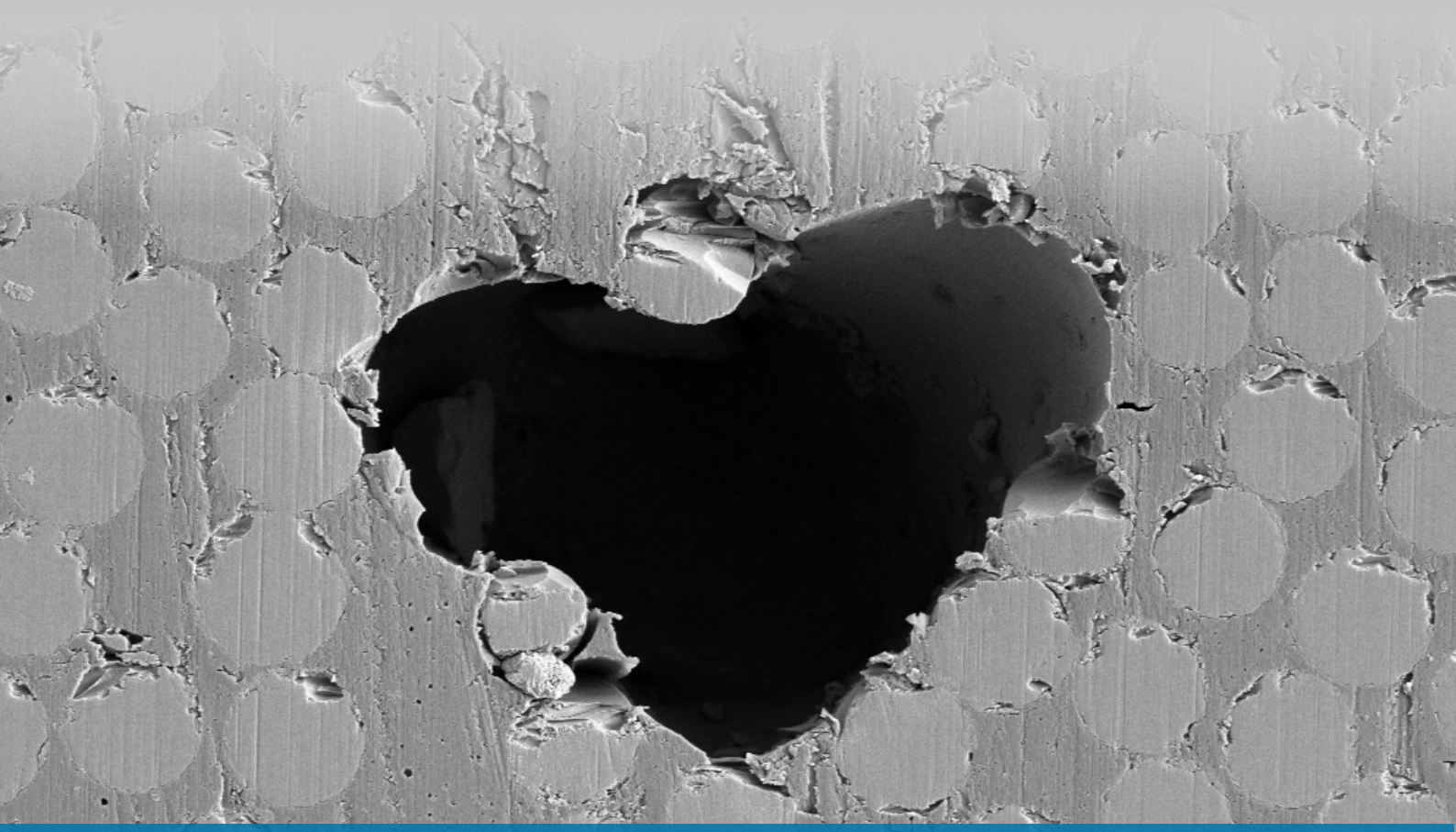
Revista Española de MECÁNICA DE LA FRACTURA



Volumen 1
Junio 2021

ISSN: 2792-4246

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

Fotografía titulada “Love, death of fibers”, autora Mª Luisa Velasco López de la Universidad de Sevilla. 1er premio del concurso de Fotografía Científica organizado por el Grupo Español de Fractura en la edición del año 2019 correspondiente al 36 Congreso del Grupo Español de Fractura GEF2019 celebrado en Sevilla el 3, 4 y 5 de abril de 2019

Esta edición de la REVISTA ESPAÑOLA DE MECÁNICA DE LA FRACTURA contiene parte de las comunicaciones presentadas en el 37 Congreso del Grupo Español de Fractura GEF2021. Todos los textos de dichas ponencias se encuentran publicados en los volúmenes 1 y 2 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
Eugenio GINER MARAVILLA
Cristina RODRIGUEZ GONZÁLEZ
Carlos NAVARRO PINTADO
Orlando SANTANA PÉREZ

Como bienvenida, se reproduce en las páginas siguientes un extracto del discurso de apertura del congreso pronunciado por el presidente de la sociedad

Revista Española de MECÁNICA DE LA FRACTURA
Volumen 1 –Junio 2021
ISSN: 2792-4246
Editado por la Sociedad Española de Integridad Estructural
Grupo Español de Fractura SEIE-GEF
ETSI Caminos canales y Puertos
c/ Profesor Aranguren sn
28040 Madrid

Queridos amigos

Quiero daros la bienvenida a este congreso de la Sociedad Española de Integridad Estructural del Grupo español de Fractura, que celebramos a partir de hoy en su edición número 37, y que edita las actas en esta revista que nace hoy, en los volúmenes 1 y 2.
Como sabéis, este congreso es especial, no solo en cuanto a su formato, sino también en cuanto a lo que nos deja en la memoria. Vivimos tiempos que son complicados por la situación que todos conocéis, y desgraciadamente producto de ella hemos perdido a seres queridos y a amigos. Amigos muy cercanos. Muchos de vosotros habéis vivido momentos difíciles y tristes en vuestras casas y con vuestras familias. También en esta sociedad, que muchos consideramos como una casa y de la que vosotros formáis parte de una gran familia.

Seguramente algunos de vosotros conoceréis la historia de esta sociedad, aunque quizá los más jóvenes no en detalle. Para aquellos que no hayáis tenido la ocasión de conocerla me gustaría dar un pequeño repaso. Sé que puedo no ser riguroso y cometer imprecisiones, pero me gustaría dedicar unas palabras a los pasos que se siguieron desde los comienzos, y en particular algunos de ellos.

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, en forma de reuniones entre universidades y centros de investigación en forma de congresos. Estas reuniones en algunos años no solo fueron españolas, sino que incluso varias se hicieron hispano-lusas con la participación de nuestros homónimos portugueses, como en las reuniones de Braga, Luso y Porto. La primera reunión a la que yo asistí fue la decimotercera, en Ribadesella. La verdad es que a mí siempre nunca me ha desagradado el número trece, puesto que ahí empecé a formar parte de esta familia. Los primeros tiempos desembocaron posteriormente bajo la dirección de Gustavo Guinea en la creación de la sociedad que hoy conocemos, en la que se regularon los estatutos y se constituyó la Sociedad Española de Integridad Estructural. En aquellos tiempos Antonio Martin Meizoso era el secretario. Posteriormente a partir de 2004 la sociedad comenzó a dar sus pasos con Antonio como presidente, y José Fernández Sáez de tesorero. Por supuesto que había más personas en la junta directiva, a las que no quiero olvidar, pero hoy precisamente quiero recordar en especial a ambos. Con ellos al mando, la sociedad vivió buenos durante momentos muchos años, Pepe estuvo diez años de tesorero. Antxón catorce de presidente a los que hay que sumar algunos más anteriores de secretario.

No sé si son caprichos del destino, pero fue Pepe precisamente en 2014 el que me llamó e insistió para que le sucediera como tesorero de la sociedad, ya que él creía que debía dar un paso al lado y me propuso como tesorero. Yo ya venía colaborando en la Sociedad de forma altruista con la página web y asistía como invitado por Antxón y Pepe a la reuniones de la Junta Directiva. Pepe y yo habíamos estudiado la misma carrera, Ingeniería Aeronáutica, y entre nosotros teníamos cierta complicidad. Podéis llamarlo corporativismo, pero eso fue algo que siempre de alguna forma nos mantuvo unidos, y él siempre me trasmitió una gran confianza. Yo finalmente accedí y entre a formar parte de esta junta directiva en su sustitución como tesorero. Pero la historia no acaba ahí, años después, en 2018 fue Antxón en Navidades, el que me llamó. Me dijo que venía en Madrid a ver a su hijo por Navidad y quería hablar conmigo. Estuvimos juntos tomando primero café, y después alguna otra cosa más. Hablamos de muchas cosas, y entre ellas me anunció su intención de jubilarse en breve. Tenía intención de dejar la vida activa para dedicarse a su familia, y había pensado en mí como su recambio como presidente de la sociedad. También me convenció, y también le sucedí en el cargo, propuesto por él pero esta vez elegido por todos vosotros en la Asamblea de la Sociedad. Caprichos del destino, como he dicho, pero a ambos les tengo que agradecer que pensaran en mi como su sucesor. Por ello a ambos siempre les estaré eternamente agradecido.

Primero se nos fue José Fernandez Saéz, y después Antonio Martín Meizoso. Nuestros queridos Pepe y Antxon. Por ello hemos creído conveniente dedicarles este congreso, a ellos siempre muy comprometidos con nuestra sociedad. Se nos han ido dos miembros de nuestra familia, dos grandes amigos que siempre recordaremos con cariño. Pero no soy yo el que más conoció a ambos. Yo colaboré con ellos con esta sociedad, pero otras personas tuvieron con ellos un trato mucho más cercano con ellos. Personas que trabajaron con ellos día a día. Incluso vosotros, seguramente tuvisteis buenas anécdotas con ellos que podríais contar. Muchos de vosotros los conocisteis mucho mejor que yo. La pandemia nos ha quitado mucho. Nos ha robado personas, nos ha robado un año, pero debemos seguir adelante. Por ello en la junta tomamos la decisión de reunirnos virtualmente en este congreso, ya que no podemos hacerlo presencialmente. Todos sabemos que los congresos no son solo reuniones científicas en las que discutimos nuestros progresos en investigación. Sino que también son reuniones de amigos, en las que durante unos días nos reunimos todos para convivir, tomar café, refrescos, vinos o cervezas juntos, salir a cenar y socializar. Hoy esto no podemos hacerlo, pero esta reunión nos sirve para seguir en contacto y mantenernos cercanos. Para el año que viene, esperemos que sea así, volver a reunirnos presencialmente en algún lugar de la península. Como hemos hecho tradicionalmente, dos semanas antes de Semana Santa, o incluso en cualquier otra fecha.

Finalmente quiero destacar el enorme trabajo y empuje de la junta directiva de la sociedad. El trabajo dedicado durante muchos días, horas interminables, reuniones

antes presenciales y ahora de Teams o Zoom, términos que hace un par de años ni conocíamos. Quiero mencionar en especial a Alicia Salazar, Cristina Rodríguez, Jesús Manuel Alegre, Eugenio Giner, Carlos Navarro Pintado, Orlando Santana, y Luis Távara, gracias por vuestro trabajo y dedicación a esta sociedad, sin quienes esta reunión no sería posible. Y por supuesto también a todos vosotros, aquí presentes, que con vuestro trabajo incansable del día a día, investigando en lo que más os gusta, con los recursos que tenemos, hacéis que estos congresos sean posibles estos encuentros. No quiero olvidarme de Luis Felipe Borrego, que ha intentado durante dos años consecutivos celebrar el congreso en Portugal, pero desgraciadamente por las circunstancias actuales de pandemia no ha sido posible. El también dedicó mucho tiempo y esfuerzo, y todos se lo agradecemos. Espero que pronto sea posible hacer realidad su sueño.

Cuando nos dimos cuenta de que preparar una reunión en Portugal no era posible, decidimos muy a nuestro pesar de no tener el contacto humano entre nosotros, preparar esta reunión virtual del GEF como así nos obligan los estatutos de la sociedad y la tradición marcada. En ese momento no esperábamos tener una gran acogida, y realmente no esperábamos más de 40 comunicaciones, pero hemos llegado a las 76, casi el doble de lo esperado, y dos conferencias invitadas. Esto es gracias a vuestro trabajo y a vuestra implicación con la sociedad. Muchas gracias a todos. Como ya sabéis, pues lo habéis visto en el programa, este congreso, aunque se realice de forma virtual, hemos tratado de hacerlo con la misma estructura que tienen nuestros tradicionales encuentros. Lo hemos hecho así pasa seguir con nuestra tradición. Con tres salas paralelas, y con los tradicionales premios de mejor tesis doctoral, mejor presentación de no doctor, mejor postrer y mejor fotografía. Estos se entregarán en el acto de clausura. Quiero agradecer a los paneles evaluadores el gran trabajo que realizan, como todos los años.

Además, los trabajos que habéis realizado, las actas del congreso, se publican en la ésta revista que estrenamos, La Revista Española de Mecánica de la Fractura, que nace para en sustitución a los tradicionales Anales de Mecánica de la Fractura. También quiero destacar que una selección de los trabajos se publicará en la revista Theoretical and Applied Fracture Mechanics editada por Elsevier con una edición especial in Memoriam, como homenaje a nuestros dos queridos compañeros Pepe y Antxón
Finalmente quiero concluir animándoos a seguir trabajando como hasta ahora, a seguir empujando con esta sociedad, y el año que viene celebrar un congreso que todos esperamos vuelva a ser presencial, una gran reunión de amigos.

Francisco Gálvez

Presidente de la Sociedad Española de Integridad Estructural SEIE-GEF

ÍNDICE (Volumen 1)

TÉCNICAS EXPERIMENTALES 1

TENACIDAD A LA FRACTURA EN LA INTERFAZ EN JUNTAS ADHESIVAS. COMPARACIÓN EXPERIMENTAL ENTRE PMMA/PMMA UNIDO POR EPOXI Y PMMA/EPOXI.
M.T. Aranda, I.G. García, J. Reinoso, V. Mantič 3

SOBRE EL CONCEPTO DE MAPA DE FRACTURA MICROSCÓPICA (MFM) Y SU ROL EN EVALUACIONES DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN CIENCIA E INGENIERIA DE MATERIALES.
J. Toribio..... 9

ESTIMACIÓN DEL UMBRAL EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO MEDIANTE LA APLICACIÓN DEL MÉTODO DE LOS ESCALONES AL ENSAYO SMALL PUNCH.
B. Arroyo, F. Gutiérrez-Solana, L. Andrea, J.A. Álvarez, P. González 13

FISURACIÓN POR CORROSIÓN BAJO TENSIÓN EN ALAMBRES DE ACERO PERLÍTICO PROGRESIVAMENTE TREFILADO: ALAMBRÓN Y ACERO DE PRETENSADO.
L. Águado, J. Toribio 19

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS 25

NUMERICAL REINTERPRETATION OF HYDROGEN PERMEATION TESTS WITH RESIDUAL STRESSES AND CONSEQUENCES IN CRACK MODELLING
A. Díaz, J.M. Alegre, I.I. Cuesta 27

MODELO MULTIAXIAL DE FATIGA POR FRETTING CONSIDERANDO LA TRAYECTORIA DE LA GRIETA
D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez..... 33

CARACTERIZACION DE LA INTERFASE EN UN ENSAYO A DOBLE CORTANTE PULL-PUSH USANDO UN PROBLEMA INVERSO Y LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA
M. Muñoz-Reja, L. Távara , V. Mantič..... 39

ESTUDIO DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN FERRITA MEDIANTE UN MODELO DE TIPO MONTE CARLO CINÉTICO
G. Álvarez, Á. Ridruejo, J. Sánchez, J. Segurado..... 45

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE LA MALLA EN EL CTOD PLÁSTICO
J. Sánchez-Mancera, D. Camas, B. Moreno, F.V. Antunes..... 51

CÁLCULO DE LA VISCOSIDAD DINÁMICA EN PASTAS DE CEMENTO: APROXIMACIÓN PROBABILÍSTICA Y ANÁLISIS BAYESIANO
Á. De La Rosa, G. Ruiz, E. Castillo, R. Moreno 57

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE GIRO EN EL COMPORTAMIENTO DINÁMICO DE UNA VIGA ROTATORIA FISURADA
B. Valverde-Marcos, B. Muñoz-Abella, P. Rubio, L. Rubio 63

EFECTO DE CARGAS TRANSVERSALES EN LA APERTURA DE UNA GRIETA TRIDIMENSIONAL Y EN LOS PARÁMETROS CARACTERIZANTES K, J Y T-STRESS
A.R. Quiñonero, M. Muñiz, M.J. Lamela, E. Giner, A. Fernández-Canteli 69

FORMALISMO MATRICIAL PARA LA RESOLUCIÓN DE PROBLEMAS DE SINGULARIDADES DE TENSIÓN EN ESQUINAS MULTIMATERIALES ANISÓTROPAS CON CONDICIONES DE CONTORNO HOMOGÉNEAS
M.A. Herrera-Garrido, V. Mantič, A. Barroso 75

ESTUDIO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES PARA FISURAS ANULARES INCIPIENTES ABIERTAS CONTENIDAS EN UN EJE SOMETIDO A FLEXIÓN
M. Velázquez, P. Rubio, B. Muñoz-Abella, L. Rubio, P. Pennacchi 83

FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE FISURAS INTERIORES CIRCULARES EXCÉNTRICAS SITUADAS EN BARRAS REDONDAS SOMETIDAS A CARGA DE TRACCIÓN
J.C. Matos, B. González, J. Toribio 89

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE FRACTURA A TRACCIÓN EN PROBETASAXISIMÉTRICAS DE ACERO PERLÍTICO CON ENTALLA EN FORMA DE "V"
I. Balboa, F.J. Ayaso, B. González, J. C. Matos, J. Toribio 93

EFECTO DE LA LONGITUD DE LA PLACA SOBRE EL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE FISURAS PROFUNDAS EN PLACAS DE ESPESOR FINITO SOMETIDAS A TRACCIÓN
B. González, J.C. Matos, O. Mulas, J. Toribio 99

PROPAGACIÓN POR FATIGA EN AMBIENTE DE HIDRÓGENO DE FISURAS EN ESQUINA SITUADAS EN PLACAS CON UN TALADRO SOMETIDAS A CARGA DE TRACCIÓN
B. González, J.C. Matos, J. Toribio 105

FRECUENCIAS NATURALES DE VIBRACIÓN EN VIGAS DE TIMOSHENKO FISURADAS A FLEXIÓN SOBRE EN UN MEDIO ELÁSTICO
J.A. Loya, J. Aranda-Ruiz, R. Zaera 111

ANÁLISIS DE ALTA RESOLUCIÓN DE LAS VARIABLES CINEMÁTICAS RELEVANTES EN CBT EN LA PUNTA DE UNA FISURA
E. A. Jáñez, V. Kharin, J. Toribio 117

EXPRESIÓN ANALÍTICA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓNEN LA SUPERFICIE DE LA PUNTA DE FISURA
E. A. Jáñez, V. Kharin, J. Toribio 123

OBTENCIÓN DE LA FORMA ESTABLE DE CRECIMIENTO DE GRIETA MEDIANTE MODELOS NUMÉRICOS E INTELIGENCIA ARTIFICIAL
M. Martín, M. Muñiz, H. Zabala, F. de la Roza, G. Calvin, A. Álvarez-Vázquez, M. Escalero 129

NUEVA VERSIÓN DE ABAQUS2MATLAB: COMUNICACIÓN BIDIRECCIONAL Y EXTENSIÓN DE CAPACIDADES PARA EL POSTPROCESADO DE DIFERENTES TIPOS DE ARCHIVOS
M. Muñiz-Calvente, G. Papazafeiropoulos, E. Martínez-Pañeda, F. de la Roza 135

ESTUDIO DE CONVERGENCIA DE LA SOLUCIÓN NUMÉRICA A LA SOLUCIÓN ASINTÓTICA EN TORNO A LA PUNTA DE UNA GRIETA EN MODO III EN UNA INTERFAZ ADHESIVA
S. Jiménez-Alfaro, V. Mantič 141

NUMERICAL ANALYSIS OF SIZE-EFFECT IN UHPFRC BEAMS SUBJECTED TO WIDE-SPAN FOUR-POINT BENDING
J. Planas, B. Sanz, J.M. Sancho 149

METODOLOGÍA PARA EL AJUSTE DE LEYES DE DAÑO EN MODELOS DE ELEMENTOS FINITOS A TRAVÉS DEL USO DE REDES NEURONALES Y METAMODELOS
F. de la Roza, M. Martín, M. Muñiz-Calvente, A. Álvarez-Vázquez, J. Gracia 155

PAPEL DEL ESTADO TENSO-DEFORMACIONAL RESIDUAL EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACERO PERLÍTICO LAMINADO EN CALIENTE
L. Aguado, J. Toribio 161

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS 167

AMPLIANDO EL CONCEPTO DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL: UN TRIBUTO A GALILEO GALILEI.
J.Toribio..... 169

ANÁLISIS DE DAÑO DEL ACERO DE LOS CORDONES DE PRETENSADO DE UN VIADUCTO URBANO TRAS 40 AÑOS DE SERVICIO.
M. Iordachescu, A. Valiente, M. de Abreu 175

FATIGUE RESPONSE FROM INTERNAL HOLES OF TIAL6V4 COMPONENTS PRODUCED BY LPBF.
L. Borrego, J. Jesus, J.A.M. Ferreira, C. Capela, J.D. Costa 181

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE 187

UNA METODOLOGÍA PARA EL ANÁLISIS FENOMENOLÓGICO DE PROCESOS DE DAÑO ACUMULADO. APLICACIÓN A FENÓMENOS DE FRACTURA Y FATIGA.
A. Fernández-Canteli, E. Castillo, S. Blasón 189

ESTUDIO COMPARATIVO DE LAS DIFERENTES FORMAS DE EVALUAR LA FRAGILIZACIÓN DE ACEROS ESTRUCTURALES EN CONTACTO CON HIDRÓGENO A PRESIÓN.
V. Arniella, A. Zafra, J. Belzunce, C. Rodríguez..... 195

INFLUENCIA DE LA FRECUENCIA EN LA VIDA A FATIGA EN COMPRESIÓN DE MORTEROS DE CAL HIDRÁULICA NATURAL.
L. Garijo, J.J. Ortega, G. Ruiz, A. De la Rosa, X.X. Zhang..... 201

EFECTO DE ESCALA EN LA FATIGA A COMPRESIÓN DE HORMIGÓN CON FIBRAS.
J.J. Ortega, G. Ruiz, E. Poveda, D.C. González, M. Tarifa, X.X. Zhang, R.C. Yu, M.A. Vicente, A. de la Rosa, L. Garijo 205

ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO CUANTITATIVO DE ALAMBRES DE PRETENSADO COMERCIAL SOMETIDOS A ENSAYOS DE CORROSIÓN BAJO TENSIÓN.
F.J. Ayaso, A. Fernández-Viña, J. Toribio 211

ESTUDIO EXPERIMENTAL A FATIGA DE LAMINADOS UNIDIRECCIONALES A 90º.
S. Sánchez-Carmona, E. Correa, A. Barroso, F. París 217

INCEFA-SCALE (INcreasing Safety in NPPs by Covering Gaps in Environmental Fatigue Assessment –Focusing on Gaps between Laboratory Data and Component-SCALE).
S. Arrieta, S. Cicero, K. Mottershead, R. Cicero, A. McLennan, S. Courtin, C. Huotilainen 225

COMPARACIÓN DE LA INTEGRIDAD FRENTE A FATIGA DE LA POLIAMIDA 12 PROCESADA MEDIANTE SINTERIZADO SELECTIVO POR LÁSER Y MEDIANTE MOLDEO POR INYECCIÓN.
A. Cano, A. Salazar, J. Rodríguez 231

MICRO-DAÑO ASISTIDO POR HIDRÓGENO EN PROBETAS AXISIMÉTRICAS DE ACERO PERLÍTICO PROGRESIVAMENTE TREFILADO CON ENTALLA EN FORMA DE "V".
I. Balboa, P. Santos, F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, J. Toribio 237

RETARDO EN LA PROPAGACIÓN POR FATIGA INDUCIDA POR PLASTICIDAD DEBIDO A LA DEFLEXIÓN DEL EXTREMO DE FISURA.
J.C. Matos, B. González, J. Toribio 241

FATIGA POR CONTACTO DE RODADURA ASISTIDA POR HIDRÓGENO EN RODAMIENTOS UTILIZADOS EN AEROGENERADORES DE ENERGÍA EÓLICA.
V. Kharin, M. Lorenzo, D. Vergara, J. Toribio 247

VARIABLES MECÁNICAS Y AMBIENTALES QUE GOBIERNAN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MEZCLAS BITUMINOSAS EN CALIENTE.
R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio 251

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DEL VALOR ΔK UMBRAL INTRÍNSECO Y CARACTERIZACIÓN DE VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN FATIGA EN PROBETAS DE ACERO EN MINIATURA.
S. Blasón, T. Werner, J. Kruse, D. Gilli, M. Madia 255

PREDICCIÓN DE VIDA A FATIGA MULTIAXIAL EN ACERO INOXIDABLE 316 MEDIANTE MÉTODOS DE PLANO CRÍTICO.
A.S. Cruces, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, F.V. Antunes, T. Itoh 261

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

TENACIDAD A LA FRACTURA EN LA INTERFAZ EN JUNTAS ADHESIVAS. COMPARACIÓN EXPERIMENTAL ENTRE PMMA/PMMA UNIDO POR EPOXI Y PMMA/EPOXI

M.T. Aranda[1], I. G. García, J. Reinoso, V. Mantič

[1] Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales.
Escuela Técnica Superior de Ingeniería. Universidad de Sevilla.
Camino de los Descubrimientos s/n,41092 Sevilla, España

RESUMEN

Este estudio se centra en comparar la tenacidad a la fractura en la interfaz en uniones adhesivas entre dos configuraciones: PMMA/PMMA unidos por epoxi y PMMA/epoxi. Se llevaron a cabo ensayos de tracción indirecta inspirados en el ensayo brasileño, pero en este caso situando una interfaz y una grieta en la interfaz. Con estos ensayos se pudo determinar la tenacidad a la fractura en función del ángulo de mixticidad. Con la asistencia de un modelo de elementos finitos se relacionó la carga de propagación medida en los ensayos con la tasa de liberación de energía, obteniendo de forma indirecta la tenacidad a la fractura. Además, se utilizó una cámara de alta velocidad para observar con detalle el crecimiento de la grieta y así determinar la validez de cada muestra y explorar las diferentes formas de fractura. Los principales resultados muestran la similitud en la tenacidad a la fractura entre las dos configuraciones, incluida su dependencia con la mixticidad del modo de fractura. La similitud entre los resultados de las dos configuraciones es útil para simplificar algunos análisis en aplicaciones prácticas.

PALABRAS CLAVE: Grieta de interfaz, Tenacidad a la fractura, Ángulo de mixticidad, Ensayo brasileño

ABSTRACT

This study focuses on comparing the interface fracture toughness in adhesive joints between two pairs of materials: PMMA/PMMA joined by epoxy, and PMMA/epoxy. An experimental campaign was performed based on Brazilian disks containing a partially cracked interface, in order to determine the fracture toughness as a function of the fracture mode-mixity. A finite element model was generated in order to relate the load leading to crack growth during the tests with the energy release rate, thus obtaining the fracture toughness in an indirect manner. In addition, a high-speed camera allowed a careful observation of the crack growth to determine the validity of each specimen and explore the different forms of failure. The main results show how similar the fracture energy is between the two configurations, including its dependence on the fracture mode-mixity. The similarity between the results for the two joints is useful to simplify some analyses in practical applications.

KEYWORDS: Interface crack, Interface fracture energy, Fracture mode-mixity, Brazilian test.

1. INTRODUCCIÓN

Las numerosas situaciones prácticas en las que el inicio de la propagación rápida de grietas no puede descartarse y en las que las consecuencias de una fractura a gran escala serían catastróficas, han originado el desarrollo de mecanismos destinados a parar la propagación de grietas. El objetivo de estos mecanismos es el diseño específico de estructuras tolerantes a la presencia de defectos o incluso grietas, donde la existencia de dichas grietas no implique necesariamente el fallo de la estructura en su propagación, o al menos no antes de su detección. Generalmente, los componentes supresores de grietas se clasifican según su procedimiento de instalación en mecanismos insertados en la geometría y por tanto forman parte integral del sistema o aquellos que están ensamblados externamente al elemento, ver [1, 2].

Uno de los mecanismos que juega un papel clave en dichos elementos estructurales es la presencia de interfaces. Las interfaces de materiales son un camino impuesto naturalmente para la progresión de la grieta, pudiendo detener o desviar el crecimiento de la grieta. En este sentido, numerosos estudios han investigado la competencia entre la propagación y la desviación de una grieta que incide en una interfaz, como la propuesta originalmente por [3], y la investigación posterior realizada por [4, 5, 6, 7] utilizando Mecánica de Fractura Elástica Lineal (LEFM) en interfaces bimateriales, y estudios experimentales cuidadosamente llevados a cabo por [8, 9].

Sin embargo, estos resultados se limitaron a configuraciones de interfaz recta debido a limitaciones de

diseño, mientras que los conceptos de interfaz curva han recibido una atención limitada hasta ahora. Por eso, con el objetivo de profundizar en la concepción de interfaz curva, los autores llevaron a cabo un estudio novedoso del fenómeno del crecimiento dinámico de grietas en materiales frágiles con presencia de interfaces curvas débiles [10]. Estos resultados mostraron que es posible detener y desviar la trayectoria de la grieta mediante la introducción de una interfaz débil cóncava con un radio de curvatura suficientemente pequeño. En consecuencia, la eficacia de este mecanismo supresor de grietas depende en gran medida de las características de la tenacidad a la fractura de la interfaz, convirtiéndose en un aspecto relevante a investigar.

Inspirados por esta investigación, se han realizado numerosos estudios experimentales con el fin de investigar el comportamiento de fractura de grietas de interfaz utilizando diferentes técnicas. Una de las técnicas más extendidas es el ensayo brasileño introducido por primera vez por [11]. Los experimentos consisten en comprimir un disco circular a lo largo de su diámetro vertical para inducir rotura por tracción indirecta en el centro del disco, como alternativa al ensayo de tensión directa. Una categorización de las diferentes pruebas brasileñas para interfaces comprende:

- Investigaciones en las que se situó una grieta entre un material que constituía un medio disco y una resina que compone el otro medio disco, ver [12] para una revisión.

- Estudios experimentales de una grieta entre dos materiales unidos por un adhesivo como el epoxi, denominado probeta sándwich. [1 3] realizó ensayos para el sistema Al/PMMA; [14] unió vidrio y aluminio con un adhesivo termoplástico; [15] realizó pruebas con aluminio, latón, acero y plexiglás como sustratos y epoxi como capa intermedia; [16] empleó dos sustratos de aluminio unidos con una fina capa de epoxi; [17] adoptó la interfaz vidrio/epoxi en muestras tipo sándwich; [18 y 19] utilizaron dos cerámicas encoladas.

Sin duda, estos estudios previos han contribuido a lograr un conocimiento más profundo de la mecánica de fractura de materiales con interfaces. Sin embargo, en estos estudios no se ha entendido completamente la similitud/disimilitud potencial entre las tenacidades a la fractura de la interfaz en diferentes interfaces unidas, particularmente en dos configuraciones características fuertemente relacionadas entre sí, descritas a continuación en la Figura 1. Este aspecto tiene importancia desde el punto de vista del diseño de supresores de grietas utilizando interfaces débiles curvas, donde es interesante utilizar materiales similares en cuanto a propiedades elásticas, para evitar efectos secundarios de la rigidez estructural. Las configuraciones características que se investigan corresponden a:

- Una interfaz muy delgada entre dos materiales idénticos unidos por una capa adhesiva (Figura 1a).

- Una interfaz material/adhesivo entre dos materiales (similares en términos de propiedades elásticas pero muy diferentes en términos de propiedades de fractura y resistencia) en este caso PMMA y epoxi (Figura 1b).

En este sentido, el propósito principal de este estudio es una caracterización cuidadosa de la tenacidad a la fractura de la interfaz de las configuraciones descritas anteriormente, es decir, PMMA/PMMA unidas por una capa de epoxi y PMMA/epoxi. La primera configuración corresponde a la situación real en un supresor de grietas como se propone en [10]. La comparación entre las dos configuraciones nos permite arrojar luz a la pregunta sobre la tenacidad correspondiente de tales muestras.

A continuación, en la Sección 2 se describen las muestras y el procedimiento de fabricación. En la Sección 3 se presentan los modelos FE para determinar el ángulo de mixticidad, ψ, en función del ángulo de carga, θ. En la Sección 4, se describe el procedimiento experimental, junto con los resultados del ensayo que definen la tenacidad a la fractura de la interfaz, G_c (ψ). Finalmente la Sección 5 discute los resultados.

2. DISEÑO Y FABRICACIÓN DE LAS PROBETAS

El diseño de las muestras consiste en dos medios discos con una grieta preexistente ubicada en el centro del disco a lo largo de la interfaz, como se muestra en la Figura 1. El diámetro del disco, ø, es de 45 mm, la longitud inicial de la grieta, a, varía entre 14 mm y 15 mm y el espesor de la muestra, t, varía entre 7,63 mm y 8 mm. El material seleccionado usado fue PMMA ya que permite la identificación y seguimiento del frente de grieta en la dirección del espesor. Se fabricaron dos tipos de interfaces unidas por medio de dos pares de materiales: (a) dos semidiscos de PMMA unidos por una capa delgada de epoxi, (b) par PMMA/epoxi, ver Figura 1. La similitud en cuanto a propiedades elásticas de adherente y adhesivo (en este caso PMMA y epoxi) permite el diseño de interfaces débiles mediante la introducción de una capa adhesiva muy fina y sin afectar significativamente a la rigidez del elemento estructural.

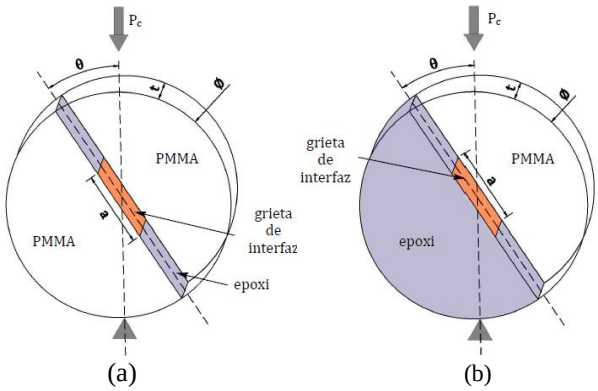


Figura 1. Esquema de la geometría de las configuraciones estudiadas: (a) dos semidiscos de PMMA unidos por epoxi y (b) semidiscos de PMMA y epoxi.

El método óptimo a la vista de los sistemas experimentales disponibles en el Laboratorio del Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales de la Universidad de Sevilla se describe a continuación. Las probetas de interfaz PMMA/epoxi se fabricaron a partir de una placa de PMMA que se utilizó para moldes circulares específicamente diseñados, lo que permitió la fabricación de veinte muestras idénticas en un solo proceso, como se muestra en Figura 2. La fabricación simultánea de toda la probeta reduce la variabilidad de los resultados correspondientes, estando esta dispersión asociada a las condiciones de fabricación. En cada molde, se colocó un semidisco de PMMA junto con una pequeña tira no adhesiva en el centro del contorno recto. Esta tira no adhesiva evita que esta zona se adhiera al epoxi, generando así una grieta. Posteriormente, se vertió el epoxi en el molde hasta el borde protector, situado previamente alrededor del molde circular para evitar el descenso del epoxi. En la siguiente etapa, las muestras se curaron a temperatura ambiente (controlada) durante un período de 6 días. Finalmente, la superficie externa de la muestra final se mecanizó muy suavemente utilizando un torno.

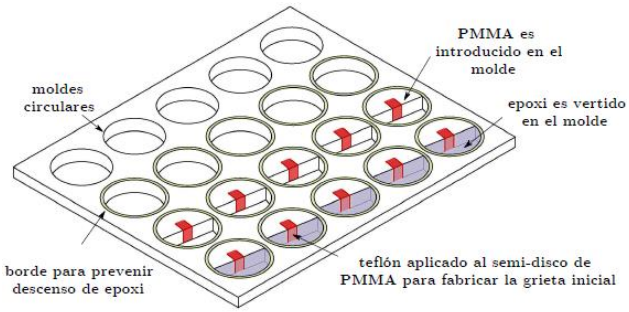


Figura 2. Esquema del procedimiento de fabricación para las configuraciones tipo PMMA/epoxi.

Con respecto a las probetas de PMMA/PMMA, se fabricaron uniendo dos medios discos de PMMA mediante una capa adhesiva del mismo epoxi. Siguiendo el procedimiento utilizado para la otra configuración, aquí se fija una tira no adhesiva en el centro del contorno recto, generando una zona de no adherencia. Los dos medios discos de PMMA con una fina capa de epoxi se unieron mediante bridas para unir las dos mitades.

En las dos configuraciones, los semidiscos se fabricaron mecanizando PMMA con una cortadora láser en forma de semicírculo. Tanto el contorno externo como el contorno a unir se fabricaron utilizando el mismo procedimiento utilizado para la interfaz en [10].

Durante la fabricación se prestó especial atención al acabado final de las probetas en cuanto a tolerancia geométrica y examen visual de la unión resultante, rechazando las defectuosas. Se realizó una primera verificación de la grieta inicial mediante la observación al microscopio para determinar la longitud de la grieta, la situación y la planitud del frente de la grieta. Las grietas inadecuadas se rechazaron antes de la prueba, ver Figura 3a muestra un ejemplo de un frente de grieta recto y Figura 3b muestra un ejemplo de propagación inadecuada de grietas, esta última fue rechazada.

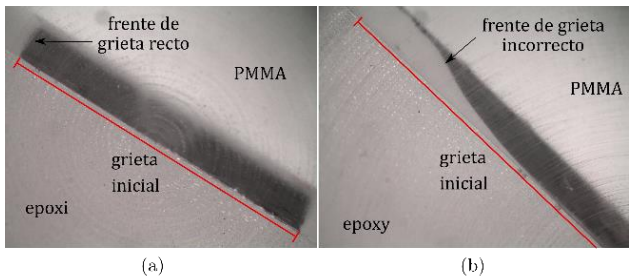


Figura 3. Ejemplo de observaciones a través del microscopio para asegurar un frente de grieta recto. (a) frente de grieta correcto y (b) frente de grieta incorrecto.

Además, las muestras también se observaron cuidadosamente con el objetivo de medir el rango de espesores del adhesivo en muestras con configuración de PMMA/PMMA. Este rango de espesores percibidos corresponde a un rango entre 40 µm a 60 µm.

3. ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS DE LOS EXPERIMENTOS

Las muestras de disco brasileñas ilustradas en la Figura 1 han sido analizadas numéricamente para determinar:

- La relación entre el ángulo de la carga y la Tasa de Liberación de Energía (ERR), que se espera que sea igual a la tenacidad cuando se propaga la grieta.
- La relación entre el ángulo de carga y el ángulo de mixticidad.

Dado que en los experimentos el ángulo de carga es un parámetro de control, esta relación anterior permite la selección de un ángulo de mixticidad estableciendo el ángulo de carga durante los experimentos. Para lograr estos objetivos, se generaron cálculos basados en elementos finitos (FE) con el objetivo de determinar los correspondientes parámetros mecánicos de fractura que caracterizan la grieta de la interfaz, es decir, Factores de Intensificación de Tensiones (FIT) y ERR para diferentes ángulos de carga.

3.1. Modelo numérico

El modelo propuesto se generó utilizando el paquete comercial ABAQUS, donde los parámetros de la mecánica de la fractura se calcularon mediante integrales de contorno. Se consideraron análisis bidimensionales de tensión plana debido a las características de las muestras.

Las definiciones geométricas de ambos tipos de probetas se generaron de acuerdo con las dimensiones y formas definidas en la Figura 1. Las propiedades del material que se determinaron primero experimentalmente y se

consideraron en los cálculos se presentan en la Tabla 1 donde E es el módulo de Young, y υ representa el coeficiente de Poisson. En ambos casos, la interfaz se introdujo en la definición del modelo con un espesor cero asumido. Para la discretización de ambos modelos se utilizaron mallas de elementos finitos constituidas por elementos cuadráticos de ocho nodos, ver Figura 4.

Material	E (GPa)	υ
PMMA	2.93	0.34
Epoxy	3.30	0.30

Tabla 1. Propiedades de los materiales de las configuraciones estudiadas.

Las probetas de disco brasileñas mostradas en la Figura 4 se analizaron para cada ángulo de carga entre 0º (con respecto a la interfaz) y 90º, con intervalos de 1º donde la carga aplicada fue igual a la unidad.

Centrándonos en la modelización de la grieta, que se muestra en la Figura 4, se realizó una partición de 15 mm de longitud en el centro del disco para representar la grieta inicial y, en consecuencia, para separar los nodos de los elementos a cada lado de la grieta. Seguidamente, se definieron integrales de contorno para conjuntos de elementos alrededor del vértice de la grieta. Se incluyó una singularidad en la malla utilizando elementos con nodos a ¼. Se utilizó una malla con conjuntos de elementos dispuestos en anillos alrededor de la punta de la grieta.

Se creó una malla localmente refinada con 24 elementos cuadriláteros de ocho nodos a lo largo del borde circular y a lo largo de la grieta, ver Figura 4. Cada anillo de elementos a lo largo de la punta de la grieta correspondía a una integral de contorno. Por lo tanto, la integral J se calculó a lo largo de los cinco contornos integrales. Las dos primeras integrales de contorno se suelen despreciar porque la punta de la grieta está tan cerca que puede provocar efectos no deseados, descartándose por esta razón los dos primeros contornos.

3.2. Resultados numéricos

La Figura 5 representa la variación de la tasa de liberación de energía de la interfaz (ERR) frente al ángulo de carga (θ), para las dos configuraciones. Analizando este gráfico, es posible observar que la ERR predicha aumenta progresivamente con el ángulo de carga. Cabe destacar que los modelos numéricos predijeron valores bastante similares para el ERR calculado para ambas combinaciones.

La variación del ángulo de mixticidad, ψ, en función del ángulo de carga, θ para los dos tipos de interfaces unidas estudiadas es presentado en Figura 6. Se puede observar que el ángulo de mixticidad, ψ, aumenta progresivamente con el ángulo de carga, desde el modo de fractura I al modo II. De esta manera, cuando θ = 0º domina el Modo I, mientras que se encontró un modo mixto (I + II) para valores de θ entre 0º y 26.6º. Para el último ángulo de carga, domina el Modo II.

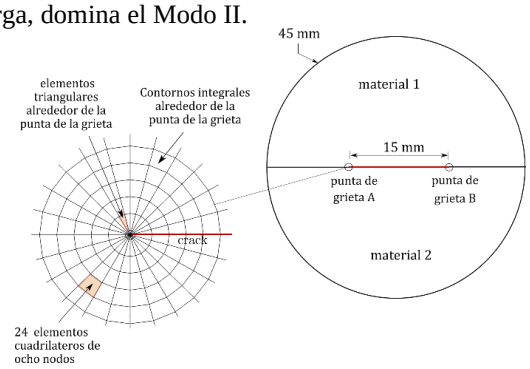


Figura 4. Detalle del modelo computacional. Malla para la punta de la grieta.

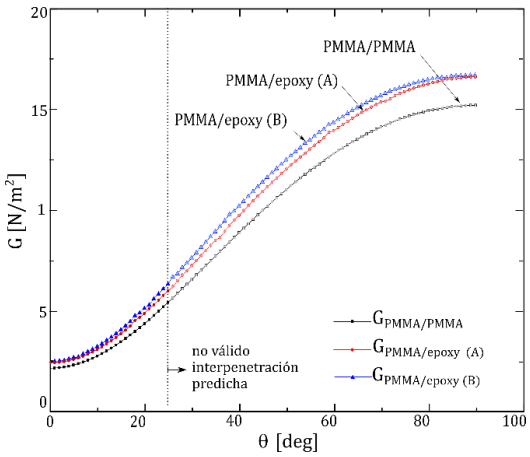


Figura 5. Tasa de Liberación de Energía para PMMA/PMMA y PMMA/epoxi en función del ángulo de carga (para una carga de 1N).

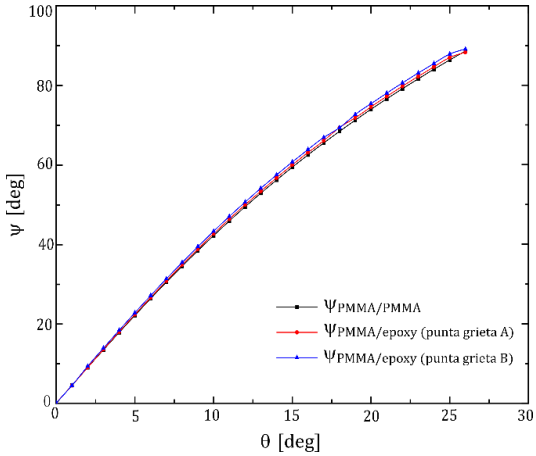


Figura 6. Variación del ángulo de mixticidad φ en función del ángulo de carga θ.

Es interesante señalar que el ángulo de fractura obtenido para las probetas de PMMA/PMMA correspondía al supuesto de una capa adhesiva de espesor cero, que es lo más aplicable desde el punto de vista de la ingeniería de supresores de grietas con interfaces débiles. Por tanto, no es necesario distinguir entre grietas a lo largo de la interfaz adhesivo-adherente o dentro del adhesivo.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

4.1. Procedimiento experimental

Los ensayos se llevaron a cabo utilizando una máquina de ensayo mecánica (Instron 4482) equipada con una célula de carga de compresión de 100 KN. La aplicación de la carga se realizó mediante un desplazamiento uniforme aplicado de 0,5 mm/s durante los ensayos, cumpliendo con condiciones cuasi-estáticas.

Durante los experimentos, se utilizó una cámara (modelo monocromático Fastcam Mini Axe-200) para capturar imágenes de la progresión de la grieta. En los experimentos actuales, la cámara de alta velocidad se enfocó en una línea de banda de una región de 128 × 240 píxeles a 100.000 fps. Además, se adoptó el uso de equipo de fotoelasticidad ya que permite una identificación rápida y eficiente de la punta de la grieta durante la propagación de la grieta dentro de la muestra.

Un análisis detallado de los videos mostró que en algunos casos el primer paso fue la progresión de la grieta a lo largo de la interfaz de forma plana, por lo que se aceptaron los resultados de estas muestras. Sin embargo, una observación cuidadosa del video mostró que la grieta se propagó primero con un frente de grieta no recto.

Cada tipo de muestra se probó con un ángulo de carga θ diferente, que representaba el ángulo entre la carga aplicada y la interfaz, donde se colocó la grieta. Los ángulos nominales se calcularon con el objetivo de producir ángulos de mixticidad equidistantes. A pesar de que estos ángulos nominales se ajustaron cuidadosamente, el ángulo real de la carga podría presentar ligeras variaciones. Por lo tanto, en aras de la precisión, se controló el ángulo real aplicado para todas las muestras durante los primeros pasos de las pruebas. Este ángulo medido se utilizó para la presentación de los resultados experimentales en las próximas secciones. Se tomó una fotografía de cada muestra del video para medir el ángulo real de carga. Se realizó un script para la rectificación de la imagen, identificando el plano del ejemplar gracias a una hoja de referencia, para finalmente calcular el ángulo entre la carga y la interfaz, obteniendo una medida muy precisa del ángulo de carga.

4.2. Resultados experimentales

Después de la realización de las pruebas, se identificaron los eventos más relevantes en términos de propagación de grietas para cada espécimen con la ayuda de las imágenes grabadas. Posteriormente, estos eventos se relacionaron con el valor de carga correspondiente medido por la célula de carga. Por lo tanto, podríamos diferenciar entre la carga máxima que indujo una lenta propagación de la grieta desde la pre-grieta en algunas muestras, y el valor de carga que produce una fractura catastrófica determinada cuando la grietase propaga de manera inestable. Se rechazaron las muestras para las que la desviación de la grieta fue el primer evento registrado.

La Figura 7 muestra como ejemplo un conjunto de imágenes detalladas con la secuencia de la propagación inicial de la grieta. Una vez que se alcanzó la carga máxima, se observó una propagación inicial "lenta" durante 100 µs. A partir de este instante, se identificó un crecimiento mucho más rápido de la grieta, comenzando a crecer a lo largo de la interfaz desde la punta de la grieta superior (B). En el instante 113µs, el crecimiento de esta grieta alcanzó el contorno externo. Después de eso, la grieta se propagó desde la punta de la otra grieta (A) de manera inestable hasta la fractura catastrófica a 115 µs, cuando la muestra se separó en dos partes. Se aceptaron muestras con este tipo de secuencia de fractura.

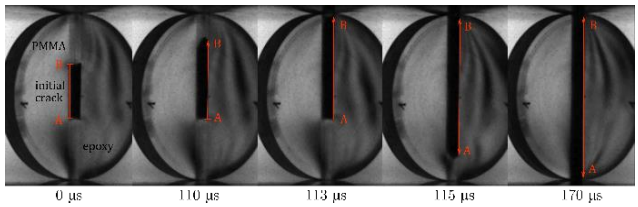


Figura 7. Serie de imágenes dinámicas de propagación de una grieta para una interfaz PMMA/epoxi.

5. COMPARACIÓN Y DISCUSIÓN

En la Figura 8 se representa la tenacidad a la fractura de la interfaz G_c para cada par de materiales en función del ángulo de mixticidad ψ. Esta dependencia puede aproximarse mediante la ley propuesta por Hutchinson:

$$G_c\,(G_{1c},\, \psi\,,\, \lambda) = G_{1c}(1+\tan^2[(1-\backslash\, \lambda)\, \psi])$$

donde G_{1c} es la energía de fractura de la interfaz en modo I puro, λ es un parámetro de sensibilidad del modo de fractura, y G_c es la energía de fractura de la interfaz adimensional. En la Figura 8, las marcas azules y la curva de fractura trazada corresponden a PMMA/PMMA y las marcas rojas corresponden a las muestras de PMMA/epoxi. El coeficiente de determinación R^2, de las curvas de fractura aproximadas trazadas es 0.8876 para la curva PMMA/PMMA y 0.7867 para la curva PMMA/epoxi. Los parámetros ajustados para la curva PMMA/PMMA son G_{1c} = 67.4 N /m y λ = 0.28, y G_{1c} = 53.1 N /m y λ = 0.33 para la curva de PMMA / epoxi.

Los resultados experimentales actuales mostraron que se puede suponer que la energía de fractura para los especímenes de PMMA/epoxi y PMMA/PMMA son bastante similares entre sí dentro del rango ψ = [0◦, 45◦] para un adhesivo muy fino de alrededor de 60 µm. Estas conclusiones pueden estar limitadas al hecho de que los materiales utilizados para adherentes y adhesivos son muy similares entre sí en términos de propiedades elásticas. Sin embargo, para valores de mixticidades mayores de 45º los resultados divergen.

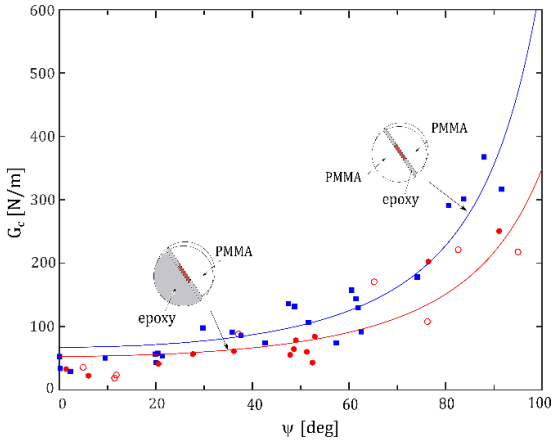


Figura 8. Tenacidad a la fractura Gc en función del ángulo de mixticidad ψ.

AGRADECIMIENTOS

Se agradece el apoyo del Fondo del Ministerio de Economía y Competitividad y Desarrollo Regional Europeo (Proyectos MAT2015-71036-P, UNSE 15-CE-3581 y PGC2018-099197-B-I00), y la Junta de Andalucía (Programa de Garantía Juvenil 2017).

REFERENCIAS

[1] Somerville, Francis S. United State Patent: Method of applying a crack arrestor. (1982).

[2] Shinde, P.S. and Tripathi, V.K. and Prashant Kumar and Sarkar, P.K. and Singh, k.k. Review Paper on Analysis of Composite Patches as a Crack Arrestor. Journal of Engineering and Applied Sciences (2011) 6(3, 222-226.

[3] J. Cook, and J. Gordon (1964). 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.

[4] He, M.-Y. and J. W. Hutchinson (1989). Crack deflection at an interface between dissimilar elastic materials. International Journal of Solids and Structures 25(9), 1053–1067.

[5] Hutchinson, J. W., M. E. Mear, and J. R. Rice (1987). Crack paralleling an interface between dissimilar materials. Journal ofApplied Mechanics 54, 828–832.

[6] Martin, E., D. Leguillon, and C. Lacroix (2001). A revisited criterion for crack deflection at an interface in a brittle bimaterial. Composites Science and Technology 61(12), 1671–1679.

[7] Martin, E., B. Poitou, D. Leguillon, and J. M. Gatt (2008). Competition between deflection and penetration at an interface in the vicinity of a main crack. International J. of Fracture 151(2), 247–268.

[8] Wang, P. and L. R. Xu (2006). Dynamic interfacial debonding initiation induced by an incident crack. International Journal of Solids and Structures 43(21), 6535–6550.

[9] Alam, M., J. Parmigiani, and J. Kruzic (2017). An experimental assessment of methods to predict crack deflection at an interface. Engineering Fracture Mechanics 181, 116–129.

[10] Aranda, M., I. Garc´ıa, J. Reinoso, V. Manti˘c, and M. Paggi (2020). Crack arrest through branching at curved weak interfaces: An experimental and numerical study. Theoretical and Applied Fracture Mechanic 105, 1–14.

[11] Carneiro, F. L. L. B. (1943). A new method to determine the tensile strength of concrete. In: Proceedings of the fifth meeting of the Brazilian Association for Technical Rules, , pp. 126–129.

[12] Banks-Sills, L. (2015). Interface fracture mechanics: theory and experiment. International Journal of Fracture 191(1-2), 131–146.

[13] Charalambides, P. G., J. Lund, A. G. Evans, and R. M. McMeeking (1989). Mixed mode fracture criteria for an interface crack. Journal of Applied Mechanics 56, 77–82..

[14] Cao, H. C. and A. G. Evans (1989). An experimental study of the fracture resistance of bimaterial interfaces. Mech. of Ma. 7, 295–304.

[16] Banks-Sills, L. and J. Schwartz (2002). Asymmetric shielding mechanisms in the mixed-mode fracture of a glass/epoxy interface. International journal of fracture 118, 191–209.

[17] Swadener, J. G. and K. M. Liechti (1998). Asymmetric shielding mechanisms in the mixed-mode fracture of a glass/epoxy interface. Journal of Applied Mechanics 65, 25–29

[18] Banks-Sills, L., N. Travitzky, and D. Ashkenazi (2000). Interface fracture properties of a bimaterial ceramic composite. Mechanics of Materials 32 (12), 711–722.

[19] Martin, E., A. Pavia, F. Ventrella, M. Avalle, E. Lara-Curzio, and M. Ferraris (2012). A brazilian disk test for the evaluation of the shear strength of epoxy-joined ceramics technology. International Journal of Applied Ceramics 9, 808–815.

SOBRE EL CONCEPTO DE MAPA DE FRACTURA MICROSCÓPICA (MFM) Y SU ROL EN EVALUACIONES DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES: *UN TRIBUTO A JORGE MANRIQUE*

Jesús Toribio

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 aborda el concepto de mapa de fractura microscópica (MFM) y su papel en evaluaciones de integridad estructural en ciencia e ingeniería de materiales, sobre la base de investigaciones previas del autor sobre fractura en presencia de entallas y fragilización por hidrógeno de aceros perlíticos trefilados y acero austenítico 316L. Con respecto a dicho asunto, se proporcionan ejemplos de ensamblaje de MFM en situaciones particulares. *El artículo es un Tributo a Jorge Manrique*.

In Memoriam: José Fernández Sáez y Antonio Martín Meizoso.

PALABRAS CLAVE: Mapa de fractura microscópica (MFM); fractografía; análisis de fallo; análisis *post-mortem*; evaluación de la integridad estructural.

ABSTRACT

This paper deals with the concept of micro-fracture map (MFM) and its role in structural integrity evaluations in materials science and engineering, on the basis of previous research by the author on notch-induced fracture and hydrogen embrittlement of progressively cold drawn pearlitic steels and 316L austenitic stainless steel. With regard to this, some examples are provided of assembly of MFM in particular situations. *The paper is a Tribute to Jorge Manrique*.

In Memoriam: José Fernández Sáez and Antonio Martín Meizoso.

KEYWORDS: Micro-fracture map (MFM); fractography; failure analysis; *post mortem* analysis; structural integrity evaluation.

1. INTRODUCCIÓN

El papel clave de las técnicas fractográficas en análisis de fallo (*post mortem*) y en evaluaciones de integridad estructural está fuera de toda duda hoy en día. Este artículo científico aborda el importante concepto de *mapa de fractura microscópica* (MFM) que juega un papel relevante en análisis *post mortem* en al campo de la fractura & integridad estructural de materiales.

El término MFM fue acuñado hace más de 30 años por el autor del presente artículo, Jesús Toribio [1-3], y desarrollado posteriormente por él mismo y sus colaboradores científicos [4-7], y siendo utilizado hasta la actualidad, en artículos recientes [8-9].

2. MFM CORRESPONDIENTES A FRACTURA EN AIRE DE MUESTRAS ENTALLADAS DE ACERO PERLÍTICO LAMINADO

La Figura 1 [1,2] ofrece MFM en muestras entalladas de acero perlítico con distintas geometrías de entalla, con muy diferentes radios y profundidades de entalla para cubrir un intervalo amplio de niveles de triaxialidad tensional (constreñimiento). Los modos microscópicos de fractura son coalescencia de micro-huecos (CMH), clivaje (C) y labio dúctil (LD). El clivaje muestra las típicas figuras fluviales: (i) *localmente convergente*, indicando el sentido de propagación; (ii) *globalmente divergente*, marcando la dirección de propagación inestable desde un origen localizado.

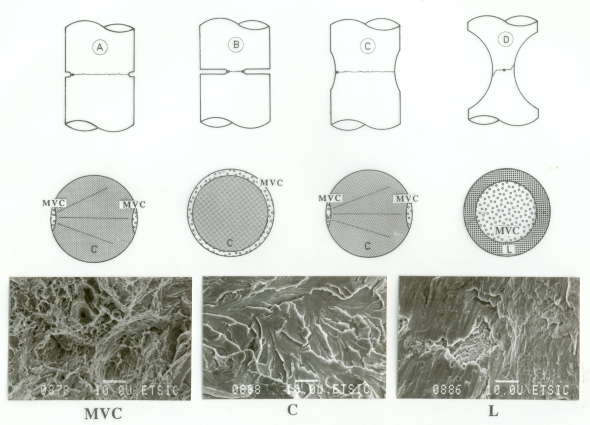


Figura 1. Mapas de fractura microscópica (MFM) para la fractura inducida por entallas en acero perlítico.

3. MFM CORRESPONDIENTES A FRACTURA EN AIRE DE MUESTRAS ENTALLADAS DE ACERO PERLÍTICO TREFILADO

Las Figuras 2 y 3, cf. ref. [7] ofrecen MFM en muestras entalladas de acero fuertemente trefilado con entallas de alta triaxialiad. Los modos microscópicos de fractura son coalescencia de micro-huecos (CMH) y clivaje (C).

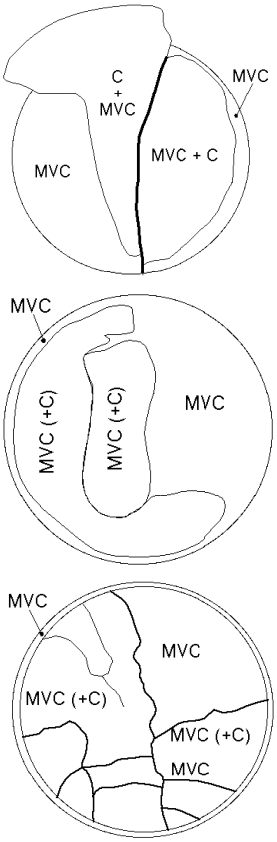


Figura 2. Mapas de fractura microscópica (MFM) para la fractura inducida por entallas en aceros perlíticos fuertemente trefilados con 4, 5 y 6 pasos de trefilado (entalla aguda de pequeña profundidad).

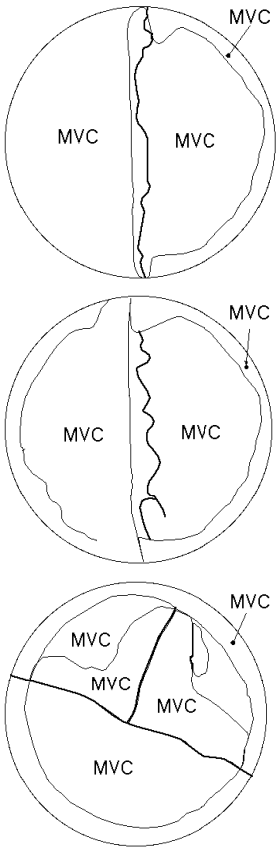


Figura 3. Mapas de fractura microscópica (MFM) para la fractura inducida por entallas en aceros perlíticos fuertemente trefilados con 4, 5 y 6 pasos de trefilado (entalla aguda de gran profundidad).

4. MFM CORRESPONDIENTES A FRACTURA EN H DE MUESTRAS ENTALLADAS DE ACERO PERLÍTICO TREFILADO

La Figura 4, cf. [8] ofrece MFM en muestras entalladas de acero progresivamente trefilado fragilizadas por hidrógeno. Los modos microscópicos de fractura son *tearing topography surface* (TTS), clivaje (C) y coalescencia de micro-huecos (CMH). El modo TTS es la zona de micro-daño asistido por hidrógeno (MDAH).

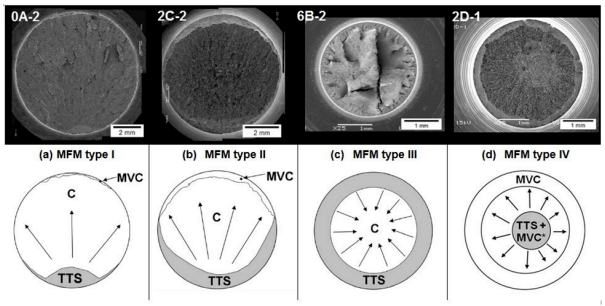


Figura 4. Mapas de fractura microscópica (MFM) para la fragilización por hidrógeno inducida por entallas en acero perlítico progresivamente trefilado.

5. MFM CORRESPONDIENTES A FRACTURA EN AIRE Y EN HIDRÓGENO DE MUESTRAS ENTALLADAS DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO 316L

Las Figuras 5 y 6, cf. [9] ofrecen MFM en muestras entalladas (con entalla aguda y roma, respectivamente) en acero inoxidable austenítico 316L, fracturado en aire, observándose un daño por plasticidad y una fractura claramente dúctil y apariencia de tipo "piel de naranja" en la superficie de la entalla.

Las Figuras 7 y 8, cf.. [9] ofrecen MFM en muestras entalladas ((con entalla aguda y roma, respectivamente) en acero inoxidable austenítico 316L, fracturado en H, mostrando fractografías para ensayos breves y largos (cuasi-estáticos), que exhiben evidencia de micro-daño asistido por hidrógeno en forma de anillo exterior multi-fisurado, donde la multi-fisuración se extiende en volumen. El micro-daño asistido por hidrógeno es función creciente de la duración del ensayo debido a la mayor cantidad de hidrógeno que penetra en el material en función del tiempo, y supone un deterioro local del material en la zona multi-fisurada.

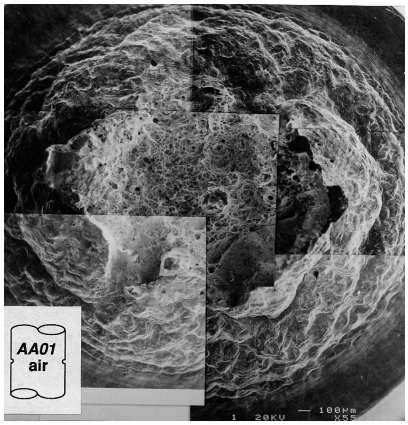


Fig. 5. Mapa de fractura microscópica (MFM) para entalla superficial aguda ensayada en aire (*AA01*).

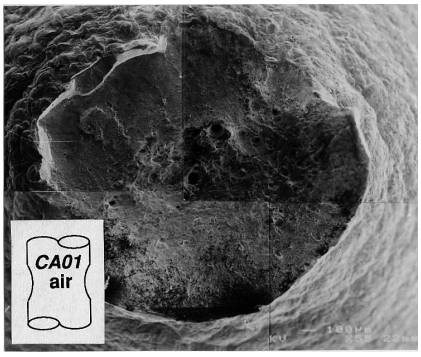


Fig. 6. Mapa de fractura microscópica (MFM) para entalla superficial roma ensayada en aire (*CA01*).

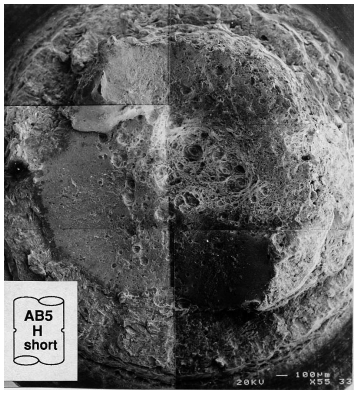
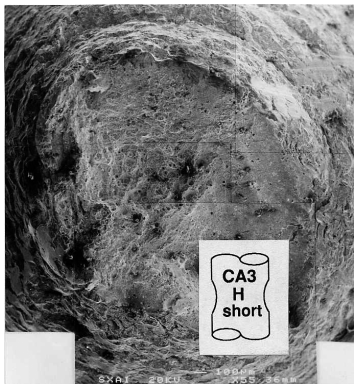


Fig. 7. Mapas de fractura microscópica (MFM) para entalla aguda ensayada en H: ensayo breve y largo.



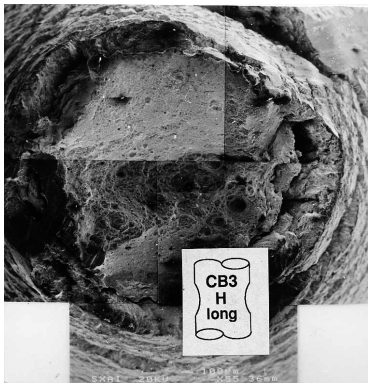


Fig. 8. Mapas de fractura microscópica (MFM) para entalla roma ensayada en H: ensayo breve y largo.

.

EPÍLOGO: *UN SINCERO TRIBUTO A JORGE MANRIQUE*

Las figuras fluviales presentes en la fractografía de clivaje (C), marcando la dirección y el sentido de propagación, permiten una conexión con el escritor español Jorge Manrique: *"Coplas a la muerte de su padre: nuestras vidas son los ríos que van a dar a la mar, que es el morir"*.

In Memoriam

El autor desea dedicar un emocionado tributo a su padre, Andrés Toribio Ortega, fallecido el año 2007. Además, el presente trabajo desea honrar la memoria de los dos amigos y compañeros fallecidos el pasado año 2020: José Fernández Sáez y Antonio Martín Meizoso.

Agradecimientos

El autor desea agradecer la financiación proporcionada por las siguientes instituciones españolas nacionales: Ministerio de Ciencia y Tecnología (MICYT; Proyecto MAT2002-01831), Ministerio de Educación y Ciencia (MEC; Proyecto BIA2005-08965), Ministerio de Ciencia e Innovación (MICINN; Proyecto BIA2008-06810), Ministerio de Economía y Competitividad (MINECO; Proyecto BIA2011-27870), así como la institución regional Junta de Castilla y León (JCyL; Proyectos SA067A05, SA111A07 and SA039A08).

REFERENCES

[1] Toribio, J., 1987. Fractura Elastoplástica de Alambres Entallados. Ph. D. Thesis, Polytechnic University of Madrid.

[2] Toribio, J., 1997. A Fracture Criterion for High-Strength Steel Notched Bars. Engineering Fracture Mechanics 57, 391-404.

[3] Toribio, J., Vasseur, E., 1996. Numerical Analysis of Micro-Fracture Maps in Notched Specimens. ECF11-Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure (J. Petit et al., Eds.). EMAS, West Midlands, pp. 1951-1956.

[4] Toribio, J., 2002. Evolution of Fracture Behaviour in Progressively Drawn Pearlitic Steel. ISIJ International 42, 656-662.

[5] Toribio, J., 2004. Fracture of Progressively Drawn Pearlite Steels under Triaxial Stress States. Damage and Fracture Mechanics VIII (C. A. Brebbia , A. Varvani-Farahani, Eds.). WIT Press, Southampton, pp. 3-12.

[6] Toribio, J., Ayaso, FJ,, 2004. Macro-and Microscopic Approach to Fracture of High-Strength Steel Notched Bar. Macro & Micro-Scopic Approach to Fracture (S. Nishida, Ed.) WIT Press, Southampton, pp. 201-242.

[7] Toribio, J., Ayaso, FJ., 2009. Micro-Fracture Maps in Progressively Drawn Pearlitic Steel under Triaxial Stress States. International Journal of Materials Engineering Innovation 1, 61-73.

[8] Toribio, J., Vergara, D., 2020. Influence of Microstructural Anisotropy on the Hydrogen-Assisted Fracture of Notched Samples of Progressively Drawn Pearlitic Steel. Procedia Structural Integrity (In press).

[9] Embrittlement and Microdamage of 316L Steel Affecting the Structural Integrity, Durability and Safety of Pipelines. Degradation Assessment and Failure Prevention of Pipeline Systems (G. Bolzon, H. Nykyforchyn, G. Gabetta, Eds.). Springer Nature (In press).

ESTIMACIÓN DEL UMBRAL EN CONDICIONES DE FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO MEDIANTE LA APLICACIÓN DEL MÉTODO DE LOS ESCALONES AL ENSAYO SMALL PUNCH

B. Arroyo[1,*], F. Gutiérrez-Solana[1], L. Andrea[1], J.A. Álvarez[1], P. González[1]

[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

En trabajos recientes, el ensayo Small Punch (SPT) ha sido utilizado para estimar las propiedades mecánicas de aceros en ambientes agresivos, donde las caracterizaciones mediante ensayos de carga constantes son lentas, y a veces presentan una dispersión considerable en los resultados. La norma ASTM F1624 resuelve esto, aplicando cargas constantes aumentadas gradualmente, llamadas escalones de carga, hasta el fallo de la probeta.

En el presente trabajo, se propone aplicar la técnica de carga por escalones incrementales de la norma ASTM F1624 adaptada al SPT. Se han propuesto modificaciones en las duraciones de los escalones de acuerdo al espesor de probeta, lo que permite obtener la carga umbral en pocos días mediante el uso de al menos 3 muestras. La propuesta se aplica a dos aceros, de media y alta resistencia, en entornos de fragilización por hidrógeno bajo tres niveles diferentes de polarización catódica en un electrolito ácido. Como referencia, probetas cilíndricas de tracción convencionales fueron ensayadas de acuerdo a ASTM F1624.

Se presenta y analiza una correlación entre tensiones umbral, obtenidas según ASTM F1624, y las cargas umbral, obtenidas según la propuesta. Finalmente, a partir de la citada correlación, se propone la estimación de tensión umbral basada sólo en SPT.

PALABRAS CLAVE: Small Punch, Técnica de carga por escalones, ASTM F1624, tensión umbral, fragilización por hidrógeno.

ABSTRACT

In recent works the Small Punch Test (SPT) has been used to estimate the mechanical properties of steels in aggressive environments, where characterizations by means of constant loading tests are slow, and sometimes presents a considerable dispersion in the results. The standard ASTM F1624 solves this, by applying constant loads gradually increased, called loading steps, until the sample fails.

In the present work, it is proposed to apply the incremental step loading technique from ASTM F1624 adapted to SPT. Modifications on the steps durations are proposed according with the sample thickness, allowing to obtain the threshold stress in aggressive environments within a few days, by using at least 3 samples. The proposed methodology is applied to a set of two steels, of medium and high-strength, in hydrogen embrittlement environments under three different levels of cathodic polarization in an acid electrolyte. As a reference, cylindrical tensile specimens were subjected to conventional standard tests in accordance with ASTM F1624.

The correlation between the threshold stresses, obtained according to ASTM F1624, and the threshold loads, obtained by the Small Punch proposal, is presented and analysed. Finally, from the aforementioned correlation, a threshold stress estimation based just on Small Punch tests is proposed.

KEYWORDS: Small Punch, Step loading technique, ASTM F1624, Threshold stress, Hydrogen embrittlement.

1. INTRODUCCIÓN

En la industria cada vez es más común el empleo de aceros de media y alta resistencia, y en muchas ocasiones además trabajan en ambientes agresivos. Ello hace que sea necesario controlar su comportamiento mecánico en dichos ambientes. Los ensayos de baja velocidad de deformación son los más comúnmente empleados para obtener propiedades de fractura, mientras que los ensayos bajo carga constante se utilizan actualmente para la determinación de la tensión umbral. La tensión umbral se ha definido históricamente como la condición de carga inferior que provocará una fractura retardada cuando la probeta esté expuesta a un entorno específico después de un cierto tiempo. Esta metodología tiene dos desventajas principales: la demanda de una gran cantidad de tiempo, ya que suele requerir alrededor de 12 probetas que pueden llegar hasta las 10000h [1] de ensayo, y su

inexactitud. La norma ASTM F1624 [2] soluciona estos problemas. Consiste en aplicar cargas escalonadas constantes, incrementadas secuencialmente durante tiempos determinados hasta que se produzca el fallo de la probeta debido a la interacción material-ambiente. Este método permite estimar la tensión umbral en ambiente, σ_{th}, de aceros con durezas superiores a 33 HRC en días, requiriendo como mínimo el ensayo de 3 probetas.

En algunos casos, como uniones soldadas o componentes pequeños de geometría compleja, no se pueden obtener muestras de tamaño o espesor suficiente para cumplir con los requisitos de las normas habituales: los ensayos Small Punch (SP), entre otros, se han desarrollado para solucionar este problema. En este trabajo se propone la implementación a este ensayo, en fase prenormativa [4], de la técnica de carga escalonada ASTM F1624, proponiendo una formulación que permite la estimación de la tensión umbral directamente a partir de ensayos Small Punch. Para ello se lleva a cabo una campaña experimental sobre dos aceros, de alta y media resistencia, en un ambiente de fragilización por hidrógeno generado por polarización catódica (PC) en un electrolito ácido bajo tres niveles diferentes de agresividad. Como referencia, se realizan ensayos de control sobre probetas cilíndricas en ambientes homólogos siguiendo la norma ASTM F1624, con el fin de validar la metodología aquí propuesta.

2. ANTECEDENTES

2.1. La norma ASTM E-1624

Esta metodología de [2] mide la carga para iniciar un crecimiento de grietas subcrítico en el acero cuando se expone a un ambiente agresivo. Consiste en imponer progresivamente escalones de carga que se incrementan después de un tiempo determinado (definido en función del acero) hasta la rotura de la probeta. Se puede encontrar una explicación esquemática en la Figura 1, que describe la metodología resumida

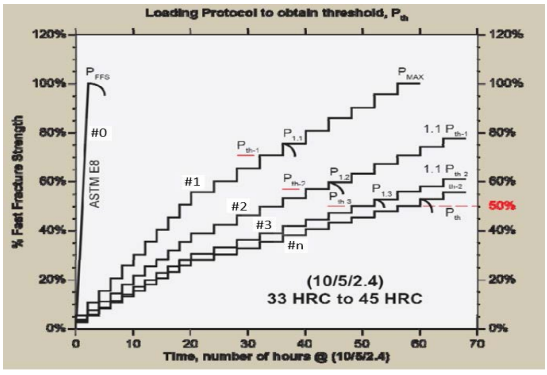


Figura 1. Ejemplo de protocolo de carga para obtener la carga de umbral, P_{th}, en aceros 33 <HRC≤45.

En general, cuanto mayores sean las propiedades de tracción del acero y, por tanto, su dureza, mayores serán los efectos de fragilización por ambiente sobre él [4]. En base a esto, la norma ASTM F1624 [2] no incluye aceros con dureza inferior a 33HRC, y define tres perfiles de carga escalonada diferentes en función de la dureza, representados por un código numérico entre paréntesis (ver Tabla 1). Esto permite reducir los tiempos de ensayos en aceros de muy alta resistencia (> 54HRC) mientras que deja más tiempo para que el hidrógeno provoque sus efectos en materiales más blandos (33≤45HRC).

Tabla 1. Perfil de carga de escalones en función de la dureza del acero [2].

Dureza material (HRC)	**Número de escalón**	**Carga escalón (%P_{max})**	**Tiempo escalón (h)**	**Código perfil carga**
33 to <45	1 to 10 11 to 20	5 5	2 4	**(10/5/2.4)**
45 to 54	1 to 10 11 to 20	5 5	1 2	**(10/5/1.2)**
>54	1 to 20	5	1	**(10/5/2.4)**

2.2. El ensayo Small Punch

El ensayo SP se documentó por primera vez en 1981 relacionado con la industria nuclear [5], y hoy en día se ha convertido en una alternativa mundial para la estimación de propiedades mecánicas cuando no es posible obtener muestras que se ajusten a los estándares habituales. Se ha empleado con éxito en la evaluación de las propiedades de tracción, fractura y fluencia de materiales metálicos, y pronto se publicará una norma europea, ahora en borrador de revisión final [3], sobre la caracterización de estas propiedades.

El ensayo consiste en perforar una probeta plana (0,5 mm de espesor nominal y menos de 1 cm2 de sección transversal) deformándola hasta su rotura; la figura 2 muestra el dispositivo utilizado para la realización de los ensayos en este trabajo, según el borrador de la norma europea [3]. Durante el ensayo, la fuerza y el desplazamiento del punzón se registran de manera continua, obteniendo el tipo de curvas que se muestran en la Figura 3 [6], donde se pueden señalar dos parámetros principales:

- P_y: carga elástico-plástica, marca el inicio de los efectos plásticos en la probeta, es decir, el final de su comportamiento elástico puro; se identifica con el primer cambio de convexidad en la curva.
- P_{max}: carga máxima alcanzada durante el ensayo, tras la cual el colapso de la probeta es inminente.

Durante la última década se ha probado su validez para la caracterización de situaciones ambientales adversas [6]. Demostrándose la viabilidad de la aplicación de la técnica de carga escalonada a los ensayos Small Punch [7], y fijando como objetivo determinar la tensión umbral estimada solo a partir de los resultados de los ensayos Small Punch.

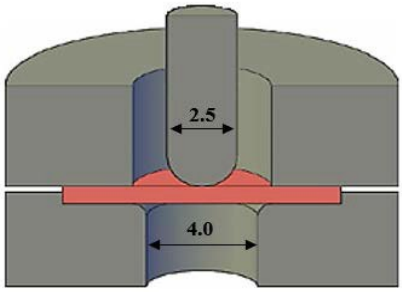


Figura 2. Dispositivo de ensayo Small Punch.

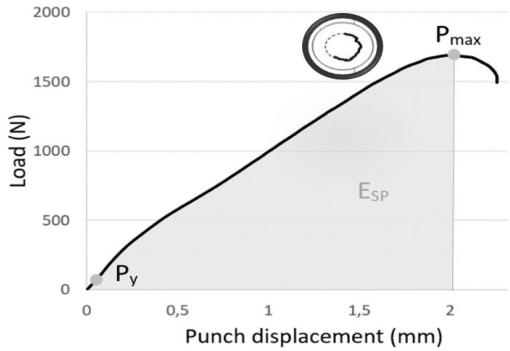


Figura 3. Curva carga-desplazamiento Small Punch.

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Para este trabajo se seleccionaron dos aceros de resistencia media susceptibles de sufrir fragilización por hidrógeno (FH): un acero laminado X80, que se utiliza en el transporte de petróleo, y un acero S420 soldable tratado termo mecánicamente, que se emplea en estructuras marinas, centrales eléctricas y recipientes a presión.

Con el fin de simular una amplia gama de las situaciones de FH se utiliza la polarización catódica bajo tres niveles de intensidad. La probeta, una rejilla de platino y el electrodo de calomelanos saturado se utilizaron como el electrodo de trabajo, el contraelectrodo y electrodo de referencia, respectivamente. Tres niveles de densidad de corriente de 1,5 y 10 mA/cm^2 definieron los niveles de agresividad del ambiente. El electrolito ácido consistía en una solución 1N de H_2SO_4 en H_2O destilada, que contenía 10mg de una solución de As_2O_3 y 10 gotas de CS_2 por litro de disolución, preparado según el método de Pressouyre [8]. El pH se midió en el rango 0,65-0,80 durante los ensayos a temperatura ambiente (20 ± 2ºC).

Para cada ambiente se realizaron ensayos en probetas cilíndricas en orientación L según ASTM F1624 [2], siguiendo la metodología explicada en el epígrafe 2.1 (Figura 4). Esto permitió obtener la carga umbral, P_{th}, y su correspondiente tensión umbral, σ_{th}. Según la noma, al acero X80 de 33 HRC y S420 de 35 HRC les correspondió un protocolo de escalones (10/5/2.4). Una explicación más detallada del procedimiento experimental puede consultarse en [9].

Figura 4. Ensayos convencionales según ASTM F-1624.

Para implementar la metodología de la técnica de carga escalonada de ASTM F1624 [2] a los ensayos SPT (Figura), se mantiene su esencia. Sin embargo, se proponen algunas modificaciones atendiendo a consideraciones relativas a las dimensiones de las probetas:

- La carga de rotura rápida se definió como la carga máxima, P_{max}, alcanzada durante un ensayo SPT al aire de acuerdo al borrador de norma europeo [3]. Además, para análisis posteriores se obtuvo también el valor de P_y.
- El tiempo de exposición de las probetas al ambiente antes de la aplicación de los escalones fue de dos horas.
- Se consideraron tiempos más cortos para las cargas escalonadas, proponiendo para aceros con un protocolo de escalones (10/5/2,4), 10 escalones de 20 minutos de duración y 10 escalones más de 40 minutos.

Las probetas tenían un espesor de 0,5 ± 0,01 mm y una sección transversal cuadrada de 10x10 mm^2, y se orientó perpendicularmente a la dirección del eje de las probetas de tracción según indica [3].

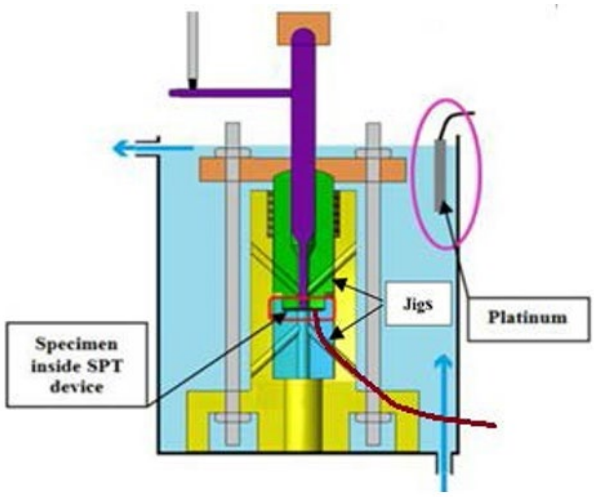


Figura 5. Esquema de ensayos SPT en ambiente.

RESULTADOS EXPERIMENTALES

La Figura 6 muestra los perfiles de escalones obtenidos utilizando la norma ASTM F1624 [2], mientras que la Figura 7 presenta los resultados aplicando la técnica escalonada propuesta al ensayo SPT. Finalmente, la Figura 8 presenta la confrontación de los resultados obtenidos por ambas técnicas.

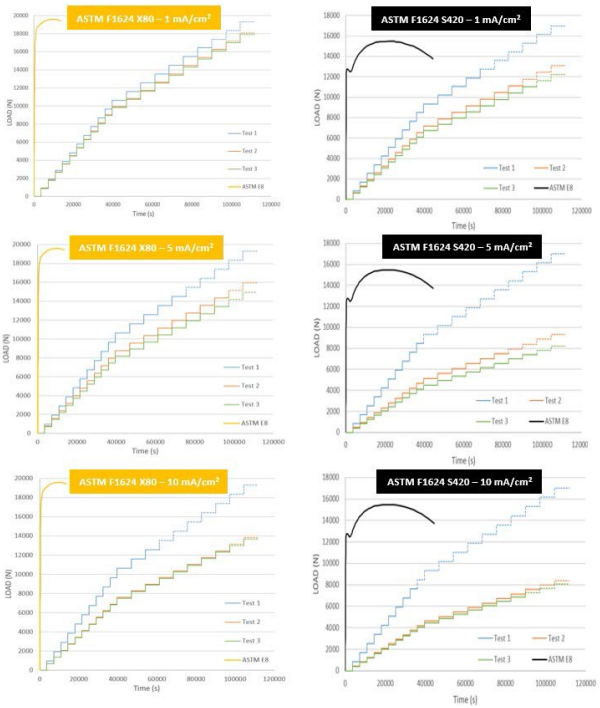


Figura 6. Registros de tiempo de esfuerzo de aceros X80 (lado izquierdo) y S420 (lado derecho) obtenidos mediante la aplicación de ASTM F1624 [2] cuando se prueban en un ambiente de polarización catódica de 1 mA/cm² (arriba), 5 mA/cm² (centro) y 10 mA/cm².

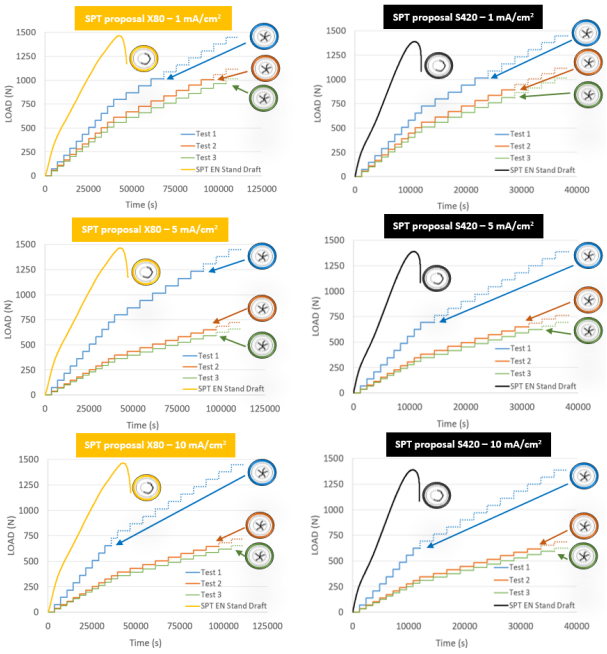


Figura 7. Registros de tiempo de carga de aceros X80 (lado izquierdo) y S420 (lado derecho) obtenidos aplicando la propuesta de técnica de carga de ensayos SPT cuando se realizan en un ambiente de polarización catódica de 1 mA/cm² (arriba), 5mA/cm² (centro) y 10 mA/cm² (abajo); las líneas discontinuas muestran los escalones planificados que no se llevaron a cabo después del fallo de la probeta.

Se puede afirmar que la apariencia general de las secuencias de escalones fue similar en ambas técnicas (normalizada y propuesta SPT). Para ambientes homólogos, el número de secuencias de escalones necesarios para converger al umbral (número de probetas ensayadas) fue el mismo en todos los casos, además la reducción de carga con respecto a la carga de fractura rápida fue cualitativamente similar. La Figura 8 puede ser construida correlacionando las tensiones umbral y las fuerzas obtenidas por ASTM F1624 [2] y la propuesta SP respectivamente. Se puede observar como para cada uno de los dos materiales existe una evidente tendencia de fragilización lineal entre los tres ambientes estudiados, llegando en ambos casos a saturar el contenido de hidrógeno, ya que en ambientes de 5 y 10 mA/cm² los umbrales son cuasi-equivalentes. Además de la excelente correlación también se puede apreciar que las pendientes en ambas líneas de regresión son casi idénticas (0.309 para X80 vs 0.327 para S420), estableciendo una proporcionalidad constante entre la reducción de las tensiones umbral de tracción y las fuerzas umbral de ensayos SP debido a la fragilización en ambos materiales. Un análisis de los resultados en mayor detalle puede encontrarse en [9].

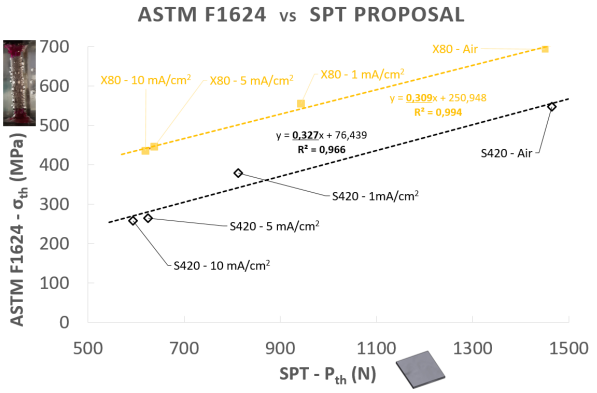


Figura 8. Resultados de tensiones umbral según ASTM F1624 [2] vs cargas umbral de ensayos SPT obtenidas aplicando la propuesta sobre aceros X80 y S420 en los ambientes estudiados.

ESTIMACIÓN DE LA TENSIÓN UMBRAL SPT

Cuando se estudian en detalle los valores numéricos obtenidos de los ensayos realizados en el presente trabajo, se puede afirmar que, para los ensayos según propuesta SPT, las cargas umbral obtenidas, $P_{th\text{-}SP}$, son en todos los casos menores que la carga máxima del ensayo SPT realizado al aire, P_{max}, pero mucho mayores que la carga de tránsito elástico-plástico del material al aire, P_y, es decir:

$$P_y < P_{th\text{-}SPT} < P_{max} \quad (1)$$

Tal como se presenta en la Figura 8, una proporcionalidad constante entre la reducción en las

tensiones umbral de tracción y las fuerzas umbral de ensayos SPT debido a la fragilización en ambos materiales está representada por las pendientes casi idénticas antes mencionadas. Esto indica que el fenómeno debería depender entonces del componente plástico de la carga (P_{th}-P_y). En consecuencia, se puede proponer una expresión para estimar la tensión umbral, $\sigma_{th\text{-}SP}$, a partir de una carga umbral de ensayo SPT, $P_{th\text{-}SP}$, que es la suma de un componente elástico, σ_{el}, y otro plástico, σ_{pl}:

$$\sigma_{th-SPT} = \sigma_{el-SP} + \sigma_{pl-SP} \quad (3)$$

Donde $\sigma_{el\text{-}SP}$ es el componente elástico, que se determinará a partir de la carga elástico-plástica del ensayo SPT al aire, P_y, que marca el inicio de los fenómenos plásticos. Y, por otro lado, según la teoría elástica de placas [10] la tensión máxima en la superficie inferior de una placa circular de espesor "h_0" empotrada en todo su contorno y sometida a una carga vertical centrada en el centro de la placa, "P_y", responde a la expresión:

$$\sigma_{el-SPT} = \frac{3}{2\cdot\pi\cdot {h_0}^2}\cdot P_y \quad (4)$$

Por su parte, σ_{pl} es el componente plástico, que se puede obtener de acuerdo con numerosos enfoques en la literatura [3] para obtener tensiones a partir de cargas Small Punch; en este caso la componente plástica de la carga "($P_{th\text{-}SP}$ - P_y)", y el espesor de la probeta, "h_0". Para este caso se propone la siguiente estructura, que implica un coeficiente de correlación adimensional, "α":

$$\sigma_{pl-SP} = \frac{\alpha}{{h_0}^2}\cdot (P_{th-SP} - P_y) \quad (5)$$

A partir de esto, introduciendo "P_y" y "$P_{th\text{-}SP}$" en N y "h_0" en mm, se propone la expresión (6) para el mejor ajuste de los datos experimentales (α = 0.0806 y R^2 = 0.960). Los resultados obtenidos de su aplicación se presentan en la Figura 9, donde se puede observar que los resultados se encuentran dentro del intervalo de error de ± 10%, el cual se acepta como la incertidumbre general en la mecánica de la fractura, principalmente en la mecánica local de la fractura como los procesos subcríticos observados.

$$\sigma_{th-SPT} = \frac{3}{2\cdot\pi\cdot {h_0}^2}\cdot P_y + \frac{0.0806}{{h_0}^2}\cdot (P_{th-SPT} - P_y) \quad (6)$$

Volviendo a la Figura 16, las pendientes de ambos materiales (m = 0,309 para X80 y m = 0,327 para S420 se pueden expresar de la siguiente manera:

$$\Delta\sigma_{th-SP} = m \cdot \Delta P_{th-SP} \quad (7)$$

Por otro lado, el incremento de la tensión umbral, de la expresión (6), se puede escribir como:

$$\Delta\sigma_{th-SP} = \sigma_{th-SP} - \sigma_{el-SP} = \sigma_{pl-SP} = \frac{0.0806}{{h_0}^2}\cdot (P_{th-SP} - P_y) = \frac{0.0806}{{h_0}^2}\cdot \Delta P_{th-SP} \quad (8)$$

Identificando las expresiones (7) y (8) e introduciendo el espesor medio de las probetas empleadas en este trabajo, h_0=0,501 mm, se obtiene un valor medio para la pendiente m = 0,321 al considerar ambos materiales. Este valor se encuentra entre las pendientes para X80 y S420 obtenidos en la Figura 8, y muy cerca de su media.

$$m = \frac{0.0806}{{h_0}^2} = \frac{0.0806}{0.5^2} = 0.321 \quad (9)$$

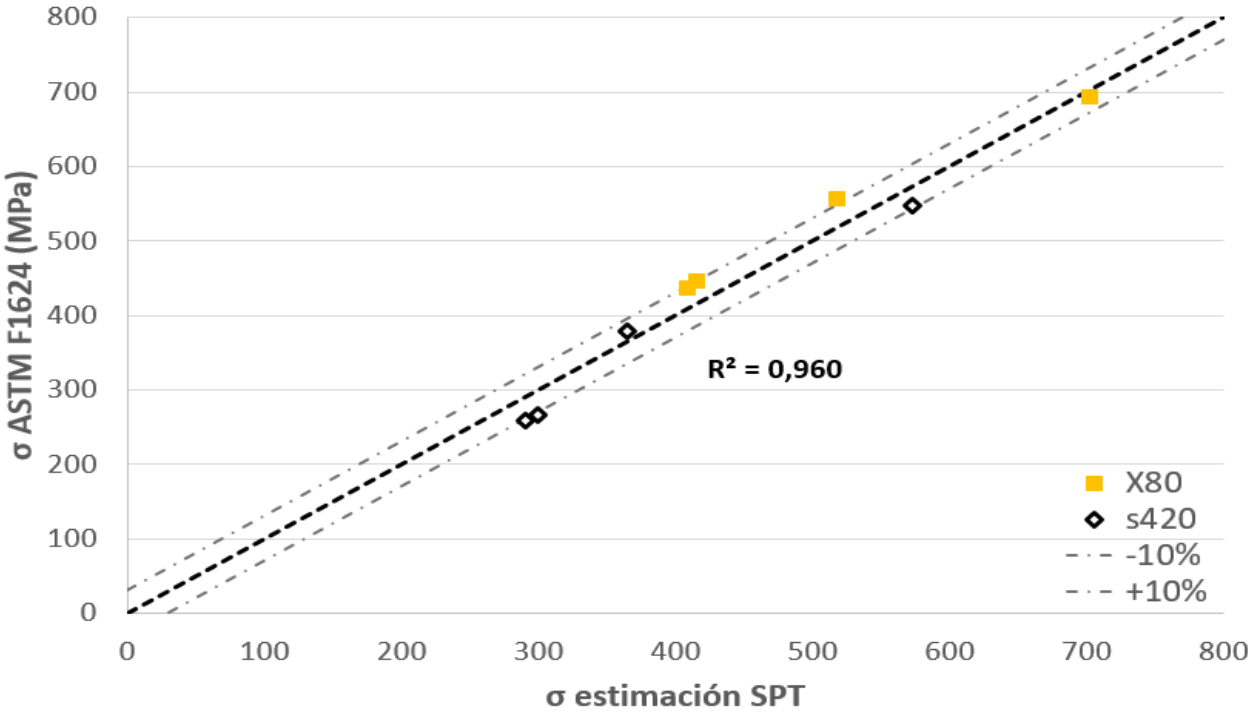


Figura 9. Mejor ajuste para la tensión umbral obtenida mediante la aplicación de la expresión (6).

CONCLUSIONES Y TRABAJO FUTURO

En el presente trabajo se presenta una nueva técnica para estimar la tensión umbral por medio de ensayos SPT en ambientes agresivos, basada en la técnica de carga incremental escalonada de ASTM F1624 [2], que permite obtener una carga umbral, $P_{th\text{-}SP}$, en unos días mediante el uso de al menos 3 probetas. Para adaptar la metodología mencionada a los ensayos SPT se propone:

- Definir la carga de rotura rápida para ensayos Small Punch, $P_{FFS\text{-}SP}$, como la carga máxima en un ensayo SPT en aire, P_{max}, según el borrador de trabajo de la norma europea [3]; además para un análisis más detallado, se obtiene la carga elástico-plástica, P_y.

- Exponer las probetas durante dos horas al ambiente antes de la aplicación de escalones, como se indica en la literatura [6] para probetas de 0,5 mm.

- Aplicar 10 escalones de carga de 20 minutos y 10 escalones más de 40 minutos, considerando la dureza de los aceros utilizados (33 y 35 HRC), los cuales son suficientes para asegurarse de que la difusión de hidrógeno a través del espesor de la muestra sea completa, así como ser operativo para realizar una secuencia de escalones completa en una jornada laboral; no obstante los tiempos de estos escalones siempre pueden ser optimizados.

En ambos casos se observaron las mismas tendencias en términos de desarrollo de perfiles de escalones. Los ensayos SPT pudieron reproducir el efecto de fragilización del hidrógeno con precisión, hasta las condiciones de saturación.
Finalmente, se propone una expresión para estimar la tensión umbral por medio de ensayos de SPT, $\sigma_{th\text{-}SP}$, a partir de la carga umbral obtenida por la metodología de carga escalonada de ensayos propuesta, P_{th}, y de una parte elástica derivada de la carga elástico-plástica de un ensayo SPT en aire, P_y.

$$\sigma_{th-SPT} = \sigma_{el-SPT} + \sigma_{pl-SPT} = \frac{3}{2\cdot\pi\cdot {h_0}^2}\cdot P_y + \frac{0.0806}{{h_0}^2}\cdot (P_{th-SPT} - P_y) \qquad (6)$$

Como trabajo futuro, con el fin de validar esta prometedora metodología, serán necesarias más investigaciones que contemplen diferentes microestructuras, grados superiores de aceros y otros ambientes agresivos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación prestada al Vicerrectorado de Investigación de la Universidad de Cantabria por medio de la convocatoria de Proyectos Puente 2019.

REFERENCIAS

[1] *ASTM E1681-03, Test Method for Determining Threshold Stress Intensity Factor for Environment Assisted Cracking of Metallic Materials (2013).*

[2] *ASTM F1624-18, Standard Test Method for Measurement of Hydrogen Embrittlement Threshold in Steel by the Incremental Step Loading Technique (2018).*

[3] *EN Standard Working Draft WI, Metallic materials-Small punch test method, Documents of ECISS/TC 101, AFNOR (2018).*

[4] *J.J. González, F. Gutiérrez-Solana, J.M. Varona, The effects of microstructure, strength level, and crack propagation mode on stress corrosion cracking behavior of 4135 steel, Metallurgical and Materials Transactions A, vol.27A, pp. 281-290, (1996).*

[5] *M.P. Manahan, A.S. Argon, O.K. Harling, The development of a miniaturized disk bend test for the determination of post irradiation mechanical properties, Journal of Nuclear Materials, vol. 103 & 104, pp. 1545-1550 (1981).*

[6] *B. Arroyo, J.A. Álvarez, R. Lacalle, 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).*

[7] *T.E. García, B. Arroyo, C. Rodríguez, F.J. Belzunce, J.A. Álvarez, Small Punch Test Methodologies for the Analysis of the Hydrogen Embrittlement of Structural Steels, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 86, pp. 89-100 (2016).*

[8] *I.M. Bernstein, G.M. Pressouyre, Role of traps in the microstructural control of hydrogen embrittlement of steels, Noyes Publ, Park Ridge, NJ, Pittsburgh (1988).*

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

[10] *S. Timoshenko, S. Woinowsky-Krieger, Theory of Plates and Shells. (1950).*

FISURACIÓN POR CORROSIÓN BAJO TENSIÓN EN ALAMBRES DE ACERO PERLÍTiCO PROGRESIVAMENTE TREFILADO: ALAMBRÓN Y ACERO DE PRETENSADO

Leticia Aguado, Jesús Toribio

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

RESUMEN

En este artículo se plantea el análisis de los efectos de un ambiente anódico (-400 mV ECS, pH=12.5) en el comportamiento en fractura de aceros perlíticos sometidos previamente a diferentes niveles de prefisuración por fatiga. Para analizar la influencia del ambiente corrosivo en el comportamiento a fractura de estas probetas prefisuradas se han sometido a un ensayo de fractura, con velocidad de desplazamiento de mordazas constante, hasta rotura en condiciones que favorecen la aparición del fenómeno DAL (disolución anódica localizada). Los ensayos se han realizado sobre dos materiales micro-estructuralmente diferentes: el alambrón, producto inicial del proceso de trefilado, y el acero fuertemente trefilado que presenta una alta anisotropía en la dirección axial como resultado de este proceso de conformación en frío. De esta manera se puede obtener la influencia de los campos tenso-deformacionales residuales generados en la prefisuración por fatiga en la fractura en ambiente anódico de este tipo de aceros.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico, disolución anódica localizada (DAL), prefisuración por fatiga.

ABSTRACT

In this paper the analysis is stated of the effects of an anodic environment (-400 mV ECS, pH=12.5) on the fracture behavior of pearlitic steels previously subjected to different fatigue precracking levels. For analyzing the influence of the harsh environment on the fracture behavior diverse fracture test of precracking samples were carried out under constant crosshead speed up to fracture in anodic conditions where LAD (localized anodic dissolution) takes place. Testing were performed using two different material at micro-structural scale: hot rolled steel, the raw material of the wire drawing process, and the heavily drawn steel which exhibit at high anisotropic in the axial direction as a result of the cold drawing. This way, the influence of the residual stress and strain fields generated by fatigue precraking on the fracture in anodic environment of these steels can be obtained.

PALABRAS CLAVE: Pearlitic steel, localized anodic dissolution (LAD), fatigue pre-cracking.

1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento mecánico de estos aceros depende no solamente de la solicitación aplicada y sus propiedades constitutivas, sino también del ambiente que lo rodea. Por este motivo interesa el estudio del comportamiento de este material en condiciones diferentes a las existentes en aire [1]. La importancia de este estudio se debe a que el acero perlítico es un elemento clave en ingeniería civil y su uso está muy extendido como elemento estructural en forma de alambres de alta resistencia [2].

La condición electroquímica, que determina el ambiente agresivo del ensayo, elegida para el presente estudio es de un potencial de -400 mV ECS y un pH de 12.5, asociado con el fenómeno de disolución anódica localizada (DAL), que modifica su comportamiento frente a la solicitación mecánica impuesta.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material analizado en este trabajo corresponde a un acero perlítico cuya composición química se muestra en la Tabla 1. Este acero se ha obtenido mediante un proceso de conformación plástica en frío denominado trefilado durante el cual se reduce de forma progresiva la sección transversal del alambre en siete pasos [3]. Mediante las siete etapas de trefilado se consigue reducir la sección transversal del alambrón (E0) o producto inicial del proceso desde un diámetro de 11 mm hasta los 5 mm del alambre comercial fuertemente trefilado (E7) que se obtiene al final del proceso [4].

Tabla 1. Composición química del acero estudiado.

C	Mn	Si	Al	Cr	V
0.8	0.69	0.23	0.004	0.265	0.060

Para conocer de forma cuantitativa el grado de deformación que ha sufrido el alambre durante el proceso es habitual utilizar diferentes indicadores. El principal indicador es el valor de la deformación plástica acumulada (ε_P^{acum}) que ha sufrido como consecuencia de la reducción de sección, tal y como se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2. Dimensiones y deformaciones plásticas acumuladas del acero tras el proceso de trefilado [4].

Acero	E0	E7
d (mm)	11.03	5.04
$\mathbf{d_i/d_0}$	1.00	0.46
$\boldsymbol{\varepsilon_P^{acum}}$	0.00	1.57

Con el fin de analizar la influencia de los estados tenso-deformacionales generados por un proceso fatiga en muestras fisuradas (con una determinada longitud de fisura final de prefisuración, 0.3d, siendo d el diámetro de la probeta), tanto de alambrón como de acero fuertemente trefilado, se han realizado ensayos de corrosión bajo tensión tras pre-fisuración por fatiga a distintos niveles del factor de intensidad de tensiones (FIT) cíclico. Para el caso del alambrón los niveles elegidos son; 80%, 60%, 40% y 25% del valor de la tenacidad de fractura (K_{IC}) del acero ensayado con una relación entre la tensión mínima y la máxima, R, nula puesto que en todos los ensayos se ha considerado $K_{mín}$=0. Para el caso del acero fuertemente trefilado solo se pudieron alcanzar niveles de prefisuración del 40% y 25% del valor de su tenacidad de fractura. Mediante la curva de flexibilidad del material se determina la deformación generada para una determinada longitud de fisura y carga aplicada. Por lo tanto se puede determinar cuál es la deformación a la que llega la probeta cuando alcanza la longitud de fisura deseada, *i.e.*, el instante al cual se detiene el ensayo de prefisuración.

Las probetas para los ensayos de fatiga se tomaron en forma de varillas de sección circular de 300 mm de longitud y con diámetro de 11.04 mm para el caso del alambrón y de 5.03 mm para el caso del acero fuertemente trefilado. A todas las probetas se les efectuó una fisura inicial mecánica para condicionar en ese punto la iniciación de la fisura de fatiga. La fatiga se ha realizado en uno o varios pasos de carga constante (en el caso de varios pasos de fatiga éstos son de forma descendente entre cada uno y el siguiente). La frecuencia utilizada ha sido de 10 Hz, con una forma de onda sinusoidal y un valor del factor R nulo.

Para el primer nivel de solicitación empleado en el caso del alambrón se aplica un único paso con un $K_{máx}$ del 80% K_{IC}. Para los dos casos siguientes, 60% y 40% K_{IC}, se emplean dos pasos de fatiga y, para el caso de $K_{máx}$ del 25% K_{IC} se impone una solicitación compuesta de tres pasos de fatiga. En el caso del acero altamente trefilado para los niveles empleados, 40% y 25%, se realiza de manera análoga al alambrón, en dos y tres pasos respectivamente. En los casos de varios pasos de fatiga, éstos se han mantenido el tiempo suficiente para apreciar avance de fisura y eliminar el efecto plástico en la punta de la fisura del paso anterior. Para el control del cambio en el desplazamiento en los labios de la fisura que produce el crecimiento de la fisura por fatiga e, indirectamente, dicho crecimiento, se utilizó un extensómetro con base de medida de 50 mm para el alambrón y de 25 mm para el acero trefilado.

Una vez prefisuradas las probetas se someten a ensayos de corrosión bajo tensión (CBT) en condiciones anódicas con velocidad de desplazamiento de mordazas constante (0.001 mm·min^{-1}). Para obtener un ambiente agresivo que reproduzca las condiciones electroquímicas deseadas se utilizó una disolución saturada de hidróxido de calcio ($Ca(OH)_2$) con una ligera cantidad de cloruros (0.1 g·l^{-1} de NaCl) para obtener un pH de 12.5 [5]. Para imponer un potencial constante de -400 mV (ECS), que garantice las condiciones electroquímicas anódicas, entre una muestra metálica (electrodo de trabajo) inmersa en un líquido conductor con respecto a un electrodo de referencia de Calomelanos saturado (ECS), se ha utilizado un potenciostato. Para cerrar el circuito de electrolisis se utiliza un tercer electrodo (electrodo auxiliar) de un material inmune al efecto corrosivo del medio (platino).

Los resultados de los ensayos se ofrecen en la Tabla 3. En ella se muestra la susceptibilidad de los aceros al ambiente corrosivo, tanto en carga como en tiempo a rotura, adimensionalizados con los obtenidos para cada caso en aire.

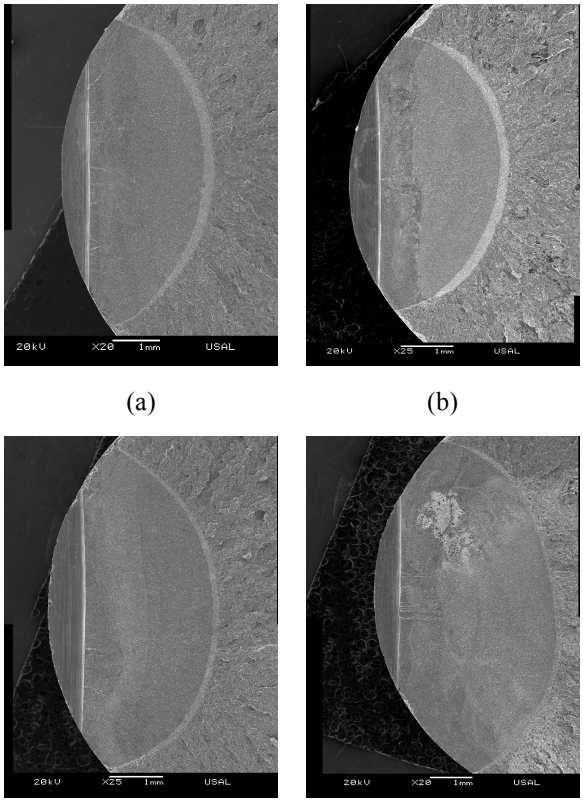
Tabla 3. Susceptibilidad del alambrón (E0) y del acero trefilado (E7) al ambiente corrosivo adimensionalizada con los obtenidos para cada caso en aire.

K_{IC}	E0		E7	
	F_R/F_0	t_R/t_0	F_R/F_0	t_R/t_0
80%	0.9725	1.0190	-	-
60%	0.9375	1.0077	-	-
40%	0.9095	0.9779	0.929	0.996
25%	0.9034	0.9125	0.885	0.973

Estos datos, tanto en carga como en tiempo, reflejan a nivel macroscópico el efecto del ambiente agresivo en el comportamiento del material. La comparación de los valores obtenidos en cada uno de los ensayos permite determinar la influencia los distintos perfiles tenso-deformacionales generados en los aceros mediante distintos niveles de prefisuración en fatiga en su comportamiento en ambiente agresivo.

3. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

Durante los ensayos de DAL se observó que de la fisura salían productos de corrosión de color parduzco, lo que da pie a pensar que existe interacción química entre la disolución y el acero. Con el fin de conocer el proceso de DAL desde un punto de vista fenomenológico, se han analizado mediante técnicas fractográficas las zonas de proceso de fractura de los aceros, tanto para el caso del alambrón como para el acero fuertemente trefilado. En la Fig. 1 se muestran las superficies de fractura de las probetas de alambrón fracturadas en régimen anódico.

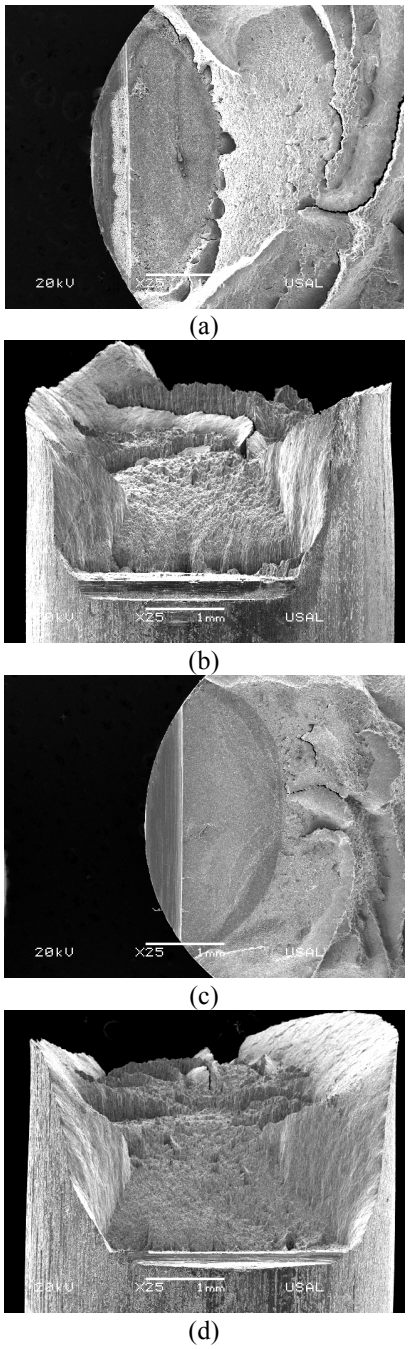


(a) (b)

(c) (d)

Fig. 1. Vista general de la superficie de fractura de las probetas de alambrón prefisuradas por fatiga con $K_{máx}$ (a) 80%, (b) 60%, (c) 40% y (d) 25% K_{IC} ensayadas hasta rotura en condiciones anódicas (DAL).

Para el caso del acero trefilado, la Fig. 2 muestra las superficies de fractura de las probetas en régimen anódico. Debido a la anisotropía de este material [6], el camino de fractura en el proceso de corrosión se desvió del plano de fisura generado en la prefisuración por fatiga, por lo que también se muestra la vista general de los alzados de estas probetas.



(a)

(b)

(c)

(d)

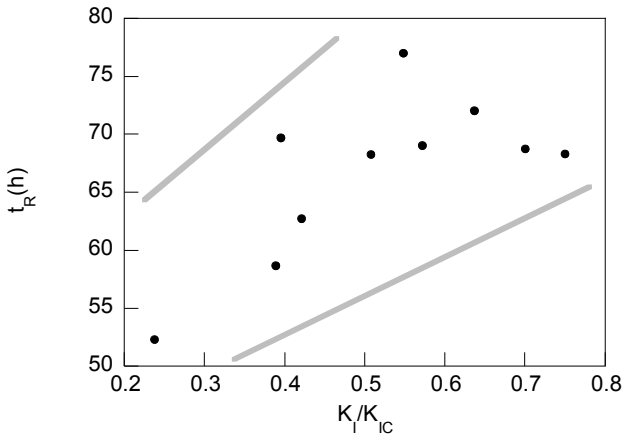
Fig. 2. Planta y alzado de las superficies de fractura de las probetas de acero trefilado prefisuradas por fatiga 40% K_{IC}: (a) y (b) y al 25% K_{IC}: (c) y (d), ensayadas a rotura en condiciones anódicas (DAL).

4. DISCUSIÓN

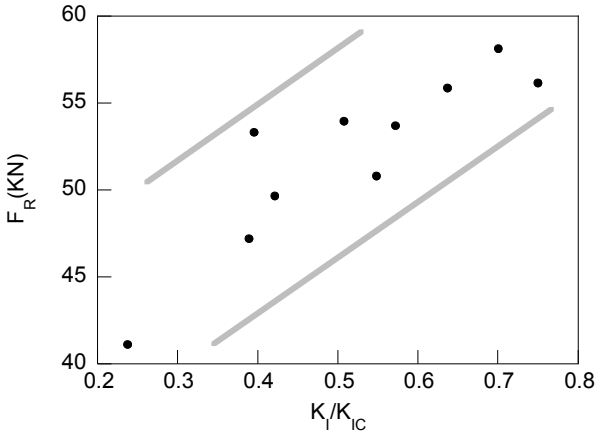
Los casos analizados en fractura en ambiente anódico son probetas prefisuradas por ciclos de fatiga de nivel de carga en términos de FIT del 80, 60, 40 y 25 % K_{IC}

generando en el material una misma longitud de fisura para todos los casos ($a = 0.3d$). Los ensayos de fractura en ambiente anódico han consistido en someter a estas probetas prefisuradas a una velocidad de desplazamiento constante (0.001 mm·min^{-1}) hasta fractura.

Para reproducir las condiciones anódicas se ha sumergido las probetas en una disolución preparada con un pH 12.5 y donde se ha impuesto un potencial electro-químico de -400 mV ECS. Por otro lado se han realizado los correspondientes ensayos *en blanco* (aire) con el fin de determinar la influencia de un ambiente anódico en la fractura de los aceros. En la Fig. 3 se muestran los datos registrados en estos ensayos. Estos resultados muestran la influencia de los estados tenso-deformacionales generados en las probetas por la prefisuración tanto en el tiempo como en la carga de rotura en ambiente agresivo.



(a)



(b)

Fig. 3. Representación de (a) los tiempos y (b) la carga en rotura de las probetas de alambrón prefisuradas y ensayadas a fractura en condiciones DAL.

Como se puede observar a medida que aumenta el nivel de prefisuración aplicado a la probeta la fractura en ambiente anódico se produce a una carga mayor. En relación a la susceptibilidad al ambiente es mucho menor a la obtenida en las probetas expuestas a un ambiente catódico, esto, junto con el hecho de que se ha tenido que aumentar la agresividad del ambiente modificando las condiciones tanto electro-químicas como mecánicas para que se pueda dar este tipo de CBT, se deduce que para los aceros estudiados el proceso de DAL es menos agresivo que los procesos ambiente catódico [5].

La influencia de estos niveles de prefisuración aplicados a las probetas de acero fuertemente trefilado ya se hacen notar en los ensayos de fractura en aire. En ellas se puede ver como a medida que aumenta el nivel de prefisuración las cargas de rotura son mayores. Esta prefisuración por fatiga genera estados tensionales de compresión en la punta de la fisura que hacen que la probeta rompa a una carga y tiempo mayor.

En los ensayos a fractura en ambiente anódico de estas probetas de acero de trefilado se obtienen una alta dispersión en los resultados, característica de estos procesos de CBT. De los datos obtenidos del registro de la máquina de ensayo (Tabla 4) se puede ver como las probetas de acero trefilado prefisuradas con el nivel más alto rompen a una carga mayor debido en gran parte al efecto de las tensiones residuales de compresión que se generan en la punta de la fisura.

Tabla 4. Susceptibilidad del acero de pretensado al ambiente agresivo en condiciones anódicas para los dos niveles de prefisuración por fatiga empleados.

K_I (%$K_{IC35.6^o}$)	DAL	
	F_R/F_0	t_R/t_0
40	0.929	0.996
25	0.885	0.973

Para el caso de los tiempos de rotura, éstos son ligeramente superiores para la prefisuración de menor nivel (25% de la tenacidad de fractura del acero fuertemente trefilado, $K_{IC35.6^o}$). No obstante, considerando la alta dispersión de los resultados en los ensayos en ambiente agresivo dichos valores se pueden considerar más o menos similares. El hecho de que la carga en rotura sea mayor en el caso de probetas prefisuradas con el nivel más alto (40% de $K_{IC35.6^o}$) se debe a la propia influencia de las tensiones residuales de compresión en la respuesta mecánica del material, tal como sucedía en aire. Tanto las cargas en rotura como los tiempos a los que se da la fractura en DAL son inferiores a los registrados en los ensayos en aire.

5. CONCLUSIONES

Cuando el material está sometido a condiciones de fractura en ambiente anódico no se produce fragilización del material, el mecanismo de daño

asociado a DAL no está directamente asociado al estado tensodeformacional. Este mecanismo está directamente relacionado con la reacción de corrosión entre el material y la solución y es, por tanto, un proceso meramente cinético y altamente dependiente del tiempo de exposición. La influencia que tiene el material del estado tensodeformacional es de una forma indirecta: a mayores estados tensionales de compresión, tal como sucede en aire, retardan la fractura debido al efecto de compensación de tensiones, la carga externa tiene que sobrepasar los niveles de compresión del material y por tanto el tiempo necesario para llegar a fractura aumenta. Con lo cual el acero llega a rotura por degradación química del material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08). Además, agradecen el suministro de acero por parte de las empresas TREFILERÍAS QUIJANO (Cantabria) y EMESA TREFILERÍA (La Coruña).

REFERENCIAS

[1] J. Toribio, Relationship between microstructure and strength in eutectoid steels, *Materials Science and Engineering* **387-389**, 227-230, 2004.

[2] J. Toribio, E. Ovejero, Corrosion assisted cracking in progressively drawn pearlitic steels: a material science approach, *Materials Science* **35**, 802-810, 1999.

[3] J. Toribio, E. Ovejero, Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation, *Material Science and Engineering* **234-236**, 579-582, 1997.

[4] B. González, Influencia del proceso de fabricación en el comportamiento plástico y en fractura de aceros de pretensado, Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2007.

[5] L. Aguado, B. González, J.C. Matos, F.J. Ayaso, V. Kharin, J. Toribio, Influencia de la prefisuración por fatiga en la fragilización por hidrógeno de aceros perlíticos, *Anales de Mecánica de Fractura* **29**, 2012.

[6] J. Toribio, F.J. Ayaso, Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: a materials science approach, *Material Science and Engineering* **343**, 265-272, 2003.

MÉTODOS ANALÍTICOS Y NUMÉRICOS

NUMERICAL REINTERPRETATION OF HYDROGEN PERMEATION TESTS WITH RESIDUAL STRESSES AND CONSEQUENCES IN CRACK MODELLING

A. Díaz[1*], J.M. Alegre[1], I.I. Cuesta[1]

[1] Grupo de Integridad Estructural.
Escuela Politécnica Superior. Universidad de Burgos. Avda. Cantabria s/n, 09006 Burgos-España
[*] Contact: adportugal@ubu.es

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno implica diferentes mecanismos físicos entorno a la punta de grieta y requiere un esfuerzo de modelización para predecir las condiciones críticas de agrietamiento inducido por hidrógeno. La caracterización experimental de las trampas de hidrógeno muestra aún limitaciones en la interpretación de parámetros, especialmente de densidades y energías de trampas. La permeación electroquímica es uno de los métodos más habituales para obtener dichos parámetros y ha sido extensamente utilizada para evaluar la relación entre deformación plástica y densidad de trampas. No obstante, incluso en probetas laminadas se suele despreciar la presencia de tensiones residuales. Esta hipótesis es reconsiderada en un análisis de elementos finitos en el que se reproduce un ensayo de permeación, introduciendo las distribuciones de tensiones residuales como condiciones iniciales. La forma de estas distribuciones y su gradiente provocan una desviación en la estrategia analítica de mapeado para ajustar de manera inequívoca densidades de trampas y energías de atrapamiento. Los resultados indican que los valores ajustados mediante un mapeado analítico sin considerar tensiones residuales no pueden ser usados para reproducir de manera realista las concentraciones de hidrógeno en punta de grieta.

PALABRAS CLAVE: Fragilización por hidrógeno, Permeación de hidrógeno, Modelización de difusión de hidrógeno

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement involves different physical mechanisms around the crack tip, requiring a substantial modelling effort to predict critical conditions for hydrogen assisted cracking. However, the experimental characterisation of hydrogen traps still poses challenges in the interpretation of parameters, especially trap densities and energies. Electrochemical permeation is the most common method to obtain these parameters, and it has been extensively used to assess the relationship between plastic strain and trap density. However, even in cold rolled specimens the presence of residual stresses is usually neglected. This hypothesis is reconsidered in a finite element analysis in which a permeation test is reproduced, introducing the residual stress distributions as initial conditions. Due to the stress-drifted diffusion, the shape of these residual distributions produces a deviation in the analytical mapping strategy that is used to unequivocally determine trap densities and binding energies. The results indicate that the values fitted through an analytical mapping without considering residual stresses cannot be used to realistically reproduce the hydrogen concentrations near a crack tip.

KEYWORDS: Hydrogen embrittlement; Hydrogen permeation; Hydrogen diffusion modelling

1. INTRODUCCIÓN

It is well known that hydrogen shifts failures from ductile to brittle fracture. However, the micro-mechanisms operating at the fracture process zone are not completely understood. Theories based on hydrogen-enhanced decohesion and on hydrogen-enhanced localised plasticity are debated, but in both models local hydrogen concentrations, and so trapping phenomena, play a vital role. The detrimental or mitigating effect of microstructural defects acting as hydrogen traps near a crack tip must be better characterised both numerically and experimentally. Hydrogen transport models have been enriched by trapping features since the seminar work of Sofronis & McMeeking (1989) [1] in which a two-level governing equation was proposed to reproduce hydrogen distributions near a crack tip. However, these models require input parameters for traps, namely a binding energy, E_b, and a trap density, N_T. One of the most common techniques to obtain both values for a given sample is the electro-permeation test. However, the unequivocal determination requires permeation testing in a wide range of concentrations, covering both diluted and saturated regimes. This was firstly proposed by McNabb & Foster (1963) [2] and recently mapped by Raina et al. (2017) [3]. This methodology was also employed by Kumnick & Johnson (1980) for the analysis of plastic strain influence on trapping parameters [4]. Despite this work [4] and many others consider cold-rolled samples for studying plastic strain influence on trap density, a uniform N_T over the permeation sample and the absence of residual stresses are assumed. The present paper

evaluates the implications of overlooking residual stresses in the determination of trapping parameters and on their inaccurate application to hydrogen diffusion modelling near a crack tip.

2. PERMEATION MODELLING

A general 1-D heat equation can be solved following the Finite Element algorithm proposed by Skeel and Berzins (1990) [5] that is implemented in Matlab 2021b trough the in-built function *pdepe*. Permeation can be modelled trough capacity (c) and flux (f) terms and simplified as a linear diffusion in 1-D Cartesian coordinates. The validity of the *pdepe* solver for the analysis of hydrogen permeation has been already proven [3].

Hydrogen diffusion deviates from that ideal fickian behaviour because: (i) trapping effects and (ii) stress-drifted diffusion. The most simple and common way of reproducing this deviation is with a two-level model [1]:

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} + \frac{\partial C_T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D_L \frac{\partial C_L}{\partial x} - C_L \frac{D_L \bar{V}_H}{RT} \frac{\partial \sigma_h}{\partial x} \right) \quad (1)$$

where C_L and C_T represent hydrogen concentration in lattice and trapping sites, respectively; D_L is the lattice diffusivity, $\bar{V}_H$ the partial molar volume, σ_h the hydrostatic stress, T the temperature and R the constant of gases. When thermodynamic equilibrium between lattice and trapped hydrogen is considered, the trapping rate $\partial C_T/\partial t$ can be simplified [3] through an equilibrium constant that depends on the binding energy of the trap: $K = \exp(E_b/RT)$. The modified diffusion equation is scaled to improve stability and convergence considering a non-dimensional distance $\bar{x} = x/L$ (where L is the slab length) and time: $\bar{t} = tD_L/L^2$. Capacity and flux terms are coded following the expression:

$$\underbrace{\left[1 + \frac{K\bar{N}}{(1 + K\theta_L^b \bar{C}_L)^2}\right]}_{c} \frac{\partial \bar{C}_L}{\partial \bar{t}} = \underbrace{\frac{\partial}{\partial \bar{x}}\left(\frac{\partial \bar{C}_L}{\partial \bar{x}} - \bar{C}_L \frac{\partial \bar{\sigma}_h}{\partial \bar{x}} \right)}_{f} \quad (2)$$

where C_L is scaled considering the entry boundary value ($\bar{C}_L = C_L/C_L^b$), and the lattice occupancy is, by definition, $\theta_L = C_L/N_L$. A non-dimensional trap density is defined as $\bar{N} = N_T/N_L$, and the stress convective term is grouped in $\bar{\sigma}_h = \bar{V}_H \sigma_h/(RT)$. The dependent variable to be solved in the *pdepe* code is the normalised hydrogen concentration: $u(x,t) = \bar{C}_L(x,t)$ which is equivalent to the normalised occupancy for a constant number of lattice sites N_L [3]. The boundary conditions are also dependent on hydrostatic stress: $C_L^b = C_L^0 \exp(\bar{\sigma}_h)$ [6]. A zero-exit concentration is applied and the output flux in the exit side is extracted as $\bar{J}_{out} = -f(\bar{x} = 1)$.

2.3. Polynomial stress

To facilitate the parametric study of stress influence, σ_h is normalised by the yield stress and modelled by a cubic polynomial expression for $\bar{x} \in [0, 0.5]$. Two stress magnitudes are introduced to define the polynomial, $\sigma_h(0)$ and $\sigma_h(0.5)$, and symmetry is imposed. Finally, a shape parameter is chosen to represent the hydrostatic stress gradient at the entry surface: k. As shown in Figure 1, high absolute values of k reproduce a "W" stress distribution, which has been numerically found by some authors in cold-rolled samples [7]. The appearance of compressive or tensile stresses in the surface highly depends on the relationship between the roll diameter and the sample thickness [8]. Despite the non-uniform plastic strain over the thickness, the trap density is assumed here to be uniform for the sake of simplicity, i.e. $N_T(x) = N_T$.

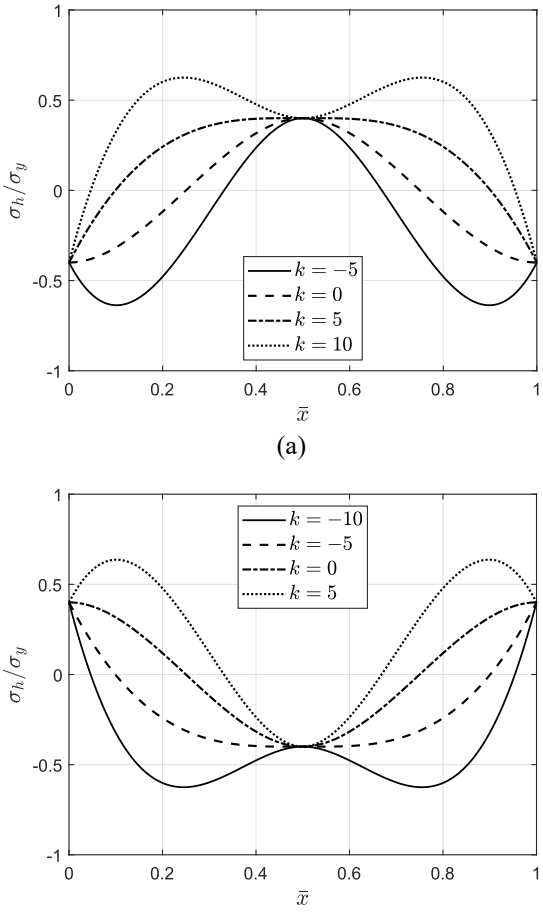


Figure 1. Influence of shape parameter on hydrostatic residual stress distributions.

3. PERMEATION RESULTS AND MAPPING

Permeation thickness L is discretized in 200 points [3] and maximum time is divided in 1000 points to get accurate diffusivities. For all simulations some theoretical values are fixed, as shown in Table 1 [9]. Figure 2 plots the scaled output flux for tensile hydrostatic residual stress in the surface and compressive at the centre of the slab, both taking the 40 % of the yield stress, as in Figure 1.b. A negative shape value k shifts the output flux towards lower $\bar{J}$ and also delays permeation. On the contrary, a positive shape value

accelerates diffusion for that particular case because increases the tensile region.

Table 1. Fixed parameters in all permeation simulations.

Lattice diffusivity D_L [m^2/s]	4.598×10^{-9}
Density of lattice sites N_L [m^{-3}]	5.1×10^{29}
Temperature T [K]	293
Partial molar volume $\bar{V}_H$ [m^3/mol]	2.0×10^{-6}
Yield stress σ_y [MPa]	600
Permeation length L [mm]	1.0

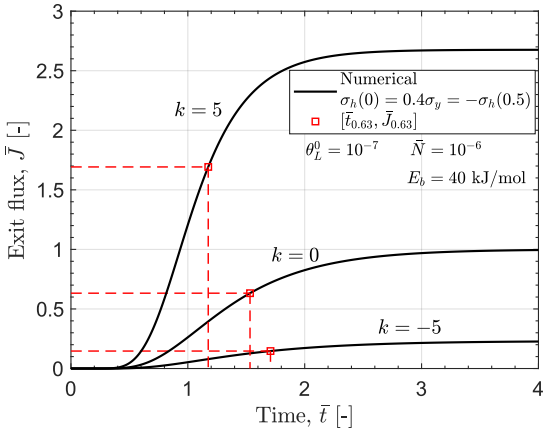


Figure 2. Normalised exit flux for different shape parameters.

Apparent diffusivities are here obtained from a lag time: $D_{app} = L^2/(6t_{0.63}) = D_L/(6\bar{t}_{0.63})$ [9]. The value $t_{0.63}$ is the time in which flux reached $0.632j_{ss}$ including trapping effects, as shown in Figure 2. McNabb and Foster (1963) [2] obtained the steady state analytical solution for hydrogen permeation through a slab:

$$\frac{D_L}{D_{app}} = 1 + 3K\bar{N}\left[\frac{1}{K\theta_L^0} + \frac{2}{(K\theta_L^0)^2} - \frac{2}{(K\theta_L^0)^3}(1 + K\theta_L^0)\ln(1 + K\theta_L^0)\right] \quad (3)$$

However, this analytical solution assumes constant concentration at the surface and a triangular distribution of θ_L at the steady state. Figure 3 demonstrates that the latter assumption is not verified when residual stress gradients are present. Actually, the input values are not accessible experimentally and only the output flux can be analysed. Thus, the apparent lattice occupancy must be substituted in the analytical solution (3) and is defined as: $\theta_L^{app} = j_{ss}L/(N_L D_L)$ which, in the presence of residual stresses, is different than both the theoretical value (θ_L^0) and the actual boundary value (θ_L^b). Therefore, the validity of mapping approaches with the analytical expression (3) is here studied for different stress distributions and, especially, for high gradients.

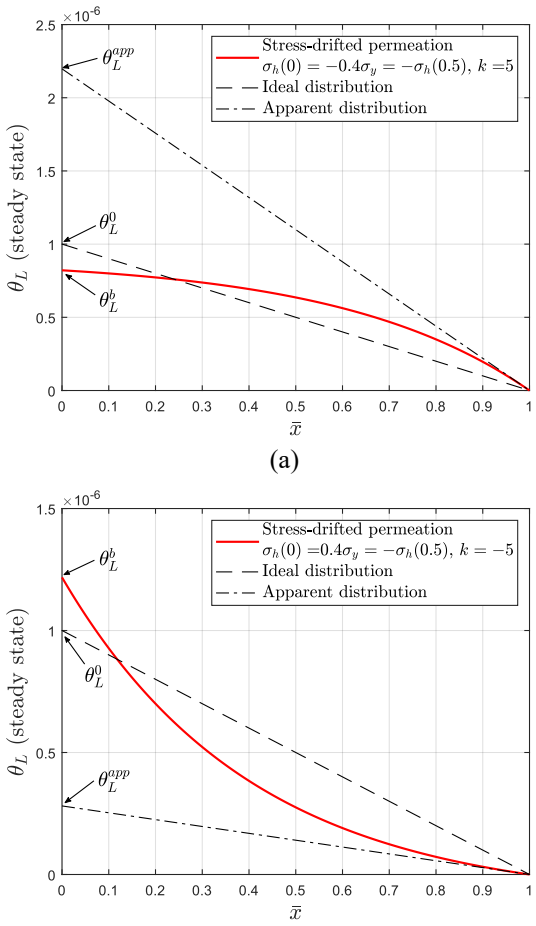


Figure 3. Steady state distribution of θ_L for different stress distributions.

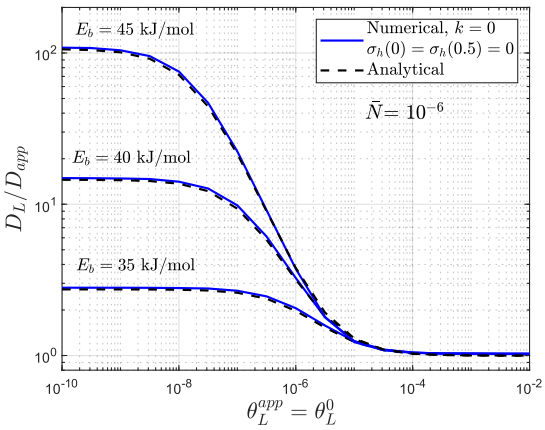


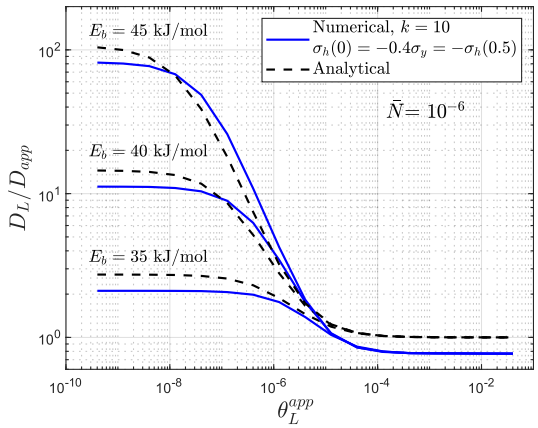
Figure 4. Comparison of numerical and analytical mapping without stresses.

Plotting D_L/D_{app} against the input occupancy θ_L^0, as in [3,9], two regions can be distinguished: a diffusivity delay independent of concentration at low occupancies and a decreasing trend as traps are progressively saturated. The latter regime can be directly fitted to obtain a N_T value. More details of the permeation regimes can be found in Raina et al. (2017) [3].

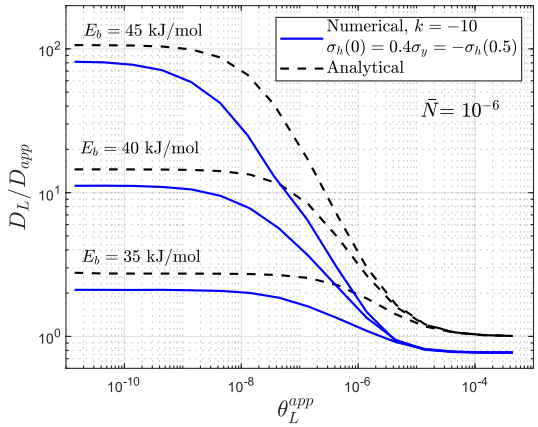
In the absence of stresses, as shown in Figure 4, the analytical solution perfectly matches the numerical FE solution. This map is constructed with three intermediate binding energies and for each energy with an array of 17 values of θ_L^0 from 10^{-10} to 10^{-2}. Thus, the analytical mapping can be used to exactly fit N_T and E_b. Two possible strategies for plotting the y-axis of permeation maps are: (i) to extract D_L from literature or atomistic calculations, (ii) to consider the lattice diffusivity as the permeation D_{app} in the high-concentration regime where trapping effects can be neglected. The following subsections explore, for the sake of brevity, only the extreme stress distributions plotted in Figure 1: a compressive stress in the surface with a high positive k (Figures 5.a and 6.a) and a tensile stress in the surface with a high negative k (Figures 5.b and 6.b).

3.1. Mapping with theoretical lattice diffusivity

The acceleration of apparent diffusivity when a large tensile region is present shifts the numerical map towards lower D_L/D_{app} values (Figure 5.a). Thus, D_{app} can be even lower than the theoretical D_L in the high-concentration regime, i.e. for very high θ_L^{app}.



(a)



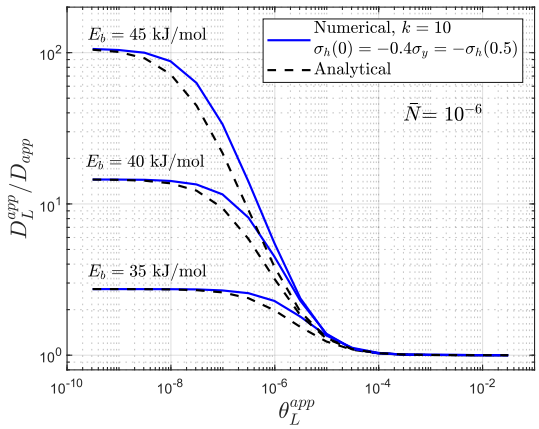
(b)

Figure 5. Numerical and analytical mapping with (a) surface compression and (b) surface tension, and high stress gradients. Theoretical D_L is considered.

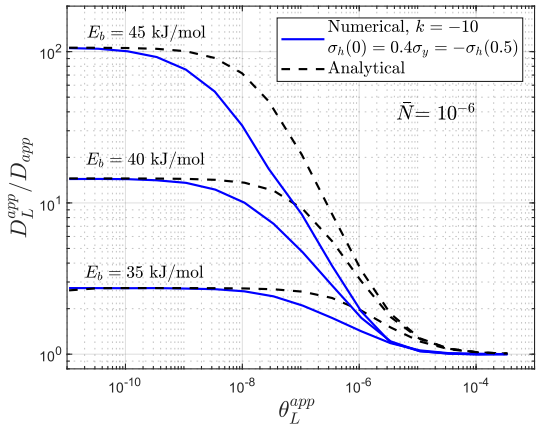
Figure 5.b plots the influence of a high negative k value for compressive values at the surface. Observing the slope in the intermediate regime the analytical prediction underestimates D_L/D_{app} for positive k values and overestimates this delay for negative k, which is explained by the higher tensile and compressive stresses, respectively. However, for the low occupancy and for the very high occupancy regimes, i.e. the left and right extremes of the map, the analytical expression overestimates D_L/D_{app} for all the studied stress distributions.

3.2. Mapping with experimental lattice diffusivity

To avoid the analytical overestimation of D_L/D_{app}, the theoretical D_L is substituted by D_L^{app}, which is determined from high values of θ_L^{app}, i.e. $D_L^{app} = D_{app}\left(\theta_L^{app} \geq 10^{-3}\right)$. As shown in Figure 6, this strategy facilitates a better matching between analytical map (without stress influence) and numerical map (stress-drifted permeation). However, the slope in the intermediate regime still deviates significantly for high stress gradients.



(a)



(b)

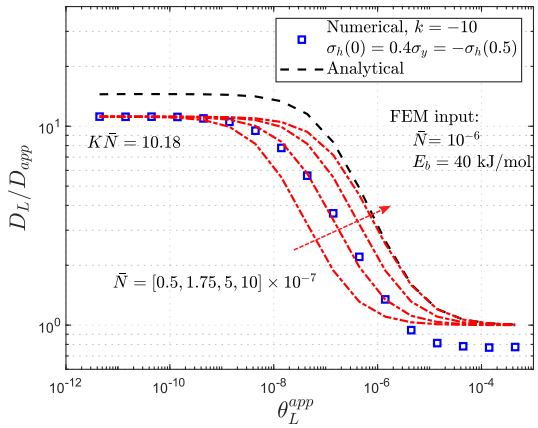
Figure 6. Numerical and analytical mapping with (a) surface compression and (b) surface tension, and high stress gradients. Apparent D_L is considered.

4. CONSEQUENCES IN CRACK MODELLING

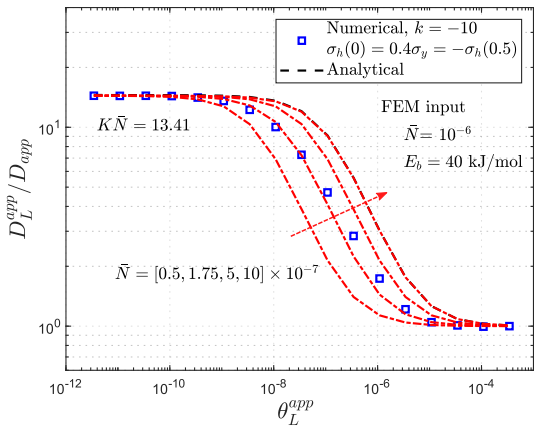
With the aim of analysing the implications of inaccurate fitting due to the presence of stress gradients in pre-deformed permeation samples, a case study is mapped and the fitted parameters are used to simulate hydrogen trapping near a blunting crack tip.

4.1. Case study and fitting strategies

An intermediate binding energy, E_b = 40 kJ/mol, is simulated and the normalised trap density is assumed as $\bar{N} = 10^{-6}$. Following the mapping here adapted to stress-drifted permeation, the numerical results are fitted considering the strategies defined in section 3: (i) normalising results with the theoretical D_L or (ii) with the obtained D_L^{app} at high concentrations. To fit numerical results that reproduce a permeation test with a strong stress gradient, the limiting case $D_L/D_{app} = K\bar{N} + 1$ is considered for the low occupancy regime. Once $K\bar{N}$ is fitted, the analytical expression (3) is iterated with different $\bar{N}$ values (red dashed lines in Figure 7) and the best agreement in the slope is used to obtain K and thus E_b. For both fitting strategies, the analytic slope that fits the numerical values corresponds to a $\bar{N} = 1.75\times10^{-7}$, which is only 0.175 times the exact trapping density.



(a)



(b)

Figure 7. Fitting strategies for the case study: (a) with theoretical D_L and (b) with apparent D_L.

When $K\bar{N}$ is fitted in the D_L/D_{app} y-axis, a lower value is observed in comparison to alternative strategy with D_L^{app}/D_{app}. However, this difference produces a slight difference in the binding energies (43.56 and 44.23 kJ/mol, respectively). It must be highlighted that the second fitting strategy, despite the apparent matching, produces a higher deviation from the actual E_b value of 40 kJ/mol. This is explained by the fact that in the first scenario the actual D_L value (here the FE input) is known, whereas in the second it is just inferred from the permeation output.

4.2. Hydrogen concentrations near a crack tip

A boundary layer approach for a blunting crack tip is considered to analyse the effects of trapping features on hydrogen concentration profiles. Remote displacements from Linear Elastic Fracture Mechanics are applied at an outer radius of R = 150 mm, considering plane strain conditions, an initial crack tip opening of b_0 = 10 µm, and a ramp load of K_I = 89.2 MPa$\sqrt{\text{m}}$ applied during 1.3 or 130 s; strain-rate effects as proposed by Krom et al. (1999), are also implemented [10]. A medium-strength steel is simulated with a yield stress of 600 MPa and a power-law hardening with an exponent of n = 0.05. Young modulus and Poisson's ratio are E = 207 GPa and ν = 0.3, respectively. Values of D_L, N_L and $\bar{V}_H$ are the same than for permeation simulations (Table 1), except for S3 where $D_L = D_L^{app} = 5.93\times10^{-9}$ m^2/s, and the trap features are assumed from three different scenarios (Table 2), as shown in previous section. The dependency of N_T on the plastic strain follows [1,4]. At the crack tip, where high values of ε^p are expected, the normalised trap density will tend to $\bar{N} = 3.57\times10^{-7}$. As previously found, for a high gradient ($k = -10$) the trapping density is underestimated by a factor of 0.175, which is reproduced in S2 and S3 (Table 2).

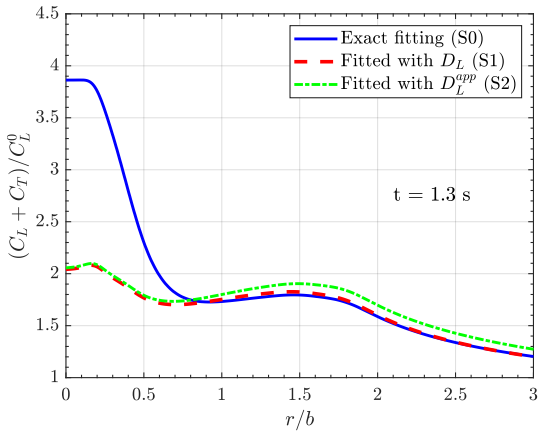
Table 2. Fitting scenarios for trapping features.

S0	$E_{b,1}$ [kJ/mol]	40
	$\log N_{T,1}$ [traps/m^3]	$23.26-2.33\exp(-5.5\varepsilon^p)$
S1	$E_{b,2}$ [kJ/mol]	43.56
	$N_{T,2}$ [traps/m^3]	$0.175\times N_{T,1}$
S2	$E_{b,3}$ [kJ/mol]	44.23
	$N_{T,3}$ [traps/m^3]	$0.175\times N_{T,1}$

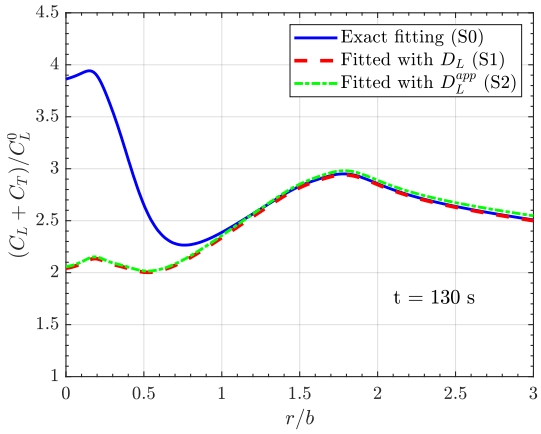
The input hydrogen concentration is given by $\theta_L^0 = 10^{-7}$, so an intermediate behaviour between diluted and saturated regimes is expected; the bulk is assumed to be in initial equilibrium: $\theta_L(t=0) = \theta_L^0$. The stress-dependency of boundary conditions is also modelled. This transport model is implemented in a UMATHT subroutine in ABAQUS. More details can be found in Diaz et al. (2016) [6].

Results in Figure 8 show the distribution of total hydrogen, as the sum of C_L and C_T, for the values that

correspond to an ideal exact fitting (S0) and the other two scenarios whose parameters have been previously obtained. The distance from the crack tip (r) is normalised by the crack tip opening at the end of loading (b = 47 μm). In order to capture the influence of inaccurate fitting at high and slow loading rates, simulations are performed for a loading time of 1.3 and 130 s. It is observed that the underestimation of trapping density for S1 and S2 results in an underprediction of trapped hydrogen at the crack tip, where plastic strain is maximum. Even though the definition of diffusible hydrogen that is involved in embrittlement is specific to each situation, the different fitting scenarios predict different magnitude and locations for the total hydrogen peak.



(a)



(b)

Figure 8. Hydrogen distribution near a crack tip at the end of the load: (a) 1.3, (b) 130 s, considering different fitting strategies.

5. CONCLUSIONS

A simple 1D numerical model has been developed and implemented in a FE element Matlab code to reproduce hydrogen permeation in metals including two features that have been usually overlooked in the permeation analysis of pre-deformed samples: (i) a boundary condition that depends on hydrostatic stress, and (ii) hydrostatic stress gradients from residual stresses induced by pre-deformation.

The influence of hydrostatic stress distributions shifts the permeation mapping and, as illustrated in the case study in Section 4, invalidates the analytical fitting of trap densities and binding energies. The deviation in these parameters also has important consequences in the prediction of local concentrations near a crack tip, which is crucial for the understanding and modelling of hydrogen embrittlement.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors gratefully acknowledge financial support from the Ministry of Economy and Competitiveness of Spain through gran RTI2018-096070-B-C33.

REFERENCES

[1] P. Sofronis, R.M. McMeeking, Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip, J. Mech. Phys. Solids. 37 (1989) 317–350.

[2] A. McNabb, P.K. Foster, A new analysis of the diffusion of hydrogen in iron and ferritic steels, Trans. Metall. Soc. AIME. 227 (1963) 618–627.

[3] A. Raina, V.S. Deshpande, N.A. Fleck, Analysis of electro-permeation of hydrogen in metallic alloys, Philos. Trans. A. Math. Phys. Eng. Sci. 375 (2017) 20160409.

[4] A.J. Kumnick, H.H. Johnson, Deep trapping states for hydrogen in deformed iron, Acta Metall. 28 (1980) 33–39.

[5] R.D. Skeel, M. Berzins, A Method for the Spatial Discretization of Parabolic Equations in One Space Variable, SIAM J. Sci. Stat. Comput. 11 (1990) 1–32..

[6] A. Díaz, J.M. Alegre, I.I. Cuesta, Coupled hydrogen diffusion simulation using a heat transfer analogy, Int. J. Mech. Sci. 115–116 (2016).

[7] N.-Y. Ye, M. Cheng, S.-H. Zhang, Effect of Cold Rolling Parameters on the Longitudinal Residual Stress Distribution of GH4169 Alloy Sheet, Acta Metall. Sin. (English Lett. 28 (2015) 1510–1517.

[8] N.A. Fleck, K.L. Johnson, Towards a new theory of cold rolling thin foil, Int. J. Mech. Sci. 29 (1987) 507–524.

[9] A. Díaz, A. Zafra, E. Martínez-Pañeda, J.M. Alegre, J. Belzunce, I.I. Cuesta, Simulation of hydrogen permeation through pure iron for trapping and surface phenomena characterisation, Theor. Appl. Fract. Mech. 110 (2020) 102818.

[10] A.H.M. Krom, R.W.J. Koers, A. Bakker, Hydrogen transport near a blunting crack tip, J. Mech. Phys. Solids. 47 (1999) 971–992.

MODELO MULTIAXIAL DE FATIGA POR FRETTING CONSIDERANDO LA TRAYECTORIA DE LA GRIETA

Diego Erena[1], Jesús Vázquez[1], Carlos Navarro[1], Jaime Domínguez[1]
[1] Universidad de Sevilla, Escuela Técnica Superior de Ingenieros, Departamento de Ingeniería Mecánica y Fabricación, Camino de los Descubrimientos s/n, C.P. 41092, España.

RESUMEN

Este trabajo se basa en un modelo de predicción de vida a fatiga, previamente desarrollado por los autores, donde se combinan las fases de iniciación y propagación sin definir a priori donde termina una y empieza la otra. Para mejorar dicho modelo se han incluido nuevas variables del problema. Estas nuevas variables se introducen gracias al método de elementos finitos extendido (XFEM). El modelo puede clasificarse como uno de longitud de iniciación de grieta variable: las fases de iniciación y propagación de la grieta se calculan en función de la longitud de iniciación y la orientación de la grieta. Entre todas las grietas posibles, la combinación de la vida de iniciación y propagación que produce el valor mínimo se considera como la vida a fatiga. Además, en esta nueva propuesta la dirección de la grieta se determina automáticamente mediante un criterio basado en el parámetro de fatiga multiaxial de Smith-Watson-Topper en ambas fases de la grieta. El modelo se aplica a una campaña experimental de ensayos de fatiga por fretting, y se obtiene una excelente correlación con las vidas de fatiga por fretting y las trayectorias de grieta.

PALABRAS CLAVE: fatiga por fretting; modelo de vida a fatiga; iniciación de grietas; propagación de grietas; XFEM.

ABSTRACT

This work is based on a fatigue life prediction model previously developed by the authors where the initiation and propagation phases are combined without defining a priori when the first one finishes and the second one begins. To improve this model, new problem variables have been included. These new variables are introduced thanks to the extended finite element method (XFEM). The model can be classified as a variable crack initiation length: the crack initiation and crack propagation phases are calculated as a function of the crack initiation length and orientation. Among all the feasible cracks, the combination of initiation and propagation life producing the minimum value is considered as the fatigue life. Besides, in this new proposal the crack direction is automatically determined by means of a Smith-Watson-Topper based criterion in both crack phases. The model is applied to an experimental campaign of fretting fatigue tests, and excellent correlation is obtained with fretting fatigue lives and crack paths.

KEYWORDS: fretting fatigue; fatigue life model; crack initiation; crack propagation; XFEM.

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga por fretting es un fenómeno de daño común en muchos componentes de ingeniería. Aparece en uniones mecánicas sometidas a fuerzas variables en el tiempo. En estas condiciones de carga, se producen pequeños desplazamientos relativos oscilantes entre las superficies de contacto. Estos desplazamientos relativos producen pequeñas grietas superficiales. En muchas situaciones, además de las fuerzas de contacto, se incluye una tensión remota en el componente, que es responsable de un proceso de propagación de grietas más acelerado. En tales circunstancias, el fenómeno se denomina fatiga por fretting [1].

El fretting es un problema que afecta a muchos componentes aeronáuticos. Debido a este hecho, se han propuesto una cantidad considerable de modelos de vida de fatiga por fretting. La variedad de modelos es amplia, pero como regla general se puede hacer una división importante entre aquellos modelos que consideran sólo la fase de iniciación de la grieta [2], los que sólo tienen en cuenta la fase de propagación y los modelos que combinan ambas fases [3]-[4]. Una dificultad que surge en cualquier modelo de fatiga es la elección de la longitud de iniciación de la grieta, considerando esta longitud como aquella en la que termina la iniciación de la grieta y comienza la fase propagación de la misma. La mayoría de los modelos de fatiga consideran una longitud de iniciación de grieta fija. Además, y más específicamente en el caso del fretting, la mayoría de los modelos de vida propuestos asumen que la grieta es perpendicular a la superficie de contacto, tanto en la fase de iniciación como en la de propagación de la grieta.

En anteriores trabajos de los autores, se han desarrollado modelos que combinan las fases de iniciación y propagación de la grieta sin definir la longitud de iniciación de la grieta, obteniéndose el valor como parte del proceso [5]. En dichos modelos se asume que la grieta

es perpendicular a la superficie en ambas fases. Posteriormente, se propusieron nuevas aproximaciones, basadas en parámetros de planos críticos de fatiga multiaxial, para predecir la trayectoria inicial de la grieta o la trayectoria posterior de propagación, pero en esos trabajos no se intentó predecir la vida a fatiga [6]. Más recientemente, tanto la fase de iniciación como la de propagación de la grieta fueron modeladas considerando que la grieta puede tomar un ángulo arbitrario con respecto a la superficie, pero la longitud de iniciación de la grieta se fijó en un valor determinado [7].

Debido al estado de tensión/deformación multiaxial y no proporcional en el fretting, especialmente en la zona cercana al contacto, es una práctica común el uso de enfoques de planos críticos multiaxiales para predecir la fase de iniciación de la grieta. Entre la amplia variedad de parámetros de plano crítico multiaxial disponibles, el parámetro de Smith-Watson-Topper (SWT) ha demostrado tener un buen comportamiento en el caso específico de la fatiga por fretting [8]. Por otro lado, la fase de propagación de la grieta en el fretting se suele modelar mediante enfoques basados en la mecánica de la fractura.

A la vista de los trabajos anteriores de los autores, el presente puede considerarse como una extensión de todos ellos. Al igual que en los trabajos anteriores, en éste se combinan las fases de iniciación y propagación de la grieta para obtener una longitud de iniciación de la grieta no fija, pero aquí la dirección, tanto de iniciación como de propagación de la grieta se determina automáticamente en función del parámetro de SWT, creando así un modelo de fatiga basado en grietas autodirigidas. El modelo propuesto se aplica a una campaña experimental de ensayos de fatiga por fretting, y se obtienen muy buenos resultados, no sólo en la predicción de las vidas de fatiga, sino también en términos de predicción de las trayectorias de las grietas.

2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Tabla 1. Configuración de ensayos analizados.

Test	N (N)	Q (N)	σ(Mpa)	N_f(Cycles)	
1	4217	1543	110	88216	89376
2	5429	971	110	112165	126496
3	5429	1543	110	87481	82559
4	3006	971	150	60040	59234
5	3006	1543	150	19223	39408
6	3006	2113	150	34904	41002
7	4217	1543	150	50369	39001
8	5429	971	150	47737	51574
9	5429	1543	150	50268	39202

Los resultados experimentales analizados en el presente documento han sido realizados en nuestro laboratorio y extraídos de la referencia [9]. Donde además puede encontrarse una descripción completa del equipo de ensayos, así como de la geometría de las probetas empleadas. Las configuraciones estudiadas en el presente trabajo se muestran en la tabla 1**.** El material empleado es Al 7075-T651, ampliamente utilizado en la fabricación de componentes aeronáuticos. Los principales parámetros de este material se muestran en la tabla 2.

Tabla 2. Propiedades mecánicas Al 7075-T651.

Módulo de Young	E	71 GPa
Coeficiente de Poisson	ν	0.33
Límite elástico	σ_y	503 MPa
Límite de rotura	σ_u	572 MPa
Umbral de crecimiento de grieta	ΔK_{th}	2.2 MPa√m
Coeficiente ley de Paris	C	8.831·10-11
Exponente ley de Paris	m	3.322
Coef. Resistencia a fatiga	σ_f'	995.4 MPa
Coef. Ductilidad a fatiga	ε_f'	0.0994
Exp. Resistencia a fatiga	b	-0.0941
Exp. Ductilidad a fatiga	c	-0.578

3. MODELO NUMÉRICO

Los ensayos mostrados en la tabla 1 se han modelado en el software Abaqus utilizando el método de los elementos finitos y la versión ampliada para modelar grietas en una malla única (XFEM). Tanto las dimensiones del modelo empleado como la secuencia de cargas se muestran en la figura 1**.** Donde $Q^* = {}^{Q}/_{t}$ y $N^* = {}^{N}/_{t}$, siendo t el espesor de la probeta e igual a 8 milímetros, a_H es el semiancho de contacto según Hertz, c delimita la zona de adhesión y e es la excentricidad producida por la tensión remota, σ.

Para mallar la geometría se han empleado elementos de tipo cuadrado con características de deformación plana. El par de contacto se define utilizando el algoritmo maestro-esclavo para el contacto entre dos superficies. Se considera la formulación de los multiplicadores de Lagrange en el par de contacto para definir el comportamiento incluyendo la fricción de las piezas en contacto (μ=0.75). El contacto de las caras de la grieta en el modelo XFEM se considera sin fricción.

El tamaño de la malla es de 1 μm x 1 μm alrededor del borde de contacto y aumenta hasta 10 μm x 10 μm en la zona en la que se espera que propague la grieta. De esta manera, es posible capturar los fuertes gradientes que aparecen cerca del contacto y en el caso de la etapa de propagación de la grieta obtener con mayor precisión los factores de intensidad de tensión (FIT).

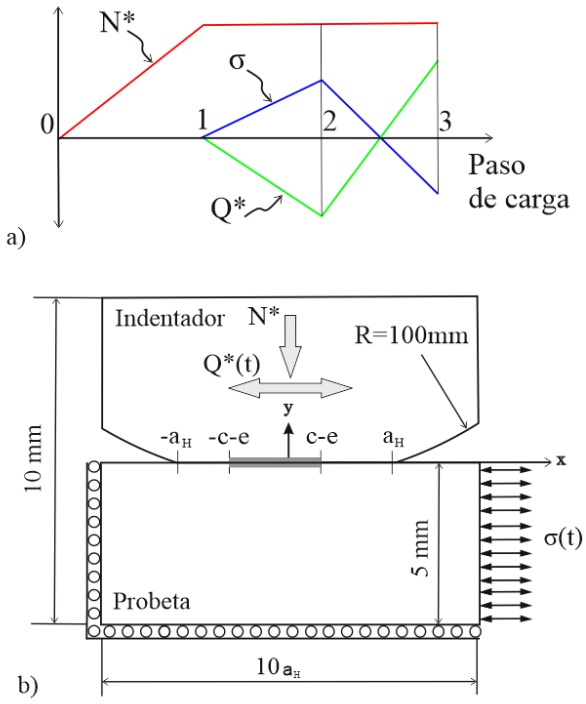


Figura 1. a) secuencia de cargas, b) parámetros principales del modelo numérico.

4. MODELO DE FATIGA.

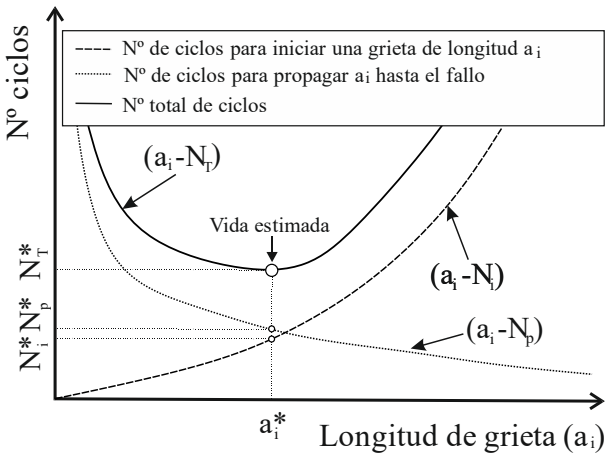


Fig. 2. Ejemplo de curvas obtenidas aplicando el modelo de fatiga.

El modelo de fatiga propuesto es una mejora de uno ya desarrollado por los autores. El primer método combina por separado las fases de iniciación y propagación de las grietas, sin necesidad de predefinir la longitud de la grieta en la que termina la iniciación y comienza la propagación, a^*_i. La fase de iniciación analizaba el número de ciclos para generar una grieta de una determinada longitud, a_i, mediante el campo de tensión/deformación a lo largo de una trayectoria perpendicular a la superficie de la probeta y que emana del borde del contacto. El número de ciclos para generar esta grieta se obtiene a partir de unas curvas de Coffin-Manson modificadas (ε-N) que se obtienen de acuerdo al procedimiento descrito en [11]. El resultado es una curva del tipo $(a_i\text{-}N_i)$, que representa el número de ciclos necesarios para iniciar/nuclear una grieta de longitud a_i (véase la figura 2).

En la fase de propagación, se obtiene el número de ciclos para propagar la grieta inicial anterior, a_i, hasta el fallo, mediante métodos basados en la mecánica de la fractura. Una vez integrada una ley de crecimiento desde una grieta inicial a_i hasta el fallo, el resultado es una curva del tipo $(a_i\text{-}N_p)$ (ver figura 2).

Finalmente la suma de estas dos curvas $(a_i\text{-}Ni)+(a_i\text{-}N_p)$ dan lugar a la curva $(a_i\text{-}N_T)$. Esta curva debe entenderse como la vida total estimada en función de la longitud de grieta considerada para delimitar las fases de iniciación y propagación, a_i. El mínimo de la curva se considera como la estimación de la vida a fatiga, $N_T^* = N_i^* + N_p^*$, ya que es el valor más desfavorable y conservador de todas las combinaciones posibles, y la longitud correspondiente a este mínimo es la longitud propia de iniciación de la grieta, a_i^*, para el caso analizado.

4.1 Fase de iniciación de la grieta.

En este apartado se define el nuevo procedimiento llevado a cabo para construir las curvas $(a_i\text{-}N_i)$ de cada ensayo. Trabajos recientes de los autores han demostrado la capacidad del parámetro SWT para predecir la orientación inicial de la grieta y también su posterior dirección de propagación en problemas de fatiga por fretting [7].
El procedimiento se describe a continuación. La ecuación que define el parámetro SWT para el caso de estados de carga no proporcionales se muestra en la ecuación 1 [10].

$$SWT = \left(\sigma_n \frac{\Delta\varepsilon}{2}\right)_{max} \quad (1)$$

Donde σ_n y $\Delta\varepsilon$ son la tensión y el rango de la deformación normal al plano a lo largo del ciclo de carga. El valor del parámetro SWT es el producto de estos parámetros en la orientación donde es máximo.

La figura 3 muestra una representación esquemática del método propuesto basado en el cálculo del parámetro SWT con algunas modificaciones. En primer lugar, es necesario definir un punto en la superficie donde potencialmente podría nuclearse una grieta, en este trabajo este punto se obtiene siempre cerca del borde de contacto ($x/a_H = 1$). Este punto crítico se considera como el origen de diferentes planos materiales distribuidos homogéneamente entre $\theta_i = 90°$ y $\theta_i = -90°$ para un radio fijo a_i. El radio o longitud a_i de la zona de influencia representa la longitud inicial de la grieta para la que se obtendrá el parámetro SWT. La orientación, θ_i representa todas las direcciones posibles de la grieta. Ahora, el parámetro SWT se calcula a lo largo de cada una de las

líneas (definidas por θ_i), pero con la novedad de que, la orientación del plano material considerada para evaluar el parámetro no es la crítica, es decir, según la ecuación 1, sino la que coincide con la orientación impuesta por θ_i. Por ejemplo, para el plano 0° (vertical) las tensiones y deformaciones utilizadas para obtener el parámetro SWT son σ_{xx} y ε_{xx} (perpendiculares a la línea/plano material), lo que potencialmente podría producir una grieta en dirección vertical. Con este procedimiento y promediando el valor de SWT a lo largo de cada plano se obtiene una distribución de SWT como la mostrada en la figura 3b.

Finalmente, el valor máximo del parámetro SWT obtenido de la figura 3b se utilizará para estimar la vida de iniciación para la longitud de la grieta a_i y la orientación correspondiente se define como $\theta_{i\text{-}c}(a_i)$. De aquí en adelante las referencias al parámetro SWT se refieren al valor máximo del parámetro según la figura 3b.

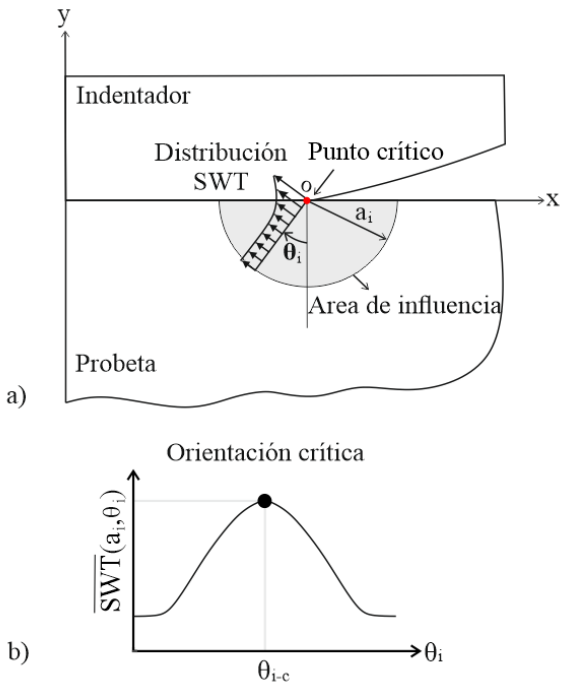


Fig. 3. a) Procedimiento para obtener el valor de SWT y la orientación de iniciación de la grieta a_i, b) Resultados obtenidos.

Con el valor del parámetro de SWT obtenido es posible obtener la vida de iniciación de las curvas de fatiga modificadas de acuerdo al procedimiento descrito en [11].

Con el par de datos obtenidos a_i y *Ni* se tiene un punto de la curva *(a_i-Ni).* Repitiendo el proceso para distintos valores de a_i, es posible generar la curva completa y además obtener las orientaciones de iniciación $\theta_{i\text{-}c}(a_i)$ para cada una de las longitudes.

4.2 Fase de propagación de la grieta.

La fase de propagación de grietas se estudia mediante XFEM con el software Abaqus. Esta técnica numérica permite la simulación de grietas, que se introducen después del proceso de mallado. Debido a esta característica, no es necesario desarrollar diferentes modelos con diferentes tamaños de grieta. Para estimar la vida de propagación de la grieta, los FIT en el modo I y II se calculan a través del método de la integral de interacción implementado en Abaqus. Una vez conocidos los FIT es posible estimar los ciclos de propagación de la grieta integrando por ejemplo la ley de crecimiento de Paris. Para tener en cuenta los dos modos de crecimiento, se obtiene un equivalente ΔK_{eq} utilizando la expresión propuesta por Tanaka et al [12].

$$\Delta K_{eq} = \sqrt[4]{\Delta K_I^4 + 8\Delta K_{II}^4} \quad (2)$$

El método de orientación en la fase de propagación es similar al empleado en la fase de iniciación, pero cambiando el punto crítico al frente de grieta de forma iterativa. Un esquema de la metodología propuesta se representa en la figura 4. El primer paso es introducir una longitud y orientación de grieta inicial en el modelo numérico, a_i en dirección $\theta_{i\text{-}c}$. Una vez resuelto numéricamente el problema y conocidos los campos de tensión/deformación, el procedimiento descrito anteriormente en la sección 4.1 se aplica ahora en la etapa de postproceso moviendo el punto crítico de la figura 3a a la punta de la grieta, O_1 en la figura 4a. En esta etapa, en lugar de evaluar el parámetro SWT a lo largo de los planos definidos por θ, el parámetro se evalúa en diferentes puntos por delante de la punta de la grieta a una distancia constante r^* (puntos negros en la figura 4a). Con esta modificación se evita el efecto de la singularidad en la punta de la grieta. La orientación con el valor más alto del parámetro SWT se considera la más propensa para propagar la grieta ($\theta_{p\text{-}c}$ en la figura 4b). Con la nueva orientación y definiendo el incremento de propagación de la grieta (Δa) se determina la siguiente trayectoria y el nuevo frente de grieta, siendo el siguiente punto crítico del método O_2. El procedimiento se repite hasta que la grieta llega al extremo opuesto de la probeta. Es importante señalar que el valor del parámetro r^* no juega un papel importante en la etapa de propagación. Debido a que los campos de tensiones y deformaciones en el frente de grieta son proporcionales a $1/\sqrt{r^*}$como se demuestra en la referencia [13]. Sin embargo, en el presente trabajo se considera un valor de 100 μm.

Para cada incremento de grieta, Δa, desde a_i hasta a_f se obtienen los FIT y se calcula el valor equivalente según la ecuación 2, integrando los valores de acuerdo a la ley de Paris (ecuación 3), es posible obtener los ciclos de propagación de la grieta inicial, a_i hasta el fallo (N_p). Durante el proceso incremental de propagación el perfil de la grieta se dibuja siguiendo las orientaciónes calculadas, $\theta_{p\text{-}c}$ *(a)*. Por tanto, el par de datos a_i y N_p obtenidos, definen un punto de la curva (a_i-N_p) de la figura 2. El procedimiento descrito debe repetirse para todas las longitudes de grieta inicial a_i definidas en la

sección de iniciación. Creando así la curva (a_i- N_p) de la figura 2.

$$\frac{da}{dN_p} = C(\Delta K)^m \quad (3)$$

Finalmente, el valor mínimo de la suma de ambas curvas (a_i- N_i) y (a_i - N_p) es la vida estimada (N_T*) para el ensayo concreto y su correspondiente longitud, *ai**, es la longitud de iniciación que define el punto de cambio de la fase de iniciación a la de propagación.

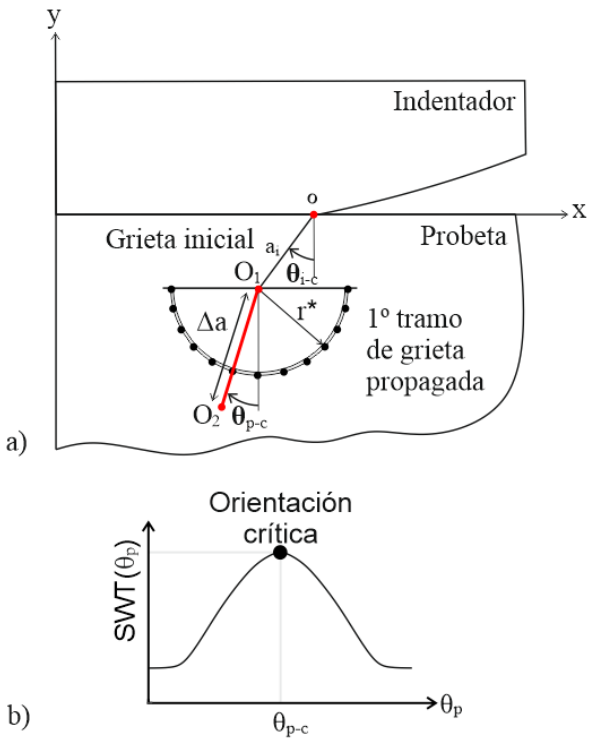


Fig. 4. a) Procedimiento para obtener la orientación de propagación de la grieta, b) Resultados obtenidos.

5. RESULTADOS

En esta sección se muestran y comentan los resultados obtenidos en cuanto a la estimación de la vida a fatiga para los ensayos de la tabla 1.

En el caso de la fase de iniciación de la grieta, se han analizado longitudes de iniciación de grieta, a_i, que van desde 10 µm hasta 150 µm. En el caso de la fase de propagación cada una de las grietas iniciales definidas anteriormente se propagan siguiendo el método propuesto, suponiendo incrementos de grieta de Δa_p=10µm hasta una profundidad total de grieta a=150µm e incrementos más grandes (Δa_p=100µm) cuando la grieta supera las 150 micras, de forma que se disminuya el costo computacional. Los valores de θ_{i-c} obtenidos, oscilan entre los 5 y los 9 grados. Estimando por tanto grietas que se inician con un cierto ángulo respecto a la vertical y no perpendiculares a la superficie de contacto. Los valores *ai** obtenidos oscilan entre los 20 y los 50 µm, resultados que son razonables y coherentes con el tamaño de grano del material y el parámetro de El-Haddad, ambos valores son de 50 µm.

Finalmente, en la figura 5 se representan las vidas totales a fatiga estimadas frente a las experimentales. Observando como en el rango de vidas estudiado las vidas estimadas están en buen acuerdo con las experimentales.

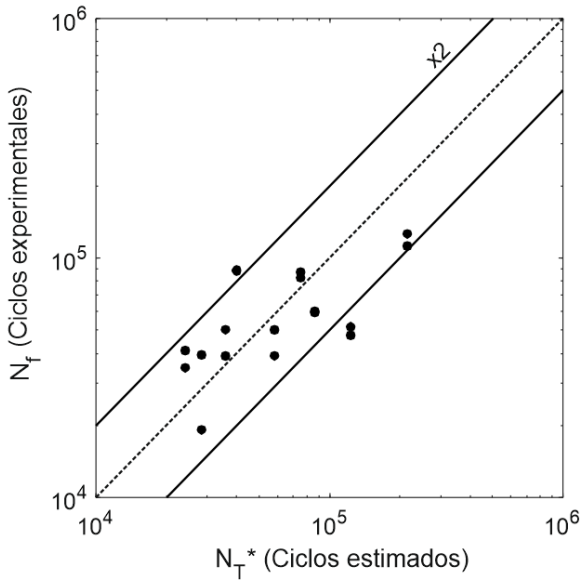


Fig. 5. Ciclos estimados vs. Ciclos experimentales.

6. CONCLUSIONES

El presente trabajo presenta un modelo de fatiga por fretting basado en el parámetro de plano crítico de SWT. Debido a la formulación del modelo, las decisiones sobre la orientación de la grieta, así como la longitud de la grieta en la que termina la fase de iniciación y comienza la fase de propagación, son estimadas por el modelo. Para ello, se ha analizado qué combinación de iniciación y propagación es la más desfavorable en términos de vida total. Además, el perfil de la grieta se dibuja durante el proceso de cálculo siguiendo el camino más desfavorable en base al parámetro de SWT. Las trayectorias de grieta obtenidas dibujan un perfil de grieta acorde con las observadas experimentalmente, proporcionando así también un sentido físico al modelo. Para estimar la vida a fatiga se ha utilizado la ley de propagación de Paris. A pesar de ser una aproximación muy simple, los resultados obtenidos son satisfactorios. Por lo que se ha desarrollado un modelo de fatiga por fretting capaz de unificar y relacionar la predicción de vida con la estimación del camino que dibuja la grieta.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento al Fondo Europeo de Desarrollo Regional, al Ministerio de Ciencia e Innovación y a la Agencia estatal de Investigación por la financiación del proyecto RTI2018-09659-B-100.

REFERENCIAS

[1] R. Waterhouse, Fretting fatigue. U.K: Applied science publishers; 1981.

[2] J. A. Araújo, D. Nowell, R. C. Vivacqua. The use of multiaxial fatigue models to predict fretting fatigue life of components subjected to different contact stress fields. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures (2004) 27:967–78.

[3] Y. Mutoh, J-Q Xu. Fracture mechanics approach to fretting fatigue and problems to be solved. Tribology International (2003) 36:99–107.

[4] C. Vallellano, J. Vázquez, A. Navarro, J. Domínguez. A micromechanical model for small fatigue crack growth: an approach based on two threshold conditions. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures (2009) 32:515–24.

[5] J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez. On the estimation of fatigue life in notches differentiating the phases of crack initiation and propagation. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures (2010) 33:22–36.

[6] C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez. Nucleation and early crack path in fretting fatigue. International Journal of Fatigue (2017) 100:602–10.

[7] D. Erena, J. Vázquez, C. Navarro, R. Talemi. Numerical study on the influence of artificial internal stress relief groove on fretting fatigue in a shrink-fitted assembly. Tribology International (2020) 151:106443.

[8] J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez. Analysis of fretting fatigue initial crack path in Al7075-T651 using cylindrical contact. Tribology International (2017) 108:87–94.

[9] V. Martín, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez. Fretting-Fatigue Analysis of Shot-Peened Al 7075-T651 Test Specimens. Metals (2019) 9:586.

[10] G. B. Marquis, D. F. Socie,. Multiaxial fatigue. (2003).

[11] C. Navarro, J. Vázquez, J. Domínguez. A general model to estimate life in notches and fretting fatigue. Engineering Fracture Mechanics (2011) 78(8): 1590-1601.

[12] K. Tanaka, Fatigue crack propagation from a crack inclined to the cyclic tensile axis, Engineering Fracture Mechanics (1974) 6(3): 493–507.

[13] L. Bohórquez, J. Vázquez, C. Navarro, J. Domínguez. On the prediction of the crack initiation path in fretting fatigue. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2019) 99:140–6.

CARACTERIZACIÓN DE LA INTERFASE EN UN ENSAYO A DOBLE CORTANTE PULL-PUSH USANDO UN PROBLEMA INVERSO Y LA MECÁNICA DE LA FRACTURA FINITA

M. Muñoz-Reja, L. Távara*, V. Mantič

Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Escuela Técnica Superior de Ingeniería
Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos s/n, 41092 Sevilla, España
Persona de contacto: ltavara@us.es

RESUMEN

El criterio acoplado de la Mecánica de la Fractura Finita (CCFFM por sus siglas en inglés) aplicada al Modelo de Interfase Elástica-Lineal Frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) ha mostrado ser una herramienta robusta y fiable para la caracterización del inicio y crecimiento de grietas de interfase a diferentes escalas. En el presente trabajo se usa este enfoque para analizar el comportamiento de las grietas que aparecen en la unión adhesiva presente entre una lamina de refuerzo de material compuesto y un bloque de hormigón en el ensayo de doble cortante pull-push. El estudio incluye el uso de la solución analítica de este problema (basada en un modelo de viga de Timoshenko) y resultados experimentales con diferentes configuraciones, para formular un problema inverso con la finalidad de obtener la resistencia y la tenacidad a la fractura necesarios para caracterizar la interfase. También se analizan modelos numéricos que incluyen las propiedades obtenidas en el problema inverso y que permiten estudiar no solo el inicio sino también la propagación de las grietas de interfase.

PALABRAS CLAVE: CCFFM, LEBIM, ensayo a cortante pull-push, problema inverso.

ABSTRACT

The Coupled Criterion of Finite Fracture Mechanics (CCFFM) applied to the Linear Elastic-(perfectly) Brittle Interface Model (LEBIM) has proven to be a robust and reliable tool for the characterization of interface crack onset and growth at several scales. In the present investigation, this formulation is used to analyse the interface crack behaviour in the adhesive joint between a composite laminate (reinforcement) and a concrete block in the double pull-push shear test. The study includes the use of an analytical solution of the problem (based on a beam model) together with experimental data of several test configurations as input for an inverse problem with the aim to estimate the interface strength and toughness that characterize the interface. Numerical models including previous obtained parameters are also analysed. These models allow the study of interface crack onset and propagation.

KEYWORDS: CCFM, LEBIM, Double pull-push shear test, inverse problem.

1. INTRODUCCIÓN

En muchas aplicaciones prácticas, la zona de unión entre sólidos se puede modelar como una capa de muelles elástico-lineales que permiten estudiar el fallo de la unión/interfase. Aunque estos modelos son conocidos desde hace tiempo, recientemente algunos autores han usado este modelo junto con un criterio de fallo adecuado para obtener soluciones analíticas de uniones estructurales con diferentes configuraciones geométricas, de material y parámetros de carga [1, 2, 3, 4].

Tomando como referencia la misma idea, los autores han propuesto implementaciones numéricas del modelo de interfase elástica lineal frágil (LEBIM por sus siglas en inglés) [3, 5]. Los códigos desarrollados en estos trabajos han mostrado ser una herramienta eficiente y robusta para estudiar el fallo de las interfases en problemas a diferentes escalas.

Debido a su sencillez, en el LEBIM se relacionan directamente tres propiedades mecánicas: la energía de fractura, la resistencia y la rigidez en la interfase. Por tanto, si dos de ellas se definen la tercera queda fijada también. Usualmente se imponen la resistencia y la tenacidad a la fractura, lo que puede conllevar a interfaces con una flexibilidad mayor a la real. Una forma de eliminar este comportamiento, es la aplicación del criterio acoplado de la mecánica de la fractura finita (CCFFM por sus siglas en inglés) al LEBIM, que permitiría que la rigidez se convierta en una variable independiente [2]. La teoría de la CCFFM propone que se deben cumplir de manera conjunta un criterio energético y un criterio tensional, ver [6, 7].

En el presente trabajo, se usa el CCFFM aplicado al LEBIM (CCFFM + LEBIM) implementado en un código numérico basado en el método de los elementos de contorno (BEM por sus siglas en inglés) [3, 5, 8]. De manera especifica, en este trabajo se estudia un modelo del

ensayo a doble cortante pull-push (DPPST por sus siglas en inglés) con la finalidad de comparar los resultados numéricos obtenidos con soluciones analíticas y también con datos experimentales. Para este propósito se usan los datos de la campaña experimental de Yuan et al. [9]. Los estudios incluyen un problema inverso que permite obtener la resistencia y propiedades de fractura de la unión.

2. CCCFM+LEBIM

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: $\sigma(x) = k_n\delta_n(x)$ y $\tau(x) = k_t\delta_t(x)$, donde $\sigma(x)$ y $\tau(x)$ son las tensiones normales y tangenciales en cualquier punto "x", k_n y k_t son la rigidez normal y tangencial de la interfase y δ_n y δ_t son los desplazamientos normales y tangenciales [3, 5]. Así, el módulo del vector tensión en cada punto x se puede expresar como:

$$t(x) = \sqrt{\sigma^2(x) + \tau^2(x)} \tag{1}$$

La correspondiente tasa de liberación de energía (ERR por sus siglas en inglés) por unidad de área en modo mixto de fractura en cada punto no dañado viene dado por [1, 3, 5]:

$$\begin{aligned} G(x) &= G_I(x) + G_{II}(x) \\ &= \frac{\langle\sigma(x)\rangle_+\langle\delta_n(x)\rangle_+}{2} + \frac{\tau(x)\delta_t(x)}{2} \\ &= \frac{\langle\sigma(x)\rangle_+^2}{2k_n} + \frac{\tau^2(x)}{2k_t}, \end{aligned} \tag{2}$$

donde el operador de Macaulay $\langle\cdot\rangle_+ = \frac{(\cdot)+|\cdot|}{2}$ indica la parte positiva de un número real. De acuerdo a la ecuación (2), si existen tensiones de compresión en la interfase la ERR queda definida como $G = G_{II}$.

La mixticidad del modo de fractura basada en la energía en cada punto x se define usando el ángulo $\psi(x)$ [3]:

$$\tan\psi(x) = \frac{1}{\sqrt{\kappa}}\frac{\tau(x)}{\sigma(x)} \quad \text{with} \quad \kappa = \frac{k_t}{k_n}. \tag{3}$$

En el CCFFM, los criterios tensional y energético deben cumplirse simultáneamente. De manera especifica el criterio tensional se impone a lo largo de un segmento finito de la interfase sin daño en cada punto x, desde $x = 0$ hasta $x = \Delta a$ [6]. El criterio tensional se puede reescribir de forma adimensional como:

$$\begin{aligned} &\frac{\sigma_{\text{nom}}}{\sigma_{\text{c,ch}}} \geq s(x) \overset{\text{def}}{=} \frac{\hat{t}_c(\psi(x))}{\hat{t}(x)} \quad \forall\, x \in [0, \Delta a], \\ &\text{con} \quad \hat{t}(x) = \frac{t(x)}{\sigma_{\text{nom}}} \quad \text{y} \quad \hat{t}_c(\psi(x)) = \frac{t_c(\psi(x))}{\sigma_{\text{c,ch}}}, \end{aligned} \tag{4}$$

donde $t_c(\psi(x))$ es el módulo del vector tensión crítico que es función del modo de fractura en cada punto sin daño x; σ_{nom} es la tensión nominal aplicada que depende de cada problema; $\sigma_{\text{c,ch}}$ es un parámetro que caracteriza la resistencia de la interfase. Nótese que $t_c(\psi(x))$ se puede expresar usando diferentes criterios de fallo tensionales [3]. En particular en el presente trabajo se ha usado un criterio fenomenológico basado en la expresión propuesta por Hutchinson y Suo [10]. Aunque esta ley fue propuesta originalmente como criterio de fallo energético, su uso en el LEBIM y LEBIM+CCFFM es natural debido a que los criterios de fallo tensional y energético se pueden relacionar usando (2). Por ello, en este trabajo se usa la misma ley fenomenológica para ambos criterios energético y tensional.

El criterio energético incremental esta basado en un balance de energía que considera el cambio de energía entre el estado previo y posterior al avance finito Δa de la grieta. Este balance se expresa como la disminución de energía potencial $-\Delta\Pi(\Delta a)$ y energía disipada durante el crecimiento finito instantáneo de la grieta $\Delta R(\Delta a)$ [7, 11]:

$$\begin{aligned} -\Delta\Pi(\Delta a) \geq \Delta R(\Delta a) \quad &\text{ó} \\ \int_0^{\Delta a} G(a)\,\mathrm{d}a \geq \int_0^{\Delta\xi} G_c(\psi(\xi))\,\mathrm{d}\xi \end{aligned} \tag{5}$$

donde $G(a)$ es la ERR asociada al vértice de la grieta en la interfase en $x = a$, obtenido usando (2). $G_c(\psi(\xi))$ es la energía de fractura asociada en el mismo punto $\xi = a$. Como se ha comentado previamente, aunque se pueden usar diferentes criterios de fallo en este trabajo se usa la ley propuesta por Hutchinson y Suo, también en el criterio energético. El criterio energético también se puede escribir en términos adimensionales definiendo una energía de fractura característica de la interfase $G_{\text{c,ch}}$ y una rigidez característica de la interfase k_{ch},

$$\frac{\sigma_{\text{nom}}^2}{2k_{\text{ch}}}\int_0^{\Delta a}\hat{G}(a)\,\mathrm{d}a \geq G_{\text{c,ch}}\int_0^{\Delta a}\hat{G}_c(\psi(\xi))\,\mathrm{d}\xi \tag{6}$$

El parámetro adimensional $\mu = \frac{2G_{\text{c,ch}}\,k_{\text{ch}}}{\sigma_{\text{c,ch}}{}^2}$ caracteriza la rigidez de la interfase, cf. [2]. Por tanto el criterio energético puede reescribirse como:

$$\frac{\sigma_{\text{nom}}}{\sigma_{\text{c,ch}}} \geq \sqrt{\mu\, g(\Delta a)} \tag{7}$$

Combinando ambos criterios en (4) y (7), el CCFFM + LEBIM se puede reescribir como:

$$\frac{\sigma_{\text{nom,c}}}{\sigma_{\text{c,ch}}} = \min_{\Delta a}\max\left\{s(\Delta a),\ \sqrt{\mu\, g(\Delta a)}\right\}, \tag{8}$$

donde $\sigma_{\text{nom,c}}$ es la carga mínima que satisface ambos criterios y provoca una grieta de longitud $a_{\text{crit}} = \Delta a$. Nótese que $G_{\text{c,ch}}$, $\sigma_{\text{c,ch}}$ y k_{ch} se escogen conforme al modo de fractura predominante del problema.

En el problema analizado en el presente trabajo, DPPST, prevalece el modo II de fractura [12]. Por ello los parámetros característicos usados son: $G_{\text{c,ch}} = G_{\text{IIc}}$, $\sigma_{\text{c,ch}} = \tau_{\text{c}}$ y

$k_{\mathrm{ch}} = k_{\mathrm{t}}$. Adicionalmente, σ_{nom} se define como la tensión aplicada al final del refuerzo σ_x^r. Por ello, la mínima carga aplicada en el refuerzo que satisface simultáneamente ambos criterios es $\sigma_{\mathrm{crit}}^r = \sigma_{\mathrm{nom,c}}$. Adicionalmente, el parámetro de sensibilidad al modo de fractura usado en la ley de Hutchinson y Suo, λ_{HS}, se escoge para tener en cuenta el modo predominante de fractura, por ello en este trabajo se usa $\lambda_{HS} = 0.5$ [12].

3. EL ENSAYO A DOBLE CORTANTE PULL-PUSH (DPPST)

3.1. Descripción del ensayo

El pegado de laminas de material compuesto es una las formas más comunes de reparar y aumentar la resistencia de estructuras civiles. La caracterización de la unión es relevante, debido a que el fallo de la unión suele producirse por la pérdida de adhesión entre los adherentes [13]. El ensayo a cortante pull-push (PPST) es una las configu-

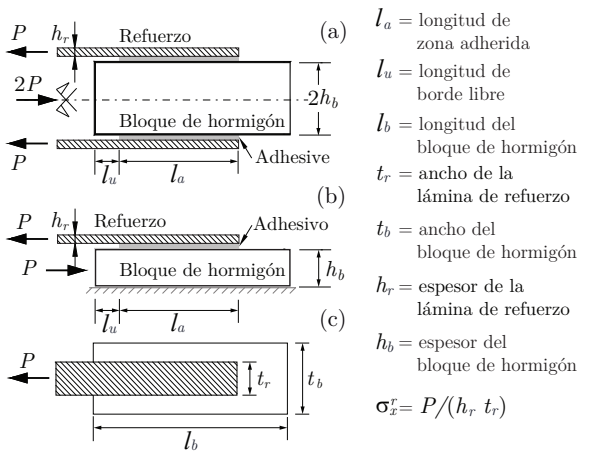


Figura 1: Vista lateral del ensayo (a) a doble cortante y (b) cortante simple. (c) Vista superior de ambos ensayos PSST.

raciones más usadas para caracterizar el fallo de la unión entre una lamina de refuerzo y una superficie de hormigón. Existen 2 configuraciones del PPST: doble cortante y cortante simple, ver la Fig. 1 (a) and (b), respectivamente. Aunque el ensayo a cortante simple es el más común (debido a que es más fácil de ensayar), los resultados de ambas configuraciones son aproximadamente las mismas [14]. Por esta razón y además debido a que el ensayo a doble cortante es más fácil de modelar, es muy común usar los resultados analíticos/numéricos del ensayo a doble cortante y compararlos con los resultados experimentales del ensayo a cortante simple.

Recientemente, Yuan et al. [9, 15, 16] han realizado diversas campañas experimentales para estudiar los efectos de algunos parámetros que afectan a este tipo de uniones. En el presente trabajo se usan los resultados de 3 configuraciones de ensayos experimentales descritos en [9] para compararlos con los resultados obtenidos con el modelo descrito en la Sección 2. Los 3 tipos de configuraciones usadas mantienen todas las propiedades geométricas y mecánicas, excepto en la lámina de refuerzo que tiene diferentes laminados. Los 3 laminados usados son (manteniendo los nombres indicados en [9]):

- 2C incluye dos capas de fibra de carbono (2C).
- 1C4B incluye una capa de fibra de carbono (1C) unida al bloque de hormigón y 4 capas de fibra de basalto (4B) unidas en la parte superior de 1C.
- 4B1C incluye cuatro capas de fibra de basalto (4B) unidas al bloque de hormigón y 1 capa de fibra de carbono (1C) unida en la parte superior de 4B.

Las características geométricas y mecánicas de los sólidos se muestran en la Tabla 1. Estos valores fueron tomados de [9], excepto por los valores de E_b, ν_b y ν_r, que se han estimado dentro de los valores usuales [13]. Estudios

Tabla 1: Características mecánicas y geométricas de los sólidos usados en el PPST [9].

Bloque		l_b(mm)	t_b(mm)	h_b(mm)	E_b(GPa)	ν_b
		350	350	150	30	0.2
Refuerzo	l_u(mm)	l_a(mm)	t_r(mm)	h_r(mm)	E_r(GPa)	ν_r
2C	50	200	40	0.334	191	0.30
1C4B	50	200	40	0.647	85	0.30
4B1C	50	200	40	0.647	85	0.30

previos han demostrado que el fallo de la unión depende de muchos factores incluyendo las propiedades mecánicas del refuerzo y el hormigón [13, 15]. Por esta razón, en el presente trabajo se presenta un análisis inverso simplificado con la finalidad de caracterizar la unión tomando como referencia los resultados experimentales.

3.2. Análisis inverso aplicado al PPST

Los análisis inversos se han usado para obtener parámetros de fractura en el marco de la CCFFM [17] o el LEBIM [18]. En el presente trabajo se hace uso de la solución analítica del PPST obtenida en un trabajo previo de los autores [12] junto con un análisis inverso para determinar 2 parámetros necesarios en el presente modelo: G_{IIc} y τ_{c}.

Se destaca que el fallo de la unión usando el CCFFM + LEBIM esta caracterizado por tres parámetros independientes: $G_{\mathrm{c,ch}}$, $\sigma_{\mathrm{c,ch}}$ y k_{ch}. En el presente trabajo estos parámetros son: G_{IIc}, τ_{c} y k_{t}, respectivamente. El valor

de k_t puede obtenerse de una manera sencilla tomando como referencia la pendiente de la primera zona (elástica-lineal) de las curvas fuerza-desplazamientos de los ensayos [19]. Los valores k_t obtenidos para cada configuración se muestran en la Tabla 2.

Para obtener los otros dos parámetros necesarios (G_{IIc} y τ_c), se necesitan como mínimo dos configuraciones de ensayo diferentes con similares características geométricas y propiedades mecánicas. En el presente trabajo se han usado las tres configuraciones descritas en la Tabla 1.

En el primer paso del análisis inverso, se obtiene una superficie de fallo $\sigma^r_{\mathrm{crit}}(G_{\mathrm{IIc}}, \tau_c)$ para cada configuración de ensayo, que se compara con el valor $\sigma^r_{\mathrm{crit,exp}}$ obtenido de los experimentos.

En Yuan et al. [9], se ensayan 3 probetas para cada configuración de ensayo, obteniendo 3 cargas de despegue para cada tipo de refuerzo (2C, 1C4B y 4B1C), ver Tabla 2. Esta carga se corresponde con el primer pico en las curvas fuerza-desplazamiento. En el presente trabajo, se ha estimado $\sigma^r_{\mathrm{cri,exp}}$ para cada configuración como la media de las tres cargas proporcionadas en [9]. Los puntos

Tabla 2: Cargas de despegue e interfases usadas determinadas de los datos experimentales de [9].

	2C	1C4B	4B1C
Carga crítica 1 (MPa)	935.63	483.00	621.72
Carga crítica 2 (MPa)	982.78	555.64	694.36
Carga crítica 3 (MPa)	1005.24	459.04	672.33
$\sigma^r_{\mathrm{crit,exp}}$ (MPa) (media)	974.55	499.23	662.80
k_t (MPa/mm)	3.6	4.7	7.0

que generan la superficie de fallo en cada configuración se obtienen aplicando (8). Por tanto, la carga aplicada en el refuerzo que provoca el despegue, σ^r_{crit}, se puede escribir en función de a_{crit}:

$$\sigma^r_{\mathrm{crit}} = \tau_c \; s\left(a_{\mathrm{crit}}\left(\mu\right)\right) = \tau_c \; s\left(a_{\mathrm{crit}}\left(\frac{2G_{\mathrm{IIc}}k_t}{\tau_c^2}\right)\right) \qquad (9)$$

Cada superficie de fallo esta compuesta por 5000 combinaciones de $\sigma^r_{\mathrm{crit}}(G_{\mathrm{IIc}}, \tau_c)$. Los rangos usados para cada parámetro son 0.0015-11.5 N/mm para G_{IIc} y 0.1-2.5 MPa para τ_c.

En la Fig. 2, se presenta la intersección de la superficie de fallo con el plano definido por $\sigma^r_{\mathrm{crit,exp}}$ en cada una de las 3 configuraciones analizadas. Dichas intersecciones generan isolineas que representan todas las parejas de valores G_{IIc} y τ_c que predicen $\sigma^r_{\mathrm{crit}}(G_{\mathrm{IIc}}, \tau_c) = \sigma^r_{\mathrm{crit,exp}}$. Aunque la Fig. 2 se centra en las curvas generadas usando los valores medios $\sigma^r_{\mathrm{crit,exp}}$ de cada configuración, también se puede analizar el rango de valores obtenido experimentalmente en cada configuración. Este rango se obtiene usando los

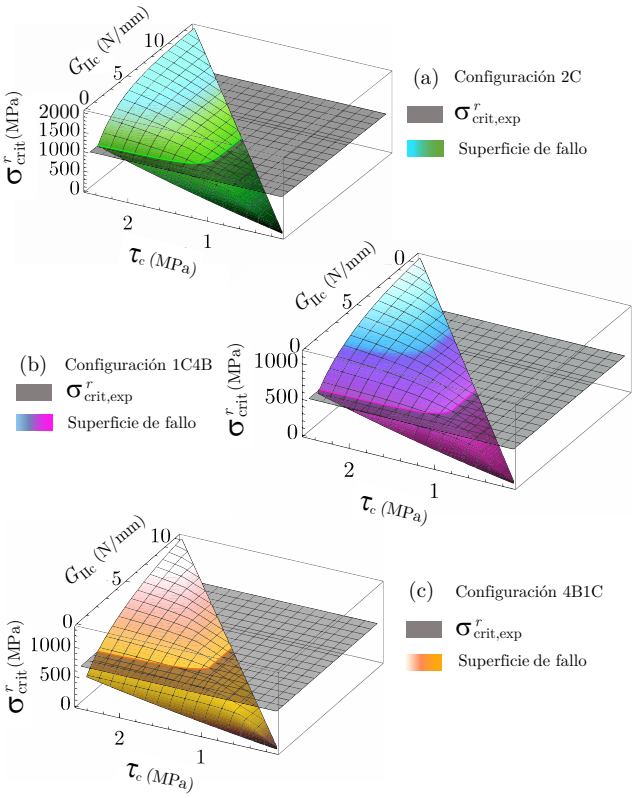


Figura 2: Intersección de la superficie de fallo y los planos $\sigma^r_{crit,exp}$ para las configuraciones: (a) 2C, (b) 1C4B y (c) 4B1C.

valores de carga mínima y máxima obtenidas experimentalmente en cada configuración mostrados en la Tabla 2. En la Fig. 3, las líneas punteadas representan las isolineas obtenidas en la Fig. 2 con los valores medios, y las líneas continuas representan las isolineas obtenidas usando los valores mínimos y máximos de carga obtenidos experimentalmente. La pareja de valores seleccionada se estima en la zona donde las 3 zonas de fallo se cruzan. De manera especifica en este problema, se escogen los siguientes valores G_{IIc}=2.2 N/mm y τ_c=1.20 MPa, representados con un punto en la Fig. 3.

3.3. *Comparación entre los resultados numéricos y analíticos*

En esta sección se comparan los resultados obtenidos mediante la solución analítica propuesta en [12] y los resultados numéricos por medio del método de los elementos finitos. En ambos modelos se permite la penetración entre sólidos en la zona libre de adhesivo, es decir no se tienen en cuenta los posibles efectos de compresión en esa zona. De manera especifica, solo una de las 3 configuraciones analizadas previamente se considera en esta sección (configuración 1C4B).

En la Fig. 4 (a), se presentan las tensiones obtenidas usan-

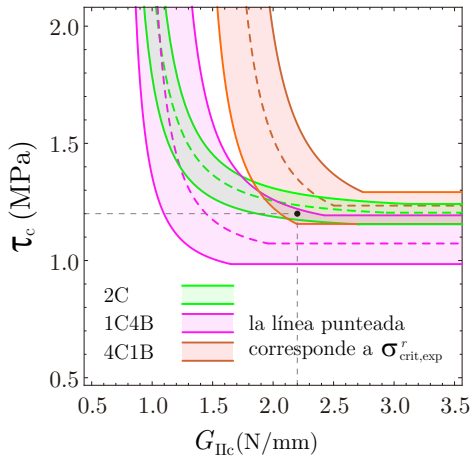


Figura 3: Zona de fallo experimental para cada configuración del ensayo. Las líneas que limitan cada zona representan las isolíneas obtenidas con los valores mínimos y máximos de carga, $\sigma^r_{crit,exp}$, mientras que las lineas punteadas representan las isolíneas obtenidas con los valores medios en cada configuración de ensayo.

do los modelos numéricos (NP) y analíticos (AP). Se destaca la buena correlación entre ellas. En la Fig. 4(b) se

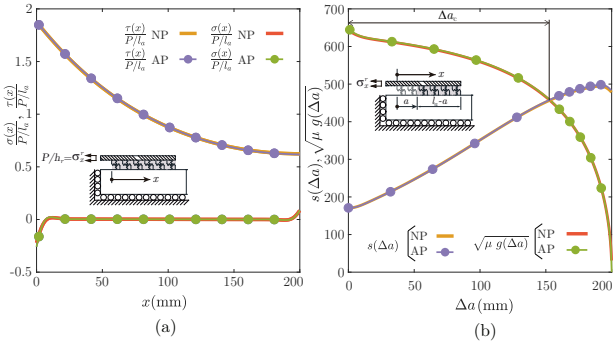


Figura 4: (a) Tensiones adimensionales a lo largo de la interfase obtenidas con modelos numéricos (NP) y analíticos (AP). (b) Curvas $s(\Delta a)$ y $\sqrt{\mu\, g(\Delta a)}$ y su intersección.

muestra la intersección de las curvas $s(\Delta a)$ y $\sqrt{\mu\, g(\Delta a)}$ donde se muestra el primer crecimiento finito de la grieta de interfase.

3.4. *Comparación entre resultados experimentales y numéricos*

En esta sección se comparan los resultados obtenidos con los modelos descritos y los resultados experimentales de Yuan et al. [9]. En la Fig. 5 se muestran los resultados numéricos donde se tiene en cuenta el efecto de incluir o no el contacto sin fricción, para las tres configuraciones de ensayo, donde las curvas grises representan los ensayos experimentales. Estas figuras representan, para cada ensayo, la carga aplicada versus el desplazamiento relativo que se mide en el ensayo. El desplazamiento incluye tanto el deslizamiento entre las partes pegadas y la elongación de la parte no pegada del refuerzo. Se destaca que,

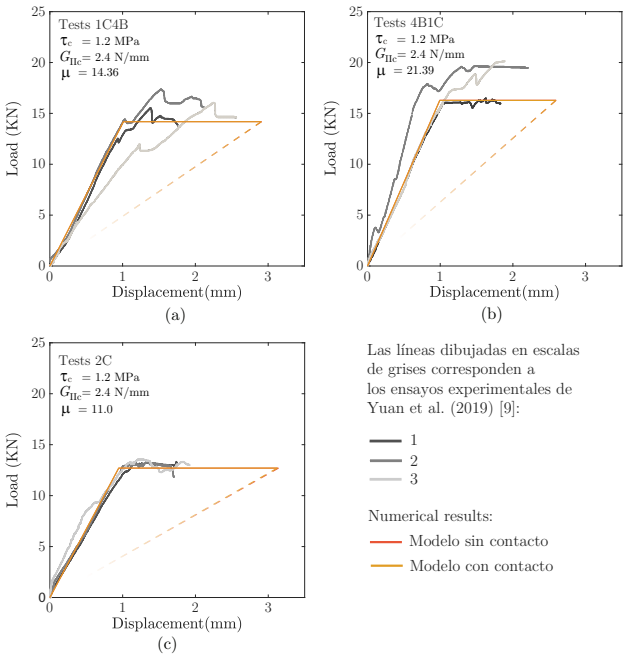


Figura 5: Comparación entre los resultados experimentales y las predicciones numéricas en el ensayo de doble cortante PPST.

en control en carga, cuando se alcanza la carga crítica se alcanza el fallo total de la unión. Sin embargo dado que el crecimiento finito se da a una carga constante, el CCFFM es capaz de captar un comportamiento tipo snap-back tal como ocurre en ensayos donde se tiene un control en desplazamiento [20] o en simulaciones usando modelos de zona cohesiva [14].

4. CONCLUSIONES

El criterio acoplado de la fractura finita (CCFFM) aplicado al LEBIM se ha usado para modelar el ensayo de doble cortante pull-push. Los resultados muestran una muy buena correlación entre los resultados numéricos y analíticos.

Los resultados obtenidos por los modelos también se han comparado con resultados experimentales, obteniendo un buen acuerdo. Se ha realizado un análisis inverso para una correcta caracterización de la interfase, donde se han ajustado los valores de G_{IIc} y τ_c tomando como referencia los resultados experimentales.

Los resultados muestran que la herramienta numérica es adecuada para la predicción del fallo de uniones adhesivas. Como trabajo futuro, se destaca la importancia del conocimiento del campo tensional en la zona cercana al vértice de la grieta cuando se usa el LEBIM, el uso de elementos especiales que sean capaces de captar este comportamiento permitirían mejorar la eficiencia de los cálculos dado que en la actualidad se necesita mallas muy refinadas cuando se tienen rigideces elevadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación de la Consejería de Economía y Conocimiento de la Junta de Andalucía y del Fondo de Desarrollo Regional Europeo (Proyecto P18-FR-1928 y Contrato US-1266016-Programa Operativo FEDER Andalucía 2014-2020), de la Junta de Andalucía y del Fondo Social Europeo (Acciones de transferencia del conocimiento AT17-5908-USE), y del Ministerio de Ciencia Innovación y Universidades y del Fondo de Desarrollo Regional Europeo (Proyecto PGC2018-099197-B-I00).

REFERENCIAS

[1] S. Lenci. Analysis of a crack at a weak interface. *International Journal of Fracture*, 108:275–290, 2001.

[2] P. Cornetti, V. Mantič, and A. Carpinteri. Finite Fracture Mechanics at elastic interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, 49:1022–1032, 2012.

[3] 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.

[4] 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.

[5] 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.

[6] D. Leguillon. Strength or toughness? a criterion for crack onset at a notch. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 21:61–72, 2002.

[7] 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.

[8] E. Graciani, V. Mantič, F. París, and A. Blázquez. Weak formulation of axi-symmetric frictionless contact problems with boundary elements: Application to interface cracks. *Computer and Structures*, 83:836–855, 2005.

[9] C. Yuan, W. Chen, T. M. Pham, and H. Hao. Bond behaviour between hybrid fiber reinforced polymer sheets and concrete. *Construction and Building Materials*, 210:93–110, 2019.

[10] J. W. Hutchinson and Z. Suo. Mixed mode cracking in layered materials. *Advances in Applied Mechanics*, 29:63–191, 1992.

[11] I. G. García and D. Leguillon. Mixed-mode crack initiation at a v-notch in presence of an adhesive joint. *International Journal of Solids and Structures*, 49:2138–2149, 2012.

[12] 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.

[13] C. Mazzotti, A. Bilotta, C. Carloni, F. Ceroni, T .D'Antino, E. Nigro, and C. Pellegrino. *Bond Between EBR FRP and Concrete*, chapter 3, pages 39–96. Springer Netherlands, Dordrecht, 2016.

[14] P. Cornetti and A. Carpinteri. Modelling the FRP-concrete delamination by means of an exponential softening law. *Engineering Structures*, 33(6):1988–2001, 2011.

[15] C. Yuan, W. Chen, T. M. Pham, and H. Hao. Effect of aggregate size on bond behaviour between basalt fibre reinforced polymer sheets and concrete. *Composites Part B: Engineering*, 158:459–474, 2019.

[16] C. Yuan, W. Chen, T. M. Pham, H. Hao, J. Cui, and Y. Shi. Strain rate effect on interfacial bond behaviour between BFRP sheets and steel fibre reinforced concrete. *Composites Part B: Engineering*, 174:107032, 2019.

[17] E. Martin, D. Leguillon, O. Sevecek, and R. Bermejo. Understanding the tensile strength of ceramics in the presence of small critical flaws. *Engineering Fracture Mechanics*, 201:167 – 175, 2018.

[18] L. Távara, L. Moreno, E. Paloma, and V. Mantič. Accurate modelling of instabilities caused by multi-site interface-crack onset and propagation in composites using the sequentially linear analysis and Abaqus. *Composite Structures*, 225:110993, 2019.

[19] P. Carrara and D. Ferretti. A finite-difference model with mixed interface laws for shear tests of frp plates bonded to concrete. *Composites Part B: Engineering*, 54:329 – 342, 2013.

[20] P. Carrara, D. Ferretti, F. Freddi, and G. Rosati. Shear tests of carbon fiber plates bonded to concrete with control of snap-back. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(15):2663 – 2678, 2011.

ESTUDIO DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN FERRITA MEDIANTE UN MODELO DE TIPO MONTE CARLO CINÉTICO

G.Álvarez[1], Á Ridruejo[1], J.Sanchez[2], J.Segurado[1]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales. Escuela Técnica Superior de Ingenieros de Caminos Canales y Puertos. Universidad Politécnica de Madrid. C/ Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid-España
[2]Instituto de Ciencias de la Construcción Eduardo Torroja. Consejo Superior de Investigación Científica C/ Serrano Galvache, 4, 28033 Madrid-España

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 a través de cálculos ab-initio. En el presente trabajo el estudio se extiende a una escala superior para estudiar la difusión de átomos de hidrógeno dentro de la red a través de simulaciones de Monte Carlo Cinético (KMC) y Metrópolis. Los modelos se han implementado en un código propio que permite la simulación la evolución de una población de átomos de hidrógeno en una red que incluye defectos puntuales, como vacantes e hidrógenos intersticiales. Las interacciones entre el hidrógeno y los defectos puntuales se tienen en cuenta a través de las energías de interacción con los diferentes tipos de defectos, obtenidas mediante simulaciones de teoría de funcional de la densidad (DFT). Las barreras de difusión empleadas también se han obtenido mediante DFT. El código ha permitido analizar la evolución de diferentes poblaciones de hidrógeno dentro de la red y obtener parámetros relacionados con el proceso de difusión del hidrógeno en la ferrita, como su difusividad, o los tiempos de permanencia en las distintas zonas de (meta)estabilidad.

PALABRAS CLAVE: Difusión de hidrógeno, Simulación KMC, Ferrita, Hierro-BCC

ABSTRACT

The phenomenon of hydrogen embrittlement has been studied through several approaches. Previous works provided the energy landscape from ab-initio calculations. The current one extends to a higher scale to study the diffusion of hydrogen in BCC-iron lattice from simulations based on Kinetic Monte Carlo and Metropolis methods. The computational models have been implemented by a home-made code that allows the simulation of the evolution of a population of hydrogen atoms in the iron lattice containing point defects such as vacancies or other interstitial hydrogen atoms. Interactions between hydrogen atoms and the point defects are computed considering the magnitude and shape of the interaction energies among the different elements. These interaction parameters, as well as diffusion barriers have been obtained using DFT-based calculations. The code has tracked the evolution of different hydrogen samples inside the lattice, allowing the computation of several parameters related to hydrogen diffusion inside the ferritic phase, such as its diffusivity or the residence times in the different regions.

KEYWORDS: Hydrogen diffusion, KMC simulation, Ferrite, BCC-Iron

1 INTRODUCCIÓN

La fragilización por hidrógeno es un fenómeno que causa una reducción drástica de la tenacidad de fractura en presencia de hidrógeno. Este proceso es no sólo es causante de fallos catastróficos y de grandes gastos económicos relacionados tanto con su prevención como con la mitigación de sus efectos, sino que además es uno de los principales problemas para transición a una economía basada en el hidrógeno.

Se ha conseguido simular el proceso de fragilización a escala macroscópica [1], pero un consenso en el comportamiento microscópico aún no ha sido posible [2]. Las hipótesis más aceptadas sobre los procesos que gobiernan este problema son, por sus siglas en ingés, las siguientes: HELP (aumento de plasticidad localizada debida al hidrógeno), HID (descohesión inducida por hidrógeno), HESIV (formación de vacantes inducidas por tensiones promovida por hidrógeno) y AIDE (emisión de dislocaciones inducidas por adsorción), o una combinación de diferentes procesos. Todas ellas

con resultados experimentales que las avalan parcialmente en diferentes condiciones.

El objetivo de este estudio es la creación de un código computacional que permita reproducir el fenómeno de difusión de los átomos de hidrógeno en un entorno variable para poder dilucidar los mecanismos predominantes en la fragilización por hidrógeno en diferentes condiciones.

Este trabajo se centra en la fragilización de la fase α del hierro (bcc), debido que es la fase más común, estable a temperatura ambiente, y que además presenta mayor sensibilidad ante la fragilización por hidrógeno en los aceros. Aunque en un futuro se considera la adaptación del código tanto a otros materiales con la misma fase cristalina, como a otras fases.

Estudios previos han afrontado este mismo problema mediante varios métodos diferentes. En este trabajo se ha usado una metodología propia inspirada en los métodos de Metrópolis y Monte Carlo cinético, KMC. Este método nos permite el estudio intensivo de todos los microestados posibles a un coste computacional controlado.

Para la obtención de los parámetros físicos relacionados con los procesos de difusión del hidrógeno en la ferrita se han utilizado resultados ab-initio mediante la realización de cálculos de DFT con base de ondas planas.

2 MÉTODOS NUMÉRICOS

La metodología utilizada en este artículo está basada en un Monte Carlo cinético en cuanto a que el incremento de tiempo es calculado en función de la frecuencia total del sistema ($\Sigma\omega_i$) y un número aleatorio entre 0 y 1 ($\mathscr{R}$) siguiendo la ecuación (1).

$$\Delta t = \frac{-\ln R}{\sum \omega_i} \qquad (1)$$

Por otra parte, el código está inspirado en un código tipo Metrópolis permitiendo la exploración de todos los posibles estados de metaestabillidad a los que puede evolucionar el sistema en cada paso de tiempo asignándoles una frecuencia de salto en función de la relación entre barrera energética (E_b) que ha de ser superada en la transición y la energía térmica (k_BT) siguiendo la ecuación (2).

$$\omega_i = \omega_0 \cdot \exp\left(\frac{-E_b}{k_B T}\right) \qquad (2)$$

La rutina de cálculo se resume en el esquema de la figura 1.

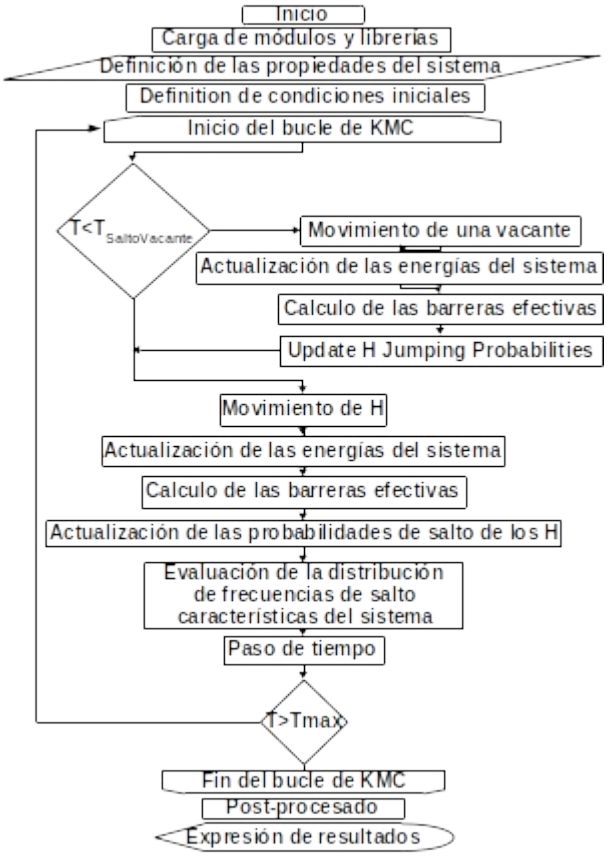


Figura 1. Diagrama de flujo de la rutina de cálculo.

Las entradas necesarias para la ejecución del programa son:

- Parámetros de la simulación: geometría del volumen simulado y tiempo simulado.
- Condiciones iniciales y de contorno: Concentraciones de defectos y sus posiciones iniciales, temperatura, etc.
- Descripción del material simulado: Parámetro de red, tipo de red y descripción de las barreras energéticas y frecuencias de intento de los procesos posibles, y campos energéticos de los defectos.

El método, en su estado actual presenta varias simplificaciones con el objetivo de aligerar el cálculo con un coste controlado de resolución, destacando las siguientes:

- El movimiento de las vacantes es aleatorio: las vacantes se mueven sin observar la influencia de otras vacantes o átomos de hidrógeno en su entorno. Esta hipótesis se justifica debido a las bajas frecuencias de salto de las vacantes en comparación con las de los átomos de hidrógeno, y la baja probabilidad de que varias vacantes se encuentren.
- Solamente se consideran los saltos a posiciones de (meta)estabilidad (mínimos locales umbral del paisaje energético). Mediante estudios con la metodología Metropolis se ha podido determinar

previamente que solamente un 0,35% de las partículas se podían encontrar en posiciones con energías que diferían más de 3 k_BT de un mínimo local o una posición característica de la red (huecos tetraédricos u octaédricos). El considerar saltos discretos reduce enormemente el coste computacional sin perder ningún fenómeno físico relevante.

- Las zonas con energías mayores (en la vecindad de los átomos de Fe) han sido truncadas a un valor fijo suficientemente alto de 700eV. Este punto guarda estrecha relación con el anterior. Los cálculos ab-initio en los que el átomo de H se coloca muy cerca de los átomos de hierro dan problemas de convergencia y es muy difícil establecer con fidelidad el paisaje energético a altas energías, pero el problema es irrelevante para la modelización por Monte Carlo, ya que los átomos de hidrógeno solo tienen accesibles las partes más bajas del paisaje energético (habitualmente por debajo de 1 eV)

3 CÁLCULOS *AB INITIO*

Los valores de las energías de las configuraciones de estabilidad, al igual que las barreras energéticas entre ellas han sido calculadas mediante el uso del código CASTEP [3], basado en la teoría del funcional densidad (DFT) minimizando la energía del sistema planteado. Los cálculos han sido realizados mediante la introducción de un átomo externo de H a una supercelda de hierro (bcc), y la posterior relajación del sistema con ciertas limitaciones. En el caso de la búsqueda de configuraciones precisas con puntos de alta simetría, el movimiento del átomo externo es bloqueado, relajando el sistema original.
Los cálculos se realizan a temperatura se constante.

3.1 *Cálculo de la energía asociada a un H disuelto*

Para poder calcular la estabilidad de las distintas configuraciones que puede adoptar un único hidrógeno disuelto en la red BCC del hierro se ha producido un mapa energético de la celda, en este mapa se muestra la energía asociada a una posición en la celda unidad, el estudio realizado tenía una resolución espacial de a/20 , lo que equivale a 0.142Å. Los valores de energía calculados van referidos a un mínimo en los puntos de mayor estabilidad.

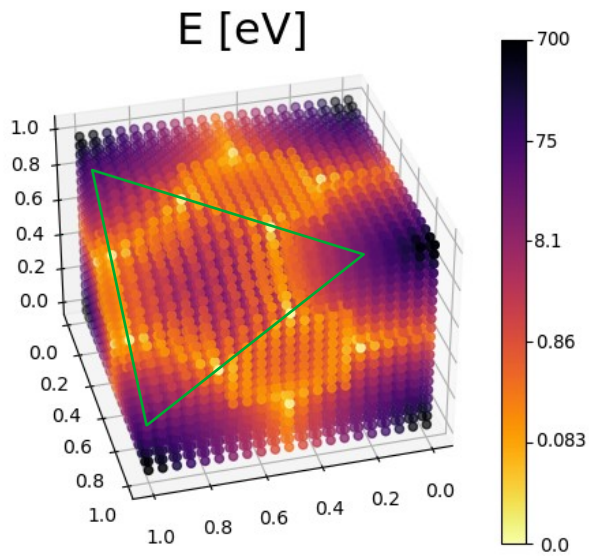


Figura 2: Mapa energético para un átomo de H en α-Fe.Celda unidad seccionada por el plano (9/4, 9/4, 9/4).

En la figura 2 se observa una celda unidad, seccionada por el plano (9/4, 9/4, 9/4). En ella se puede apreciar como los únicos mínimos locales corresponden a los huecos intersticiales tetraédricos, mientras los octaédricos corresponden a un máximo local. La transición entre dos huecos tetraédricos ocurre directamente a través de caminos de mínima energía rodeando los huecos octaédricos, siempre siguiendo direcciones de la familia {¼, ¼,0}. Las barreras de difusión pueden ser obtenidas mediante la diferencia entre las energías del punto de mínima energía y el punto de silla del camino de transición, teniendo en cuenta las diferencias en energías de punto cero (ZPE) entre ambos puntos. La energía de punto cero puede ser obtenida mediante la suma de las contribuciones energéticas vibracionales de los modos normales del H en el punto de energía cero siguiendo la ecuación (3); donde ω representa las frecuencias reales de los modos normales de vibración

$$ZPE = \frac{1}{2}\sum \hbar\omega \qquad (3)$$

La energía calculada asociada a la barrera de transición entre huecos tetrahédricos corregida con energías de punto cero es de 45meV, valor muy semejante al obtenido tanto computacionalemente por Jiang y Carter (42meV) [4], como empíricamente por Grabke y Riecke (43±3meV) [5]

3.2 *Cálculo de la influencia de los defectos sobre un H disuelto.*

Para calcular la influencia de un defecto en el movimiento de un átomo de hidrógeno, se han

estudiado, siguiendo los mismos métodos explicados en el apartado 3.1, las configuraciones que incluyen a un defecto y a un hidrógeno en cada una de las posiciones vecinas "preferentes" de la red hasta que el valor absoluto de la energía añadida debido a la interacción con el defecto fuese menor a 10meV. Los resultados principales de las energías de interacción entre los átomos de hidrógeno y otros átomos de hidrógeno y vacantes, se resumen en la tabla 3.

Tabla 3. Resumen de las energías de interacción entre un átomo de hidrógeno y otros defectos.

	Rango máximo [Celdas unidades]	*Máxima energía de interacción [meV]*
H-H	*1*	*24.0*
H-Vacante	*4*	*-645.8*

Los resultados obtenidos están en concoordancia con los valores obtenidos por otros autores. Counts et al. evalúan la interacción entre una vacante y un hidrógeno en 570meV [6], mientras Besenbacher *et al*. y Hayward *et al*. sitúan el valor de esta interacción en los 630meV y 640 meV respectivamente para el primer hidrógeno ligado [7, 8]. Hay un consenso general en cuanto a que este valor por átomo de hidrógeno se mantiene para una agrupación de 2 átomos de H y una vacante y decae a 430meV para los clústeres con 3 y 4 átomos de hidrógeno asociados a la misma vacante. Sin embargo, varios autores consideran diferentes estabilidades para los casos con 5 y 6 átomos de hidrógeno.

En este trabajo, hasta un máximo de cuatro átomos de H pueden ser atrapados por la misma vacante, con unas energías de ligadura reducidas en un factor de 430/645 para clústeres con 3 y 4 vacantes.

3.3 Cálculos de la frecuencia de intento de salto

La frecuencia característica de salto no está relacionada únicamente con la barrera a saltar y la energía térmica disponible, cuya relación nos proporciona la probabilidad de éxito cuando se intenta realizar el salto, sino que también depende de la frecuencia de intento. Esta última está relacionada con el espectro de fonones del sistema. Basandonos en los cálculos del espectro de fonones de un hidrógeno inetersticial situado en un hueco tetrahédrico (de Andres et al. [9]), podemos deducir una frecuencia de intento de salto de entre 34 y 19 THz, basandonos en los modos ópticos superiores, considerando o no los niveles discontinuos de la banda de fonones.

Debido a la linealidad de este parámetro con los resultados de las simulaciones, se ha tomado un valor de 20THz durante los cálculos de este trabajo.

4 RESULTADOS

El método de simulación propuesto en este artículo ha sido utilizado para smular la difusión de hidrógeno en un medio homogéneo y periódico basado en la fase BCC del hierro. Los resultados obtenidos son mostrados a continuación.

4.1 Comparación de resultados

Los resultados obtenidos mediante la aplicación de la metodología propuesta han sido contrastados con resultados tanto experimentales como computacionales, los resultados se resumen en la tabla 1.

Tabla 1. Comparación de resultados a temperatura ambiente

	[H] [ppm]	T [K]	$D_{eff}\cdot10^{-8}[m^2/s]$
Método propuesto	10	300	2.34
Experimental [5,10]	6	300	1
Computacional [11]	6	300	2
Computacional [4]	6	300	1.50-8.52

En la Tabla 1 se puede apreciar como los valores de difusividad obtenidos por este método son muy similares a los obtenidos por otros métodos numéricos, y ligeramente mayores a los detectados por técnicas experimentales, en las cuales siempre se tratan con materiales con mayor número de defectos de red, reduciendo los valores del coeficiente de difusión. Esta comparación refuerza la idea de que el método propuesto reproduce correctamente la difusión en el medio caracterizado y se puede utilizar para obtener otras variables del sistema más difíciles de medir experimentalmente, como los tiempos de permanencia, las fracciones de defectos ocupados en equilibrio, o las codependencias entre los distintos defectos.

Para las condiciones de temperatura diferentes a la temperatura ambiente el comportamiento viene dado por la expresión (4)

$$D(T)=1.207\cdot10^{-7}e^{\left(\frac{-0.045}{k_B T}\right)} \qquad (4)$$

4.2 Escalado de tiempo de cálculo

Los tiempos de cálculo dependen de varias variables, pero las más significativas son el número de átomos de hidrógeno presentes en la simulación, el tiempo de la simulación, la temperatura y en menor medida, la cantidad de defectos presentes (aunque este parámetro no tiene una relevancia significativa en las concentraciones esperadas en procesos que solamente tienen en cuenta defectos unidimensionales, debido a su corto rango de influencia y su baja concentración de equilibrio). Los resultados obtenidos se resumen en la tabla 2.

Tabla 2. Tiempos de cálculo en función de las diferentes variables

t(t_{max}) [s]				
t_{max}=1ns	t_{max}=10ns	t_{max}=0.1µs	t_{max}=1µs	t_{max}=10µs
10.9s	47.6s	412.6s	4047.3s	36039.1s
t(L) [s]				
L=100	L=150	L=200	L=250	L=300
46.6s	151.7s	412.6s	1002.9s	2142.2s
t(T) [s]				
T=150K	T=300K	T=450K	T=600K	T=750K
81.5s	412.6s	699.7s	971.6s	1147.2s
t([H]) [s]				
[H]=0.1ppm	[H]=1ppm	[H]=10ppm	[H]=100ppm	[H]=1000ppm
9.1s	41.5s	412.6s	3731.3	12529.0
t([Vac]) [s]				
[Vac]=0.1 ppm	[Vac]=1pm	[Vac]=10pm	[Vac]=100 ppm	[Vac]=1000 ppm
410.4s	412.6s	408.7s	412.2s	383.4s

De los resultados mostrados en la Tabla 2, se puede apreciar la dependencia del tiempo de cálculo requerido, *t*, con las diferentes variables. Para la elaboración de la tabla todos los parámetros de entrada, salvo el parámetro variable en cada subtabla, han sido fijados en los valores que se mencionan a continuación. Volumen simulado (cubo de dimensiones $L \times L \times L$): L=200 celdas unidad. Tiempo de simulación: $tmax$=0.1µs. Temperatura: T=300K. Concentración de hidrógeno: $[H]$=10 ppm. Concentración de vacantes: $[Vac]$=1ppm.

Podemos observar como el tiempo de ejecución depende linealmente del tiempo máximo de simulación, cuadráticamente del número de átomo de hidrógeno en el sistema, con una relación tipo Arrhenius con la temperatura del sistema, y su relación con el número de vacantes presentes es prácticamente imperceptible para bajas concentraciones y tiempos, pero cuando el número de vacantes crece hasta ser comparable con el número de H, se crea una dependencia logarítmica negativa con el número de vacantes.

Estos resultados se pueden explicar debido a que el tiempo total requerido por el método depende principalmente de dos factores: el primero es el número de sucesos (saltos de H o movimientos de vacante) que ocurren en el sistema, que depende del producto del tiempo total simulado y la frecuencia, siendo esta frecuencia la suma de las frecuencias características de todos los procesos posibles en el sistema, que crece linealmente con el número de movimientos posibles. Estas frecuencias a su vez dependen exponencialmente del cociente entre la energía de la barrera a ser superada y la energía térmica.

En segundo lugar, el tiempo de cálculo de un único movimiento depende de dos procesos, la selección del movimiento a realizar y la actualización del sistema tras ejecutar el movimiento. La selección de un proceso se puede optimizar mediante una función de búsqueda eficiente a un proceso que escala de forma logarítmica con el número de partículas. Por otra parte, la ejecución del movimiento depende linealmente del número de interacciones, siendo este proporcional a la concentración de partículas. Esto implica que, en función de la concentración de H, el tiempo de cálculo puede variar entre un orden n*log(n) y un orden n^2 con el número de átomos de H presentes en el sistema. En el régimen de condiciones normales de temperatura y concentraciones de hidrógeno y vacantes, el orden del algoritmo es n^2.

Por último, el efecto de las vacantes consiste en una reducción del número de H móviles en el sistema, y por tanto una reducción de la frecuencia global del sistema.

CONCLUSIÓN

Se ha presentado un algoritmo de Monte Carlo cinético que tiene en cuenta en su formulación información sobre el paisaje energético y las barreras obtenida mediante cálculos *ab initio* a escala atómica. El algoritmo tiene un paso variable de tiempo que depende de las frecuencias de salto de los átomos de hidrógeno y de movimiento de las vacantes, ejecutando en cada paso de tiempo el movimiento más probable. Una vez puesto a prueba en volúmenes de distinto tamaño en varias condiciones de concentración de H, vacantes y temperatura, el algoritmo reproduce adecuadamente el fenómeno de difusión de hidrógeno en el hierro. Se ha determinado el coeficiente de difusión, su dependencia

con la temperatura, y se ha confirmado el papel de las vacantes como trampas para el hidrógeno.

Esta capacidad abre el camino a un escalado a situaciones de mayor complejidad, en las que una mayor variedad de defectos pueda ser tenida en cuenta. Puesto que el coste computacional depende del número de entidades y sus volúmenes de influencia, pero que los movimientos de defectos con mayor volumen de influencia son menos frecuentes, se espera que el tiempo de cálculo no se vea excesivamente afectado por la presencia de otros defectos cristalinos en el sistema.

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).

REFERENCIAS

[1] A phase field formulation for hydrogen assisted cracking. E Martínez-Pañeda, A Golahmar, CF Niordson. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 342, 742-761

[2] Nagumo, M. (2016). Fundamentals of hydrogen embrittlement.

[3] 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

[4] Jiang DE, Carter EA. Phys Rev B 2004;70:064102.

[5] Hans Jürgen Grabke, E. R. (2000). Absorption and diffusion of hydrogen in steels. Materiali in Tehnologije, 34(6), 331.

[6] 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.

[7] 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.

[8] 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.

[9] de Andres, P. L., Sanchez, J., & Ridruejo, A. (2019). Hydrogen in α-iron: role of phonons in the diffusion of interstitials at high temperature. Scientific Reports, 9(1), 1–9.

[10] Hayashi, Y., & Shu, W. M. (2000). Iron (Ruthenium and Osmium)-Hydrogen Systems. Solid State Phenomena, 73-75, 65–114.

[11] Sanchez, J., Álvarez, G., Ridruejo, Á., de Andres, P., Torres, J., & Rebolledo, N. (2020). Fragilización por hidrógeno en aceros de alta resistencia: equilibrio y difusion en presencia de trampas. . Anales de Mecánica de La Fractura, 37(1), 332–337.

INFLUENCIA DEL TAMAÑO DE LA MALLA EN EL CTOD PLÁSTICO

J. Sanchez-Mancera[1], D. Camas[1], B. Moreno[1], F.V. Antunes[2]

[1] Departamento de Ingeniería Civil, de Materiales y Fabricación.
Escuela de Ingenierías Industriales. Universidad de Málaga.
C/ Dr. Ortiz Ramos, s/n, 29071 Málaga-España
[2] Department of Mechanical Engineering.
Centre for Mechanical Engineering, Materials and Processes (CEMMPRE).
University of Coimbra, Portugal

RESUMEN

El desplazamiento de apertura de la punta de la grieta (CTOD) es un parámetro de la mecánica de fractura elástico-plástica que suele emplearse como medida de la tenacidad a la fractura y para explicar el crecimiento de grieta en fatiga. Este parámetro puede descomponerse en dos componentes diferentes: la componente elástica y la plástica. La componente plástica es responsable de la degradación del material, mientras que la componente elástica sólo afecta al espaciado interatómico. En algunos estudios publicados recientemente, se ha considerado la magnitud del CTOD plástico para estudiar el crecimiento de grieta en fatiga en lugar de considerar el rango del factor de intensidad de tensiones, que como es bien conocido, es un parámetro elástico. En este estudio se analiza la influencia del tamaño de la malla en los resultados numéricos del CTOD plástico. Para ello, se modela bidimensionalmente una probeta de titanio mediante el método de elementos finitos. Se consideran condiciones de tensión plana. Los resultados se analizan en diferentes lugares cercanos al vértice de la grieta.

PALABRAS CLAVE: Desplazamiento de apertura de la punta de la grieta, método de elementos finitos, crecimiento de grietas por fatiga, titanio.

ABSTRACT

The Crack Tip Opening Displacement (CTOD) is an elastic-plastic fracture mechanics parameter usually employed as a measurement of fracture toughness and to explain the fatigue crack growth. This parameter can be decomposed on two different components: the elastic and plastic one. The plastic component is responsible for the degradation of the material while the elastic component is only affecting to the atomic spacing. In some recently published studies, the plastic CTOD rage has been considered to study fatigue crack propagation instead of the range of stress intensity factor, which is an elastic parameter. In this study, the influence of the mesh size on plastic CTOD results is analysed. For this purpose, a titanium CT specimen is modelled bi-dimensionally using the finite element method. Plane stress conditions are considered. Results are analysed at different places near the crack tip.

KEYWORDS: Crack Tip Opening Displacement, finite element method, fatigue crack growth, titanium.

1. INTRODUCCIÓN

Muchos componentes mecánicos están sometidos a cargas cíclicas. La velocidad de crecimiento de grieta en fatiga, da/dN, suele estar correlacionada con el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK aplicado. Esta correlación se obtiene experimentalmente utilizando probetas estándar [1]. Su uso se basa en la suposición de que el daño en la punta de la grieta se rige por el campo elástico que la rodea [2]. Sin embargo, el factor de intensidad de tensiones es un parámetro elástico, mientras que el crecimiento de la grieta tiene lugar en una zona donde hay grandes deformaciones plásticas.

El uso de las relaciones da/dN-ΔK presenta algunos inconvenientes: no son capaces de predecir la influencia de la relación de cargas ni del historial de cargas; hay un comportamiento extraño cuando se consideran grietas cortas; y la validez se limita a las condiciones de la mecánica de la fractura elástica lineal. Se han utilizado diferentes enfoques para tratar de compensar estas dificultades. El fenómeno de cierre de grieta es el concepto más utilizado para explicar los efectos de la relación de cargas, grietas cortas, el historial de cargas y el estado de tensiones.

En cuanto al cierre de grieta, existen algunas dificultades relacionadas con el empleo de este

concepto, como las relacionadas con la determinación experimental y su influencia a lo largo del espesor. Incluso su propia existencia y relevancia está en duda [3].

El desplazamiento de apertura de la punta de la grieta (CTOD) es un parámetro de la mecánica de fractura elástico-plástica introducido por Wells [4]. A diferencia del factor de intensidad de tensiones y de la J integral, el CTOD es un parámetro local que puede medirse directamente en el componente mecánico. Suele emplearse como medida de la tenacidad a la fractura de los materiales. Además, se ha utilizado para explicar el crecimiento de grietas por fatiga [5,6]. Durante los ciclos de carga y descarga, el enromamiento de la punta de la grieta y su reafilamiento justifican el avance de la grieta.

En un problema de crecimiento de grieta en fatiga, al analizar el CTOD en un ciclo de carga, se pueden observar diferentes comportamientos. Puede haber un rango del ciclo de carga relacionado con el cierre de la grieta y luego habrá otros dos relacionados con el comportamiento lineal y plástico del material. Durante la parte del ciclo de carga relacionado con el cierre y con el comportamiento lineal, el material no sufre daños, ya que la grieta o está cerrada o está dentro del comportamiento elástico del material. La propagación de la grieta por fatiga está relacionada con la deformación plástica que es cuando se produce la degradación del material debido a la movilización de las dislocaciones. El CTOD plástico es una medida de la deformación plástica que tiene lugar cerca de la punta de la grieta.

En consecuencia, en trabajos anteriores de los autores de este trabajo se propuso un nuevo enfoque para determinar la velocidad de propagación de grieta en fatiga [7,8]. Se basa en el uso de la componente plástica del CTOD en lugar de ΔK. La idea es obtener un modelo da/dN-ΔCTODp, siendo ΔCTODp el valor del CTOD plástico.

Para ello, es necesario obtener valores de CTOD con suficiente precisión. El CTOD puede medirse experimentalmente con extensómetros, pero éstos se encuentran muy alejados de la zona de interés. Una alternativa es el uso de la Correlación de Imágenes Digital (DIC). El CTOD se puede obtener a partir de los desplazamientos relativos de dos puntos situados en los flancos de la grieta [9]. Pero los resultados experimentales presentan sus propias limitaciones. Los resultados de DIC solo ofrecen datos de la superficie del componente mecánico, pero no arrojan información sobre lo que está ocurriendo en el interior del material.

El problema del crecimiento de grieta en fatiga se ha abordado con frecuencia mediante análisis numéricos. En particular, se han empleado ampliamente para analizar el cierre de grieta inducido por plasticidad. La mayoría de ellos son análisis bidimensionales que consideran estados de tensión o deformación plana [10]. Estos modelos permiten abordar diferentes análisis como el efecto de las cargas de compresión [11], las sobrecargas [12], las cargas de amplitud variable [7] o pueden utilizarse para validar modelos empíricos [13].

Los análisis numéricos son capaces de complementar los resultados obtenidos experimentalmente. Debido a que la componente plástica del CTOD sólo va a aparecer allí donde aparezcan deformaciones plásticas, los datos deben tomarse cerca de la punta de la grieta. La correlación digital de imágenes se ha utilizado recientemente para validar modelos numéricos [14,15], aunque esta técnica solo ofrece información de lo que ocurre en la superficie de la probeta, la comparación de los resultados numéricos y experimentales de la superficie permite validar el modelo numérico.

En algunos trabajos anteriores, el CTOD plástico se determinó numéricamente [7,8]. En estos trabajos, el CTOD plástico se determinó empleando el primer nodo detrás de la punta de la grieta, considerando un tamaño de elemento de 8µm en el entorno de la punta de la grieta. Sin embargo, se debe hacer un análisis profundo de la influencia de los parámetros numéricos en estos resultados.

El objetivo de este trabajo es analizar la influencia del tamaño de malla en los resultados del CTOD plástico y elástico. Para ello, se ha modelizado bidimensionalmente una probeta CT de titanio. En este trabajo, sólo se han considerado las condiciones de tensión plana.

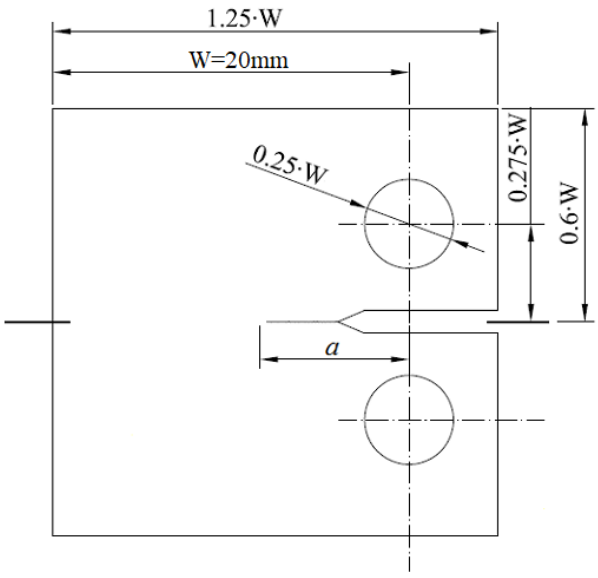


Figura 1. Esquema de probeta CT

2. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

Para este estudio se ha modelado bidimensionalmente una probeta CT con dimensiones W=20mm y a=9,4mm. La figura 1 muestra un esquema de la probeta. Como el problema presenta simetría, aplicando las condiciones de contorno apropiadas, sólo es necesario modelar la mitad de la probeta. Se ha empleado el software comercial de elementos finitos ANSYS para construir el modelo y realizar las simulaciones. En este trabajo únicamente se han considerado condiciones de tensión plana.

El material que se ha analizado en el presente estudio es un titanio comercialmente puro de grado 2. El comportamiento mecánico se ha modelado mediante un modelo de endurecimiento isotrópico descrito por la ecuación de tipo Voce (1), combinado con un modelo de endurecimiento cinemático no lineal descrito por una ley de saturación, según la ecuación (2):

$$Y = \sigma_{ys} + \left(Y_{sat} - \sigma_{ys}\right) \cdot \left(1 - e^{-n_v \bar{\varepsilon}^p}\right) \quad (1)$$

$$\dot{X} = C_x \cdot \left[X_{sat} \frac{\left(\sigma' - X\right)}{\bar{\sigma}} - X \right] \cdot \dot{\bar{\varepsilon}}^p, X(0) = 0 \quad (2)$$

Donde Y es la tensión de flujo, $\bar{\varepsilon}^p$ es la deformación plástica equivalente, σ_{ys} es límite elástico inicial, R_{sat} es la tensión de saturación, σ' es el tensor de tensión desviatoria, X es el tensor de tensión de retroceso, $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$ es la deformación plástica equivalente. Finalmente, indicar que n_v, C_x y X_{sat} son constantes del material. Las constantes de material consideradas para el titanio analizado en este trabajo son σ_{ys}=140MPa, Y_{sat}=140MPa, n_v=4.58, C_x=406.95MPa y X_{sat}=220.11MPa.

Como se trata de un análisis en fatiga, es necesario crecer la grieta previamente para desarrollar la estela plástica. La propagación de la grieta se ha modelado mediante la liberación sucesiva de nodos. En este estudio, se ha considerado un único ciclo de carga entre la liberación de nodos. La longitud de grieta simulada previa a las condiciones bajo la que se han obtenido los resultados ha sido la misma para todos los casos e igual a 0.96mm. El número total de ciclos de carga aplicados para conseguir la estela plástica, depende en cada caso, del tamaño de la malla. La carga aplicada es la correspondiente a un factor de intensidad de tensiones de 20MPa·m$^{1/2}$ y la relación de tensiones considerada para todos los casos analizados es R=0.1.

En estos problemas, la zona más crítica es la región situada en el entorno del vértice de la grieta. En esta zona, los elementos deben ser lo suficientemente pequeños para capturar adecuadamente las variaciones de tensión y deformación con suficiente precisión. Además, los elementos más pequeños permiten considerar incrementos de grieta más pequeños durante el crecimiento de la misma. Sólo se ha empleado un tipo de elemento para mallar el modelo. Este elemento está definido por cuatro nodos con dos grados de libertad.

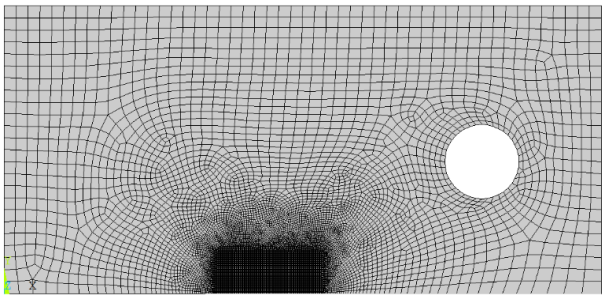


Figura 2. Modelo de elementos finitos 2D

La malla se dividió en dos zonas diferentes. La primera, se definió alrededor de la región de crecimiento de la grieta. En análisis anteriores [16,17] se consideró una reducción del tamaño de la malla con el crecimiento de la grieta. Pero en este caso, como se trata de un análisis bidimensional y el coste computacional no es un gran problema, se considera una malla regular con elementos cuadrados. En el resto del modelo se consideraron elementos más gruesos para no penalizar el coste computacional. La figura 2 muestra las diferentes mallas consideradas en el modelo.

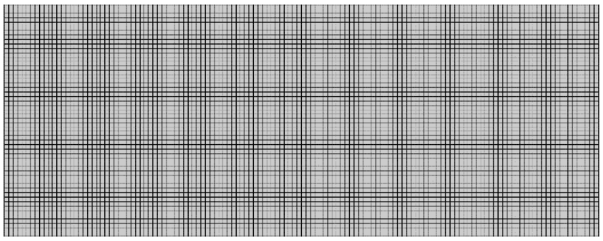


Figura 3. Malla alrededor de la región de crecimiento de la grieta.

3. RESULTADOS

En esta sección se presentan los resultados para los diferentes tamaños de malla. El tamaño de la malla de elementos finitos es un parámetro principal en los análisis de elementos finitos [18,19].

La figura 4 muestra los resultados típicos de CTOD frente a la carga en términos de factor de intensidad de tensiones. Esos resultados corresponden al primer nodo por detrás de la punta de la grieta con un tamaño de elemento de 8µm. Se puede observar que el nodo está cerrado al principio del ciclo de carga (A). Se abre cuando el nodo despega y tiene un desplazamiento vertical positivo (B). En este momento, la carga aplicada es la carga de apertura de la grieta.

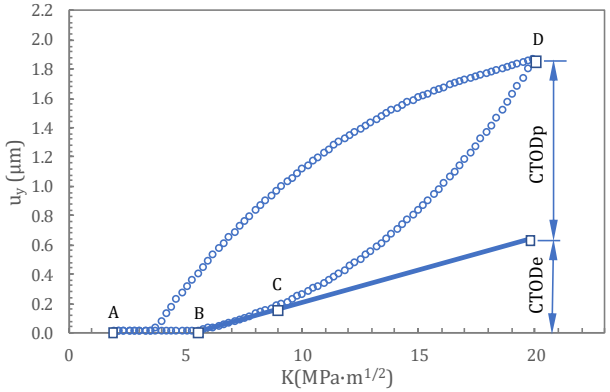


Figura 4. CTOD frente a la carga.

A partir de este instante, el CTOD presenta un comportamiento lineal con la carga aplicada que está relacionado con el comportamiento lineal del material. A partir de una determinada carga (C), se produce una desviación de este comportamiento lineal que implica un comportamiento no-lineal asociado a una deformación plástica. El máximo CTOD tiene lugar en (D) y corresponde a la carga máxima aplicada.

Después al principio del ciclo de descarga, se produce otra tendencia lineal relacionada con la recuperación del comportamiento elástico del material. La pendiente asociada a esta descarga es la misma que se observa tras la carga de apertura de la grieta durante el ciclo de carga. A continuación, comienza la deformación plástica inversa y, finalmente, la grieta se cierra.

En esta figura se muestra cómo se obtiene el valor del CTOD plástico. Empleando los datos correspondientes a los desplazamientos verticales en la parte del ciclo de carga con comportamiento lineal, se extrapola el valor de la componente elástica a lo largo de todo el ciclo de carga, de forma que, para la carga máxima aplicada, el CTOD plástico será igual al desplazamiento vertical máximo menos el valor de la componente elástica obtenida para la carga máxima.

La figura 5 representa la evolución del CTOD plástico frente a la carga aplicada en el primer y segundo nodo por detrás del frente de la grieta. En esta figura se ha eliminado el comportamiento elástico de los desplazamientos verticales. Cabe destacar que el fenómeno de cierre de la grieta se incluye en el valor del CTOD plástico. Puede observarse, que CTOD plástico en el primer nodo por detrás del frente de la grieta es mayor que en el segundo nodo.

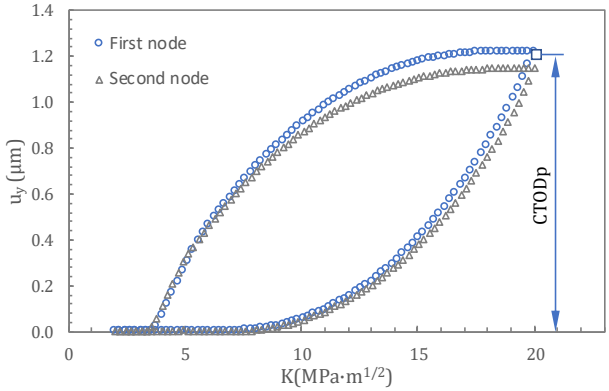


Figura 5. CTOD plástico frente a la carga para el primer nodo detrás de la punta de la grieta, 8µm.

La figura 6 muestra la evolución del CTOD con el tamaño del elemento del primer nodo detrás del frente de la grieta. Se puede observar que el cierre de la grieta y el gradiente del comportamiento lineal aumentan con el tamaño del elemento. Las tensiones son menores en el primer nodo detrás del frente de grieta cuanto más grandes son los elementos, ya que la distancia al vértice de la grieta es mayor. Por lo tanto, se debe aplicar un factor de intensidad de tensión nominal mayor para abrir la grieta completamente.

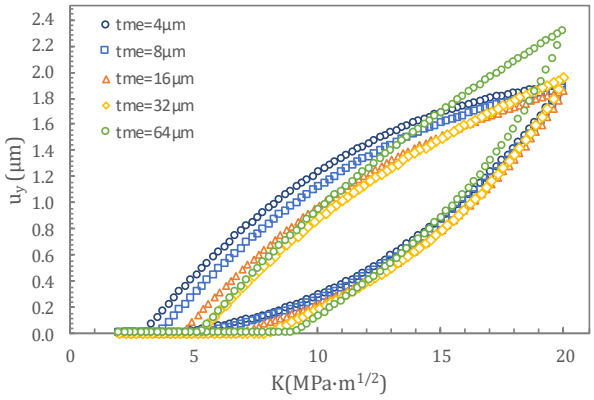


Figura 6. CTOD frente a la carga para diferentes tamaños de elementos.

La pendiente es mayor porque una vez abierta la grieta los desplazamientos verticales son mayores cuanto más lejos esté el nodo con respecto al vértice de la grieta. Sin embargo, el CTOD a carga máxima no sufre grandes variaciones para todos los tamaños de elementos considerados, excepto para el más grande (64µm), donde el CTOD aumenta claramente su valor.

En la Figura 7, se muestra la influencia del tamaño de los elementos en los valores analizados: CTOD, CTOD elástico y CTOD plástico). Además de lo anterior, se ha realizado una extrapolación polinómica de tercer grado con el objeto de obtener los distintos valores para un tamaño de elemento ideal de valor nulo.

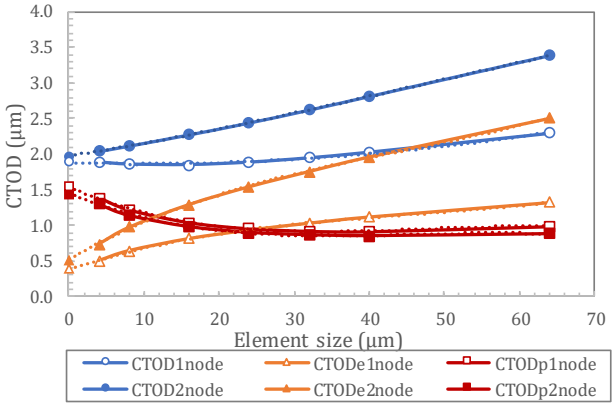


Figura 7. influencia del tamaño del elemento en el CTOD, el CTOD elástico y el CTOD plástico para el primer y segundo nodo detrás del frente de la grieta.

Se puede observar que el CTOD correspondiente al valor de carga máxima disminuye al reducir el tamaño de los elementos de la malla. Además, es interesante destacar el hecho de que el CTOD del segundo nodo por detrás de la punta de la grieta con la carga máxima aplicada es mayor que el del primer nodo. Esto tiene sentido ya que la grieta se abre antes cuanto más lejos está el nodo de la punta de la grieta.

Analizando el CTOD elástico, se puede ver que, al igual que ocurría con el CTOD, su valor disminuye al reducirse el tamaño de la malla. Sin embargo, se puede ver que el CTOD tiende a estabilizar su valor al llegar a tamaños de elementos próximos al ideal, mientras que la componente elástica se reduce de forma significativa. Al igual que ocurre con el CTOD, se puede observar que las diferencias entre los valores obtenidos en el primer y el segundo nodo se reducen al disminuir el tamaño de los elementos.

Considerando la evolución del CTOD plástico, se puede ver que, a diferencia de los anteriores, el valor aumenta al disminuir el tamaño de los elementos. Además, se observa que la diferencia entre los valores del primer y segundo nodo son muy inferiores a las de los casos anteriores, siendo prácticamente iguales. Cabe destacar el hecho de que el CTOD plástico obtenido en el primer nodo es mayor que el del segundo, independientemente del tamaño de la malla. Esto es debido a que la deformación plástica aumenta su influencia en los desplazamientos verticales cuanto más cerca están los nodos de la punta de la grieta.

4. CONCLUSIONES

En este estudio se ha analizado la influencia del tamaño de la malla en el CTOD, el CTOD elástico y el CTOD plástico. Al analizar los valores en los nodos de la malla, las estimaciones numéricas son bastante sensibles a la ubicación de estos.

Los valores de CTOD aumentan con el tamaño del elemento al igual que la componente elástica, mientras que los valores de CTOD plástica permanecen constantes para elementos mayores de 32µm y sufren un aumento con la disminución del tamaño del elemento.

Se realizó una extrapolación polinómica de tercer orden para obtener resultados para un tamaño de elemento ideal cero. Al realizar la extrapolación, se ha visto que los resultados obtenidos para el primer y segundo nodo tienden al mismo valor.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo de la Junta de Andalucía a través de la financiación del proyecto UMA18-FEDERJA-250 del Programa Operativo FEDER y de la Universidad de Málaga a través del Plan Propio de Investigación y Transferencia. Además, se quiere agradecer al Ministerio de Educación, Cultura y Deporte en el marco del Programa Estatal de Promoción del Talento y su empleabilidad en I+D+i, Subprograma Estatal de Movilidad, del Plan Estatal de I+D+i a través de la subvención de referencia CAS18/00251 y al Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER), a través del programa Portugal-2020 (PT2020), en el marco del Programa Operativo Regional del Centro (CENTRO-01-0145-FEDER-028789) y la Fundación para la Ciencia y la Tecnología IP/MCTES a través de fondos nacionales (PIDDAC) mediante el proyecto nº. 028789.

REFERENCIAS

[1] P.C. Paris, F. Erdogan. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, Journal of Basic Engineering (1963) 85:528–534.

[2] J.R. Rice. Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue. Fatigue Crack Propagation, edited by J Grosskreutz, ASTM International (1967) 247–311.

[3] A. Vasudevan, K. Sadananda, G. Glinka. Critical Parameters for Fatigue Damage. International Journal of Fatigue (2001) 23:39–53.

[4] A.A. Wells. Application of Fracture Mechanics at and beyond General Yielding. British Welding Journal (1963) 10(11):563–570.

[5] C. Laird, G.C. Smith. Crack Propagation in High Stress Fatigue. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics (1962) 7(77):847–857.

[6] S. Pommier, M. Risbet. Time Derivative Equations for Mode I Fatigue Crack Growth in Metals. International Journal of Fatigue (2005) 27:1297–1306.

[7] F.V. Antunes, S.M. Rodrigues, R. Branco, D. Camas. A Numerical Analysis of CTOD in Constant Amplitude Fatigue Crack Growth. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2016) 85:45-55.

[8] F.V. Antunes, R. Branco, P. Prates, L. Borrego. Fatigue Crack Growth Modelling Based on CTOD for the 7050-T6 Alloy. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures (2017) 40:1309–1320.

[9] J.M. Vasco-Olmo, F.A. Díaz, F.V. Antunes, M.N. James. Characterisation of Fatigue Crack Growth Using Digital Image Correlation Measurements of Plastic CTOD. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2019) 101:332–341.

[10] F.V. Antunes, L.F.P. Borrego, J.D. Costa, J.M. Ferreira. A Numerical Study of Fatigue Crack Closure Induced by Plasticity. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures (2004) 27(9):825–835.

[11] F.V. Antunes, L. Correia, D. Camas, R. Branco. Effect of Compressive Loads on Plasticity Induced Crack Closure. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2015) 80:193–204.

[12] L.P. Borrego, F.V. Antunes, J.D. Costa, J.M. Ferreira.. Numerical Simulation of Plasticity Induced Crack Closure under Overloads and High–Low Blocks. Engineering Fracture Mechanics (2012) 95:57–71.

[13] 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.

[14] D. Camas, P. Lopez-Crespo, A. Gonzalez-Herrera, B. Moreno. 2017. Numerical and Experimental Study of the Plastic Zone in Cracked Specimens. Engineering Fracture Mechanics (2017) 185:20–32.

[15] P. Lopez-Crespo, D. Camas, F.V. Antunes, J.R. Yates. A Study of the Evolution of Crack Tip Plasticity along a Crack Front. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2018) 98:59–66.

[16] 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.

[17] D. Camas, J. Garcia-Manrique, F. Perez-Garcia, A. Gonzalez-Herrera. Numerical Modelling of Three-Dimensional Fatigue Crack Closure: Plastic Wake Simulation. International Journal of Fatigue (2020) 131 (available on line).

[18] F.V. Antunes, A.G. Chegini, R. Branco, D. Camas. A Numerical Study of Plasticity Induced Crack Closure under Plane Strain Conditions. International Journal of Fatigue (2015) 71:75–86.

[19] J. Garcia-Manrique, D. Camas, A. Gonzalez-Herrera. Study of the Stress Intensity Factor Analysis through Thickness: Methodological Aspects. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures (2017) 40:1295–1308.

CÁLCULO DE LA VISCOSIDAD DINÁMICA EN PASTAS DE CEMENTO: APROXIMACIÓN PROBABILÍSTICA Y ANÁLISIS BAYESIANO

Á. De La Rosa[1], G. Ruiz[1], E. Castillo[2], R. Moreno[3]

[1]ETSI Caminos, C. y P., Universidad de Castilla-La Mancha, Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real, España
[2]Real Academia de Ingeniería, Don Pedro 10, 28005 Madrid, España
[3]Instituto de Cerámica y Vidrio (CSIC), C. Kelsen 5, Campus de Cantoblanco, 28049 Madrid, España

RESUMEN

En esta comunicación se presenta un enfoque probabilista de la ecuación de Krieger-Dougherty, que permite el cálculo de la viscosidad dinámica en suspensiones cementicias, en concreto pastas de cemento. El significado físico de los parámetros de dicha ecuación (fracción de empaquetamiento máximo y viscosidad intrínseca) y la naturaleza aleatoria de este tipo de suspensiones hacen del análisis Bayesiano una herramienta de gran utilidad, ya que convierten modelos paramétricos deterministas en modelos paramétricos probabilistas. Esto supone un valor añadido en la obtención de los resultados. Los métodos numéricos, como las Cadenas de Markov y Monte Carlo y el Muestreo de Gibbs, así como el desarrollo de programas específicos, como OpenBUGS, permite superar la complejidad de los métodos Bayesianos. La interpretación de los resultados sugiere la idoneidad del análisis Bayesiano en la conversión del modelo físico determinista en un modelo probabilístico en pastas de cemento.

PALABRAS CLAVE: Pastas de cemento, Viscosidad, Ecuación de Krieger-Dougherty, Modelos deterministas y probabilistas, Análisis Bayesiano

ABSTRACT

This communication presents a probabilistic approach to the Krieger-Dougherty equation, which allows the calculation of dynamic viscosity in cementitious suspensions, specifically cement pastes. The physical significance of the parameters of this equation (maximum packing fraction and intrinsic viscosity) and the random nature of this type of suspensions make Bayesian analysis a very useful tool since it is possible to convert deterministic parametric models into probabilistic parametric models. This represents an added value in obtaining the results. Numerical methods, such as Markov and Monte Carlo Chains and Gibbs Sampling, as well as the development of specific programs, such as OpenBUGS, allow the complexity of Bayesian methods to be overcome. The interpretation of the results suggests the suitability of the Bayesian analysis in converting the deterministic physical model into a probabilistic model in cement pastes.

KEYWORDS: Cement pastes, Viscosity, Krieger-Dougherty equation, Deterministic and probabilistic models, Bayesian analysis

1. INTRODUCCIÓN

La pastas de cemento se pueden considerar como suspensiones homogéneas de partículas cuyo contenido e interacción determina su comportamiento reológico en estado fresco. Existe abundante evidencia científica en la literatura acerca de la idoneidad de la ecuación de Krieger-Dougherty (Ecuación 1) [1] para calcular la viscosidad dinámica de dichas suspensiones [2,3,4,5]:

$$\frac{\eta}{\eta_0} = \left(1 - \frac{\phi}{\phi_m}\right)^{-[\eta]\phi_m} \quad (1)$$

donde,

η: viscosidad dinámica de la suspensión.

η_0: viscosidad dinámica de la suspensión.

ϕ: fracción en volumen de la fase dispersa sólida de la suspensión.

ϕ_m: fracción de empaquetamiento máximo de partículas en la fase dispersa sólida.

$[\eta]$: viscosidad intrínseca.

El interés principal reside, además de en su robustez, en que sus parámetros tienen un significado físico. La fracción de empaquetamiento máximo ϕ_m, es la máxima concentración de partículas que pueden añadirse al sistema sin perder fluidez. Depende de la dispersión de las partículas, de su forma y de su distribución de tamaño [4,6]. La viscosidad intrínseca, $[\eta]$, es un parámetro que mide el efecto individual de las partículas en la viscosidad y depende de la forma de las partículas [1]. Normalmente ambos parámetros se determinan mediante

el ajuste de medidas experimentales asumiendo una serie de hipótesis acerca de la forma y de la disposición de las partículas en el sistema. Sin embargo, la aleatoriedad y variabilidad de tamaños y geometrías de las partículas, la naturaleza coloidal de las mismas y las interacciones físico-químicas que se producen en estos sistemas sugiere la necesidad de plantear los parámetros de la ecuación de Krieger y Dougherty desde un punto de vista probabilístico, es decir, obteniendo sus funciones de distribución de probabilidad.

Para realizar este proceso el análisis Bayesiano es idóneo pues permite la transformación de modelos paramétrico-deterministas en paramétrico-probabilistas. Este es el principal objetivo del trabajo que se presenta en esta comunicación, como parte de la investigación llevada a cabo por De La Rosa *et al*. [7]

2. MODELO PROBABILÍSTICO Y ANÁLISIS BAYESIANO DE LA ECUACIÓN DE KRIEGER-DOUGHERTY

La ecuación de Krieger-Dougherty se puede expresar en términos probabilísticos, lo cual proporciona más información acerca de la variabilidad de la estimación de la viscosidad dinámica. Si se resuelve por medio de una metodología clásica, la viscosidad dinámica se considera una variable aleatoria de una familia paramétrica. Así, el problema se reduce a la estimación de los parámetros de la ecuación. Si se aplica una metodología Bayesiana, se considera un conjunto de familias de distribución paramétrica, tratándose sus parámetros como variables aleatorias [8].

2.1. Fuentes de aleatoriedad en pastas de cemento

Las pastas de cemento son suspensiones en las que, además de las partículas coloidales (diámetros entre 10^{-9} y 10^{-5} m) del cemento y de las adiciones minerales, pueden estar presentes cadenas poliméricas de aditivo superplastificante con las que interactúan [9,10]. La forma, la distribución del tamaño de las partículas, la química de la sus superficies, las fuerzas de interacción entre ellas y el medio dispersante, determinan las propiedades de la suspensión [9] y constituyen sus fuentes de aleatoriedad.

2.2. Aproximación Bayesiana

Una red Bayesiana consiste en dos elementos (***G, P***). En primer lugar, un grafo dirigido acíclico (***G***) en el que las variables son los nodos y las uniones son las dependencias directas entre las variables. El grafo define la información cualitativa de la red. En segundo lugar, un conjunto de probabilidades condicionales (***P***), una por variable, que proporciona las probabilidades de las variables condicionadas por sus padres. De este conjunto se obtiene la función de densidad conjunta multiplicando todas las probabilidades condicionales, (Ecuación 2).

$$f(x_1, x_2, \dots x_n) = \prod_{i=1}^{n} p(x_i|\Pi_i) \qquad (2)$$

donde,

Π_i: subconjuntos de padres de las variables x_i

En los métodos Bayesianos los parámetros de las probabilidades condicionadas se consideran aleatorios y se convierten en variables aleatorias que se incorporan a la red Bayesiana. El cálculo de las probabilidades se lleva a cabo mediante simulaciones de un gran número de muestras y se usa la muestra de la variable, marginal o condicional de interés, e informamos mediante una muestra muy grande en lugar de con una expresión analítica, lo que en la práctica es equivalente. Los métodos de Cadenas de Markov Monte Carlo sirven para optimizar el proceso de muestreo.
Los métodos Bayesianos utilizan familias paramétricas de distribuciones, cuyos parámetros son considerados variables aleatorias [8,11]. Estos modelos eligen una combinación lineal convexa de los diferentes modelos de la familia inicial seleccionada, lo cual es importante pues permite aumentar la colección de modelos y que la muestra señale al más adecuado [11,12]. La aproximación Bayesiana de un modelo probabilista consiste en los siguientes pasos [13]:

- Selección de la familia de verosimilitud
- Selección de la distribución a priori de los parámetros
- Obtención de datos de la muestra
- Cálculo de la distribución a posteriori
- Combinación de la distribución a posteriori con la verosimilitud para obtener la distribución predictiva, que es la que se va a utilizar

2.2. Formulación del modelo probabilístico y análisis Bayesiano de la ecuación de Krieger-Dougherty en pastas de cemento

Los parámetros de la ecuación de Krieger-Dougherty se van a considerar variables aleatorias en el análisis Bayesiano. En primer lugar es fundamental obtener una información a priori de calidad (datos experimentales, literatura científica, consulta a expertos, etc.). La red Bayesiana del modelo que se crea tendrá en cuenta la naturaleza aleatoria del valor medio de la viscosidad dinámica, así como la variabilidad de los parámetros que intervienen en el modelo.
Para llevar a cabo este estudio se ha utilizado el programa de inferencia Bayesiana OpenBUGS [14], que utiliza métodos de Monte Carlo y Cadenas de Markov y el muestreo de Gibbs. OpenBUGS simula la distribución a posteriori de los parámetros del modelo mediante su definición y la incorporación de un conjunto de datos y valores iniciales. Como resultado, el programa proporciona el gráfico de la estructura de dependencia jerárquica entre variables y parámetros, las funciones de densidad a posteriori de los mismos y un conjunto de estadísticas del modelo probabilístico.

En primer lugar es necesario definir la ecuación de Krieger-Dougherty de manera adimensional:

$$\eta * = \left(1 - \frac{\phi_p}{\phi_{mp}}\right)^{-[\eta]p\ \phi_{mp}} \quad (3)$$

donde,

$\eta^* = \eta_p/\eta_w$: viscosidad dinámica adimensional de la suspensión.

η_p: viscosidad dinámica de la pasta de cemento.

η_w: viscosidad dinámica de la fase fluida continua (agua).

ϕ_p: fracción en volumen de la fase dispersa sólida de la suspensión (materiales cementicios).

ϕ_{mp}: fracción de empaquetamiento máximo de partículas en la fase dispersa sólida.

$[\eta]_p$: viscosidad intrínseca.

Para llevar a cabo la conversión del modelo inicial determinístico a probabilístico y el análisis Bayesiano ϕ_m y $[\eta]_p$ se consideran variables aleatorias independientes pertenecientes a una familia de funciones de densidad de probabilidad uniforme definidas en un dominio. Además, se asume que la ecuación de Krieger-Dougherty proporciona la media de los valores de la variable aleatoria η_p, que sigue una función de densidad normal (de media μ^* y desviación típica σ). El residuo observado, ε^*, también sigue una función de densidad normal y σ se define mediante una función de densidad uniforme no informativa. El modelo en formato estadístico es:

$$\eta^* \sim N[\mu^*, \nu] \quad (4)$$

$$\mu^* = \left(1 - \frac{\phi_p}{\phi_{mp}}\right)^{-[\eta]\phi_{mp}} \quad (5)$$

$$\phi_{mp} \sim U[\phi_{mpmin}, \phi_{mpmax}] \quad (6)$$

$$[\eta]_p \sim U[[\eta]_{pmin}, [\eta]_{pmax}] \quad (7)$$

$$\sigma \sim U[\sigma_{min}, \sigma_{max}] \quad (8)$$

donde ν es una variable auxiliar que depende de la desviación típica ($\nu = \sigma^{-2}$).

3. MATERIALES Y MÉTODOS

Se han utilizado las pastas de cemento publicadas por De La Rosa et al. [3], elaboradas con dos tipos de cemento portland (CEM I 52.5-SR y CEM II 32.5 B-L), una adición mineral (escoria granulada de alto horno, GGBS) y dos tipos de aditivo superplastificante de naturaleza polimérica (policarboxilatos modificados en base acuosa, Sika ViscoCrete-20HE; poli-aril-eter, BASF MasterEase 5025). La composición de las pastas es la siguiente:

- 31 pastas de cemento con relación agua/materiales cementicios, w/cm = 0.35, 0.47 0.53, 0.63, y dos relaciones superplastificante/materiales cementicios, SP/cm = 0.4% y 0.8% (Sika ViscoCrete-20HE). La composición de las pastas es: CEM I 52.5-SR, CEM II 32.5 B-L, 75% CEM I 52.5-SR + 25% GGBS, 75% CEM II 32.5 B-L + 25% GGBS.
- 8 pastas de cemento con relación agua/materiales cementicios, w/cm = 0.35, 0.47 0.53, 0.63, y dos relaciones superplastificante/materiales cementícios, SP/cm = 1.0% y 1.2% (BASF MasterEase 5025). La composición de las pastas es: CEM I 52.5-SR.

La viscosidad dinámica de las suspensiones se midió con un reómetro rotacional con sensor doble cono-placa Haake RS50 (Thermo Fischer), realizando los ensayos en control de velocidad de cizalla y evitando el deslizamiento de la pasta en las paredes del sensor. El protocolo de ensayo consistió en rampas de velocidad de cizalla crecientes y decrecientes de 0 a 600 s^{-1} durante 3 min y un tiempo de permanencia de 1 min a velocidad máxima. Las muestras se introdujeron en el reómetro considerándose el primer ensayo como pre-cizalla; a continuación se dejó la muestra en reposo durante 60 s y se repitió este proceso dos veces con el objetivo de tener dos medidas de η_p para cada muestra. A partir de estos ensayos se obtuvieron las curvas de flujo (tensión cortante-velocidad cortante) de la rampa descendente, correspondiendo el valor de la pendiente de la recta a la viscosidad dinámica (modelo reológico de Bingham) en el rango 10-100 s^{-1}. Los valores de η_p sirven para determinar los parámetros ϕ_{mp} y $[\eta]_p$ de la ecuación de Krieger-Dougherty de cada una de las pastas de cemento.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La conversión del modelo determinista en probabilista se ha llevado a cabo mediante el programa OpenBUGS, realizando 11000 iteraciones en cada muestra para obtener las funciones de densidad de las variables ϕ_{mp} y $[\eta]_p$, que son los parámetros del modelo determinista. A partir de las curvas de flujo se calculan los parámetros ϕ_{mp} y $[\eta]_p$ de las diferentes composiciones de pastas de cemento [3], comprobándose que los valores calculados están acorde a la literatura científica consultada [1,6]. Estos valores servirán como intervalos de validez o de dominio para realizar el análisis Bayesiano de las pastas de cemento. La descripción del modelo propuesto para la ecuación de Krieger-Dougherty se indica a continuación:

$$\eta^* \sim N[\mu^*, \nu] \quad (9)$$

$$\mu^* = \left(1 - \frac{\phi_p}{\phi_{mp}}\right)^{-[\eta]\phi_{mp}} \quad (10)$$

$$\phi_{mp} \sim U[0.510, 0.830] \quad (11)$$

$$[\eta]_p \sim U[4.30, 6.80] \quad (12)$$

$$\sigma \sim U[0, 400] \quad (13)$$

El grafo de la red Bayesiana que representa la dependencia jerárquica de las variables se muestra en la Figura 1.

$$\mu^*_{\eta^\circ}[i]$$

$$\text{for(i IN 1:N)}$$

Figura 1. Grafo de la red Bayesiana.

En la Tabla 1 se resume las estadísticas del análisis Bayesiano llevado a cabo (media, desviación típica, mediana, percentiles 2.5% y 97.5%), y en las Figuras 2 y 3 se representan las funciones de densidad de los parámetros ϕ_{mp} y $[\eta]_p$ del modelo Bayesiano.

Parámetro	**Media**	**D.T.**	**2.5%**	**Mediana**	**97.5 %**
ϕ_{mp}	0.870	0.031	0.800	0.879	0.899
$[\eta]_p$	6.651	0.175	6.333	6.681	6.829

Tabla 1. Estadísticos de los parámetros ϕ_{mp} y $[\eta]_p$.

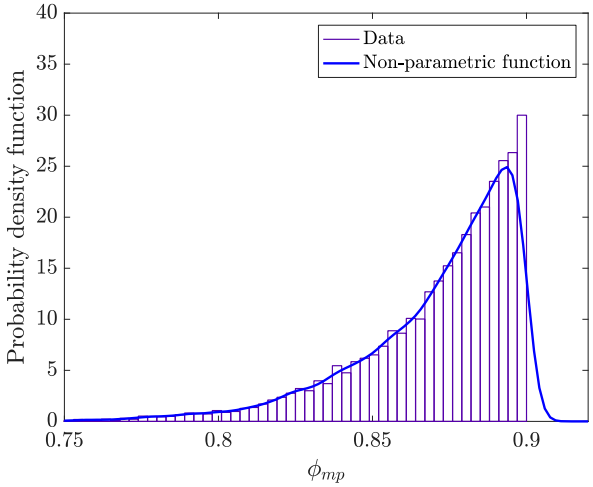


Figura 2. Función de densidad de probabilidad del parámetro ϕ_{mp} .

La variabilidad de la distribución de los valores de los parámetros se corresponde con la naturaleza de estos sistemas. Respecto del parámetro ϕ_{mp}, la amplitud de su función de densidad indica la polidispersión del tamaño de partículas en la suspensión. Con relación al parámetro $[\eta]_p$, las características de su función de densidad hace referencia a la variabilidad de formas de partículas en la suspensión.

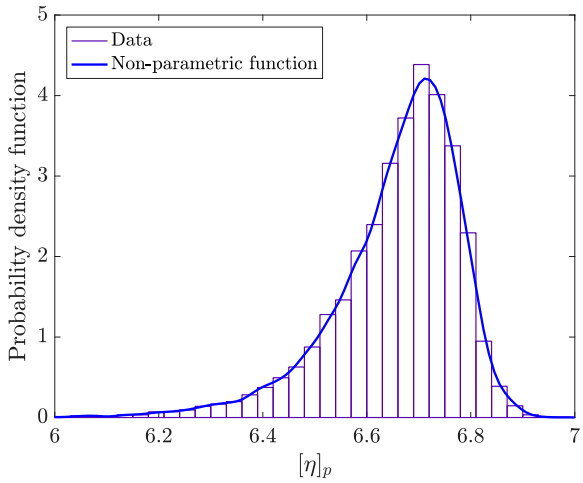


Figura 3. Función de densidad de probabilidad del parámetro $[\eta]_p$.

La función de densidad del producto $[\eta]_p\phi_{mp}$ (exponente de la ecuación de Krieger-Dougherty) se muestra en la Figura 4 y corresponde con los valores más probables que puede adoptar dicho exponente en pastas de cemento.

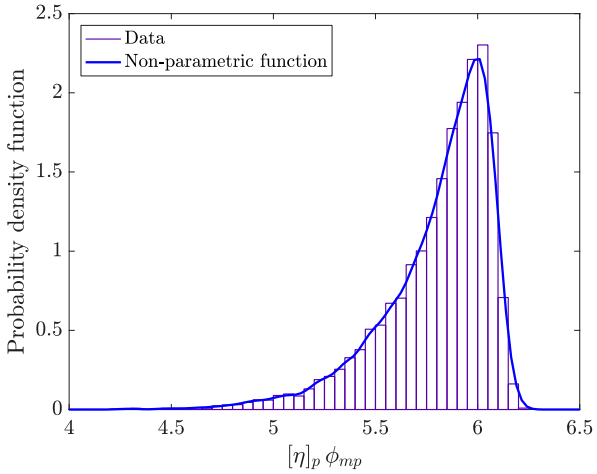


Figura 4. Función de densidad de probabilidad del producto de parámetros $[\eta]_p\,\phi_{mp}$

4. CONCLUSIONES

Se ha realizado la transformación de la ecuación de Krieger-Dougherty en un modelo probabilista por medio de una metodología de análisis Bayesiano. Mediante el programa OpenBUGS, que realiza simulaciones a través de Cadenas de Markov Monte Carlo y Muestreo de

Gibbs, se obtienen las muestras de las variables y su función de densidad, que representan los parámetros del modelo determinista inicial. La metodología se ha aplicado a pastas de cemento elaboradas para una investigación previa [3]. Las funciones de densidad de los parámetros (fracción de empaquetamiento máximo y viscosidad intrínseca) están condicionadas por una red Bayesiana a modo de grafo donde se recogen las relaciones y la jeraquía de las variables. El análisis Bayesiano atribuye la distribución resultante a todas las causas que pueden condicionar físicamente los valores de los parámetros. Los resultados alcanzados coinciden razonablemente con los valores medidos experimentalmente de los parámetros ϕ_{mp} y $[\eta]_p$ en la literatura científica y, por primera vez, se calculan como funciones de distribución de probabilidad en lugar de cómo valores únicos.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del Ministerio de Ciencia e Innovación a través de las ayudas PID2019–110928RB–C31 y RTC–2017–6736–3 y a la Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha por la ayuda SBPLY/19/180501/000220. Los autores agradecen a Cementos Portland Valderrivas, Cementos Tudela Veguín, Sika y BASF el suministro de materiales.

REFERENCIAS

[1] Struble, L, Sun, G. Viscosity of Portland cement pastes as a function of concentration. Adv. Cem. Based Mater. 1995;2:62-69.

[2] Krieger, I., Dougherty, T.A. A mechanism for non-Newtonian flow in suspensions of rigid spheres. J. Rheol. 1959;3:137-152.

[3] De La Rosa, Á., Poveda, E., Ruiz, G. Moreno, R., Cifuentes, H., Garijo, L. Determination of the plastic viscosity of superplasticized cement pastes through capillary viscometers. Constr. Buil. Mater. 2020;260:119715.

[4] Ghanbari, A., Karihaloo, B.L.. Prediction of the plastic viscosity of self-compacting steel fibre reinforced concrete. Cem. Concr. Res. 2009;39:1209-1216.

[5] De Kruif, C., van Iersel, E., Vrij, A., Russel, W. Hard sphere colloidal dispersions: Viscosity as a function of shear rate and volume fraction. J. Chem. Phys. 1985;83:4717-4725.

[6] Burgos-Montes, O., Alonso, M., Puertas, F. Viscosity and water demand of limestone and fly ash-blended cement pastes in the presence of superplasticisers. Constr. Buil. Mater. 2013;48:417-423.

[7] De La Rosa, Á., Ruiz, G., Castillo, E., Moreno, R. Calculation of dynamic viscosity in concentrated cementitious suspensions: Probabilistic approximation and Bayesian analysis. Materials 2021;14:1971.

[8] Castillo, E., Menéndez, J., Sánchez-Cambronero, S. Predicting traffic flow using Bayesian networks. Transp. Res. Part B. 2008;42:482-509.

[9] Moreno, R. Reología de Suspensiones Cerámicas. Consejo Superior de Investigaciones Científicas. Madrid, España. 2005.

[10] Moreno, R. Better ceramics through colloid chemistry. J. Eur. Ceram. Soc.. 2020;40:559-587.

[11] Castillo, E. Bayesian Methods with OpenBUGS. 2020. En línea: https://uclm.es/conocimiento/cursos/bayesian-methods-openbugs-en (Acceso 12 de abril de 2021.

[12] Cowles, M. Applied Bayesian Statistics with R and OpenBUGS. Examples. Springer, New York, USA, 2013.

[13] Castillo, E., Menéndez, J., Sánchez-Cambronero, S., Calviño, A., Sarabia, J. A hierarchical optimization problem: Estimating traffic flow using gamma random variables in a Bayesian context. Comput. Oper. Res. 2014;41:240-251.

[14] OpenBUGS. 2009. En línea: https://openbugs.net (Acceso 12 de abril de 2021).

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE GIRO EN EL COMPORTAMIENTO DINÁMICO DE UNA VIGA ROTATORIA FISURADA

Borja Valverde-Marcos[1], Belén Muñoz-Abella[1], Patricia Rubio[1], Lourdes Rubio[1]

[1] Grupo de Simulación y Optimización Mecánica (SiOMec). Departamento de Ingeniería Mecánica.
Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid.
Av/ de la Universidad 30, 28911 Leganés-Madrid-España

RESUMEN

Las vigas rotatorias son simplificaciones de componentes mecánicos más complejos, característicos de sectores estratégicos, como palas de aerogeneradores, álabes de turbinas o palas de helicópteros. La presencia de fisuras en estos elementos puede afectar seriamente a la integridad estructural de los mismos, a la vez que se traduce en cambios en su comportamiento dinámico.
En este estudio se aborda la determinación de las frecuencias naturales de una viga rotatoria fisurada en voladizo tipo Euler-Bernoulli, en la que la fisura presenta el comportamiento "breathing crack". Para ello, se ha desarrollado un modelo de elementos finitos 3D que permite estudiar el comportamiento de la viga en función de la velocidad de giro.

PALABRAS CLAVE: Fisura, Mecanismo "breathing crack", Viga rotatoria fisurada, Frecuencias naturales

ABSTRACT

Rotating beams are simplifications of more complex mechanical components, which are characteristics of strategic areas, like wind turbine blades, turbine vanes or helicopter propellers. Cracks in these mechanical elements could affect their structural integrity, while modifying the dynamic behaviour of the components.
In this study, the identification of the natural frequencies of cracked rotating cantilevered beam at Euler-Bernoulli type, with a 'breathing crack' behaviour, is analysed. A 3D finite element model has been developed to study the response of the beam behaviour as a function of the rotational velocity.

KEYWORDS: Crack, Breathing crack, Cracked beam, Rotating beam, Natural frequencies

INTRODUCCIÓN

Palas de aerogeneradores, palas de helicóptero, álabes de grandes turbinas o palas de "open-rotors" son algunos de los ejemplos de componentes mecánicos susceptibles de presentar fisuras y que, por sus condiciones de trabajo, pueden dar lugar al crecimiento de las mismas.

Las palas rotatorias están sometidas, entre otros, a esfuerzos de flexión y tracción, que producen tensiones variables a lo largo del tiempo. Estas tensiones unidas a posibles defectos superficiales del material de la pala y a las condiciones de trabajo extremas, como altas y bajas temperaturas y medio ambiente agresivo, a las que el sistema se ve sometido en ocasiones, pueden producir el crecimiento de las fisuras. Estos componentes mecánicos son frecuentes en muchos sectores industriales estratégicos, de gran interés económico y social, como el de las energías renovables y el aeronáutico. Por lo tanto, resulta indispensable, desde el punto de vista de la seguridad, conseguir adecuados niveles de fiabilidad durante su funcionamiento.

Determinar las características modales de las vigas rotatorias es fundamental para el diseño y la evaluación de su funcionamiento y es objeto de estudio de muchos investigadores [1,2]. El comportamiento dinámico, tanto en el plano de giro ("chordwise") como fuera de él ("flapwise"), depende de la fuerza centrífuga que aparece debida a la rotación, y que es variable con la distancia al centro de giro. La aparición de esta fuerza introduce un aumento de la frecuencia natural en ambos planos.

Aunque se pueden encontrar numerosos estudios del comportamiento de vigas rotatorias sin defectos, el número de trabajos sobre el comportamiento de palas rotatorias fisuradas es reducido, como por ejemplo [3-5]. En las vigas fisuradas, la presencia del daño afecta tanto a las vibraciones "chordwise" como a las "flapwise", pero son las segundas las que se han estudiado con más

profundidad [4,6], debido a que no están acopladas con otras, como ocurre con las axiales y las "chordwise" [7]. En las vigas rotatorias fisuradas, por una parte, se produce un aumento de la flexibilidad debido a la fisura y, por otra parte, un incremento de la rigidez como consecuencia de la velocidad de giro y del radio del cubo. La compensación de ambos efectos puede dificultar la detección del daño [4].

En este trabajo se aborda la determinación de las 4 primeras frecuencias naturales de una viga rotatoria fisurada en voladizo tipo Euler-Bernoulli, en la que la fisura presenta el comportamiento "breathing crack". Para ello, se ha desarrollado un modelo de elementos finitos 3D que permite estudiar el comportamiento dinámico de la viga en función de la velocidad de giro.

PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

2.1. Modelo de viga rotatoria

Se ha considerado una viga rotatoria esbelta (Euler-Bernoulli) de sección constante rectangular con las dimensiones que se muestran en la tabla 1 y la figura 1, donde también se pueden consultar la profundidad y posición de la fisura.

La pala rota a velocidad angular constante respecto a la dirección positiva del eje Z (ver figura 1) y está fabricada en un acero de densidad 7850 kg/m^3, con 210 GPa de Módulo de Young y un coeficiente de Poisson de 0.3.

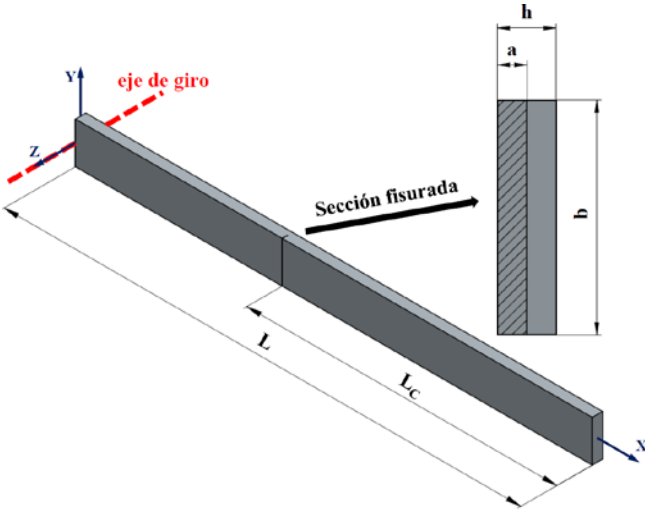


Figura 1. Geometría de la viga rotatoria de estudio

Tabla 1. Dimensiones de la viga rotatoria de estudio.

L (m)	L_C (m)	b (m)	h (m)	a (m)
0.8	0.48	0.03	0.01	0.005

La viga se encuentra empotrada en un extremo (X=0) y libre en el otro (X=L). Por otra parte, se han considerado 3 velocidades de giro diferentes (100 rad/s, 200 rad/s y 300 rad/s).

2.2. Desarrollo del modelo numérico

La viga rotatoria se ha simulado mediante un análisis dinámico implícito de un modelo de elementos finitos tridimensional utilizando el software de elementos finitos Abaqus 6.14.
El modelo se ha dividido en 3 partes longitudinalmente (dirección X), de diferente tamaño y propiedades, pero de idéntica sección transversal (*b* x *h*):

- Parte EXTERIOR, de longitud Lc, y parte INTERIOR, de longitud L-Lc, como sólidos deformables. Entre ambas partes se encuentra la sección fisurada.

- Se ha añadido una parte RÍGIDA de 10 mm, con propiedades de sólido rígido, con la función de simular un eje físico de rotación.

Puesto que el material de construcción es acero, se asigna un material elástico lineal a las partes deformables. La figura 2 muestra el orden de ensamblado de la pala completa en el modelo MEF.

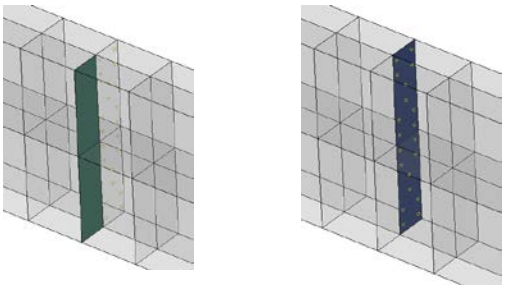
Figura 2. Ensamblado de las partes del modelo.

Las secciones RÍGIDA e INTERIOR se unen con una restricción tipo *tie*, nomenclatura de Abaqus, que impide el desplazamiento relativo entre ambas.

En la sección fisurada, entre las Partes INTERIOR y EXTERIOR, se definen dos tipologías de interacciones para simular la discontinuidad producida ante la pérdida de integridad estructural, que se muestran en la figura 3 y se detallan a continuación:

- Para el área de la fisura donde se produce el fenómeno de apertura-cierre (*breathing crack*) se ha modelado una interacción de contacto entre superficies, que impide la penetración de las áreas de contacto en la dirección normal, de manera que se transmita la presión entre las superficies, y se ha definido un comportamiento tangencial sin fricción, pues el rozamiento en esta dirección no es un parámetro influyente [8].

- En el área entre las partes donde la fisura aún no se ha propagado y existe continuidad del material se ha modelado de nuevo una interacción tipo *tie*.



(a) (b)

Figura 3. Zona fisurada (a) e intacta (b) en la sección de la fisura.

La velocidad de giro se ha modelado como un campo predefinido constante de velocidad angular sobre toda la pala. Se ha definido un tiempo de simulación de los modelos suficiente para estudiar 20 revoluciones completas de la viga, generando un dato cada 100 µs.

En cuanto al tipo de elemento, se ha discretizado el modelo utilizando un mallado estructurado empleando dos tipologías de elementos 3D. Para las secciones deformables se definen elementos hexaédricos de 8 nodos, de interpolación lineal y control de *hourglass*; mientras que para la sección sólido-rígida se han utilizado elementos cuadriláteros de 4 nodos rígidos bilineales. Para determinar el tamaño de malla se ha realizado un análisis de sensibilidad teniendo en cuenta que se ha refinado la malla en la zona cercana a la fisura. Se ha obtenido que la simulación del modelo converge para una discretización final de 21483 nodos y 18420 elementos. En la figura 4 se puede ver el modelo mallado en las cercanías de la sección fisurada.

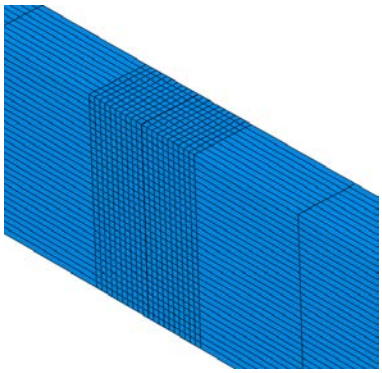


Figura 4. Detalle de la malla de las cercanías de la sección fisurada

2.3. Validación del modelo numérico

Las frecuencias naturales de los modelos numéricos desarrollados se han calculado mediante un análisis en el dominio de la frecuencia de las aceleraciones en la dirección Z del extremo libre de la viga.

Se ha utilizado la Transformada Rápida de Fourier (FFT) con una fase previa de acondicionamiento mediante "ventaneo" de señal con el fin de evitar la fase transitoria en las primeras revoluciones de la viga. Se ha empleado la ventana *kaiser*, que atenúa lateralmente la señal y reduce el efecto *leakage*. La figura 5 muestra la ventana utilizada.

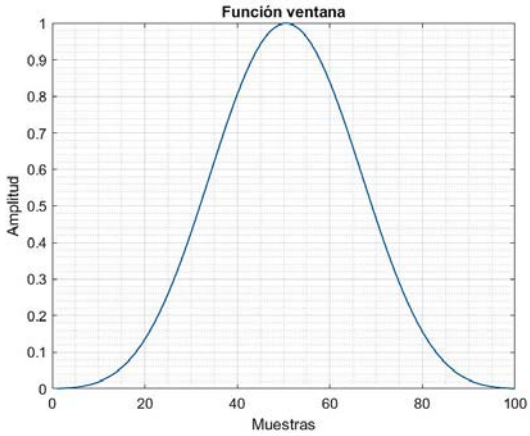


Figura 5. Ventana kaiser.

Como ejemplo, en la figura 6 se muestra el efecto del ventaneo de señal sobre la señal de aceleración de una de las simulaciones y el esquema de las operaciones empleadas en el análisis de frecuencias.

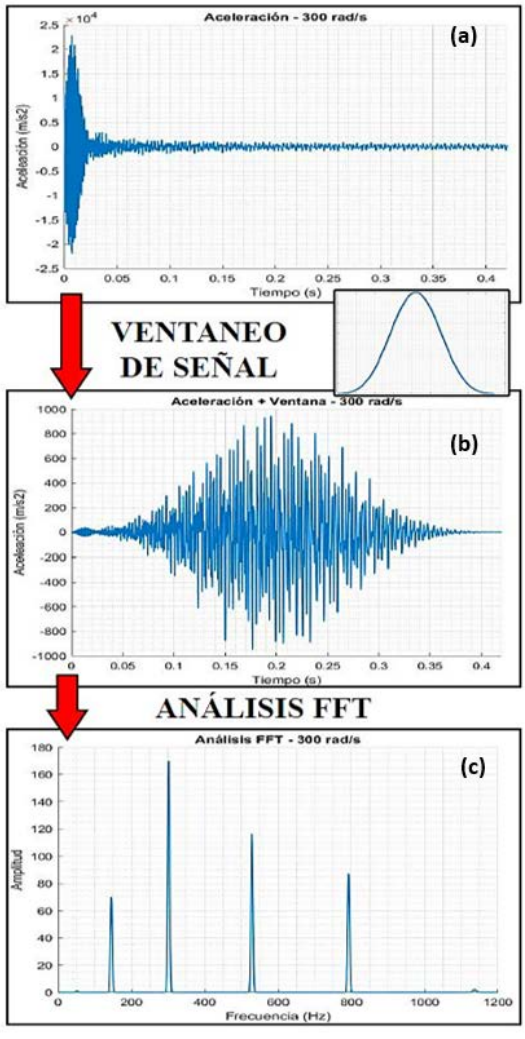


Figura 6. Proceso de acondicionado y análisis de señal.

En la figura 6(a) se muestra la aceleración en el eje Z, a lo largo del tiempo, del extremo libre de la viga. A continuación, el resultado de acondicionar la señal original mediante la ventana *Kaiser* se puede ver en la figura 6(b) y, por último, a esta se le aplica la FFT para obtener las frecuencias naturales de la viga en el plano XZ, según se observa en la figura 6(c). Este proceso se ha repetido para cada uno de los modelos.

Para validar el modelo numérico desarrollado se han comparado los datos de frecuencias calculados según se explica en el párrafo anterior con los disponibles en la literatura, calculados por Lee et al. [4]. En concreto se han comparado los valores de las 4 primeras frecuencias naturales en ambos casos (ω_n). Ambos valores, para las 3 velocidades de giro, se muestran en la tabla 2, además del error relativo en valor absoluto.

Tabla 2. Comparación de las frecuencias naturales calculadas mediante el modelo numérico con las calculadas por Lee et al. [4].

Ω (rad/s)	ω_n	Lee et al. [4] (Hz)	MEF (Hz)	Error (%)
100	1ª	21.390	21.973	2.72
	2ª	87.941	90.942	3.41
	3ª	230.16	238.64	3.69
	4ª	444.78	460.82	3.61
200	1ª	36.305	36.621	0.87
	2ª	112.62	114.75	1.89
	3ª	257.77	264.89	2.76
	4ª	474.73	488.28	2.85
300	1ª	51.963	52.490	1.01
	2ª	144.38	145.26	0.61
	3ª	297.57	301.51	1.33
	4ª	520.13	528.56	1.62

Los valores obtenidos del modelo numérico se corresponden con gran precisión con los valores de referencia, con un error máximo del 3.69%. No se observan tendencias en la distribución de error, por lo que se puede considerar de componente aleatoria.

Por tanto, el modelo desarrollado en este estudio se considera válido para el cálculo de frecuencias naturales de vigas rotatorias fisuradas.

INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE GIRO

Utilizando como base el modelo validado, se han simulado modelos con velocidades de rotación intermedias de las utilizadas para la validación, de manera que se han simulado casos desde 50 rad/s a 300 rad/s en incrementos de 50 rad/s, asegurando que se completan 20 revoluciones de la viga.

3.1. Análisis de la variación de las frecuencias naturales en función de la velocidad de giro

En primer lugar se analiza cómo varía una frecuencia natural determinada en función de la velocidad de giro. Como ejemplo, en la figura 7 se muestran en un mismo gráfico las FFT que ofrecen el valor de la primera frecuencia natural para todas las velocidades simuladas. Para el resto de frecuencias naturales el comportamiento es similar.

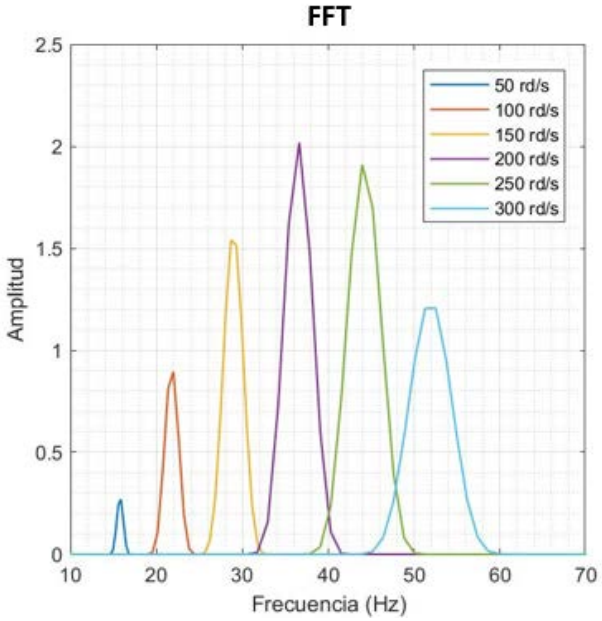


Figura 7. Frecuencias naturales en función de la velocidad de giro.

Se puede observar que a medida que aumenta la velocidad de giro aumenta también el valor de la frecuencia natural

El segundo estudio consiste en comparar entre sí la variación de las 6 primeras frecuencias naturales para todas las velocidades de giro estudiadas. Para realizar este análisis las frecuencias naturales calculadas (ω_{ni}), donde i es el orden de la frecuencia, se han adimensionalizado mediante la expresión (1):

$$\omega_{ni}^{*} = \frac{\omega_{ni}}{\omega_{ni}^{o}} \quad i = 1,2,3,4,5,6 \tag{1}$$

siendo ω^{o}_{ni}, la frecuencia natural correspondiente de una viga no rotatoria intacta similar a la fisurada. Estos valores se han calculado mediante el módulo de vibraciones de Abaqus. La tabla 3 recoge los valores obtenidos.

Tabla 3. Frecuencias naturales de la viga no rotatoria sin fisura.

	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª	6ª
ω_n (Hz)	13.34	83.56	233.72	457.27	754.37	1124.15

El resumen de todos los resultados obtenidos se encuentran en la tabla 4. En ella se muestran los valores de las 6 primeras frecuencias naturales adimensionalizadas para cada una de las velocidades de giro estudiadas.

Tabla 4. Frecuencias naturales adimensionalizadas para cada velocidad de giro

Ω (rad/s)	ω^*_n					
	1ª	2ª	3ª	4ª	5ª	6ª
50	1.189	1.004	0.990	0.992	0.946	0.950
100	1.647	1.088	1.021	1.008	0.956	0.956
150	2.150	1.220	1.068	1.033	0.972	0.964
200	2.744	1.373	1.133	1.068	0.994	0.977
250	3.293	1.548	1.207	1.108	1.019	0.993
300	3.888	1.738	1.290	1.156	1.050	1.011

A la vista de los resultados se deduce:

- Aumentar la velocidad de giro del sistema incrementa el valor de las frecuencias naturales del sistema; afectando en mayor grado a la 1ª frecuencia natural, la cual llega casi a cuadruplicar su valor en el modelo fisurado a 300 rad/s.

- Aunque la presencia de fisura reduce ligeramente el valor de las frecuencias naturales, debido a que se produce un aumento de la flexibilidad local [9], el aumento de la velocidad de rotación del sistema es dominante frente a la presencia de una fisura con estos tamaño y posición.

- A partir de la 4ª frecuencia, la velocidad reduce el valor de los picos de frecuencia natural respecto al valor de la viga en voladizo sin fisura, pues se observan valores adimensionalizados menores a la unidad.

- Las frecuencias naturales estimadas por los modelos MEF emulan los comportamientos reales del sistema: aumentar la velocidad de giro incrementa el valor de la frecuencia. Por reproducir la variación en los valores de frecuencia natural, los resultados simulados son válidos para el análisis predictivo de fallo de integridad estructural en palas rotatorias.

CONCLUSIONES

En este estudio se ha desarrollado un modelo numérico dinámico 3D mediante el Método de los elementos finitos que permite calcular con exactitud las frecuencias naturales de una viga con velocidad de rotación constante a través de la aplicación de la FFT a las aceleraciones calculadas por el modelo.

Es necesario reseñar que el presente estudio pretende abarcar un gran número de casos, aunque todos ellos no tengan un empleo práctico directo en aplicaciones habituales en la industria, ya sea por los valores de velocidades de giro que se han estudiado o por el número de frecuencias naturales calculadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Proyecto financiado por la Agencia Estatal de Investigación (PID2019-104799GB-I00/ AEI / 10.13039/501100011033) y al Proyecto financiado por la Comunidad de Madrid (PAMACOM-CM-UC3M) por los fondos que han permitido la realización de este trabajo.

IN MEMORIAM

Los autores quieren recordar con cariño al profesor Pepe Fernández y agradecerle el apoyo, incondicional y siempre generoso, a nuestras trayectorias investigadoras. Pepe siempre estaba ahí. DEP.

REFERENCIAS

[1] D.R. Jackson et al., Dynamic stiffness matrix method for the free vibration analysis of rotating uniform shear beams. Proceedings of the ASME Design Engineering Technical Conference (2009) Vol 1, Issue parts A and B, 1315-1324.

[2] A. Bazoune, Survey on Modal Frequencies of Centrifugally Stiffened Beams. The Shock and Vibration Digest (2005) 37(6), 449-469.

[3] M.CH. Wu, S.Ch. On the vibration of a cracked rotating blade. Shock and Vibration (1998) 5, 317-323.

[4] J.W. Lee et al., In-plane bending vibration analysis of a rotating beam with multiple edge cracks by using the transfer matrix method. Meccanica (2017) 52, 1143-1157.

[5] A. Yashar et al., Simplified modelling and analysis of a rotating Euler-Bernoulli beam with a single cracked edge. Journal of Sound and Vibration (2018) 420, 346-356.

[6] R.B. Bhat, Transverse vibrations of a rotating uniform cantilever beam with tip mass as predicted

by using beam characteristic orthogonal polynomials in the Rayleigh-Ritz Method. Journal of Sound and Vibration (1986) 105(2), 199-210.

[7] H. Kim et al., Dynamic model for free vibration and response analysis of rotating beams. Journal of Sound and Vibration (2013) 332(22), 5917-5928.

[8] C. Pons et al., Efecto del contacto en el comportamiento vibratorio de una viga fisurada. XX Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica (2014) Málaga, España.

[9] A.D. Dimarogonas, Vibration of cracked structures: A state of the art review. Engineering Fracture Mechanics (1996) 55 (5), 831-857.

EFECTO DE CARGAS TRANSVERSALES EN LA APERTURA DE UNA GRIETA TRIDIMENSIONAL Y EN LOS PARÁMETROS CARACTERIZANTES *K*, *J* Y *T*-STRESS

Antonio R. Quiñonero[1], Miguel Muñiz[2], M. Jesús Lamela[2], Eugenio Giner[1], Alfonso Fernández-Canteli[2]

[1] Instituto U. de Ingeniería Mecánica y Biomecánica – I2MB.
Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales.
Universitat Politècnica de València, Camino de Vera s/n, 46022 Valencia, España.

[2] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón.
Universidad de Oviedo, campus de Viesques s/n, 33203, Gijón, España.

RESUMEN

En el presente trabajo, se ha estudiado el efecto de la aplicación de cargas transversales de compresión y tracción en un modelo tridimensional elástico lineal de una probeta CT mediante el Método de los Elementos Finitos. El objetivo del estudio es analizar la influencia de estas cargas transversales en la apertura o cierre de grieta y, por tanto, en magnitudes caracterizantes como el factor de intensidad de tensiones (FIT). Se ha variado la magnitud de las cargas transversales, el tamaño del área de aplicación de las mismas y la posición en que se aplican las cargas transversales. Se ha obtenido el valor del FIT *K*, de la integral *J* y del T-stress a lo largo del frente de grieta. Los resultados indican que la variación de la magnitud de la carga transversal modifica los valores de los parámetros caracterizantes y que la concentración de la carga transversal en un área relativamente pequeña modifica la distribución de estos parámetros a lo largo del frente de grieta. Por último, el cambio de posición en que se aplican las cargas transversales tiene efectos dependientes de la nueva zona de aplicación de dichas cargas.

PALABRAS CLAVE: MFEL, cargas transversales, grieta tridimensional, elementos finitos

ABSTRACT

In the present work, the effect of applying transverse compression and tension loads on a 3D model of a CT specimen made of a linear elastic material has been studied using the Finite Element Method. The objective of the study is to analyse the influence that these transverse loads have on the crack opening or closure and, therefore, on some characterising magnitudes such as the stress intensity factor. The magnitude of the transverse loads, the size of the area in which transverse loads are applied and the location of this surface have been modified. The values of SIF *K*, *J*-integral and *T*-stress have been calculated along the crack front. The results obtained indicate that varying the magnitude of the transverse loads changes the values of the parameters of interest and concentrating the transverse load on a relatively small area modifies the distribution of these parameters along the crack front. Finally, changing the location where the transverse loads are applied produces different effects depending on the new location.

KEYWORDS: LEFM, transverse loads, 3D crack, finite elements

1. INTRODUCCIÓN

La mecánica de la fractura elástico lineal tiene un fuerte enfoque bidimensional en la resolución analítica de los problemas planteados. A menudo, se asumen estados de tensión o deformación plana cuando se extiende el planteamiento bidimensional a tres dimensiones, pudiendo ser esta una importante causa de discrepancias con las observaciones experimentales llevadas a cabo. En términos relativos, en la literatura se ha prestado poca atención a los efectos propios de estados tridimensionales en comparación con estados de tensión o deformación plana. Es posible utilizar modelos numéricos para estudiar los efectos tridimensionales que tienen lugar en componentes fisurados o con otros concentradores de tensiones, como los trabajos previos realizados por los autores [1-4]. También se encuentran en la literatura planteamientos analíticos [5] y experimentales [6] presentados por A. Kotousov.

Un efecto propio de estados tridimensionales no analizado hasta la fecha en la literatura es la aparición de

un nuevo modo de fractura debido a la aplicación de cargas transversales (paralelas al frente de grieta recto y tridimensional) sobre la geometría analizada. Este nuevo modo, denominado modo IV, se encuentra acoplado al modo I. El presente trabajo se centra en el efecto que este modo tiene sobre los parámetros caracterizantes de una grieta.

2. MODELO DE ELEMENTOS FINITOS

2.1. Modelo

El modelo empleado consiste en una probeta CT con una grieta preexistente y frente de grieta recto. Las dimensiones de la probeta se muestran en la figura 1. En dicha figura, las zonas de aplicación de la carga transversal aparecen en distintos colores según el caso analizado, actuando la zona en rojo como caso base.

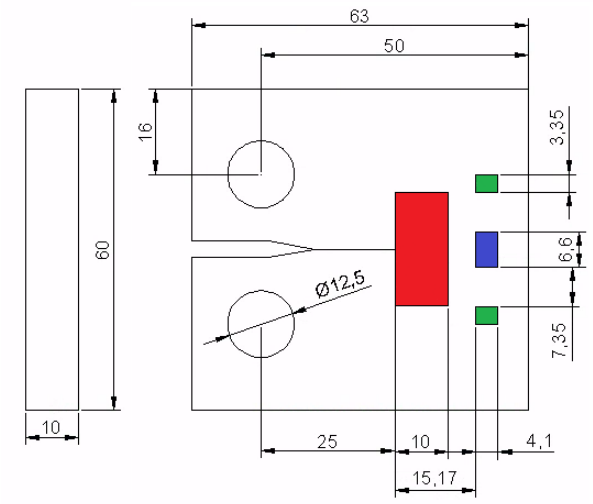


Figura 1. Dimensiones de la probeta simulada. En rojo, área base de aplicación de las cargas transversales. Área X (azul), área XY (verde).

El material empleado en el cálculo es el epolam 2025, una resina epoxi que se ha modelado como un material elástico lineal cuyas propiedades mecánicas se muestran en la tabla 1.

Tabla 1. Propiedades mecánicas del material empleado.

E (MPa)	ν (-)
2200	0.36

Se han empleado elementos sólidos cuadráticos denominados C3D20 en Abaqus. El mallado del modelo se ha realizado de forma que exista un gran refinamiento en las inmediaciones del frente de grieta, siendo los elementos que conforman el frente de grieta de tipo quarter point con nodos colapsados. Por otra parte, se ha refinado el tamaño de los elementos en dirección Z (paralela al frente de grieta) cerca de la cara libre del modelo. El mallado se muestra en la figura 2. Aprovechando la simetría de la probeta CT, se ha optado por modelar únicamente un cuarto de la misma. De esta forma, la malla mostrada en la figura 2 tiene condiciones de contorno de simetría en el plano XZ, concretamente en el ligamento de la probeta, y en el plano medio de la misma, modelando así la mitad de su espesor.

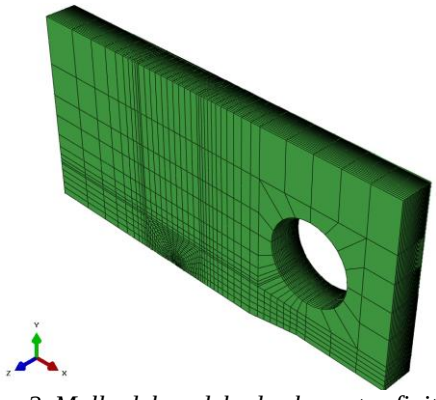


Figura 2. Malla del modelo de elementos finitos.

2.2. Metodología.

Se han estudiado tres casos distintos. El primero de ellos, es la aplicación de cargas transversales sobre el área mostrada en rojo en la figura 1. Los valores de las distintas cargas transversales se muestran en la tabla 2. Estos valores se han aplicado tanto a compresión como a tracción.

Tabla 2. Valores de carga transversal analizados.

Carga (N)
500
1000
5000

El segundo caso de estudio, es la variación del área de aplicación de las cargas transversales. La posición del área se modifica lo menos posible haciendo que se encuentre en el frente de grieta y que dicha área sea simétrica respecto al plano XZ. En este caso, la carga transversal aplicada siempre es de 1000N. Los distintos valores del área empleada se muestran en la tabla 3.

Tabla 3. Valores del área en que se aplican las cargas transversales analizados.

Superficie de aplicación de las cargas transversales (mm^2)
2
7
14
61
215
528

Finalmente, el último caso analizado consiste en desplazar el lugar de aplicación de las cargas transversales, analizando las posiciones mostradas en color azul (área X) y color verde (área XY) en la figura 1. De nuevo, la carga transversal aplicada es de 1000N.

Además de los casos descritos, se ha analizado un caso en el que se aplica una carga de apertura típica de modo I de 200N. Esta carga se aplica en el centro del agujero de la probeta, acoplando los grados de libertad de los nodos localizados en la superficie de dicho agujero a un punto de referencia que se encuentra en el centro del mismo. Se han combinado esta carga en modo I con los distintos valores de cargas en modo IV mostrados en la tabla 2 para poder estudiar su efecto conjunto.

3. RESULTADOS

En esta sección, se muestran los resultados obtenidos en forma de gráficas para los distintos parámetros caracterizantes en cada uno de los casos analizados. Estos parámetros se han representado a lo largo del frente de grieta de forma adimensional frente a la posición en dirección Z (dirección del espesor de la probeta) también adimensionalizada. La posición en Z se ha adimensionalizado con el espesor de la probeta, de forma que el valor de 0 se corresponde con el plano medio de la probeta y el valor de 0.5 se corresponde con la cara exterior de la misma. Para adimensionalizar los parámetros caracterizantes, se ha utilizado el valor de los mismos en el plano medio de la probeta para el caso en que únicamente se aplica la carga en modo I (es decir, sin cargas transversales). Estos valores se muestran en la tabla 4.

Tabla 4. Parámetros caracterizantes en posición z=0 para el caso con carga de apertura en Modo I (sin cargas transversales).

J_0 (Pa m)	1426
K_0 (MPa $m^{1/2}$)	1.8985
T-stress$_0$ (MPa)	4.2028

En lo referente a las leyendas de las gráficas, la letra C indica carga de compresión en modo IV y la letra T carga de tracción en modo IV.

3.1. Magnitud de la carga transversal aplicada.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos en el caso en que se aplica únicamente carga en modo IV variando la magnitud de ésta.

La figura 3 muestra una distribución de *J* creciente con la carga en modo IV aplicada. Se puede apreciar también que el valor de *J* es mayor en las proximidades de la cara libre de la probeta que en su plano medio. Al tratarse el modelo de un problema de MFEL, *J* tiene una relación cuadrática con *K*, por lo que las tendencias mostradas en la figura 4, se corresponden con lo observado para *J*. En este caso, el valor de *K* es positivo para cargas en modo IV de compresión, lo que indica apertura de grieta bajo cargas transversales de compresión, mientras que los valores de *K* negativos, correspondientes a cargas en modo IV de tracción, indican un hipotético cierre de grieta. Este efecto se muestra en la figura 5 donde, al no haber modelado restricciones de contacto entre las caras de grieta, se produce una hipotética penetración entre las mismas.

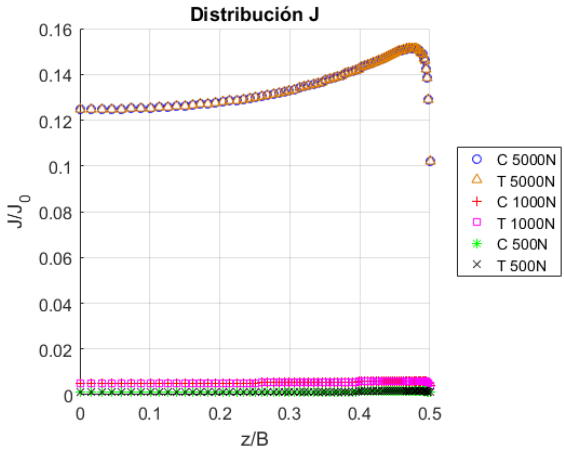


Figura 3. Distribución de J adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas cargas en modo IV.

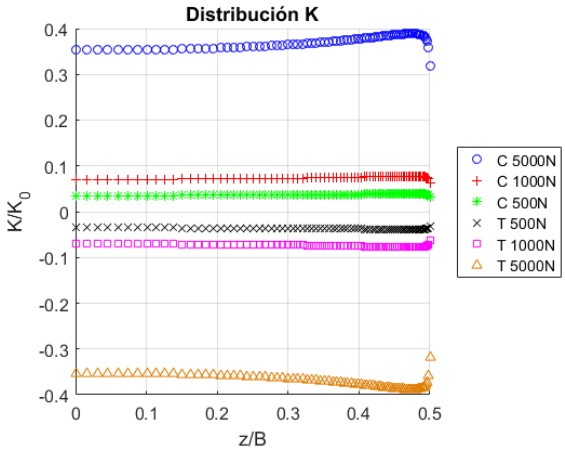


Figura 4. Distribución de K adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas cargas en modo IV.

Por otra parte, la distribución del *T*-stress (figura 6) sigue una pendiente ascendente hacia la cara libre cuando la carga en modo IV es de compresión y una pendiente igual y de signo contrario cuando la carga es de tracción.

En todos los parámetros analizados, una mayor magnitud de la carga en modo IV propicia valores más extremos de los mismos. Al tratarse de un modelo elástico lineal, *K* y *T*-stress varían linealmente con la carga de modo IV aplicada. Además, se observa una distribución simétrica respecto al eje de abscisas de los parámetros *K* y *T*-stress al comparar las cargas en modo IV de compresión y tracción. El valor de *J* es el mismo para una carga dada a compresión y tracción debido a su relación cuadrática con K.

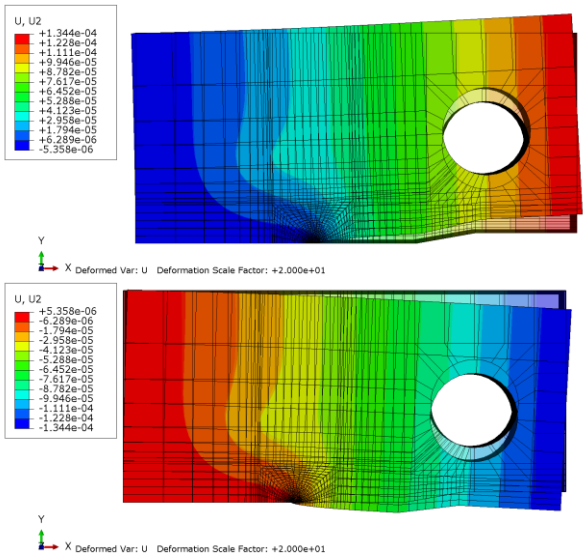


Figura 5. Desplazamiento en dirección Y ante la aplicación de cargas en modo IV de compresión (superior) y de tracción (inferior).

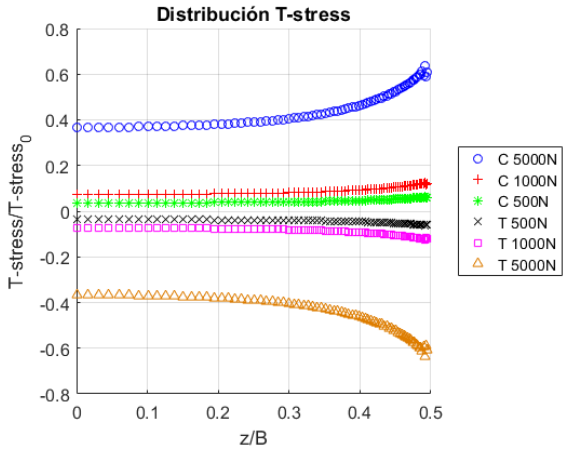


Figura 6. Distribución del T-stress adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas cargas en modo IV.

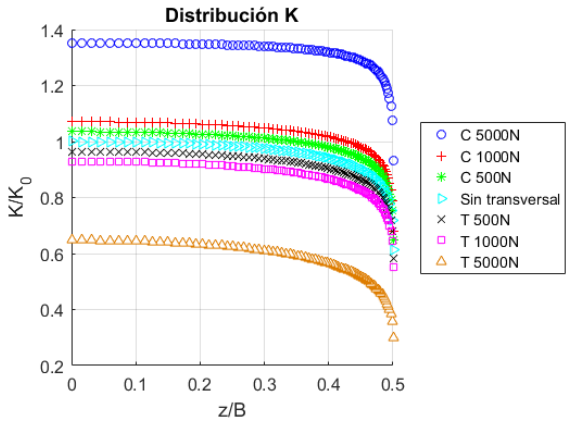


Figura 7. Distribución de K adimensional a lo largo del frente de grieta al aplicar una carga en modo I y cargas en modo IV.

Finalmente, la figura 7 muestra la distribución de *K* en el caso de estudio en que, además de las cargas en modo IV, se aplica la carga en modo I. Las figuras 4 y 7 muestran la linealidad del modelo, ya que *K* obtenido por la combinación de las cargas modo I y modo IV es la suma de los resultados de aplicar cada una de las cargas por separado. Esta linealidad es general a todos los casos analizados, por lo que los resultados de incluir la carga modo I no se muestran en los sucesivos análisis.

3.2. Superficie de aplicación de la carga transversal.

La variación del área sobre la que se aplican las cargas en modo IV tiene un efecto diferente sobre los distintos parámetros caracterizantes al observado con respecto a la magnitud de las cargas. La figura 8 muestra la distribución de *J* a lo largo del frente de grieta. La primera conclusión remarcable es que una gran área de aplicación de las cargas transversales tiene efectos menos acusados sobre *J*, obteniendo una distribución más uniforme que con las áreas menores. El segundo hecho es que existe una depresión del valor de *J* que separa dos máximos relativos, uno en el centro de la probeta y otro cercano a la cara exterior. Esta depresión es más acusada cuanto menor sea el área de aplicación de las cargas modo IV.

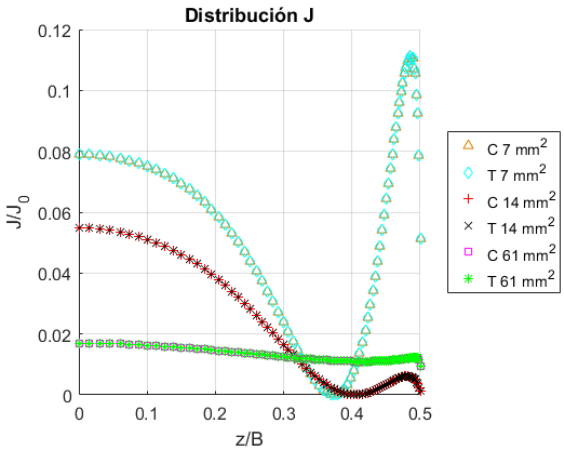


Figura 8. Distribución de J adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas áreas de aplicación de la carga transversal.

Los efectos sobre *K*, mostrados en la figura 9, ayudan a analizar mejor el comportamiento de la grieta. En primer lugar, se aprecia que, si se reduce lo suficiente el área de aplicación de la carga modo IV, el signo de *K* cambia a lo largo del frente de grieta, variando así la tendencia de la grieta a abrirse o cerrarse en distintos puntos de sí misma. Por ejemplo, mientras que una carga modo IV de compresión aplicada a un área de 61 mm^2 siempre produce valores positivos de *K* y, por tanto, tendencia de apertura de grieta en todo su frente, la misma carga aplicada sobre un área de 2 mm^2 hace que la tendencia a la apertura se conserve en el plano medio de la probeta, pero se produzca una tendencia al cierre de grieta muy acusada en las inmediaciones de la cara exterior de la

probeta (y viceversa si la carga transversal es de tracción).

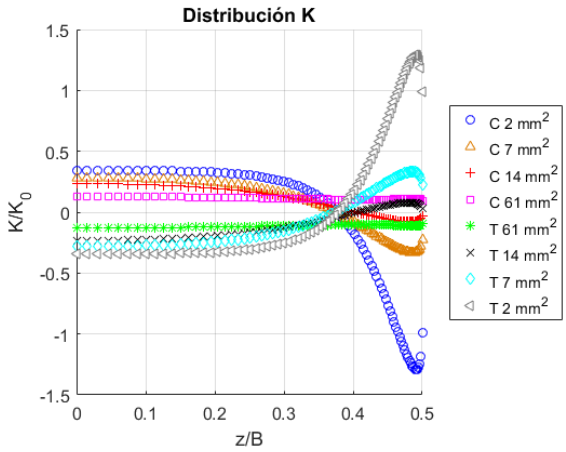


Figura 9. Distribución de K a lo largo del frente de grieta para distintas áreas de aplicación de la carga transversal.

La distribución del *T*-stress sigue la misma tendencia que la distribución de *K*, obteniendo un comportamiento similar para ambos parámetros.

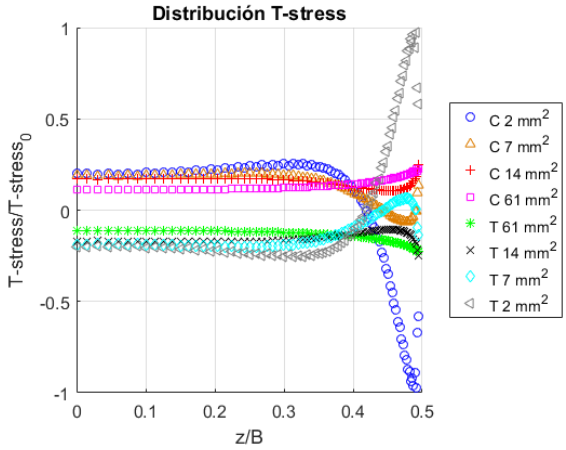


Figura 10. Distribución del T-stress adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas áreas de aplicación de la carga transversal.

No se han mostrado en este apartado los resultados obtenidos para grandes áreas de aplicación de las cargas en modo IV. El resultado obtenido de estas simulaciones es prácticamente una recta, lo que supone un valor casi constante de los parámetros a lo largo del frente de grieta. El valor absoluto de los distintos parámetros estudiados cuando el área de aplicación de las cargas transversales es relativamente grande es mayor cuanto menor es esta área.

3.3. Localización de la superficie de aplicación de la carga transversal respecto al frente de grieta.

Finalmente, se analiza el efecto de alejar el área de aplicación de las cargas transversales del frente de grieta. Con este objetivo, la figura 11 muestra la distribución de *J* para las dos localizaciones estudiadas. Se puede apreciar que el área XY (área desplazada en ambos ejes X e Y) produce diferencias notables, tanto en magnitud como forma de la distribución de *J*, con respecto al efecto producido por la aplicación de cargas modo IV en el área X (área desplazada únicamente en el eje X).

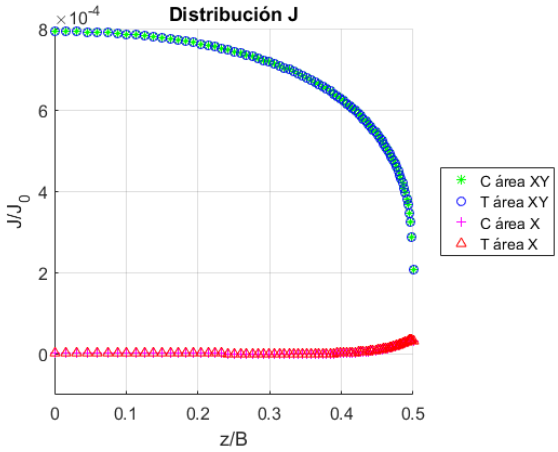


Figura 11. Distribución de J adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas localizaciones de aplicación de la carga transversal.

La figura 12 muestra la distribución de *K* a lo largo del frente de grieta. Para este caso, se aprecia que la pendiente del parámetro *K* mantiene su signo en todo el frente de grieta, a diferencia del caso de variación del área de aplicación de la carga modo IV. El área XY produce valores de *K* con el mismo signo, pero provocando que la carga de tracción tienda a abrir la grieta y la de compresión a cerrarla, invirtiendo así las tendencias observadas en el apartado 3.1. Además, se puede apreciar que el área X produce un cambio en el signo de *K*, que se traduce en zonas de grieta que tienden a su apertura y zonas que tienden a su cierre. De nuevo, los valores de *K* obtenidos son simétricos respecto al eje de abscisas para cargas transversales de compresión y tracción.

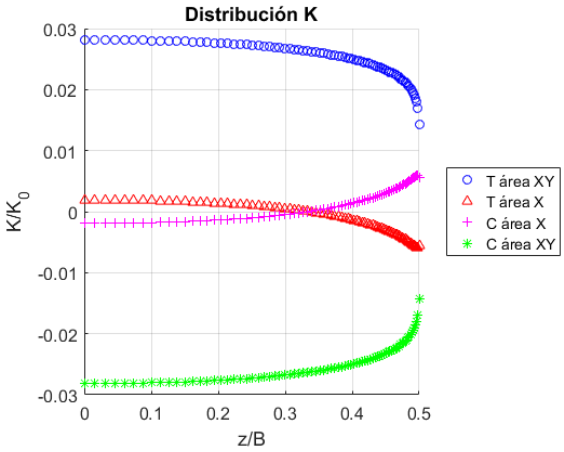


Figura 12. Distribución de K adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas localizaciones de aplicación de la carga transversal.

La figura 13 muestra la distribución del T-stress y, en este caso, se aprecia que no se mantiene la similitud entre *K* y *T*-stress observada en el apartado 3.2. Las cargas de tracción en modo IV provocan un T-stress positivo y las cargas de compresión en modo IV producen un T-stress negativo, invirtiendo el comportamiento observado en el apartado 3.1.

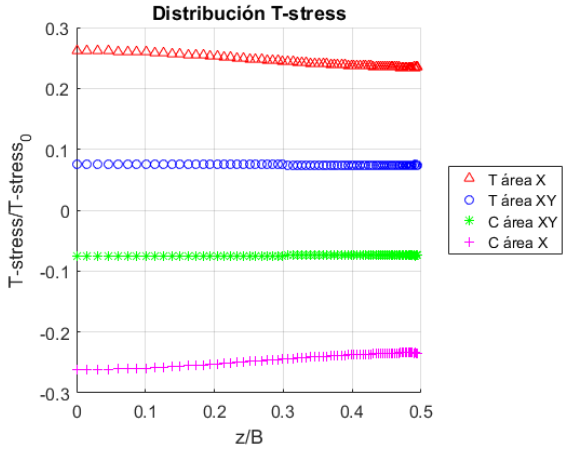


Figura 13. Distribución del T-stress adimensional a lo largo del frente de grieta para distintas localizaciones de aplicación de la carga transversal.

4. CONCLUSIONES

La variación en la magnitud de las cargas en modo IV afecta al valor de los distintos parámetros caracterizantes estudiados. Los máximos valores absolutos de los mismos tienden a aparecer en las inmediaciones de la cara exterior. Además, para el caso estudiado en el apartado 3.1, la tendencia a la apertura de grieta aumenta con cargas transversales modo IV de compresión y disminuye con las mismas cargas a tracción. En otros casos de carga analizados en el trabajo se ha observado que esta tendencia no siempre tiene lugar.

La variación de la superficie de aplicación de las cargas en modo IV afecta tanto al valor de los parámetros estudiados como a su distribución. Las áreas relativamente grandes no producen ningún efecto especial distinto a los que se pueden apreciar en el apartado 3.1. Sin embargo, las áreas pequeñas llegan a ocasionar valores de los parámetros estudiados que sugieren que la grieta se comporta de forma distinta en la zona central de la probeta y en la zona exterior (tendencia a la apertura o al cierre). Además, se ha observado que, cuanto menor es el área de aplicación de cargas modo IV, mayor es la zona de la grieta que invierte su comportamiento con respecto a lo esperado en el apartado 3.1.

La variación de la localización de aplicación de cargas en modo IV no ofrece resultados concluyentes. Las nuevas zonas estudiadas no siguen un patrón de comportamiento y ofrecen resultados que no coinciden con lo observado en otros casos. Cada nueva zona de aplicación de cargas en modo IV tiene su propio efecto sobre los parámetros estudiados.

El presente estudio demuestra que las cargas trasversales, denominadas de modo IV, tienen un efecto significativo en la apertura o cierre de grieta y, por tanto, en los valores de los parámetros caracterizantes *K*, *J*, *T*-stress y su distribución a lo largo del frente. Esta variación en los valores de *K*, *J*, *T*-stress puede tener importantes implicaciones prácticas desde el punto de vista del análisis de la integridad estructural de componentes fisurados.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia e Innovación de España y al programa FEDER por la financiación, dentro del marco del proyecto DPI2017-89197-C2-2-R.

REFERENCIAS

[1] D. Fernández-Zúñiga, J.F. Kalthoff, A. Fernández-Canteli, J. Grasa, M. Doblaré. Three dimensional effects along the crack front influencing the validity criteria for determining fracture toughnesses. 11th Int Conf on Fracture 2005, ICF11, pp. 3497-3502, 2005.

[2] E. Giner, D. Fernández-Zúñiga, J. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. On the J_{x1} integral and the out-of-plane constraint in a 3D elastic cracked plate loaded in tension. Int J Solids and Struct (2010) 7(47): 934-946.

[3] V.F. González-Albuixech, E. Giner, J. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. Influence of the t_{33}-stress on the 3-D stress state around corner cracks in an elastic plate. Engng Fracture Mech (2011) 78(2):412-427.

[4] E. Giner, J. Sancho, M. Muñiz, J. Fernández-Sáez, A. Fernández-Canteli. Estudio mediante elementos finitos de los campos elásticos en el entorno de la singularidad de esquina. Anales de Mecánica de la Fractura 31:135-140. XXXI Encuentro del GEF, El Escorial, Madrid, 2014.

[5] A. Kotousov, S. Bun, A. Khanna. A new analytical method for the evaluation of transverse displacements and stresses in plane problems of elasticity. Int J Solids and Struct (2017) 118–119:89–96.

[6] Z. He, A. Kotousov. On evaluation of stress intensity factor from in-plane and transverse surface displacements. Experimental Mech (2016) 56:1385–1393.

FORMALISMO MATRICIAL PARA LA RESOLUCIÓN DE PROBLEMAS DE SINGULARIDADES DE TENSIÓN EN ESQUINAS MULTIMATERIALES ANISÓTROPAS CON CONDICIONES DE CONTORNO HOMOGÉNEAS

M.A. Herrera-Garrido[1], V. Mantič[1], A. Barroso[1]

[1] Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales
Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla
Camino de los Descubrimientos, s/n. 41092 Sevilla-España

RESUMEN

En este artículo se mostrarán las posibilidades que ofrece el código desarrollado para la determinación de los exponentes característicos y los campos de tensiones y desplazamientos singulares en las esquinas multimateriales. Se consideran materiales anisótropos elásticos lineales sometidos a un estado de deformación plana generalizada. Es una herramienta computacional general que puede analizar esquinas tanto abiertas como cerradas (periódicas), de uno a múltiples materiales, tanto isótropos como transversalmente isótropos u ortótropos. Para esquinas multimateriales se podrán estudiar uniones de materiales con interfaces perfectamente unidas o que deslizan sin fricción. Las condiciones de contorno homogéneas consideradas son tanto caras libres como empotradas o con alguna dirección de desplazamiento restringida o permitida, tanto en su plano como en un plano inclinado. Ha sido desarrollado en MATLAB generalizando un código previo en *Mathematica*, y está basado en el formalismo matricial de Stroh (1958, 1962) de elasticidad anisótropa, el concepto de la matriz de transferencia de una cuña unimaterial propuesto por Ting (1997), y en el formalismo matricial para las condiciones de contorno homogéneas (ortogonales) propuesto inicialmente por Mantič et al. (1997) y generalizado en Mantič et al. (2014). Ha sido validado mediante múltiples comprobaciones comparando los resultados obtenidos con los resultados mostrados por otros autores.

PALABRAS CLAVE: Singularidades de tensión, esquinas multimateriales, elasticidad anisótropa, formalismo de Stroh

ABSTRACT

This paper shows the possibilities offered by the developed code for the determination of the characteristic exponents and the singular stress and displacement fields in the multi-material corners. Linear elastic anisotropic materials under generalized plane strain state are considered. This code is a universal computational tool able to analyse both open and closed (periodic) corners, composed by one or multiple materials with isotropic, transversely isotropic or orthotropic constitutive law. In multi-material corners, material junctions with perfectly bonded or frictionless sliding interfaces can be studied. The considered homogeneous boundary conditions cover stress free and fixed faces or faces with some restricted or allowed displacement direction, either in their plane or in an inclined plane. The code has been developed in MATLAB by generalizing a previous code in *Mathematica*. It is based on the Stroh (1958, 1962) matrix formalism for anisotropic elasticity, the concept of transfer matrix for single material wedges proposed by Ting (1997), and on the matrix formalism for homogeneous (orthogonal) boundary conditions proposed initially by Mantič et al. (1997) and generalized by Mantič et al. (2014). The code has been validated through multiple tests comparing the obtained results with the results shown by other authors.

KEYWORDS: Stress singularities, multi-material corners, anisotropic elasticity, Stroh formalism

1. INTRODUCCIÓN

En [1] se logró la implementación de un código en *Mathematica* con el cual se podía calcular el orden de singularidad de tensiones para cualquier esquina multimaterial bidimensional, considerando interfaces perfectamente pegadas, condiciones de contorno de una cara empotrada o libre y para esquinas abiertas o totalmente cerradas (periódicas). La gran novedad que presentaba dicho código era que por primera vez se podían analizar esquinas en las que simultáneamente se daba la presencia de materiales matemáticamente degenerados (isótropos), extraordinariamente degenerados, y no degenerados (ortótropos). En este

trabajo se presenta un nuevo código, esta vez desarrollado en Matlab, pero partiendo del anterior. A dicho código se le ha añadido la posibilidad de que las interfaces entre los materiales que conforman la esquina presenten deslizamiento sin fricción y varias condiciones de contorno con direcciones de desplazamientos permitidas o restringidas. El posibilitar deslizamiento entre materiales hace que el tamaño de la matriz a resolver no sea siempre de 3x3 o 6x6, sino 6*W*x6*W*, siendo *W* el número de sectores formados por materiales perfectamente pegados entre sí. Los pasos que sigue el código y en los que se va a dividir este artículo se detallan a continuación. Primero se caracterizará el material o los materiales que constituyen la esquina a estudiar, para ello se partirá del formalismo de Stroh [2], [3] para elasticidad anisótropa y la matriz de transferencia propuesta por Ting [4]. Posteriormente, dependiendo del tipo de esquina, abierta o cerrada (periódica) se formará la matriz de condiciones de contorno e interfaz haciendo uso del formalismo para condiciones de contorno homogéneas propuesto en [5].

Una vez llegados a este punto se unirán todas estas matrices para formar la matriz característica del sistema, a partir de la cual, se obtienen los exponentes característicos. Para cada uno de ellos se calculan individualmente las funciones angulares características de tensiones y desplazamientos. Para concluir se mostrarán algunos resultados relevantes.

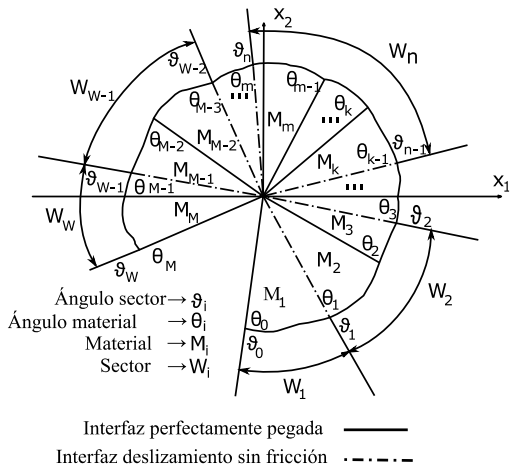


Fig. 1 Esquema de esquina multimaterial abierta.

2. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL. FORMALISMO DE STROH. MATRIZ DE TRANSFERENCIA DE TING

El primer paso en la resolución de un problema de singularidades de tensiones mediante el código desarrollado es definir el tipo de esquina y el número de materiales.

Los tipos de esquinas posibles son cerradas (periódicas), es decir, ambas caras de cada material quedan en contacto con otro material o abiertas, la primera y última cara de la esquina no estará en contacto con ningún material, tal y como se muestra en la Fig. 1.

Una vez definido el tipo de esquina y el número de materiales que la componen, se definen cada uno de los materiales mediante sus constantes elásticas, y los ángulos que forman sus caras con el sistema de referencia. Con estos datos se montan las matrices de rigidez C_{ij} de cada material y se obtiene la matriz de transferencia del material propuesta por Ting [4] mediante el formalismo de Stroh [2], [3].

2.1. Formalismo de Stroh

Siguiendo el procedimiento descrito detalladamente en [1], [4], [5], el primer paso es resolver la ecuación característica de grado sexto en p de Stroh [2], [3], para materiales anisótropos en deformación plana generalizada para cada material:

$$[\mathbf{Q} + p(\mathbf{R} + \mathbf{R}^T) + p^2\mathbf{T}] = 0, \tag{1}$$

De esta ecuación se obtienen las seis raíces complejas p_α, también llamadas autovalores, que en realidad son tres y sus tres valores complejos conjugados. Se va a suponer en este caso que todos los autovalores son distintos (es decir el material es matemáticamente no degenerado). Estos autovalores se ordenan por el signo de su parte imaginaria:

$$\text{Im}\, p_\alpha > 0, p_{\alpha+3} = \bar{p}_\alpha \;\; (\alpha = 1,2,3) \tag{2}$$

Denotando Im la parte imaginaria y la barra superior el complejo conjugado. Con los autovalores p_α se pueden obtener posteriormente los correspondientes autovectores asociados $\mathbf{a}_\alpha$ a partir de la expresión:

$$[\mathbf{Q} + p(\mathbf{R} + \mathbf{R}^T) + p^2\mathbf{T}]\mathbf{a} = 0 \tag{3}$$

y resolviendo la expresión:

$$\mathbf{b} = (\mathbf{R}^T + p\mathbf{T})\mathbf{a} = -\frac{1}{p}(\mathbf{Q} + \boldsymbol{p}\mathbf{R})\mathbf{a} \tag{4}$$

se obtienen los autovectores **b**. Con los autovectores **a** y **b** se montarán las matrices **A** y **B** (3x3) respectivamente que forman la matriz **X** (6x6):

$$\mathbf{X} = \begin{bmatrix} \mathbf{A} & \overline{\mathbf{A}} \\ \mathbf{B} & \overline{\mathbf{B}} \end{bmatrix} \tag{5}$$

Por su parte, con los autovalores p_α se montará la matriz diagonal **Z** (6x6) siguiendo a Ting [4]

$$\mathbf{Z}(\theta_m, \theta_{m-1}) = \begin{bmatrix} \langle \zeta_\alpha(\theta_m, \theta_{m-1}) \rangle & 0 \\ 0 & \langle \bar{\zeta}_\alpha(\theta_m, \theta_{m-1}) \rangle \end{bmatrix}, \tag{6}$$

donde $\langle \quad \rangle$ representa una matriz diagonal 3x3, y

$$\zeta_\alpha(\theta_m, \theta_{m-1}) = \cos(\theta_m, \theta_{m-1}) + p_\alpha(\theta_{m-1}) \sin(\theta_m, \theta_{m-1}). \tag{7}$$

Una vez que se obtienen las matrices **X** y **Z** podemos tener la matriz de transferencia **E** (6x6):

$$\mathbf{E} = \mathbf{X}\mathbf{Z}^{\{\lambda\}}(\theta_m, \theta_{m-1})\mathbf{X}^{-1}. \quad (8)$$

Esta es la matriz de transferencia para un sector unimaterial de Ting [4]. Un mayor desarrollo del formalismo de Stroh puede verse descrito por Ting [6].

3. CONDICIONES DE CONTORNO E INTERFAZ HOMOGÉNEAS

3.1. Sistema de coordenadas

Para definir las condiciones de contorno e interfaz, primero es necesario elegir un sistema de coordenadas que facilite el tratamiento posterior de las matrices. Para ello se ha elegido una base de vectores ortonormales pegada a las caras de la esquina tal y como se muestra en la Fig. 2 y se definen en [5]:

$$\big(\mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{s}_3, \mathbf{n}(\vartheta)\big), \quad (9)$$

cuyas componentes en el sistema cartesiano serían:

$$\mathbf{s}_r(\vartheta) = \begin{pmatrix} -\cos\vartheta \\ -\sin\vartheta \\ 0 \end{pmatrix}, \mathbf{s}_3 = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{pmatrix}, \quad \mathbf{n}(\vartheta) = \begin{pmatrix} -\sin\vartheta \\ \cos\vartheta \\ 0 \end{pmatrix}. \quad (10)$$

Estos vectores se calcularán para cada cara de la esquina, ya sea cara exterior o interfaz.

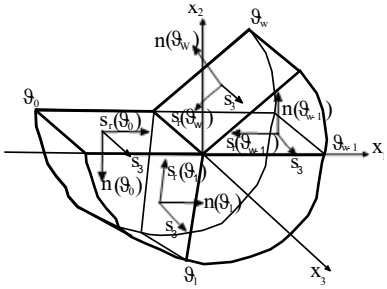


Fig. 2 Sistema de coordenadas para condiciones de contorno e interfaz

3.2. Condiciones de interfaz

Las posibles opciones para interfaces son pegadas o con deslizamiento sin fricción.

En el caso de tener un contacto perfectamente pegado entre las caras de dos o más materiales se formará un sector multimaterial. Al número de sectores de la esquina lo llamaremos W. Cada uno de los sectores tendrá su matriz de transferencia formada de la siguiente manera:

$$\mathbf{K}_w(\lambda) = \mathbf{E}_{j_w}(\lambda) \cdot \mathbf{E}_{j_w-1}(\lambda) \cdots \mathbf{E}_{i_w+1}(\lambda) \cdot \mathbf{E}_{i_w}(\lambda), \quad (11)$$

donde las **E** son las diferentes matrices de transferencia de cada material que constituyen el sector multimaterial.

Si por otro lado tenemos una interfaz con deslizamiento sin fricción tendremos una *matriz principal de condiciones de interfaz:*

$$\mathbf{D}_I(\vartheta_w) = \begin{bmatrix} \mathbf{D}_1(\vartheta_w) & \mathbf{D}_2(\vartheta_w) \\ \widetilde{\mathbf{D}}_1(\vartheta_w) & \widetilde{\mathbf{D}}_2(\vartheta_w) \end{bmatrix} \quad (12)$$

formada por las matrices de la Tabla 1:

Tabla 1 Matrices para una interfaz con deslizamiento sin fricción:

$\mathbf{D}_1(\vartheta) = \frac{1}{\sqrt{2}}\begin{bmatrix} -\mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x3} & \mathbf{0}_{3x1} \\ \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{s}_r(\vartheta) & -\mathbf{I}_{3x3} & \mathbf{s}_3 \end{bmatrix}^T$
$\mathbf{D}_2(\vartheta) = \frac{1}{\sqrt{2}}\begin{bmatrix} \mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x3} & \mathbf{0}_{3x1} \\ \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{s}_r(\vartheta) & \mathbf{I}_{3x3} & \mathbf{s}_3 \end{bmatrix}^T$
$\widetilde{\mathbf{D}}_1(\vartheta) =$
$\frac{1}{\sqrt{2}}\begin{bmatrix} \mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \sqrt{2}\mathbf{s}_r(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \sqrt{2}\mathbf{s}_3 & \mathbf{0}_{3x1} \\ \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} \end{bmatrix}^T$
$\widetilde{\mathbf{D}}_2(\vartheta) =$
$\frac{1}{\sqrt{2}}\begin{bmatrix} \mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} & \sqrt{2}\mathbf{s}_r(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \sqrt{2}\mathbf{s}_3 \\ \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{n}(\vartheta) & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} & \mathbf{0}_{3x1} \end{bmatrix}^T$

3.3. Condiciones de contorno

En el caso de esquinas abiertas, para la primera y última cara, es decir para ϑ_0 y ϑ_W de la Fig. 1., se calculará la matriz denominada como matriz principal de condiciones de contorno:

$$\mathbf{D}_{BC}(\vartheta_w) = \begin{bmatrix} \mathbf{D}_u(\vartheta_w) & \mathbf{D}_\varphi(\vartheta_w) \\ \widetilde{\mathbf{D}}_u(\vartheta_w) & \widetilde{\mathbf{D}}_\varphi(\vartheta_w) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \mathbf{D}_u(\vartheta_w) & \mathbf{D}_\varphi(\vartheta_w) \\ \mathbf{D}_\varphi(\vartheta_w) & \mathbf{D}_u(\vartheta_w) \end{bmatrix} \quad (13)$$

Formada por las matrices de la Tabla 2, según sea la condición de contorno:

Tabla 2. Matrices D_u y D_φ para condiciones de contorno homogéneas ortogonales.

Condición de contorno	$\mathbf{D}_u(\vartheta)$	$\mathbf{D}_\varphi(\vartheta)$
Libre	$\mathbf{0}_{3x3}$	$\mathbf{I}_{3x3}$
Empotrado	$\mathbf{I}_{3x3}$	$\mathbf{0}_{3x3}$
Simetría	$[\mathbf{n}(\vartheta), \mathbf{0}, \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{s}_3]^T$
Antisimetría	$[\mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{s}_3, \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{0}, \mathbf{n}(\vartheta)]^T$
Solo u_r restringida	$[\mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{0}, \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{n}(\vartheta), \mathbf{s}_3]^T$
Solo u_r permitida	$[\mathbf{n}(\vartheta), \mathbf{s}_3, \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{0}, \mathbf{s}_r(\vartheta)]^T$
Solo u_3 restringida	$[\mathbf{s}_3, \mathbf{0}, \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{n}(\vartheta)]^T$
Solo u_3 permitida	$[\mathbf{s}_r(\vartheta), \mathbf{n}(\vartheta), \mathbf{0}]^T$	$[\mathbf{0}, \mathbf{0}, \mathbf{s}_3]^T$

4. MATRIZ CARACTERÍSTICA DEL SISTEMA

$$\mathbf{K}_{\text{corner}}(\lambda)=\begin{bmatrix}\mathbf{K}_1\widetilde{\mathbf{D}}_{BC}^T(\vartheta_0) & -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_1) & \mathbf{0}_{6xn_2} & \cdots & \mathbf{0}_{6xn_{W-1}} & \mathbf{0}_{6xn_W}\\ \mathbf{0}_{6xn_0} & \mathbf{K}_2\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_1) & -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_2) & \cdots & \mathbf{0}_{6xn_{W-1}} & \mathbf{0}_{6xn_W}\\ \vdots & \vdots & \vdots & \ddots & \vdots & \vdots\\ \mathbf{0}_{6xn_0} & \mathbf{0}_{6xn_1} & \mathbf{0}_{6xn_2} & \cdots & \mathbf{K}_W\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_{W-1}) & -\widetilde{\mathbf{D}}_{BC}^T(\vartheta_W)\end{bmatrix} \quad (14)$$

$$\boldsymbol{K}_{corner}(\lambda)=\begin{bmatrix}\mathbf{K}_1\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_0) & -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_1) & \mathbf{0}_{6xn_2} & \cdots & \mathbf{0}_{6xn_{W-2}} & \mathbf{0}_{6xn_{W-1}}\\ \mathbf{0}_{6xn_0} & \mathbf{K}_2\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_1) & -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_2) & \cdots & \mathbf{0}_{6xn_{W-2}} & \mathbf{0}_{6xn_{W-1}}\\ \vdots & \vdots & \vdots & \ddots & \vdots & \vdots\\ \mathbf{0}_{6xn_0} & \mathbf{0}_{6xn_1} & \mathbf{0}_{6xn_2} & \cdots & \mathbf{K}_{W-1}\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_{W-2}) & -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_{W-1})\\ -\widetilde{\mathbf{D}}_1^T(\vartheta_0) & \mathbf{0}_{6xn_1} & \mathbf{0}_{6xn_2} & \cdots & \mathbf{0}_{6xn_{W-2}} & \mathbf{K}_W\widetilde{\mathbf{D}}_2^T(\vartheta_{W-1})\end{bmatrix} \quad (15)$$

Una vez que ya se tienen las matrices correspondientes al material y las correspondientes a las condiciones de contorno y de interfaz, se monta la matriz característica del sistema. El montaje de esta dependerá si la esquina es abierta o cerrada. La *matriz característica para esquinas abiertas* queda formada según se indica en la expresión (14), y por su parte, *la matriz característica para esquinas cerradas* queda como se indica en la expresión (15).

5. SOLUCIÓN DEL SISTEMA CARACTERÍSTICO.

La obtención de los exponentes de singularidad pasa por resolver un *problema de autovalores no lineal de la esquina multimaterial* que toma la forma de la expresión:

$$\mathbf{K}_{\text{corner}}(\lambda)\mathbf{w}_{\text{corner_U}}=\mathbf{0}_{6\text{Wx1}} \quad (16)$$

Las matrices $\mathbf{K}_{\text{corner}}$, tanto para los casos de esquinas cerradas como para las esquinas abiertas, serán cuadradas de tamaño 6Wx6W. De forma sencilla, el problema queda resuelto resolviendo la expresión:

$$\det \mathbf{K}_{\text{corner}}(\lambda)=0. \quad (17)$$

6. CALCULO TENSIONES Y DEFORMACIONES

Una vez se tienen las raíces λ de la ecuación (17), se pueden calcular los vectores tensión y desplazamiento resolviendo la expresión (16) para el λ correspondiente y siguiendo los pasos que se detallan en el punto 11.5.3 de [5].

7. RESULTADOS NUMÉRICOS

A continuación, se van a detallar varios ejemplos de interés que se han estudiado con el código propuesto y se han comparado con resultados estudiados previamente por otros autores.

Se han utilizado 5 tipos de materiales diferentes para la realización de las diferentes pruebas. En la Tabla 3 se detallan las características de cada uno.

La comparativa entre los valores del exponente de singularidad λ, obtenidos y los presentados por los diferentes autores, se muestra en la Tabla 4 de resultados.

Tabla 3 Coeficientes elásticos de los materiales elegidos para los problemas resueltos

Material	Mod. Elás (GPa)	Mod. Cortadura (GPa)	Coef. Poisson
A	E_{11}=137,89	G_{12}=5,86	υ_{12}=0,21
	E_{22}=14,48	G_{13}=5,86	υ_{13}=0,21
	E_{33}=14,48	G_{23}=5,86	υ_{23}=0,21
B	E_{11}=141,3	G_{12}=5,0	υ_{12}=0,3
	E_{22}=9,58	G_{13}=5,0	υ_{13}=0,3
	E_{33}=9,58	G_{23}=3,5	υ_{23}=0,32
C	E_{11}=137,89	G_{12}=5,86	υ_{12}=0,21
	E_{22}=14,48	G_{13}=1	υ_{13}=0
	E_{33}=1	G_{23}=1	υ_{23}=0
D	E=3	-	υ=0,35
E	E=68,67	-	υ=0,33

7.1. Ejemplos esquinas abiertas

7.1.1. Un solo material

Para un solo material isótropo se han comparado los resultados con los mostrados por Vasilopoulus [7] con exactitud en todos los decimales que muestra. Para ortótropos se han comprobado todas las combinaciones de condiciones de contorno que se muestran en [8]. Como caso más curioso, mostraremos en la Tabla 4 de resultados el caso simetría-antisimetría para un semiplano y para una grieta.

7.1.2. Dos materiales perfectamente pegados.

En el caso de dos materiales perfectamente pegados, entre todos los casos que se pueden encontrar en la bibliografía, se han comprobado los mostrados para uniones de materiales isótropos en [9], [10], [11], para materiales ortótropos en [12], [13], y en algunos casos una combinación de ambos ([14], [15]). De todos estos, se muestra como ejemplo la cuña sobre plano de [13] para θ_1=90º y θ_2=180º con ángulos de fibra medidos como se

indica en la figura ϕ_1 =30º y ϕ_2=75º. Los resultados mostrados por Poonsawat [13] corresponden a δ=1-λ.

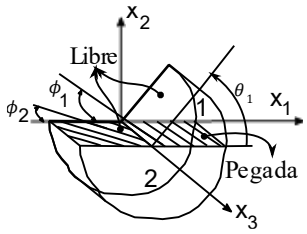


Fig. 3 Esquema del problema 7.1.2, con indicación de ángulos de fibra

7.1.3. Dos materiales con unión deslizante sin fricción.

Al igual que en el apartado anterior, se han comprobado múltiples casos para uniones deslizantes sin fricción o lo que es lo mismo, para casos en los que el coeficiente de rozamiento de Coulomb es *f*=0. Se expone en la Tabla 4 de resultados un ejemplo obtenido analíticamente a partir de las ecuaciones de Gdoutos y Theocaris [10] para una cuña de θ_1=60º isótropa deslizando sobre un semiplano también isótropo.

7.1.4. Grieta que termina en interfaz perfectamente pegada.

En este caso se tienen dos materiales isótropos perfectamente pegados, pero en uno de ellos aparece una grieta que llega hasta la interfaz. Este es un caso estudiado por Bogy [16]. El ángulo de la grieta puede variar, en este caso se mostrará con un ángulo de θ_1=135º.

7.1.5. Grieta que termina en interfaz que desliza sin fricción

Este es un caso muy similar al anterior, pero en lugar de tener una interfaz pegada, la interfaz entre los dos materiales isótropos es de deslizamiento sin fricción. Este caso fue estudiado por Gharpuray [17] y más tarde generalizado por Comninou [18] también para casos con fricción. El caso que se muestra es para un ángulo de θ_3=45º y se compara con resultados obtenidos a partir de la ecuación analítica mostrada en dicho artículo. Los resultados mostrados por Gharpuray [17] corresponden a λ_g=λ-1.

7.2. Ejemplo de esquinas cerradas (periódicas)

7.2.1. Dos materiales perfectamente pegados

En este caso se estudia una esquina totalmente cerrada formada por dos materiales perfectamente pegados en ambas interfaces. Se muestra el caso estudiado por Barroso [15] de un material compuesto carbono-epoxy (ortótropo) unido a un adhesivo (isótropo), típico caso de uniones adhesivas.

7.2.2. Unión de dos materiales con una interfaz perfectamente pegada y otra con deslizamiento sin fricción

Este es el caso de una grieta sin fricción en la interfaz que fue estudiado para materiales isótropos por Comninou [19] y por Sung y Chung [20] para anisótropos. El ejemplo que se mostrará se compara con resultados obtenidos de la ecuación analítica mostrada en [20].

7.2.3. Dos materiales en contacto sin fricción

En este caso se tiene la unión de dos materiales en la que ambas interfaces son de deslizamiento sin fricción. Este caso fue estudiado por Arias [21] para placas tectónicas.

7.3. Campos de desplazamientos y tensiones

Una vez se obtiene el exponente característico se pueden obtener los desplazamientos y tensiones correspondientes. Para el problema 7.1.2, y eligiendo λ=0,6690498497, la solución del campo de tensiones se muestra en la Fig. 4 y los desplazamientos en la Fig. 5, ambos para *r*=1.

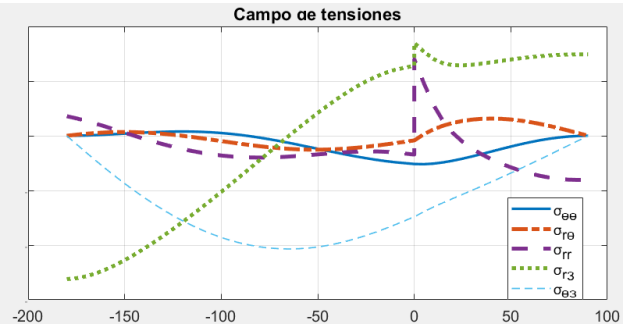


Fig. 4 Campo de tensiones solución del problema 7.1.2

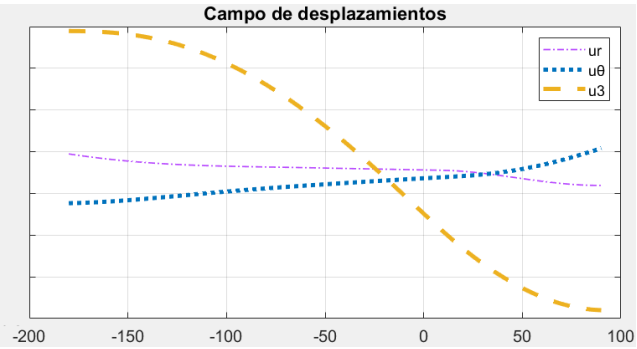
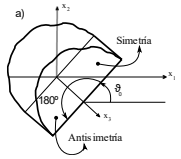
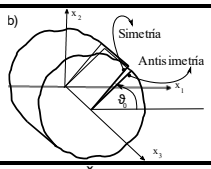
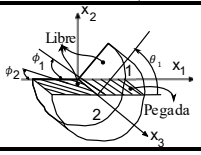
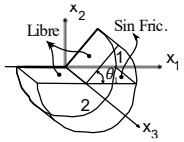
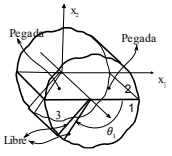
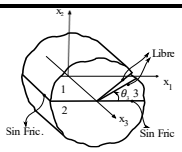
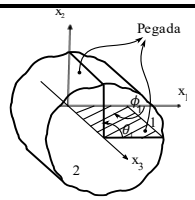
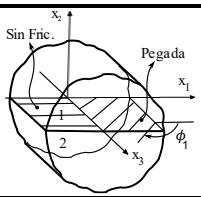
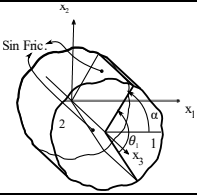


Fig. 5 Campo de desplazamientos solución del problema 7.1.2

Tabla 4. Condiciones de contorno e interfaz, materiales elegidos y comparación de resultados de los problemas propuestos en el apartado 7. S: simetría; A: Antisimetría; L: Libre; PP: Perfectamente pegado; SF: Deslizamiento sin fricción.

Ej.	Figura	*C.C.* Θ / Tipo		Condición interfaz		Mat. 1	Mat. 2	Mat. 3	Resultado de la literatura	Resultado obtenido
7.1.1 a		20º	S	-		C	-	-	0,6160458792	0,6160458792
		200º	A						0,3839541207	0,3839541207
7.1.1 b		10º	S	-		C	-	-	0,281884493	0,281884493
									0,218115506	0,218115506
		370º	A						0,781884493	0,781884493
									0,718115506	0,718115506
7.1.2		180º	L	360º	PP	A ϕ=30º	A ϕ=75º	-	0,8580	0,8580073499
									0,669	0,6690498497
		450º	L						0,5153	0,5153143440
7.1.3		180º	L	360º	SF	D	E	-	0,6294574340	0,6294574340
		420º	L							
7.1.4		225º	L	360º	PP	D	E	D	0,8057935187	0,5653383430
		585º	L	540º	PP					0,6563194236
										0,8057935187
7.1.5		45º	L	180º	SF	D	E	D	0,542599	0,5425905228
		410º	L	360º	SF					
7.2.1		-		0º	PP	B ϕ=0	D	-	0,763236	0,7632362889
									0,813696	0,8136958776
				90º	PP				0,889389	0, 8938867975
									1,106980	1,1069778843
7.2.2		-		0	PP	A ϕ=135º	B ϕ=0	-	0,5000000000	0,5000000000
				180º	SF					
7.2.3		-		-50º	SF	D	D	-	0,609245250	0,4583962334
										0,6092455140
				50º	SF					0,6923076923

8. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha verificado el código desarrollado para la resolución de problemas de singularidades de tensión en esquinas multimateriales. Las grandes ventajas que presenta el código son su versatilidad, ya que es capaz de resolver multitud de problemas, su exactitud y su rapidez. Es un programa fácil tanto de

utilizar como de ampliar para posibles consideraciones de casos no contemplados en el código actual.

9. AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido financiada por el Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER) (Proyecto PGC2018-099197-B-I00), la Consejería de Transformación Económica, Industria, Conocimiento y Universidades, Junta de Andalucía, y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER) (Proyectos P18-FR-1928 y US-1266016).

10. REFERENCIAS

[1] A. Barroso, V. Mantič, F. París, Singularity analysis of anisotropic multimaterial corners," *Int. J. Fract.*, (2003),119:1-23

[2] A. N. Stroh, Dislocations and cracks in anisotropic elasticity, *Philos. Mag.*, (1958) 3:625-646.

[3] A. N. Stroh, Steady state problems in anisotropic elasticity, *J. Math. Phys.*, (1962) 41: 77–103.

[4] T. C. T. Ting, Stress singularities at the tip of interfaces in polycrystals, in *Damage and Failure of Interfaces*, H.P. Rossmanith (ed.) Rotterdam, pp. 75–82, 1997.

[5] V. Mantič, A. Barroso, F. París, Singular elastic solutions in anisotropic multimaterial corners. Applications to composites, Chapter 11, in *Mathematical Methods and Models in Composites*, V. Mantič, (Ed.), pp. 425–495, 2014.

[6] T. C. T. Ting, Anisotropic Elasticity: Theory and Applications. Oxford University Press, 1996.

[7] D. Vasilopoulos, On the determination of higher order terms of singular elastic stress fields near corners, *Numer. Math.*, (1988) 53:31-95.

[8] V. Mantič, F. París, J. Cañas, Stress singularities in 2D orthotropic corners," *Int. J. Fract.*, (1997) 83:67-90.

[9] J. Dundurs M. S. Lee, Stress concentration at a sharp edge in contact problems 1), *J. Elast.*, (1972) 2:109-112.

[10] E. E. Gdoutos, P. S. Theocaris, Stress Concentrations at the Apex of a Plane Indenter Acting on an Elastic Half Plane, *J. Appl. Mech.* (1975) 42:688–692.

[11] M. Comninou, Stress singularity at a sharp edge in contact problems with friction, *J. Appl. Math. Phys., (ZAMP)* (1976) 27:493-499.

[12] V. Magnier, G. de Saxcé, S. Degallaix, Asymptotic approach to analyze singular stress state in anisotropic multi-material: Application to the rivets, *Int. J. Solids Struct.*, (2010) 47:2070–2080, 2010,

[13] P. Poonsawat, A. C. Wijeyewickrema, P. Karasudhi, Singular stress fields of angle-ply and monoclinic bimaterial wedges, *Intern. J. Solids Struct.*,(2001) 38:91–113.

[14] J. L. Le, Z. P. Bažant, Q. Yu, Scaling of strength of metal-composite joints-Part II: Interface fracture analysis, *J. Appl. Mech.*, (2010) 77:101-112 (7 pages).

[15] A. Barroso, Characterization of singularity stress states in multimaterial corners aplication to adhesively bonded joints with composite materials, Tesis Doctoral, Universidad de Sevilla, 2007.

[16] D. B. Bogy, On the Plane Elastostatic Problem of a Loaded Crack Terminating at a Material Interface, *J. Appl. Mech.*, (1971) 38:911–918.

[17] V. M. Gharpuray, J. Dundurs, L. M. Keer, A Crack Terminating at a Slipping Interface Between Two Materials, *J. Appl. Mech.*, (1991) 58:960–963.

[18] M. Comninou and J. Dundurs, A Closes Crack Tip Terminating at an Interface, *J. Appl. Mech.*, (1979) 46:97–100.

[19] M. Comninou, The Interface Crack, *J. Appl. Mech.*, (1977) 44: 631–636.

[20] J. C. Sung, W. G. Chung, Frictional interface crack in anisotropic bimaterial under combined shear and compression, *Int. J. Solids Struct.*, (2003) 40:6839–6857.

[21] R. Arias, R. Madariaga, M. Adda-Bedia, Singular Elasto-Static Field Near a Fault Kink, *Pure Appl. Geophys.*, (2011) 168:2167–2179.

ESTUDIO DEL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES PARA FISURAS ANULARES INCIPIENTES ABIERTAS CONTENIDAS EN UN EJE SOMETIDO A FLEXIÓN

M. Velázquez[1], P. Rubio[1], B. Muñoz-Abella[1], L. Rubio[1], P. Pennacchi[2]

[1] Grupo de Simulación y Optimización Mecánica (SIOMEC).
Escuela Politécnica Superior. Universidad Carlos III de Madrid.
Avda. Universidad 30, 28911 Leganés, Madrid-España
[2] Departamento de Ingeniería Mecánica
Politécnico de Milano
Vía G. La Masa 1, 20156, Milán-Italia

RESUMEN

La aparición de fisuras en elementos de máquinas rotatorias como son los ejes es una de las principales causas que abocan al fallo e incluso a la rotura de esta maquinaria. La mayoría de los estudios sobre ejes fisurados se centran en fisuras de forma recta o semielíptica, cuando en realidad las fisuras se pueden presentar también con un frente circunferencial o anular. En este trabajo se ha desarrollado un modelo numérico 3D mediante el Método de los Elementos Finitos (MEF) que permite realizar un estudio exhaustivo del Factor de Intensidad de Tensiones en los diferentes puntos del frente de una fisura anular contenida en un eje sometido a flexión, en función del tamaño de la fisura y de su excentricidad. Se han considerado fisuras incipientes por ser las más peligrosas para la integridad del componente mecánico.

PALABRAS CLAVE: Fisuras anulares, fisuras incipientes, fisuras excéntricas, eje fisurado, Factor de Intensidad de Tensiones (FIT).

ABSTRACT

The appearance of cracks in rotating machine elements such as shafts is one of the main causes of failure and even breakage of this machinery. Most studies on cracked shafts focus on straight or semi-elliptical cracks, when in fact cracks can also occur with a circumferential or annular front. In this work, a 3D numerical model has been developed by means of the Finite Element Method (FEM) that allows an exhaustive study of the Stress Intensity Factor at different points of the front of an annular crack contained in a shaft subjected to bending, as a function of the crack size and its eccentricity. Incipient cracks have been considered as the most dangerous for the integrity of the mechanical component.

KEYWORDS: Annular cracks, incipient cracks, eccentric cracks, cracked shaft, Stress Intensity Factor (SIF).

INTRODUCCIÓN

En el ámbito industrial es habitual que los fallos acontecidos en todo tipo de maquinaria se deban principalmente a la rotura de alguno de sus componentes. Esta rotura viene provocada por el trabajo de la maquinaria bajo la actuación de vibraciones y las cargas de sus propios elementos [1]. Un fallo de este tipo puede suponer altos gastos de mantenimiento e incluso daños personales.

Este trabajo centra su atención en los fallos producidos por la aparición y propagación de fisuras de fatiga en uno de los elementos principales de máquinas rotatorias como pueden los motores y turbinas: los ejes [2].

El estudio se centra en determinar el Factor de Intensidad de Tensiones (FIT) a lo largo del frente de la fisura, lo cual da información sobre el estado tensional de esta. Los primeros estudios del FIT consideraron fisuras cuyo frente es recto [3]. Posteriormente, en otros estudios se profundizó en el análisis y cálculo del FIT en fisuras semielípticas con forma convexa [4,5,6,7] y también cóncava [8,9,10,11].

Por el contrario, son muy poco comunes los estudios realizados acerca del estudio del estado tensional de la fisura de frente anular [12,13,14]. Sin embargo, este tipo de fisuras aparecen con bastante frecuencia en los ejes de la maquinaria industrial, con forma circunferencial en su sección transversal y también con cierta excentricidad respecto al centro del eje. Por ello, este trabajo tiene

como finalidad realizar un estudio pormenorizado del Factor de Intensidad de Tensiones a lo largo del frente de una fisura incipiente anular contenida en un eje sometido a flexión, en función del tamaño de la fisura y de su excentricidad.

MODELO NUMÉRICO DEL EJE FISURADO

Para el desarrollo del modelo numérico se ha hecho uso del código comercial ABAQUS [15]. El modelo tridimensional corresponde a un eje con diámetro D=20 mm y longitud L=900 mm. Dicho eje está biapoyado y tiene a una distancia $L/2$ respecto de sus apoyos, una fisura de tipo anular que deja una zona intacta en el interior con diámetro d. El eje está sometido a flexión debido a la acción de dos cargas puntuales F=200 N situadas a una distancia $L/4$ respecto sus extremos (ver figura 1). El material del que se compone es aluminio (E=72 GPa, ν= 0.3 y ρ=2800 kg/m^3).

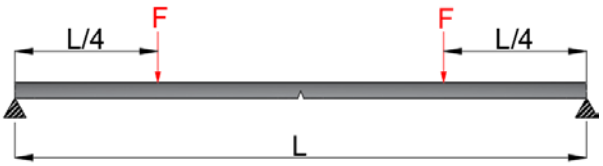


Figura 1. Esquema del eje fisurado

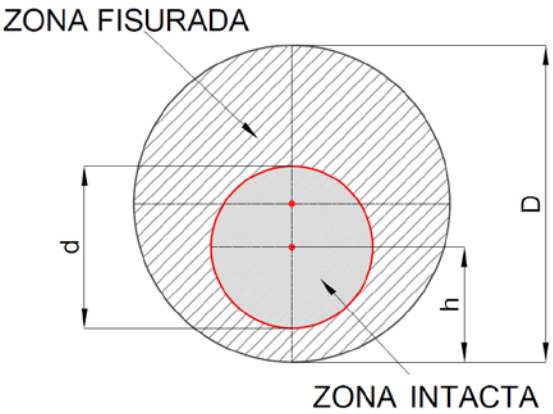


Figura 2. Esquema sección transversal del eje

El modelo numérico ha sido planteado en función de tres parámetros característicos que determinan las dimensiones de la fisura anular en cada caso (ver figuras 2 a 5):

- El tamaño relativo, $\mu=D/d$. Se han contemplado un total de seis tamaños relativos (μ=1.07, 1.10, 1.14, 1.19, 1.23, 1.28).
- La excentricidad relativa, $\eta=h/R$, donde R corresponde a $D/2$ y h es la distancia desde el centro de la fisura al extremo del eje más cercano. Se han considerado un total de siete excentricidades relativas (η=1, 0,975, 0.95, 0.925, 0.9, 0.875 y 0.85). El valor η=1 corresponde al caso donde el centro de la fisura coincide con el centro del eje, es decir, excentricidad nula. En las figuras 3 y 4 aparecen dos ejemplos que presentan diferentes valores de excentricidad relativa.
- La posición relativa en el frente, $\gamma= \theta/\theta_T$. Donde θ_T y θ están definidos en la figura 5. Se han definido un total de 40 posiciones relativas en el frente donde el valor de γ está comprendido entre -1 y 1 en incrementos de 0.05.

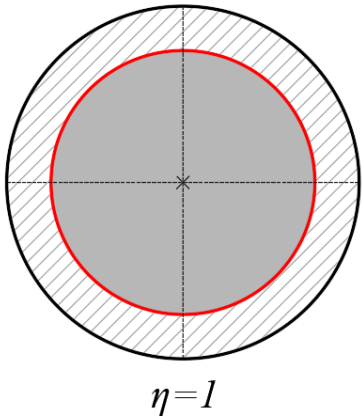


Figura 3. Sección transversal para η=1.

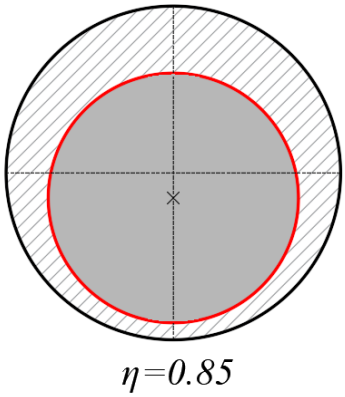


Figura 4. Sección transversal para η=0.85.

El tipo de mallado utilizado ha sido de elementos hexaédricos de tipo lineal con integración reducida de 8 nodos (C3D8R, en la nomenclatura de ABAQUS). La zona donde se localiza la fisura se ha mallado con un mayor número de elementos mientras que, otras partes del modelo como los tramos longitudinales, cuentan con un número de elementos más reducido (ver figura 6).

En total, todos los modelos tienen alrededor de 160000 elementos. El tamaño óptimo de la malla se ha fijado tras realizar un estudio de la sensibilidad del mallado y observar la convergencia de los resultados.

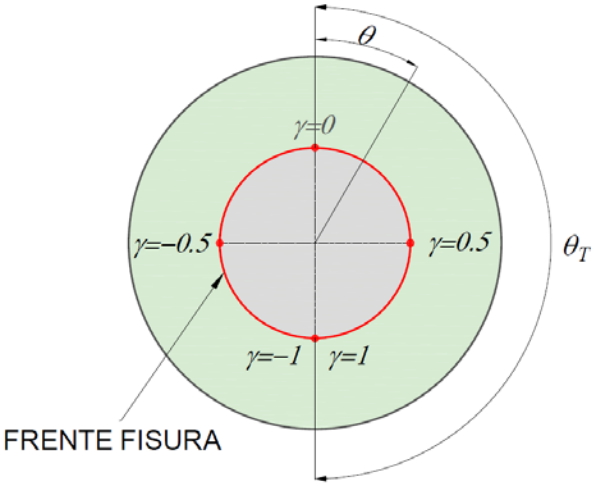


Figura 5. Distribución de γ en el frente de la fisura.

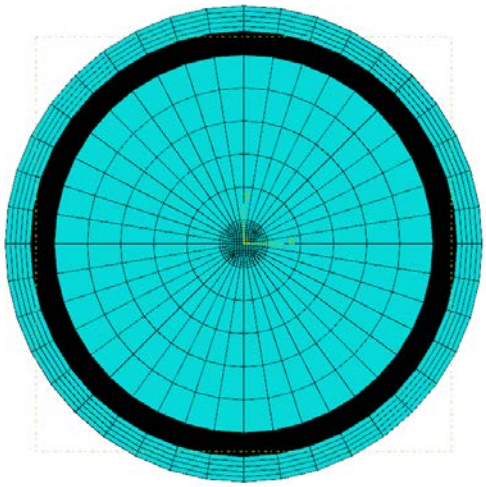


Figura 6. Mallado transversal del modelo numérico

Para el cálculo del Factor de Intensidad de Tensiones, se ha recurrido al módulo *CRACK* de ABAQUS. Esta herramienta determina el valor del FIT mediante la definición del frente de la fisura, la dirección de propagación de esta y el número de contornos en los que evaluar la integral J, que en este trabajo serán 8.

VALIDACIÓN DEL MODELO NUMÉRICO

Para validar el modelo numérico se ha realizado una comparación de los resultados del Factor de Intensidad de Tensiones con los teóricos obtenidos a partir de la literatura [16].

Se ha hecho uso de la expresión (1) [16] que permite calcular el FIT de fisuras anulares con las condiciones de contorno del modelo.

$$K_{IA} = \frac{4M}{\pi a^3}\sqrt{\pi a}\frac{3}{8}\sqrt{1-\frac{a}{b}}\left\{1+\frac{1}{2}\frac{a}{b}+\frac{3}{8}\left(\frac{a}{b}\right)^2 + \frac{5}{16}\left(\frac{a}{b}\right)^3+\frac{35}{128}\left(\frac{a}{b}\right)^4 + 0.537\left(\frac{a}{b}\right)^5\right\} \quad (1)$$

En la expresión (1) M es el momento flector aplicado en la zona fisurada del eje y los parámetros a y b que se muestran la figura 7.

Cabe destacar que la comparación se ha realizado para η=1 y para γ= 1 que es donde tiene validez la expresión de [16].

En la Tabla 1 se presentan los datos que relacionan los parámetros utilizados para hacer esta validación. Se han considerado tamaños de fisura de hasta un 38.96% de zona fisurada que corresponde con una profundidad relativa de 1.28. La figura 8 muestra la gráfica comparativa de los resultados. Se observa que los valores obtenidos presentan coincidencia con los resultados teóricos tomados como referencia con unas diferencias máximas del 10%, siendo prácticamente iguales para fisuras incipientes y aumentando la diferencia a medida que aumenta el tamaño de la fisura. Estos resultados permiten validar el modelo numérico desarrollado y, consecuentemente, el análisis del Factor de Intensidad de Tensiones realizado a partir de él.

Tabla 1. Cocientes a/b y porcentajes de zona fisurada para los diferentes casos de tamaños relativo de fisura.

μ	a/b	Zona fisurada
1.07	0.9375	12.11%
1.10	0.90625	17.87%
1.14	0.875	23.44%
1.19	0.84375	28.81%
1.23	0.8125	33.98%
1.28	0.78125	38.96%

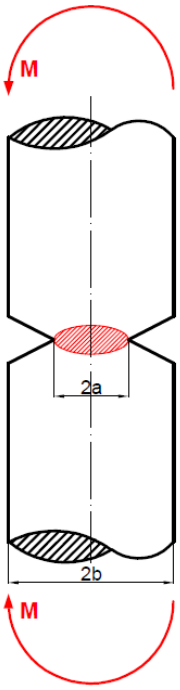


Figura 7. Parámetros para el cálculo del FIT

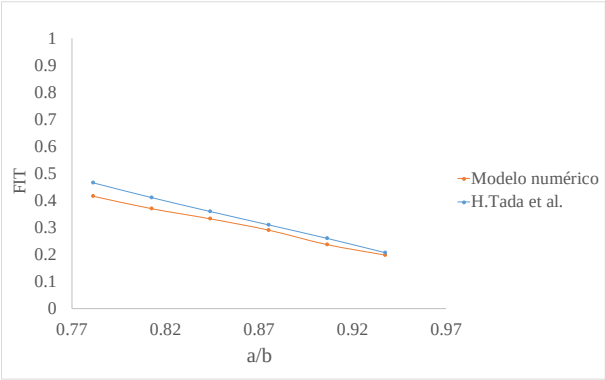


Figura 8. Comparación FIT entre modelo numérico y expresión

RESULTADOS DEL MODELO NUMÉRICO

Una vez obtenido el valor del Factor de Intensidad de Tensiones a lo largo del frente de la fisura, este ha sido adimensionalizado mediante la expresión (2).

$$f_I = \sigma\sqrt{\pi D} \qquad (2)$$

Donde σ corresponde a la máxima tensión de flexión en la zona donde se ubica la fisura.
El valor del Factor de Intensidad de Tensiones adimensionalizado, F_I, se puede observar en las figuras 9, 10 y 11 para diferentes valores de excentricidad relativa.

Cabe destacar que se han representado en cada gráfica únicamente la mitad de los valores del FIT, concretamente desde $\gamma=0$ a $\gamma=1$, ya que el resto del intervalo es simétrico. Según las conclusiones alcanzadas en [7], en aquellos puntos donde el valor obtenido numéricamente ha sido negativo, se ha establecido como cero. Esto ocurre en aquellos puntos de la fisura donde se encuentra cerrada y sometida a compresión.

También que en el caso de la figura 11 donde $\eta=0.85$ solo se han podido representar dos de los seis tamaños relativos de fisura. Esto se debe a que debido a que la excentricidad es elevada, el contorno de las fisuras de diámetro mayor excede el contorno del eje de diámetro D.

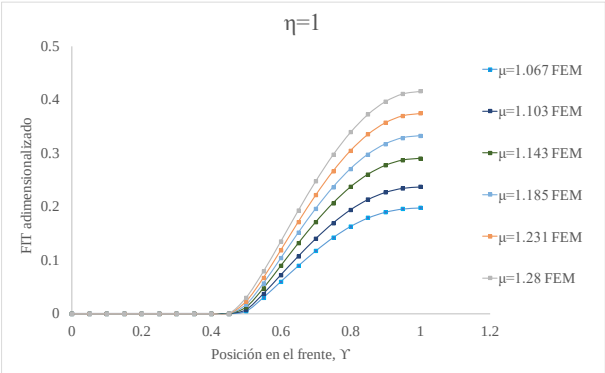


Figura 9. FIT en el frente para cada μ cuando *η=1.*

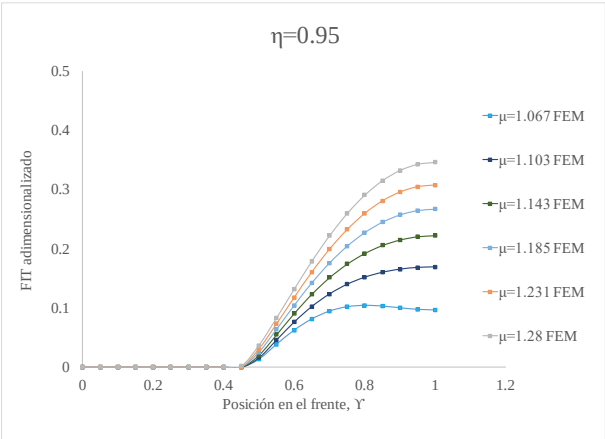


Figura 10. FIT en el frente para cada μ cuando *η=0.95.*

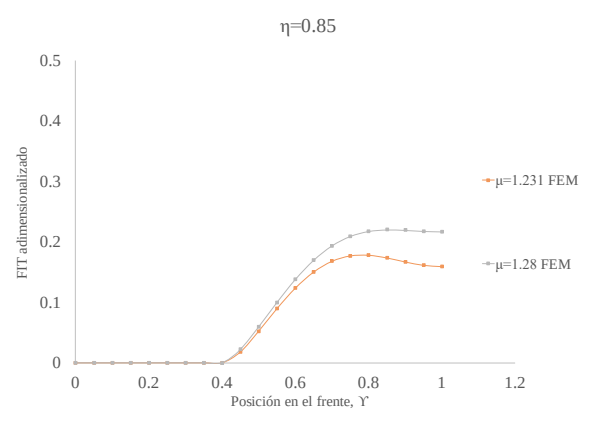


Figura 11. FIT en el frente para cada μ cuando *η=0.85.*

A partir de los resultados obtenidos a partir del modelo numérico se pueden deducir una serie de conclusiones:

- El valor del FIT se incrementa según aumenta la profundidad de la fisura, relacionada de forma directamente proporcional con el parámetro μ.
- El valor máximo del FIT se encuentra en la mayoría de los casos en $\gamma=1$. Para excentricidades grandes (valores menores de excentricidad relativa), el valor máximo del FIT se desplaza hacia posiciones relativas en el frente inferiores (hacia la izquierda en las gráficas).
- Los resultados del FIT son simétricos respecto a la posición γ=0. De esta forma, un punto con posición relativa en el frente de la fisura de γ tiene el mismo valor que en la posición -γ.
- El número de posiciones en el frente con FIT positivo aumenta a medida que aumenta el tamaño de la fisura.
- También el valor del FIT aumenta a medida que se incrementa la excentricidad relativa.

CONCLUSIONES

En este trabajo se ha desarrollado un modelo numérico 3D para el estudio del Factor de Intensidad de Tensiones en fisuras anulares incipientes contenidas en ejes sometidos a flexión. Se ha analizado la influencia en el FIT de las características de la fisura (tamaño y excentricidad) y se ha determinado el valor del mismo en distintas posiciones a lo largo del frente de la fisura como preámbulo para el estudio en ejes giratorios fisurados. Como era de esperar (y como ocurre en otras tipologías de fisuras) el FIT se incrementa a medida que crece la fisura. En relación con la posición excéntrica de la fisura, cuanto más excéntrica es la fisura, menor es el FIT. También se ha observado que el valor del FIT máximo se da en posiciones del frente que van cambiando con la excentricidad y que la apertura de la fisura aumenta a medida que se incrementa el tamaño de la fisura.

El modelo ha sido validado con resultados teóricos, alcanzándose una buena correlación de los mismos. Se ha observado que la correlación es mejor en fisuras incipientes, aspecto de gran interés para la utilización del FIT en métodos de identificación de estas peligrosas fisuras.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer a la Universidad Carlos III de Madrid por las estancias de investigación y a la Comisión Europea a través del programa Erasmus+.

IN MEMORIAM

Los autores quieren recordar con cariño al profesor Pepe Fernández y agradecerle el apoyo, incondicional y siempre generoso, a nuestras trayectorias investigadoras. Pepe siempre estaba ahí. DEP.

REFERENCIAS

[1] H. Hernádez y E. Espejo. Mecánica de fractura y análisis de falla. Universidad Nacional de Colombia: Bogotá 2002.

[2] N. Bachschmid *et al*., Cracked Rotors: A Survey on Static and Dynamic Behaviour Including Modelling and Diagnosis. Springer. Berlin, Germany 2010

[3] C. Papadopoulos, A. Dimarogonas. Coupled longitudinal and bending vibrations of a rotating shaft with an open crack. Journal of Sound and Vibration (1987), 117, 81-93.

[4] Fonte M. A., Freitas M. M., Semi-elliptical fatigue crack growth under rotating or reversed bending combined with steady torsion. Fatigue and fracture of Engineering Materials and Structures (1997) 20, 895-906.

[5] J. Predan et al. Stress Intensity Factors for circumferential semi-elliptical surface cracks in a hollow cylinder subjected to pure torsion. Engineering Fracture Mechanics (2013) 105, 152-168.

[6] C. S. Shin, C. Q. Cai. Experimental and Finite element analyses on Stress Intensity Factors of an elliptical surface crack in a circular shaft under tension and bending. International Journal of Fracture (2004) 129, 239-264.

[7] P. Rubio *et al.* Determination of the stress intensity factor of an elliptical breathing crack in a rotating shaft. International Journal of Fatigue (2015) **77**, 216-231.

[8] C. Mattheck et al. Stress Intensity Factors of sickle shaped cracks in cylindrical bars. International Journal of Fatigue (1985) 7, 45-47.

[9] A. Carpinteri, S. Vantadori. Sickle-shaped cracks in metallic round bars under cyclic eccentric axial loading. International Journal of Fatigue (2009) 31, 759- 765.

[10] P. Rubio et al. Stress Intensity Factor and propagation of an open sickle shaped crack in a shaft under bending. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2018) 96, 688-698.

[11] P. Rubio et al. A closed expression for the Stress Intensity Factor of concavefatigue cracks in rotating shafts. Engineering Fracture Mechanics (2019) 219.

[12] Z. Li et al. An investigation on the circumferential surface crack growth in steel pipes subjected to fatigue bending. Theoretical and Applied Fracture Mechanics (2020) 105.

[13] S. Wei, S. Karuppanan. Stress Intensity Factor for Cracks Emanating from a Shaft. Journal of Applied Sciences (2011) 11:1839-1844.

[14] M. Y. Nikravesh, M. MeidanSharafi. Failure of a steam turbine rotor due to circumferential crack growth influenced by temperature and steady torsion. Engineering Failure Analysis (2016) 66:296-311.

[15] ABAQUS, Abaqus theory manual, version 6.11, in: Dassault Systems Inc (2011).

[16] H. Tada, P. C. Paris, and G. R. Irwin. The stress analysis of cracks handbook, 2nd ed. St. Louis (Missouri): : Paris Production Incorporated (1985).

FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE FISURAS INTERIORES CIRCULARES EXCÉNTRICAS SITUADAS EN BARRAS REDONDAS SOMETIDAS A CARGA DE TRACCIÓN

Juan-Carlos Matos, Beatriz González, Jesús Toribio

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL), E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

En este trabajo se ha obtenido el factor de intensidad de tensiones (FIT) en una barra sometida a carga de tracción, considerando una fisura interior circular que exhibe cierta excentricidad en relación al eje del cilindro. El cálculo se realizó mediante el método de los elementos finitos (MEF) con un modelo tridimensional (3D) y la integral *J*, siendo las variables analizadas el diámetro y la excentricidad de la fisura interior. Los resultados muestran que el FIT es mayor en el punto del frente de fisura más cercano a la superficie de la barra y menor en el punto más alejado de ella. Además, un aumento de la excentricidad o del diámetro relativo de fisura incrementa la relación entre estos dos valores del FIT, de forma que la existencia de excentricidad en la fisura inicial conduce a un aumento de dicho parámetro cuando se produce propagación por fatiga.

PALABRAS CLAVE: Barra fisurada, Fisura interior circular excéntrica, Carga de tracción, Método de los elementos finitos, Integral *J*, Factor de intensidad de tensiones

ABSTRACT

In this paper, stress intensity factor (SIF) was obtained in a bar subjected to tensile loading, considering a circular inner crack that exhibits certain eccentricity in relation to the cylinder axis. The calculation was performed by means of the finite element method (FEM) using a three dimensional (3D) model and the *J*-integral, the analyzed variables being the diameter and the eccentricity of the inner crack. Results show that the SIF is higher at the point of the crack front closest to the bar surface and smallest at the point farthest from it. Furthermore, an increase of crack relative eccentricity or of crack relative diameter raises the ratio between these two SIF values, therefore the existence of eccentricity in the initial crack leads to an increase of such a parameter when fatigue propagation occurs.

KEYWORDS: Cracked bar, Eccentric circular inner crack, Tensile loading, Finite element method, *J*-integral, Stress intensity factor

1. INTRODUCCIÓN

En el interior de barras de acero sometidas a fatiga con alto número de ciclos se pueden producir fisuras con la formación de un patrón de *ojo de pez* [1-2]. Estas fisuras, que se originan a partir de las inclusiones que existen dentro del material, rápidamente tienden a adquirir una forma circular independientemente de la geometría de las inclusiones [3].

En la literatura científica existen diversas soluciones del factor de intensidad de tensiones (FIT) para una fisura circular situada en el interior de una barra sometida a carga de tracción [4-6]. Para el caso en que la fisura no presente excentricidad (exista simetría de revolución), el FIT aumenta con el diámetro de la fisura interior [4]. Cuando la fisura presenta cierta excentricidad, el valor máximo del FIT se incrementa con el diámetro de la fisura interior y con su excentricidad [6].

La propagación por fatiga de fisuras de ojo de pez ha sido modelizada a partir de los FITs obtenidos para varios puntos del frente de fisura, utilizando la ley de Paris-Hertzberg. Con estas modelizaciones se ha demostrado que fisuras iniciales de forma elíptica con distintas relaciones de aspecto tienden rápidamente hacia la geometría circular [7].

El objetivo de este trabajo de investigación es estudiar la variación a lo largo del frente de fisura del FIT en fisuras de geometría circular, situadas en el interior de barras redondas sometidas a carga remota de tracción, que presentan cierta desviación respecto al eje axial de la barra (excentricidad).

2. PROCEDIMIENTO NUMÉRICO

La geometría de la barra fisurada sometida a carga de tracción (Figura 1a) se caracterizó por medio de los siguientes parámetros (Figura 1b): diámetro de la barra D, diámetro de la fisura d y excentricidad de la fisura ε (distancia desde el centro de la fisura interior hasta el eje de la barra). El punto A sobre el frente de fisura es el de menor distancia desde la fisura hasta la superficie de la barra y el punto B es el de mayor distancia. El ángulo θ (medido desde el punto A) permite caracterizar un punto cualquiera del frente de fisura.

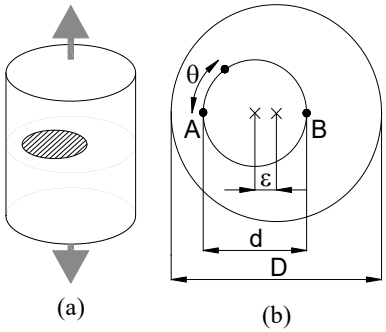


Figura 1. (a) Fisura circular excéntrica situada en el interior de una barra sometida a carga de tracción; (b) Parámetros que caracterizan la superficie fisurada.

Se utilizó el método de los elementos finitos (MEF), con el programa comercial MSC.Marc, para obtener el FIT. Debido a que la fisura interior (caracterizada como un círculo) no está centrada con el eje de la barra se precisó realizar una simulación 3D del problema, modelizando la cuarta parte del sólido (Figura 2) con las condiciones de contorno adecuadas.

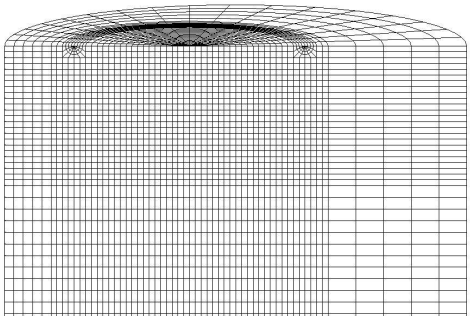


Figura 2. Malla 3D de la barra con una fisura interior excéntrica.

Se utilizaron elementos hexaédricos isoparamétricos de 20 nodos con integración completa. Además, los elementos que formaban el frente de fisura estaban degenerados con los nodos más cercanos a dicho frente localizados a un cuarto (Figura 3), para así reproducir la singularidad en las tensiones $r^{-1/2}$ correspondiente a dichos puntos del frente. Por último, se realizó un estudio de convergencia de la malla.

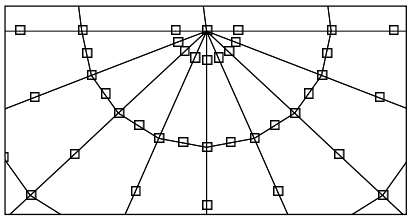


Figura 3. Detalle de la malla en el extremo de fisura.

El FIT en modo I (apertura) K_I se calculó a partir de la integral J, utilizando la expresión que relaciona ambos parámetros para deformación plana [8]:

$$K_I = \sqrt{\frac{EJ}{1-\nu^2}} \tag{1}$$

donde E es el módulo de Young y ν el coeficiente de Poisson del material. Los valores de estas propiedades en la modelización fueron E = 200 GPa y ν = 0.3.

3. RESULTADOS NUMÉRICOS Y DISCUSIÓN

Para la barra sometida a tracción, con una fisura interior circular no excéntrica respecto al eje de la barra $\varepsilon = 0$ (caso que presenta simetría de revolución), el prontuario de Tada, Paris e Irwin (2000) contiene la siguiente solución del FIT K_I:

$$K_I = \frac{2}{\pi}\sigma\sqrt{\frac{\pi d}{2}}\frac{1-0.5(d/D)+0.148(d/D)^3}{\sqrt{1-(d/D)}} \tag{2}$$

donde σ es la tensión axial remota aplicada en los extremos de la barra.

En la Figura 4 se representa el FIT adimensional obtenido en este artículo para el caso simétrico $K_{I,sim}/\sigma(\pi D)^{1/2}$ frente al diámetro relativo de fisura d/D.

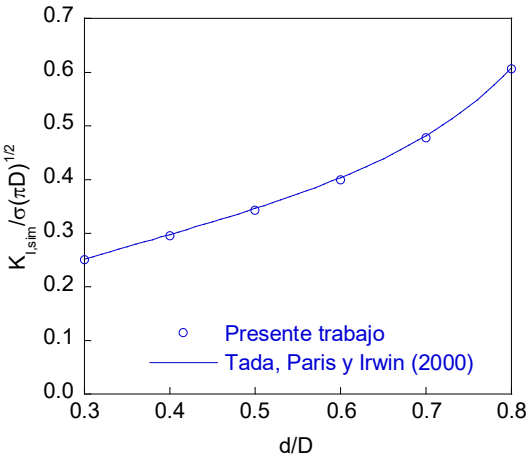


Figura 4. $K_{I,sim}/\sigma(\pi D)^{1/2}$ vs. d/D, para el caso simétrico.

Para el caso simétrico, el FIT adimensional (constante a lo largo del frente de fisura) aumenta con el diámetro relativo de fisura d/D. Además, los resultados obtenidos en este trabajo concuerdan muy bien con la solución proporcionada por Tada, Paris e Irwin (2000).

En la Figura 5 se representa la relación entre los FITs para el caso asimétrico y para el caso simétrico $K_I/K_{I,sim}$ a lo largo del frente de fisura (caracterizando sus puntos con el ángulo θ), para los diámetros relativos de fisura d/D = 0.3 y 0.5 y excentricidades relativas de fisura ε/D desde 0 hasta 0.175, en incrementos de 0.0125.

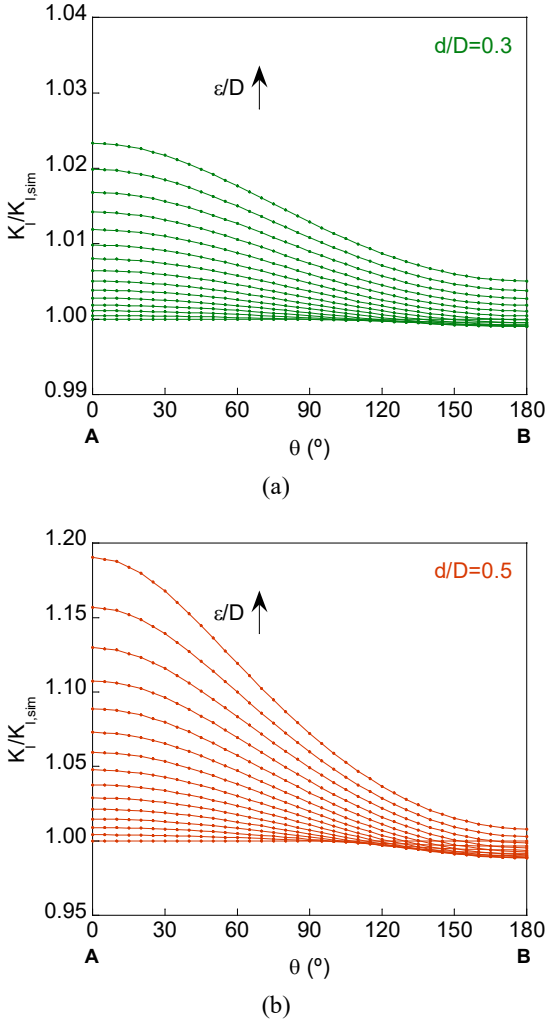


Figura 5. $K_I/K_{I,sim}$ vs. θ, para ε/D desde 0 a 0.175 en incrementos de 0.0125: (a) d/D = 0.3; (b) d/D = 0.5.

Se observa como la excentricidad de la fisura interior hace que el FIT varíe a lo largo del frente de fisura, disminuyendo desde el punto A (el más cercano a la superficie exterior), donde el valor es máximo, hasta el punto B (el más alejado), donde es mínimo.

La Figura 6 muestra la relación entre el FIT en el punto A para el caso asimétrico y el del caso simétrico $K_{IA}/K_{I,sim}$ y la relación entre el FIT para el caso asimétrico en el punto B y el del caso simétrico $K_{IB}/K_{I,sim}$ al variar la excentricidad relativa de fisura ε/D, para d/D = 0.3 y 0.5.

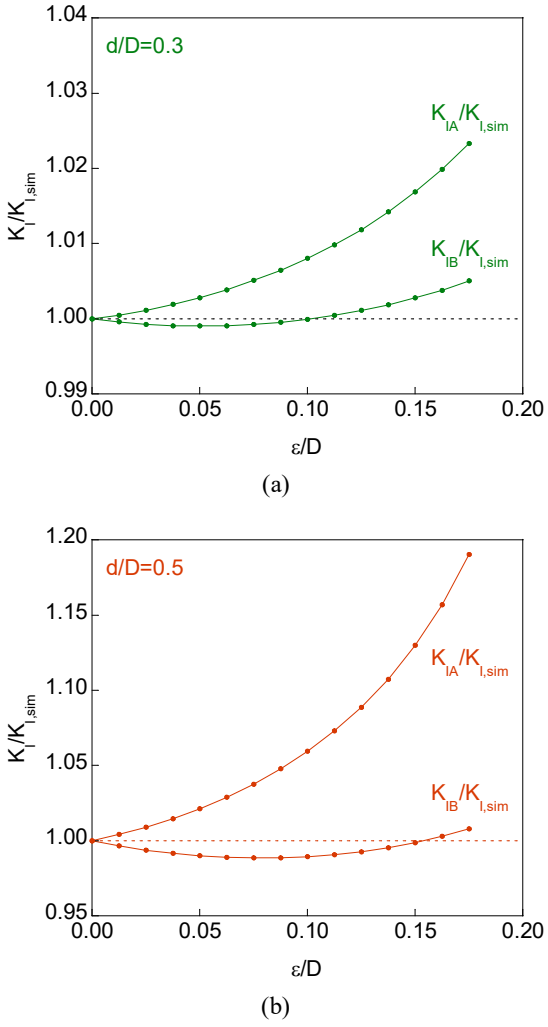


Figura 6. $K_{IA}/K_{I,sim}$ y $K_{IB}/K_{I,sim}$ vs. ε/D: (a) d/D = 0.3; (b) d/D = 0.5.

Para un determinado diámetro relativo de fisura d/D, en el punto A el FIT aumenta con la excentricidad, mientras que en el punto B el FIT disminuye para excentricidades bajas y aumenta para excentricidades más elevadas. Además, el incremento de la excentricidad o del diámetro de la fisura interior aumenta la relación entre los FITs en los puntos A y B del frente de fisura (Figura 7). Esto provocará el incremento de la excentricidad cuando estas fisuras interiores se propaguen por fatiga.

La proximidad del frente de fisura a la superficie exterior de la barra produce el aumento del FIT. Además, hay que tener en cuenta que la carga de tracción aplicada en los extremos de la barra genera cierta flexión en ella (a causa de la excentricidad de la fisura interior), la cual aumenta con la desviación de la fisura respecto del eje de la barra (como se puede ver en la Figura 8).

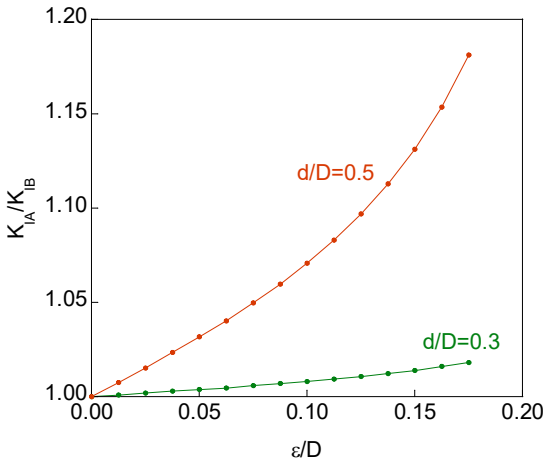


Figura 7. K_{IA}/K_{IB} vs. ε/D, para d/D = 0.3 y 0.5.

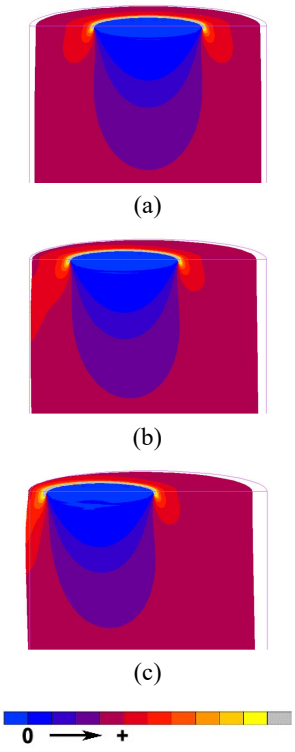


Figura 8. Barra fisurada inicial y deformada (con las bandas de contorno correspondientes a la magnitud de la componente normal en la dirección axial del tensor de tensiones): (a) ε/D = 0; (b) ε/D = 0.0875; (c) ε/D = 0.175.

4. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones se han extraído de este trabajo de investigación:

(i) El FIT adimensional para una fisura circular no excéntrica situada en el interior de una barra sometida a tracción (caso simétrico) $K_{I,sim}/\sigma(\pi D)^{1/2}$ aumenta con el diámetro relativo de fisura d/D.

(ii) Cuando existe excentricidad en la fisura, el FIT máximo que aparece en el frente de fisura aumenta con la excentricidad relativa de fisura ε/D, mientras que el FIT mínimo disminuye con la excentricidad relativa de fisura para valores pequeños de ésta y aumenta para valores elevados.

(iii) La relación entre el FIT máximo y el FIT mínimo que se produce en el frente de fisura aumenta con el diámetro relativo de fisura d/D y con la excentricidad relativa de fisura ε/D.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MICYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (SA111A07, SA039A08 y SA132G18) y Fundación Memoria de D. Samuel Solórzano Barruso (FS/9-2019).

REFERENCIAS

[1] W. Li, H. Deng and P. Liu. Interior fracture mechanism analysis and fatigue life prediction of surface-hardened gear steel under axial loading. Materials (2016) 9:843.

[2] A. Nehila, W. Li and H. Zhao. Interior failure mechanism and life prediction of surface treated 17Cr-Ni steel under high and very high cycle fatigue. Fatigue Fract Eng Mater Struct (2018) 41:1318–1329.

[3] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda and Y. Murakami. On the mechanism of fatigue failure in the superlong life regime ($N > 10^7$ cycles). Part II: a fractographic investigation. Fatigue Fract Eng Mater Struct (2000) 23:903–910.

[4] H. Tada, P.C. Paris and G.R. Irwin. The Stress Analysis of Cracks Handbook (3th edition), ASME Press, New York, USA, 2000.

[5] I. Eshraghi and N. Soltani. Stress intensity factor calculation for internal circumferential cracks in functionally graded cylinders using the weight function approach. Eng Fract Mech (2015) 134:1–19.

[6] G.V. Guinea, F.J. Rojo and M. Elices. Stress intensity factors for internal circular cracks in fibres under tensile loading. Eng Fract Mech (2004) 71:365–377.

[7] H.Q. Nguyen, L. Gallimard and C. Bathias. Numerical simulation of fish-eye fatigue crack growth in very high cycle fatigue. Eng Fract Mech (2015) 135:81–93.

[8] G.R. Irwin. Analysis of stresses and strain near the end of a crack traversing a plate. J Appl Mech (1957) 24:361–364.

MODELIZACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE FRACTURA A TRACCIÓN EN PROBETAS AXISIMÉTRICAS DE ACERO PERLÍTICO CON ENTALLA EN FORMA DE "V"

I. Balboa*, F. J. Ayaso, B. González, J. C. Matos, J. Toribio

GIFIE Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural, Universidad de Salamanca
E. P. S., Campus Viriato, Avda. Requejo nº 33, 49022, Zamora, España
* Correo-e: balboa@usal.es

RESUMEN

Este artículo se centra en la modelización numérica del proceso de fractura bajo solicitación de tracción en probetas entalladas de acero perlítico progresivamente trefilado. Se han utilizado probetas con distintos tipos de entallas en "V" para generar diferentes niveles de triaxialidad (constreñimiento) en las proximidades del fondo de la entalla. Los alambres objeto de estudio pertenecen a diversos pasos de una cadena real de fabricación, incluyéndose el alambrón inicial (sin trefilar), el acero de pretensado comercial (fuertemente trefilado) y dos pasos intermedios de dicho proceso de fabricación mediante endurecimiento por deformación. Para conseguir esto, se ha utilizado el método de los elementos finitos (MEF) en régimen elastoplástico y grandes deformaciones. Se han analizado diferentes variables internas (tensión axial, tensión hidrostática, tensión efectiva o equivalente de von Mises, triaxialidad y deformación plástica equivalente), con el fin de establecer la situación tenso-deformacional en el instante crítico.

ABSTRACT

This paper is focused on the numerical modelling of the tensile fracture process in notched samples of progressively drawn pearlitic steel. Different "V"-notches samples were used in order to generate distinct triaxial states (constraint) in the vicinity of the notch tip. The wires used in this work were taken from diverse stages of a real drawing chain, including the initial hot rolled bar (not cold drawn), the commercial prestressing steel wire (heavily drawn) and two intermediate steps of the manufacturing process by means of strain hardening. To this end, the finite element method (FEM) in elastic-plastic regime with large strains was used. Different internal variables (axial stress, hydrostatic stress, effective or equivalent stress in the von Mises sense, triaxiality and equivalent plastic strain) were analyzed to establish the stress-strain state in the sample.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico, Trefilado, Muestras entalladas, Triaxialidad tensional, Modelización numérica.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años, el interés de la comunidad científica por el análisis del comportamiento plástico y en fractura de geometrías entalladas ha ido en aumento. Esto se debe a que las entallas generan una concentración de tensiones en su fondo [1], así como una distribución tensional triaxial en sus proximidades que afecta de forma significativa tanto al comportamiento elastoplástico como al proceso de fractura [2,3], resultando además relevante en los fenómenos de iniciación de fisuras por fatiga a partir de entallas [4].

En el presente artículo, se ha realizado una modelización numérica, mediante el método de los elementos finitos (MEF) en régimen elastoplástico y considerando grandes deformaciones, del proceso de fractura bajo solicitación de tracción de probetas entalladas axisimétricas de acero perlítico con distintos grados de trefilado. Se han obtenido diferentes variables internas que han sido analizadas. Anteriormente, se obtuvieron unas variables externas para dichas probetas a partir de ensayos de fractura bajo solicitación de tracción [5].

2. PROCEDIMIENTO DE CÁLCULO

2.1. Material empleado y geometrías

El material empleado ha sido acero perlítico de composición eutectoide. La nomenclatura utilizada por el Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca para la identificación del acero estudiado depende de la composición química. En este caso, se trata de acero E. Procede de la cadena real de fabricación de la empresa

Trefilerías Quijano S. A. Concretamente, además del alambrón inicial (E0) y del alambre de pretensado fuertemente trefilado (E7), se han incluido dos aceros con grado de trefilado intermedio correspondientes al tercer y al cuarto paso (E3 y E4, respectivamente). La Tabla 1 contiene el diámetro (D) de los alambres, el límite elástico (σ_Y) y la resistencia a tracción ($\sigma_{máx}$) de este acero.

Tabla 1. Parámetros mecánicos del acero E [6]

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
$\sigma_{máx}$ (GPa)	1.23	1.41	1.50	1.83

Las probetas cilíndricas utilizadas llevan mecanizada una entalla en forma de "V" (Fig. 1). Estas entallas poseen diferentes geometrías. El ángulo de abertura entre flancos de la entalla (θ) toma dos valores diferentes (30 y 90º). 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.

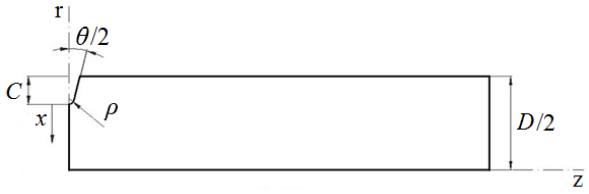


Fig. 1. Esquema de la porción de probeta entallada empleada para el cálculo

Las medidas ideales de las entallas que se enviaron a mecanizar al taller Maximino Seoane S. L. se pueden observar en la Tabla 2. Cabe destacar que el radio de curvatura en el fondo de la entalla igual a cero es un valor teórico y correspondería a una entalla en "V" perfecta, imposible de mecanizar en la práctica. Las medidas ideales difieren muy poco de las reales, salvo en algún caso.

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 abertura toma valores de 30 y 90º. Siguiendo con la terminología usada, a continuación de la primera parte, se indica el radio de curvatura y con un subíndice, el ángulo de abertura.

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

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

2.2. Condiciones de cálculo

Para realizar el cálculo numérico mediante el programa informático MSC. Marc Mentat 2013, se han modelizado las probetas representativas de cada acero y geometría de entalla, a partir de las medidas reales de las mismas, es decir, incorporando las variaciones producidas en el mecanizado. De esta manera, se han llevado a cabo un total de 24 simulaciones. Debido a la doble simetría que tienen dichas probetas, sólo es necesario modelizar 1/4 de la fracción situada entre las dos cuchillas del extensómetro. Estas fracciones se han representado mediante mallas bidimensionales (Fig. 2).

El comportamiento del material se ha definido en el programa de cálculo a través de la curva tensión-deformación plástica verdadera propia de cada acero [6]. Además, se ha introducido el módulo de Young (E) para cada alambre, así como el coeficiente de Poisson (v) del acero, cuyo valor es 0.3. El criterio de plastificación utilizado en todos los casos ha sido el de von Mises. Para poder realizar el cálculo para grandes deformaciones, se ha prolongado [7] la curva correspondiente a cada acero (E0, E3 y E4), utilizando la hipótesis de conservación del volumen, hasta el valor de la deformación necesaria para obtener mediante estirado en frío el E7 (producto final del trefilado). Se ha considerado un límite elástico (σ_Y) para éste de 1.55 GPa, un poco superior al suyo (Tabla 1), para tener en cuenta el efecto de la histéresis del material.

Por otra parte, se han aplicado unas condiciones de contorno a las mallas. Se ha impedido el movimiento en la dirección del eje de abscisas de los nodos de la malla que se sitúan en el fondo de la entalla. Los nodos que se encuentran en el eje de simetría axial tienen impedido el movimiento en la dirección del eje de ordenadas. Por último, se ha impuesto un desplazamiento al extremo libre de la malla, que representa uno de los extremos de la porción de probeta modelizada en contacto con una cuchilla del extensómetro, igual a la mitad del desplazamiento correspondiente a la carga de rotura con separación total de ambas superficies (desplazamiento máximo registrado por el extensómetro en el ensayo de fractura bajo solicitación de tracción).

El número de elementos que conforman la malla de cálculo se ha determinado a partir de un estudio de convergencia de malla. También se ha llevado a cabo un estudio de convergencia numérica para establecer el número de incrementos utilizado por el programa para realizar el cálculo. Se han empleado elementos cuadriláteros de 4 nodos. Debido a las peculiaridades de las geometrías modelizadas, las mallas cambian ligeramente conforme el radio de curvatura en el fondo de la entalla decrece. Asimismo, las mallas también varían entre los aceros correspondientes a los diferentes pasos de trefilado con objeto de mantener aproximadamente el aspecto de los elementos.

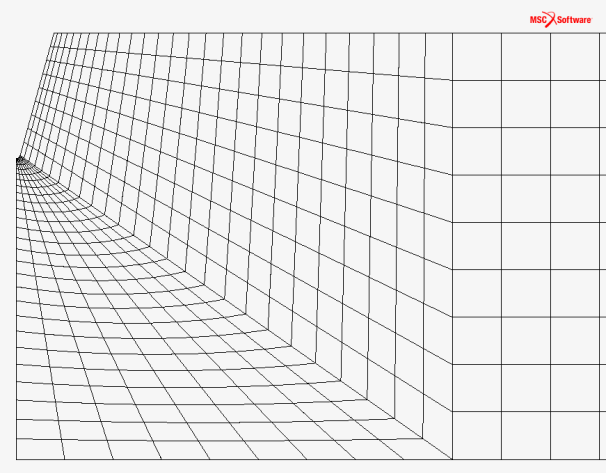


Fig. 2. Parte de la malla de la probeta $E3III_{30}$

2.3. Cálculo de las variables internas

Las variables internas que se han calculado son las siguientes:

- Tensión axial (σ_z). Se trata de la tensión principal que actúa en la dirección axial de la probeta. Sirve para definir el factor de concentración de tensiones en una probeta entallada.

- Tensión hidrostática (σ). Es la tercera parte de la traza del tensor de tensiones ($\underline{\underline{\sigma}}$) y juega un papel crucial en los procesos de difusión de hidrógeno.

- Tensión equivalente de von Mises (σ_{eq}). Se define a partir del tensor desviador de tensiones ($\underline{\underline{\sigma}}'$) mediante la expresión:

$$\sigma_{eq} = \left(3\underline{\underline{\sigma}}' \bullet \underline{\underline{\sigma}}' / 2\right)^{1/2} \qquad (1)$$

  donde el símbolo • representa un producto interno.

- Triaxialidad (t). Es una medida del grado de constreñimiento al que está sometido el material de estudio debido a la presencia de las entallas. Se trata de una magnitud adimensional que se obtiene al dividir la tensión hidrostática (σ) entre la tensión equivalente de von Mises (σ_{eq}).

- Deformación plástica equivalente (ε^p_{eq}). Se obtiene a partir del tensor de deformaciones plásticas ($\underline{\underline{\varepsilon}}^p$) a través de la siguiente expresión:

$$\varepsilon^p_{eq} = \left(2\underline{\underline{\varepsilon}}^p \bullet \underline{\underline{\varepsilon}}^p / 3\right)^{1/2} \qquad (2)$$

3. RESULTADOS

3.1. Variables externas

Una vez realizado el cálculo mediante el MEF, se ha comprobado la semejanza entre la curva carga-desplazamiento (curva *F-u*) obtenida para cada una de las probetas entalladas elegidas como representativas (curvas numéricas) y la lograda con los ensayos de fractura bajo solicitación de tracción (curvas experimentales) ejecutados en el laboratorio [5]. En la Fig. 3, se presenta la curva *F-u* obtenida mediante el ensayo (exper.) y la curva calculada con el programa (numér.) de la probeta $E3III_{30}$. En ésta, se puede observar el buen ajuste que existe, síntoma de que la metodología de cálculo y las mallas empleadas han sido acertadas. Sólo en algún caso perteneciente a los aceros E3 y E4 las curvas son ligeramente diferentes. No obstante, esas pequeñas diferencias son de menor importancia.

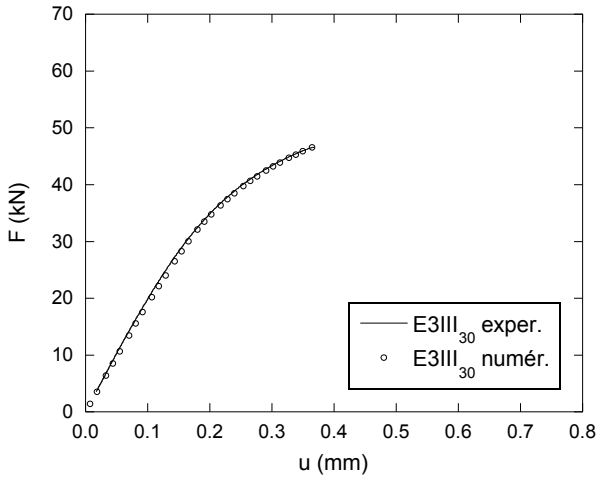


Fig. 3. Curvas *F-u* (experimental y numérica) de la probeta $E3III_{30}$

3.2. Variables internas

Para analizar las variables internas obtenidas mediante el programa de cálculo, se han hecho unos gráficos en los que se han representado los valores de la variable estudiada en función del radio neto de la probeta medido en el fondo de la entalla (magnitud x) en el instante final (ver Fig. 1). Esta magnitud toma su valor mínimo (0) en el propio fondo de la entalla y su valor máximo en el eje de la probeta. En las Figs. 4 a 8 se presentan los resultados obtenidos para las probetas pertenecientes al acero E3, con sus diferentes geometrías de entalla. El análisis posterior se ha realizado teniendo en cuenta todos los aceros.

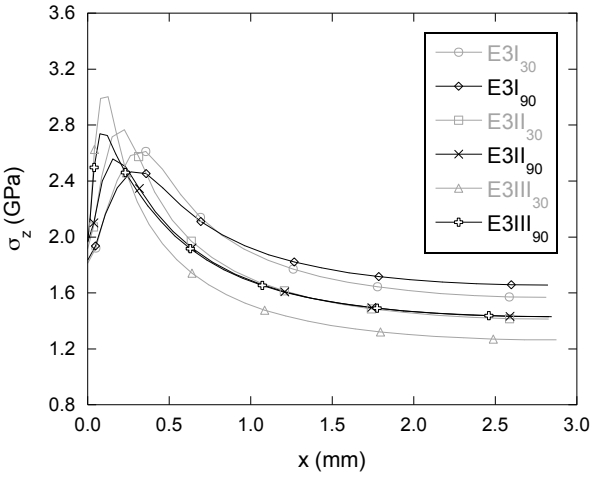


Fig. 4. Tensión axial (acero E3)

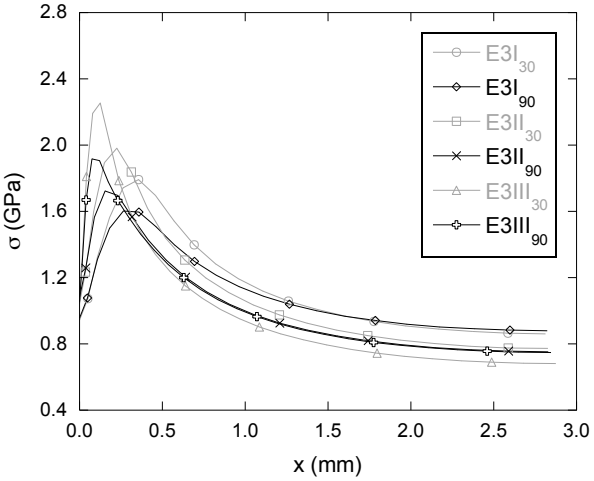


Fig. 5. Tensión hidrostática (acero E3)

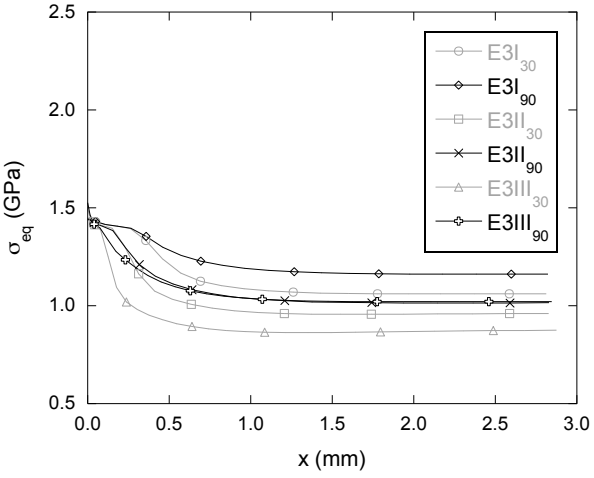


Fig. 6. Tensión equivalente de von Mises (acero E3)

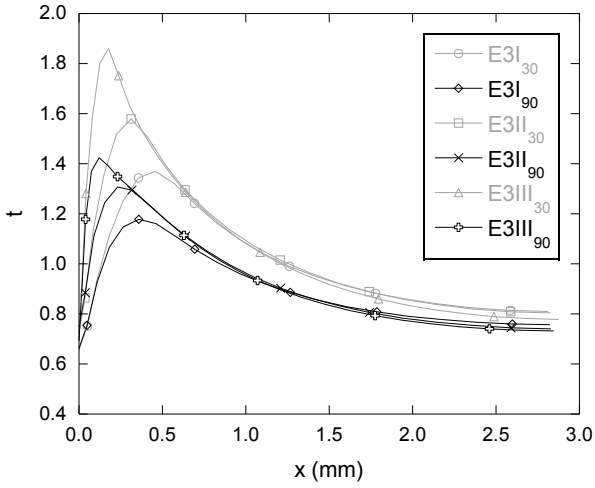


Fig. 7. Triaxialidad (acero E3)

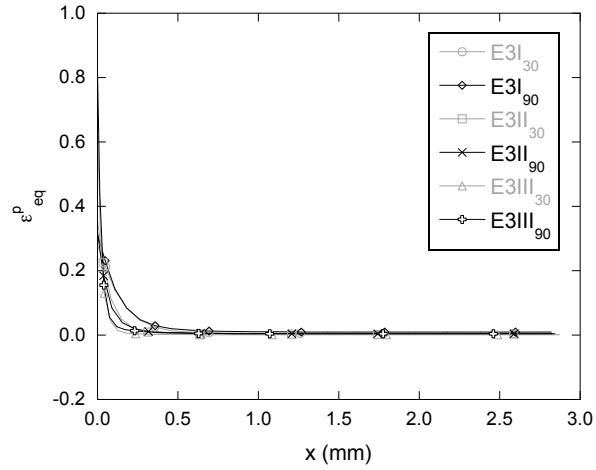


Fig. 8. Deformación plástica equivalente (acero E3)

4. DISCUSIÓN

Las distribuciones de la tensión axial a lo largo del radio neto de las probetas son muy similares para todos los pasos de trefilado, independientemente de las diferentes geometrías: partiendo del fondo de la entalla, esta variable aumenta progresivamente hasta alcanzar un valor máximo y, posteriormente, presenta un descenso continuo hasta el eje de la probeta. De manera general, se puede afirmar que, para un mismo ángulo de abertura de la entalla, el valor máximo alcanzado es mayor conforme disminuye el radio de curvatura en el fondo de la misma. Además, este valor máximo se produce más cerca del fondo de la entalla a medida que el radio de curvatura decrece. Si la comparación se realiza para un mismo radio de curvatura, se observa que el valor máximo es más grande para las probetas que tienen un menor ángulo de abertura. En el punto correspondiente al fondo de la entalla, los valores de la tensión axial no exhiben grandes variaciones para un mismo acero.

Ahora bien, en las probetas pertenecientes al acero E7 sí hay diferencias. Además, en éstas se observa que los valores en este punto se pueden agrupar en función del radio de curvatura en el fondo de la entalla. Es decir, las probetas que poseen un mismo radio de curvatura presentan tensiones axiales muy similares en el fondo de la entalla. Se cumple, a su vez, que son mayores conforme el radio de curvatura disminuye. En las probetas de los demás aceros, las diferencias son más escasas. En las zonas de descenso, las probetas poseen valores más bajos a medida que el radio de curvatura se hace más pequeño, con alguna excepción. Por último, si se analiza la evolución de esta variable con el trefilado, se llega a la conclusión de que la tensión axial aumenta en el fondo de la entalla con el grado de trefilado para una misma geometría de entalla. Los valores máximos alcanzados también se incrementan y los descensos se hacen más abruptos.

En el caso de la tensión hidrostática, se puede hablar nuevamente de unas distribuciones a lo largo del radio neto muy similares para todos los pasos de trefilado, con independencia de las diferentes geometrías: partiendo del fondo de la entalla, esta variable crece progresivamente hasta alcanzar un valor máximo y, a continuación, presenta un descenso continuo hasta el eje de la probeta. De igual manera, se tiene que, generalmente, el valor máximo alcanzado es mayor a medida que el radio de curvatura en el fondo de la entalla decrece, para un mismo ángulo de abertura. Este valor se produce más cerca del fondo de la entalla conforme el radio de curvatura se hace más pequeño. Para un mismo radio de curvatura, el valor máximo es mayor para las probetas con ángulo de abertura de 30º. Los valores de la tensión hidrostática en el fondo de la entalla tampoco presentan grandes variaciones para un mismo acero. Sin embargo, tal y como pasaba con la anterior variable estudiada, en las probetas correspondientes al acero E7 sí se observan diferencias. De igual forma, las probetas con un mismo radio de curvatura presentan tensiones hidrostáticas muy parecidas en el fondo de la entalla. Los valores de esta variable van aumentando a medida que el radio de curvatura disminuye. En las probetas de los demás aceros, las diferencias son más reducidas. Conforme el radio de curvatura decrece, las probetas presentan valores más pequeños en las zonas de descenso, con alguna excepción. En cuanto a la evolución con el trefilado, los gráficos muestran que la tensión hidrostática crece en el fondo de la entalla a medida que el grado de trefilado se incrementa para una misma geometría de entalla. Los valores máximos alcanzados también aumentan, así como las pendientes de los descensos.

Para todas las probetas, se cumple que el valor máximo de la tensión equivalente de von Mises se alcanza en el fondo de la entalla. En el caso de los aceros E0, E3 y E4, las probetas con entallas de tipo I y II (mayor radio de curvatura y radio de curvatura intermedio, respectivamente) presentan un primer tramo de descenso moderado para pasar después a una zona de mayor pendiente y, por último, a un tramo más horizontal hasta el eje. Las probetas de menor radio de curvatura en el fondo de la entalla y las pertenecientes al acero E7 exhiben un descenso más fuerte desde el primer momento. Se puede concluir que, para los dos ángulos de abertura, los tramos iniciales son más abruptos conforme disminuye el radio de curvatura. En cuanto al valor máximo alcanzado, para las probetas con entallas de tipo I y II de los aceros E0, E3 y E4 las cuantías son prácticamente iguales (para un mismo acero). Las probetas con entallas de tipo III poseen valores máximos ligeramente mayores (en el caso del acero E4 el aumento es casi inexistente). En el acero E7, las diferencias son mayores, sobre todo de las probetas con entallas de tipo I y II con respecto a las de tipo III, y se cumple que, conforme disminuye el radio de curvatura, el valor máximo de la tensión equivalente de von Mises aumenta. Para un mismo radio de curvatura, las probetas tienen valores máximos similares. Conforme se avanza a lo largo del radio neto, se observan mayores diferencias en las curvas. Independientemente del grado de trefilado, cuanto más pequeño es el radio de curvatura en el fondo de la entalla, menores son los valores de la tensión equivalente, con alguna excepción. Además, las probetas con ángulo de entalla de 90º poseen mayores valores de esta variable que las de 30º, si se comparan para un mismo radio de curvatura. Los descensos suelen ser más fuertes en las probetas de menor angulosidad. Es importante mencionar que las probetas $E4III_{30}$ y $E7III_{30}$ tienen un defecto geométrico: la profundidad de la entalla es menor. Este hecho puede ser la causa de que las curvas sean notablemente diferentes a las demás en esta zona. Finalmente, a medida que el grado de trefilado crece, el valor de la tensión equivalente en el fondo de la entalla también aumenta para una misma geometría de entalla. Las curvas de las probetas con entallas de tipo I y II de los aceros E0, E3 y E4 experimentan un cambio de forma en el acero E7, como se ha comentado anteriormente.

A lo largo del radio neto de las diferentes probetas entalladas, las distribuciones de la triaxialidad son muy similares para todos los pasos de trefilado: partiendo del fondo de la entalla, esta variable aumenta progresivamente hasta alcanzar un valor máximo y, posteriormente, presenta un descenso continuo hasta el eje. De forma general, se cumple que, para un mismo ángulo de abertura de la entalla, el valor máximo alcanzado se incrementa a medida que disminuye el radio de curvatura en el fondo de la misma. Dicho valor máximo tiene lugar más cerca del fondo de la entalla conforme el radio de curvatura decrece. Para un mismo radio de curvatura, se observa que el valor máximo es superior para las probetas provistas de entallas con menor ángulo de abertura. En el fondo de la entalla, los valores de la triaxialidad no muestran grandes variaciones. En las zonas de descenso, las probetas se

pueden separar, para un mismo acero, en dos grupos según el ángulo de abertura de la entalla. Las probetas con menor angulosidad muestran mayores valores de triaxialidad. Hay que tener en cuenta de nuevo el defecto geométrico de las probetas $E4III_{30}$ y $E7III_{30}$. Por último, en cuanto a la evolución con el trefilado, se observa que los valores prácticamente no varían en el fondo de la entalla para una misma geometría. Los valores máximos permanecen más o menos invariables en algunos casos y en otros presentan pequeñas disminuciones puntuales entre determinados pasos o incluso progresivas a medida que el grado de trefilado aumenta. Esto provoca que la diferencia entre el valor máximo superior y el valor máximo más pequeño sea menor, es decir, que disminuya la dispersión entre ellos conforme avanza el trefilado.

Las distribuciones de la deformación plástica equivalente a lo largo del radio neto de todas las probetas son muy similares: el valor máximo ocurre en el fondo de la entalla y, después, se produce un fuerte descenso para pasar a una zona horizontal, de valor prácticamente nulo o incluso nulo, hasta el eje. El valor máximo alcanzado en todos los aceros es mayor conforme disminuye el radio de curvatura en el fondo de la entalla, para un mismo ángulo de abertura, si bien es cierto que el incremento más notable se produce entre las probetas de tipo II y las de tipo III. Si se comparan las probetas que poseen el mismo radio de curvatura, el comportamiento no es igual en todos los aceros. Para el caso del E0 y del E3, las probetas de tipo I y las de tipo II tienen valores máximos similares. Sin embargo, en las de tipo III, el valor máximo es superior para el ángulo de 90º. En el acero E4, se cumple que las probetas con entallas de mayor angulosidad presentan valores máximos superiores. Por último, para el acero E7, los valores máximos son similares para un mismo radio de curvatura, incluso para las probetas de tipo III. Las pendientes de los descensos son más fuertes a medida que el radio de curvatura disminuye, independientemente del grado de trefilado. Además, las probetas que tienen un mismo radio de curvatura exhiben valores muy similares de deformación plástica equivalente en esta zona. Las mayores variaciones de los valores máximos conforme el trefilado avanza se dan en las probetas de menor radio de curvatura en el fondo de la entalla. Para las probetas de tipo III y ángulo de entalla de 30º, se produce un aumento entre el acero E0 y el E3 y otro más leve entre el E3 y el E4. Por el contrario, entre el E4 y el E7, disminuye fuertemente el valor máximo. El comportamiento es similar para las probetas con entallas de mayor angulosidad, salvo que no ocurre ningún aumento entre el tercer y el cuarto paso de trefilado. Para las demás probetas, se observa una disminución del valor máximo en todos los casos que tiene lugar entre el acero E4 y el E7. Éste es el cambio más notable, aunque también se puede hablar de un aumento entre el tercer y el cuarto paso de trefilado para las probetas con entallas de tipo II y ángulo de 90º.

5. CONCLUSIONES

Se ha realizado una modelización numérica del proceso de fractura bajo solicitación de tracción de probetas entalladas axisimétricas de acero perlítico con distintos grados de trefilado, utilizando el MEF en régimen elastoplástico y considerando grandes deformaciones, con el objetivo de calcular diferentes variables internas. También se ha llevado a cabo un estudio de convergencia que ha permitido diseñar la malla óptima. El parecido entre las curvas *F-u* calculadas mediante el programa y las obtenidas mediante los ensayos resulta muy bueno.

Como conclusión general, se puede afirmar que la tensión axial, la tensión hidrostática y la triaxialidad alcanzan su valor máximo en las proximidades del fondo de la entalla. En el caso de la tensión equivalente de von Mises y la deformación plástica equivalente, el valor máximo se encuentra en el fondo de la entalla.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MICYT-FEDER (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MICINN (Proyectos BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (Proyectos SA078/04, SA067A05 y SA111A07) y USAL (Proyecto USAL 2005-09). Además, agradecen a Juan Monar el suministro de acero por parte de TREFILERÍAS QUIJANO S. A. (Cantabria).

REFERENCIAS

[1] R. E. Peterson, Stress Concentration Factors, John Wiley & Sons, New York, 1974.

[2] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, New York, 1986.

[3] R. W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John Wiley & Sons, New York, 1996.

[4] S. Suresh, Fatigue of Materials, Cambridge University Press, Cambridge, 1991.

[5] I. Balboa, P. Santos, F. J. Ayaso, J. C. Matos, B. González, J. Toribio, Comportamiento en fractura de probetas entalladas de acero perlítico trefilado sometidas a solicitaciones de tracción, *Anales de Mecánica de la Fractura* 36, 107-112, 2019.

[6] J. C. Matos, Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado, Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2008.

[7] F. J. Ayaso, Fractura de alambres entallados de acero eutectoide progresivamente trefilado, Tesis Doctoral, Universidad de La Coruña, 2001.

EFECTO DE LA LONGITUD DE LA PLACA SOBRE EL FACTOR DE INTENSIDAD DE TENSIONES DE FISURAS PROFUNDAS EN PLACAS DE ESPESOR FINITO SOMETIDAS A TRACCIÓN

Beatriz González, Juan-Carlos Matos, Óscar Mulas, Jesús Toribio

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL), E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

En este trabajo se ha obtenido el factor de intensidad de tensiones (FIT) a lo largo del frente de fisuras elípticas de gran profundidad, ubicadas en placas de espesor finito sometidas a tracción. Las variables de estudio han sido la longitud de la placa, la configuración de la fisura (embebida, superficial o en esquina), la relación de aspecto de la fisura y la forma de aplicar la solicitación (desplazamiento impuesto o carga de tracción aplicada). El FIT se calculó a partir de la integral *J*, obtenida por el método de elementos finitos (MEF). Los resultados muestran que las mayores variaciones del FIT con la longitud de la placa se obtienen para fisuras de relaciones de aspecto pequeñas, presentando además las mayores diferencias la configuración en esquina y las menores la configuración embebida. Al incrementar la longitud de la placa, el FIT aumenta cuando la placa está sometida a desplazamiento impuesto y disminuye cuando en la placa se aplica carga de tracción, ambos casos tendiendo hacia las mismas curvas del FIT.

PALABRAS CLAVE: Placa de espesor finito fisurada; Fisura elíptica profunda, Fisuras embebida, superficial y en esquina, Desplazamiento impuesto, Carga de tracción aplicada, Método de los elementos finitos, Integral *J*, Factor de intensidad de tensiones

ABSTRACT

In this work, the stress intensity factor (SIF) has been obtained along the front of great-depth elliptical cracks, located in finite-thickness plates subjected to tension. The study variables have been the plate length, the crack configuration (embedded, superficial or corner), the crack aspect ratio and the way of applying the stress (imposed displacement or applied tensile load). The SIF was calculated from the integral *J*, obtained by the finite element method (FEM). The results show that the greatest variations of the SIF with the plate length of the plate are obtained for cracks with small aspect ratios, presenting the largest differences the corner configuration and the smallest ones the embedded. By increasing the plate length, the SIF rises when the plate is under imposed displacement and decreases when the plate is subjected to applied tensile load, both cases tending towards the same SIF curves.

KEYWORDS: Cracked finite-thickness plate, Deep elliptical crack, Embedded, surface and corner cracks, Imposed displacement, Applied tensile load, Finite element method, Integral-*J*, Stress intensity factor

1. INTRODUCCIÓN

El cálculo del factor de intensidad de tensiones (FIT) en placas de espesor finito fisuradas sometidas a tracción es de gran interés en el campo de la mecánica de fractura [1-4]. El FIT máximo para fisuras embebidas aparece en el punto del frente más cercano a la superficie exterior de la placa [5], mientras que para fisuras superficiales ocurre en el punto de máxima profundidad o en el punto de intersección con la superficie exterior, dependiendo de su relación de aspecto [6,7]. Para las fisuras en esquina, se produce una rápida pérdida del constreñimiento en el frente de fisura próximo a la superficie libre, fenómeno más evidente a medida que la fisura es más profunda [8].

Para las fisuras superficiales o en esquina de elevadas relaciones de aspecto localizadas en una entalla semi-circular, el FIT aumenta con la longitud de fisura y el radio de entalla, siendo el FIT casi constante a lo largo del frente para fisuras superficiales profundas y para todas las fisuras en esquina [9].

Para fisuras ubicadas en taladros, el FIT aumenta con la relación entre el radio del taladro y el espesor de la placa. En fisuras poco profundas, generalmente la mayor parte del frente se encuentra en una región afectada por la concentración tensional de la entalla; mientras que, para fisuras profundas el frente se encuentra más alejado de la entalla y sufre un menor gradiente tensional [10].

Cuando existen dos fisuras coplanares elípticas surge una interacción entre ellas, de modo que el FIT depende de la profundidad de fisura y de la distancia entre las fisuras [11]. Además, la interacción es mayor cuando las fisuras están alineadas a lo largo del semieje menor de las elipses que cuando lo están a lo largo del semieje mayor [12,13]. La interacción de fisuras paralelas no coplanares produce la aparición de modo mixto [14].

Para fisuras en esquina inclinadas o deflectadas situadas en placas de espesor finito bajo carga de tracción remota (modo mixto) la disminución del espesor de la placa produce como resultado un aumento de los FITs a lo largo del frente de fisura [15]. Para fisuras superficiales inclinadas (modo mixto), el FIT en modo I disminuye a medida que aumenta el ángulo de inclinación cuando la profundidad relativa y la relación de aspecto son constantes, apareciendo modo II máximo para un ángulo de inclinación de 45° [16].

El objetivo de este trabajo de investigación es estudiar la influencia de la longitud de la placa sobre el FIT adimensional de fisuras embebidas, superficiales y en esquina situadas en placas de espesor finito sometidas a desplazamiento impuesto o a carga de tracción aplicada.

2. PROCEDIMIENTO NUMÉRICO

Se ha usado el método de los elementos finitos (MEF), con el programa comercial MSC Marc, para obtener el FIT en placas de espesor finito fisuradas sometidas a desplazamiento impuesto (Figura 1a) o a carga de tracción aplicada (Figura 1b). Además, se han considerado tres configuraciones de fisura: embebida (Figura 2a), superficial (Figura 2b) y en esquina (Figura 2c).

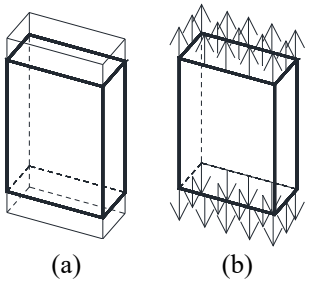


Figura 1. Placa sometida a: (a) desplazamiento impuesto; (b) carga de tracción aplicada.

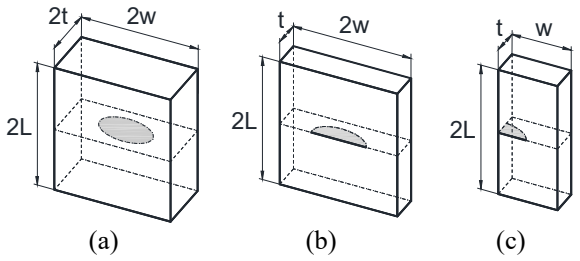


Figura 2. Placa con una fisura: (a) embebida; (b) superficial; (c) en esquina.

En cuanto a las dimensiones de la placa, la relación entre el espesor y el ancho fue $t/w = 0.1$ (espesor finito) y las longitudes relativas de la placa $L/w = \{0.25, 0.50, 1.00, 2.00\}$. La geometría del frente de fisura se modelizó con una forma predefinida (Figura 3): una elipse de semiejes a (profundidad de fisura) y b (longitud de fisura). Las fisuras analizadas fueron de gran profundidad $a/t = 0.8$ (ya que el efecto de la longitud de la placa es más apreciable) y tuvieron tres relaciones de aspecto $a/b = \{1.0, 0.5, 0.2\}$.

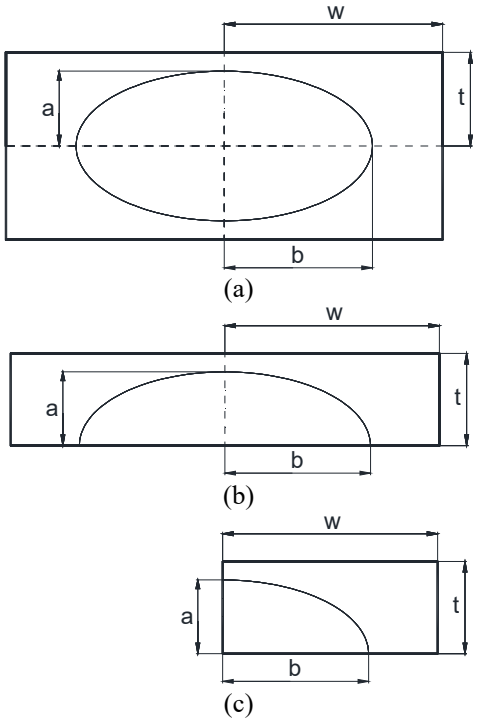


Figura 3. Superficie de la placa conteniendo una: (a) fisura elíptica embebida; (b) fisura semi-elíptica superficial; (c) fisura cuarto de elipse en esquina.

Las mismas mallas (Figura 4), con las condiciones de contorno apropiadas de acuerdo a la simetría del problema, fueron usadas para modelizar las tres configuraciones. Éstas se corresponden con la octava parte de la placa para la fisura embebida, la cuarta parte de la placa para la fisura superficial y la mitad de la placa para la fisura en esquina.

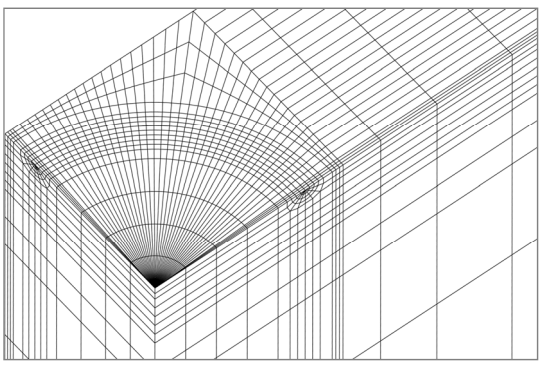


Figura 4. Detalle de la superficie fisurada de la malla.

La malla se hizo más refinada en la región más cercana al frente de fisura y dentro de ella en la zona más próxima a los semiejes *a* y *b* de la elipse. Se utilizaron elementos hexaédricos isoparamétricos de 20 nodos con integración completa. Además, los elementos que formaban parte del frente de fisura estaban degenerados con los nodos más próximos a dicho frente localizados a 1/4 (Figura 5), para así reproducir la singularidad en las tensiones correspondiente a dichos puntos del frente.

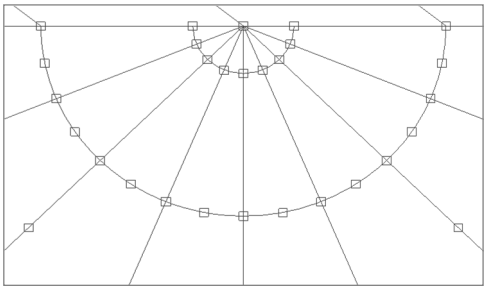


Figura 5. Detalle de la malla en el extremo de fisura.

Las condiciones de contorno que se aplicaron en la modelización se adecuaron según la solicitación (desplazamiento impuesto o carga de tracción aplicada) y la simetría del problema, en este último caso evitando el desplazamiento de los nodos de la malla que coinciden con un plano de simetría en su dirección perpendicular.

Para la solicitación correspondiente a la carga de tracción aplicada, en la modelización se aplicó la tensión σ en los extremos de la placa. Para el desplazamiento impuesto, la tensión σ se calculó a partir de la fuerza F en cada extremo de la placa y la sección en la que se aplica:

$$\sigma = \frac{F}{wt} \tag{1}$$

El FIT en modo I (K_I) se evaluó a través de la tasa de liberación de energía (G). En régimen elástico lineal y considerando que el frente de fisura está bajo condiciones de deformación plana (excepto para los puntos en contacto con la superficie exterior de la placa) ambos parámetros se relacionan a través de la expresión [17]:

$$G = \frac{K_I^2}{E/\left(1-\nu^2\right)} \tag{2}$$

donde E y ν son el módulo de Young y el coeficiente de Poisson, respectivamente.

En la modelización, las propiedades mecánicas que caracterizaron el material fueron: E = 200 GPa y ν = 0.3 (asociados a un acero). La tasa de liberación de energía (G) se calculó mediante la integral de contorno J [18].

3. RESULTADOS NUMÉRICOS Y DISCUSIÓN

El FIT adimensional Y (que depende de relaciones geométricas adimensionales) se define a través de la siguiente expresión:

$$Y = \frac{K_I}{\sigma\sqrt{\pi a}} \tag{3}$$

donde el denominador corresponde al FIT (en modo I) de una fisura central pasante localizada en una placa, de dimensiones mucho mayores que la longitud de fisura 2a, sometida a tensión remota de tracción σ [17].

Cada punto P del frente de fisura se caracterizó mediante la relación adimensional s/S, donde s es la longitud del arco de elipse medida desde el punto que coincide con el semieje menor (profundidad de fisura) hasta el punto P y S es la longitud de un cuarto de la elipse (Figura 6).

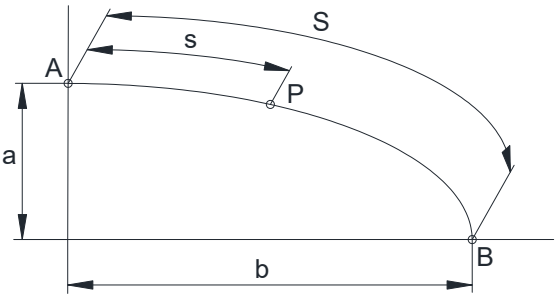
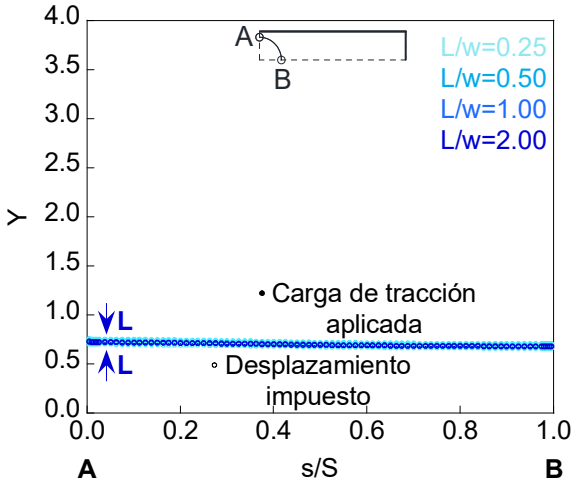


Figura 6. Longitud s caracterizando un punto P del frente de fisura.

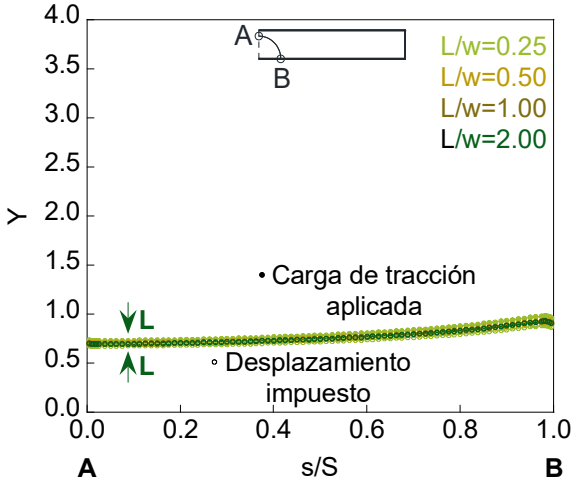
El punto del frente de fisura que se corresponde con la profundidad de fisura (semieje menor de la elipse) se ha designado con la letra A y el punto que se corresponde con la longitud de fisura (semieje mayor de la elipse) se ha denominado con la letra B.

Para los cálculos se han utilizado solo fisuras profundas (a/t = 0.8) puesto que en las fisuras de profundidades pequeñas los resultados del FIT adimensional no varían con las longitudes relativas de placa analizadas, coincidiendo además para ambos tipos de solicitación (desplazamiento impuesto y carga de tracción aplicada).

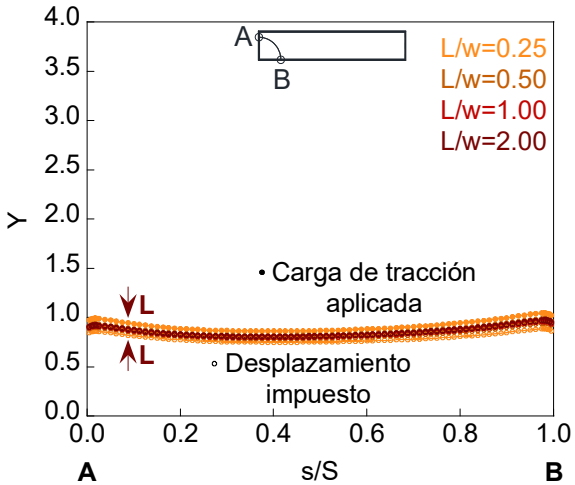
En las Figuras 7 a 9 se representa el FIT adimensional Y a lo largo del frente de fisuras de elevada profundidad situadas en placas de espesor finito sometidas a tracción. Las variables analizadas en este trabajo han sido la configuración de fisura (embebida, superficial y en esquina), el tipo de solicitación aplicado en el extremo de la placa (desplazamiento impuesto o carga de tracción aplicada), la relación de aspecto de la fisura a/b = {1.0, 0.5, 0.2} y la longitud relativa de la placa L/w = {0.25, 0.50, 1.00, 2.00}.



(a)

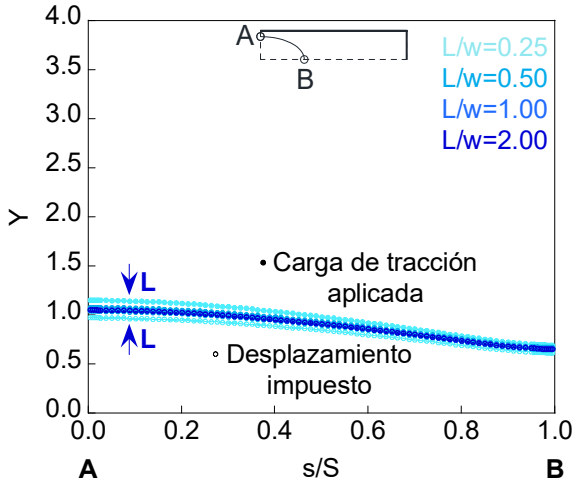


(b)

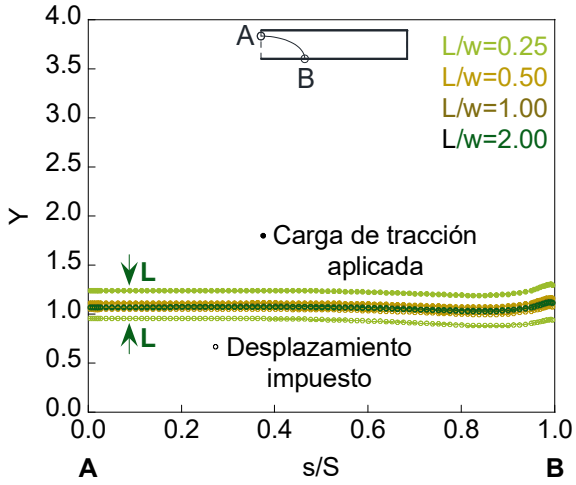


(c)

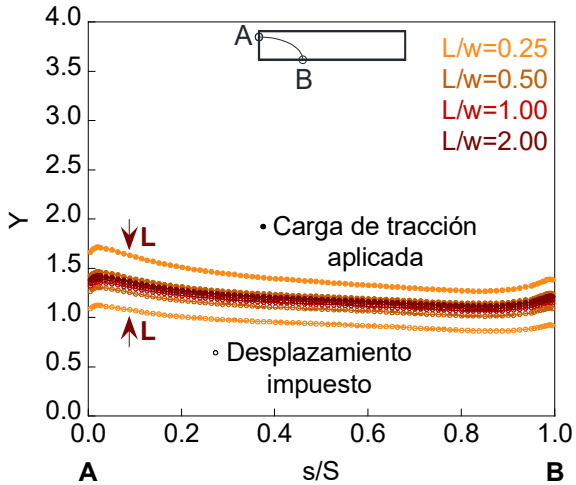
Figura 7. FIT adimensional para fisuras de relación de aspecto a/b = 1.0 en placas de longitudes relativas L/w = {0.25, 0.50, 1.00, 2.00} y configuraciones: (a) embebida; (b) superficial; (c) en esquina.



(a)

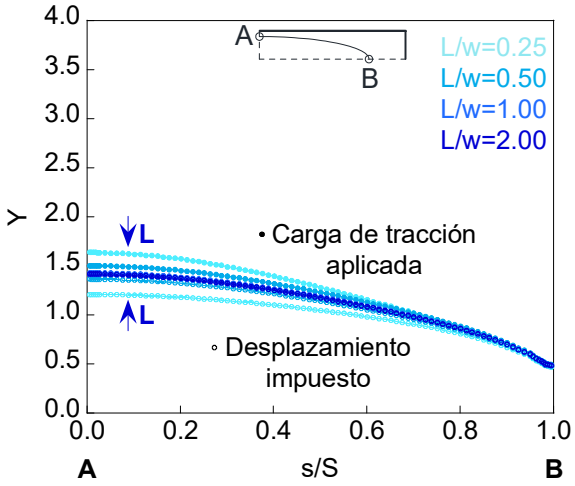


(b)

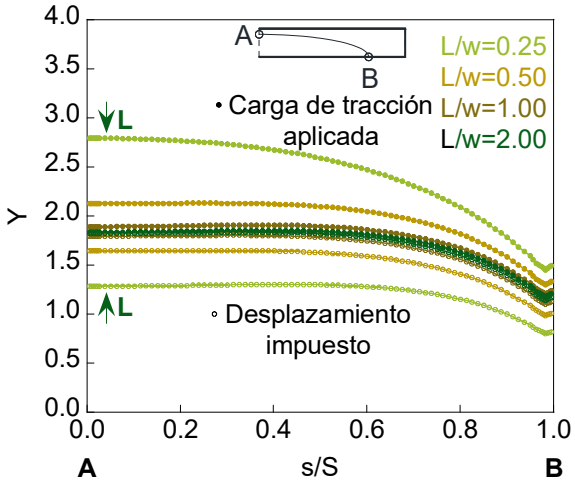


(c)

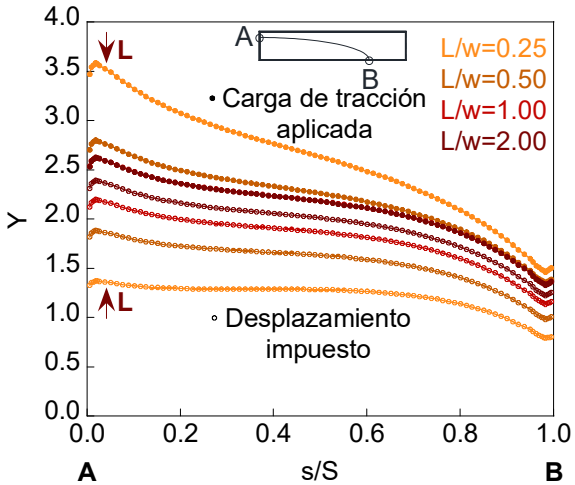
Figura 8. FIT adimensional para fisuras de relación de aspecto a/b = 0.5 en placas de longitudes relativas L/w = {0.25, 0.50, 1.00, 2.00} y configuraciones: (a) embebida; (b) superficial; (c) en esquina.



(a)



(b)



(c)

Figura 9. FIT adimensional para fisuras de relación de aspecto a/b = 0.2 en placas de longitudes relativas L/w = {0.25, 0.50, 1.00, 2.00} y configuraciones: (a) embebida; (b) superficial; (c) en esquina.

Para las configuraciones superficial y en esquina se observa la existencia de una capa límite: una pequeña parte del frente de fisura en la intersección con la superficie exterior de la placa (punto A para la fisura superficial; puntos A y B para la fisura en esquina) donde la variación del FIT adimensional Y con el parámetro s/S cambia repentinamente su tendencia. Este fenómeno puede estar relacionado con la existencia de tensión plana en estos puntos del frente de fisura.

La variación del FIT adimensional Y con la longitud relativa de la placa L/w es más elevada en los puntos del frente de fisura donde el FIT es mayor. La disminución de la relación de aspecto a/b (aumento de la superficie de la sección de la placa que está ocupada por la fisura) produce una mayor variación en los resultados del FIT adimensional con la longitud de la placa. En relación a la configuración de fisura, la mayor variación en el FIT con la longitud de la placa se produce en la fisura en esquina y la menor en la fisura embebida. La causa puede ser la dificultad en la redistribución de las tensiones y la flexión que ocurre en la placa para las configuraciones superficial y en esquina, siendo mayor en esta última.

A medida que aumenta la longitud de la placa, el valor del FIT adimensional se eleva cuando la placa está sujeta a desplazamiento impuesto y disminuye cuando la placa se somete a carga de tracción aplicada, coincidiendo el FIT adimensional para ambos casos (misma curva Y-s/S) a partir de un cierto valor de la longitud de la placa. Así, la situación más peligrosa se corresponde con longitudes de placa pequeñas y carga de tracción aplicada, mientras que la más favorable se produce para longitudes de placa pequeñas y desplazamiento impuesto en la placa. La longitud relativa de la placa a partir de la cual los resultados del FIT adimensional son independientes de esta longitud depende de la configuración de la fisura, de su geometría de la fisura y del modo en que se aplica la carga.

Si se analiza la curva Y-s/S hacia la que se aproximan los resultados del FIT al aumentar la longitud de la placa con ambos tipos de solicitación: (i) para la fisura embebida y las tres relaciones de aspecto estudiadas a/b = {1.0, 0.5 y 0.2} el FIT es mayor en el punto A que en el punto B; (ii) para la fisura superficial con relaciones de aspecto a/b = {1.0 y 0.5} el FIT adimensional es mayor en el punto B y para a/b = 0.2 en un punto próximo a A; (iii) para la fisura en esquina con frente circular el FIT adimensional es mayor cerca del punto B y para las relaciones de aspecto a/b = {0.5 y 0.2} cerca del punto A. Al disminuir la relación de aspecto de fisura el valor del FIT adimensional aumenta en mayor cantidad en las proximidades del punto A, para las tres configuraciones de fisura estudiadas. El FIT adimensional también aumenta en torno al punto B al disminuir la relación de aspecto para la configuración superficial y en esquina, pero en menor cantidad que en el extremo A, mientras que para la configuración embebida disminuye ligeramente.

4. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones se han obtenido en este trabajo de investigación:

(i) Las diferencias en el valor del factor de intensidad de tensiones (FIT) adimensional Y con la longitud relativa de la placa L/w aumentan al disminuir la relación de aspecto de fisura a/b, presentando mayores diferencias en el FIT la fisura en esquina y menores la fisura embebida (de las tres configuraciones estudiadas).

(ii) Cuando se incrementa la longitud de la placa, el FIT adimensional se eleva si la placa está sometida a desplazamiento impuesto y disminuye cuando la placa está bajo carga de tracción aplicada, ambos casos tendiendo hacia la misma representación del FIT adimensional (curva Y-s/S).

(iii) Si se considera la curva Y-s/S hacia la que convergen los resultados del FIT al aumentar la longitud de la placa para ambos tipos de solicitación, la disminución de la relación de aspecto de fisura a/b produce un aumento del FIT adimensional más intenso en el frente de fisura más próximo al punto A (correspondiente a la profundidad de fisura) para las tres configuraciones estudiadas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MICYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (SA111A07, SA039A08 y SA132G18) y Fundación Memoria de D. Samuel Solórzano Barruso (FS/9-2019).

REFERENCIAS

[1] J.C. Newman Jr. and I.S. Raju. Analyses of Surface Cracks in Finite Plates under Tension or Bending Loads (NASA TP-1578), USA, 1979.

[2] J.C. Newman Jr. and I.S. Raju. Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies (NASA Technical Memorandum 83200), USA, 1981.

[3] M.M. Abdel Wahab and G. de Roeck. A finite element solution for elliptical cracks using the ICCI method. Eng Fract Mech (1996) 53:519–526.

[4] P. le Delliou and B. Barthelet. New stress intensity factor solutions for an elliptical crack in a plate. Nucl Eng Des (2007) 237:1395–1405.

[5] C. Guozhong, Z. Kangda and W. Dongdi. Analyses of embedded elliptical cracks in finite thickness plates under uniform tension. Eng Fract Mech (1996) 54:579–588.

[6] I.S. Raju and J.C. Newman Jr. Stress-intensity factors for a wide range of semi-elliptical surface cracks in finite-thickness plates. Eng Fract Mech (1979) 11:817–829.

[7] Y. Takaki and K. Gotoh. Approximate weight functions of stress intensity factor for a wide range shapes of surface and an embedded elliptical crack. Mar Struct (2020) 70:1–22.

[8] L.G. Zhao, J. Tong and J. Byrne. Stress intensity factor K and the elastic T-stress for corner cracks. Int J Fract (2001) 109:209–225.

[9] K.N. Shivakumar and J.C. Newman Jr. Stress intensity factors for large aspect ratio surface and corner cracks at a semi-circular notch in a tension specimen. Eng Fract Mech (1991) 38:467–473.

[10] P.W. Tan, J.C. Newman Jr. and C.A. Bigelow. Three-dimensional finite-element analyses of corner cracks at stress concentrations. Eng Fract Mech (1996) 55:505–512.

[11] A. Carpinteri, R. Brighenti and S. Vantadori. A numerical analysis on the interaction of twin coplanar flaws. Eng Fract Mech (2004) 71:485–499.

[12] C. Guozhong, Z. Kangda and W. Dongdi. Interactions of two coplanar elliptical cracks embedded in finite thickness plates under uniform tension. Eng Fract Mech (1996) 53:179–191.

[13] C. Guozhong, Z. Kangda and W. Dongdi. Interactions of coplanar surface semi-elliptical cracks and embedded elliptical cracks in finite thickness plates under uniform tension. Int J Pres Ves & Piping (1996) 65:27–39.

[14] R.B. Stonesifer, F.W. Brust and B.N. Leis. Mixed-mode stress intensity factors for interacting semi-elliptical surface cracks in a plate. Eng Fract Mech (1993) 45:357–380.

[15] A.O. Ayhan. Mixed mode stress intensity factors for deflected and inclined surface cracks in finite-thickness plates. Eng Fract Mech (2004) 71:1059–1079.

[16] H. Şahin and A.O. Ayhan. Three-dimensional mixed mode stress intensity factors for inclined elliptical surface cracks in plates under uniform tensile load. Proc Struct Integ (2019) 21:38–45.

[17] G. Irwin. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. J Appl Mech (1957) 24:361–364.

[18] J.R. Rice. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. J Appl Mech (1968) 35:379–386.

[19] H. Tada, P.C. Paris and G.R. Irwin. The Stress Analysis of Cracks Handbook (3th edition), ASME Press: New York, USA, 2000.

PROPAGACIÓN POR FATIGA EN AMBIENTE DE HIDRÓGENO DE FISURAS EN ESQUINA SITUADAS EN PLACAS CON UN TALADRO SOMETIDAS A CARGA DE TRACCIÓN

Beatriz González, Juan-Carlos Matos, Jesús Toribio

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL), E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

En este artículo se estudia la propagación por fatiga en ambiente de hidrógeno (corrosión-fatiga) de fisuras en esquina que parten de taladros situados en placas sometidas a carga de tracción, comparando los resultados con los obtenidos en la propagación por fatiga en aire. Para ello, se ha realizado un modelo numérico que evalúa el avance del frente de fisura de acuerdo a la ecuación de Paris y a los factores de intensidad de tensiones obtenidos por Raju y Newman para el caso de estudio. Los resultados muestran que las fisuras en su crecimiento por fatiga tienden a un *camino de propagación preferente* que depende del radio del taladro y del ambiente. Además, el efecto del concentrador de tensiones en dicho camino de propagación preferente es más pronunciado para fatiga en aire que para corrosión-fatiga.

PALABRAS CLAVE: Placa fisurada, Fisura en esquina, Taladro, Concentrador de tensiones, Modelización numérica, Corrosión-fatiga, Hidrógeno, Relación de aspecto, Propagación de fisuras por fatiga, Ley de Paris, Camino de propagación preferente

ABSTRACT

In this article, the hydrogen assisted fatigue propagation (a kind of corrosion-fatigue phenomenon) is studied in corner cracks at holes located in plates under tensile loading, comparing the results with those obtained in the propagation by fatigue in air. To this end, numerical modeling has been carried out to evaluate the advance of the crack front based on the Paris equation and the stress intensity factors obtained by Raju and Newman for the case studied. The results show that the cracks in their growth tend toward a *preferential propagation path* that depends on the hole radius and the environment. In addition, the effect of the presence of the stress concentrator on the preferential fatigue propagation path is more pronounced in the crack growth by fatigue in air than in the crack growth by corrosion-fatigue.

KEYWORDS: Cracked plate, Corner crack, Hole, Stress concentrators, Numerical modelling, Corrosion-fatigue, Hydrogen, Aspect ratio, Fatigue crack propagation, Paris law, Preferential propagation path

1. INTRODUCCIÓN

El estudio de la propagación cíclica de fisuras en placas conteniendo concentradores de tensiones, agujeros o entallas, es de gran interés en el campo de la mecánica de fractura. En este marco, el factor de intensidad de tensiones (FIT) se ha calculado con frecuencia (de forma experimental y numérica) para el caso de una o dos fisuras en esquina que emanan de un taladro [1-8] o para una fisura en esquina emergiendo de una entalla [9,10].

La existencia de superficie libre influye en el avance de la fisura, de modo que, aunque ésta intenta crecer manteniendo constante el FIT a lo largo de su frente (propagación iso-K), la superficie exterior de la placa lo impide [11]. En tracción, las fisuras en la esquina de una placa tienen FITs más altos en los puntos del frente cerca de ambas superficies libres (máximo en la proximidad de una u otra dependiendo de la relación de aspecto de fisura) y más bajos en los puntos interiores [12]. Durante su avance por fatiga estas fisuras tienden hacia un camino de propagación preferente [13-15].

Para las fisura en esquina que se originan en la entalla semicircular de una placa sometida a tracción, el FIT es mayor en los puntos del frente de fisura próximos a la entalla [9], excepto en el caso en que la fisura presente una relación de aspecto igual a 2, donde el FIT es casi constante a lo largo de todo el frente de fisura [10]. Para las fisuras en esquina que emergen de una entalla semicircular o un orificio pasante, el FIT se eleva (para la misma configuración de fisura) con el aumento en la relación entre el radio de la entalla (o taladro) y el espesor de la placa [6,10].

Las fisuras en esquina originadas desde taladros ubicados en placas se propagan por fatiga (en tracción) ligeramente más rápido a lo largo del taladro, manteniendo una geometría elíptica durante su crecimiento [16]. El avance de la fisura tiende asintóticamente hacia un camino preferente, de modo que la relación de aspecto de fisura se aproxima a un valor constante, mayor al disminuir el radio del taladro y al aumentar el exponente de París del material [17,18]. El proceso de expansión en frío de taladros provoca un retraso en el avance de la fisura, debido a la presencia de tensiones residuales compresivas [19].

2. PROCEDIMIENTO NUMÉRICO

El material usado en este estudio ha sido un acero de baja aleación y alta resistencia HSLA-80. Roy, Manna y Chattoraj [20] encontraron que, en la propagación de fisuras por fatiga con carga de hidrógeno de este acero, al elevar la densidad de corriente de carga se reduce el exponente m de Paris y aumenta la constante C. Así, el valor del exponente de Paris fue $m = 3.2$ para las probetas ensayadas en aire y $m = 0.6$ para las muestras después de su carga en hidrógeno a 1 mA/cm^2.

Se realizó una modelización numérica en lenguaje de programación Java para estudiar los caminos de avance de fisuras tipo esquina localizadas en placas de gran longitud, anchura elevada w y espesor finito t, sometidas a carga cíclica de tracción. Las fisuras emergían desde una esquina de la placa (Figura 1a) o desde el borde de un taladro de radio r (Figura 1b), propagándose a través de la sección transversal de la placa.

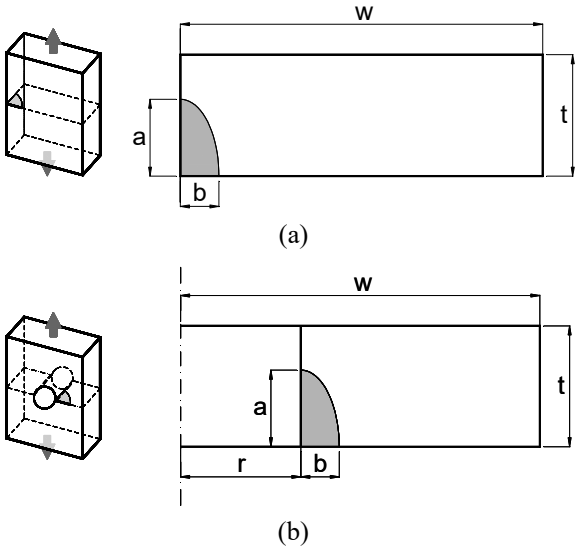


Figura 1. Fisura emanando desde: (a) la esquina de una placa; (b) un taladro.

El frente de fisura se modelizó como un cuarto de una elipse de semiejes a (profundidad de fisura) y b (longitud de fisura). Cada punto p del frente de fisura ha sido caracterizado por el parámetro angular ϕ, definido en función de la relación entre ambos semiejes a/b (Figura 2).

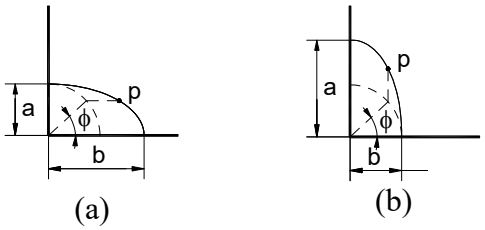


Figura 2. Ángulo definiendo un punto p del frente de fisura para: (a) a/b ≤ 1; (b) a/b > 1.

Los FITs K usados en este trabajo han sido los obtenidos por Raju y Newman [1,4,12] por medio del análisis de elementos finitos 3D y el método de la fuerza nodal. Para una placa sometida a tensión remota σ, que presenta una fisura de geometría cuarto de elipse que emerge desde una esquina (Figura 1a), estos autores ajustaron sus resultados del FIT a una ecuación de la siguiente forma [1,4]:

$$K = \sigma\sqrt{\frac{\pi a}{Q}}F_1 \tag{1}$$

La función Q es el factor de forma de la elipse (la cual viene dada por el cuadrado de la integral elíptica completa de segunda clase) y depende de la relación de aspecto de fisura a/b. La función F_1 depende de los parámetros: relación de aspecto de fisura a/b, profundidad relativa de fisura a/t, ancho finito b/w y localización angular ϕ. Esta función es válida para $0.2 \le a/b \le 2$, $a/t < 1$, $b/w < 0.5$ y $0 \le \phi \le \pi/2$ [1,4].

Para una placa sometida a tensión remota que presenta una fisura de geometría cuarto de elipse que emerge desde un taladro (Figura 1b), Raju and Newman [4,12] ajustaron sus resultados del FIT a la ecuación:

$$K = \sigma\sqrt{\frac{\pi a}{Q}}F_2 \tag{2}$$

La función F_2 depende de los mismos parámetros que F_1, además de la relación entre el radio del taladro y el espesor de la placa r/t y de la relación entre el radio del taladro y la anchura de la placa r/w. Esta función es válida para $0.2 \le a/b \le 2$, $a/t < 1$, $0.5 \le r/t \le 2$, $(r+b)/w < 0.5$ y $0 \le \phi \le \pi/2$ [4,12].

La hipótesis básica de la modelización consiste en asumir que cada punto del frente de fisura avanza por fatiga en dirección perpendicular a dicho frente de fisura, de acuerdo a la Ley de Paris [21],

$$\frac{\mathrm{d}a}{\mathrm{d}N} = C\Delta K^{\mathrm{m}} \tag{3}$$

conservando la geometría elíptica del frente de fisura a través de todo el proceso de cálculo, tal y como se ha observado de forma experimental [14] y de manera numérica [15].

El frente de fisura se discretizó en un conjunto de puntos, dividiéndolo en z segmentos de idéntica longitud utilizando la regla de Simpson. A continuación cada punto i se desplazó de manera perpendicular al frente de fisura de acuerdo a la ley de Paris [21]. En el punto i de máximo FIT $F\{\max\}$ se aplica el incremento máximo de fisura $\Delta a\ \{\max\} \equiv \max \Delta a\ (i)$ (de valor constante durante todo el cálculo), mientras que para los otros puntos se obtiene el avance $\Delta a(i)$ a través de la ecuación:

$$\Delta a(i) = \Delta a\{\max\}\left[\frac{F(i)}{F\{\max\}}\right]^{m} \tag{4}$$

Finalmente, los puntos calculados se ajustaron a una geometría de cuarto de elipse (utilizando el método de mínimos cuadrados), obteniendo así otro frente de fisura que permite reiniciar el proceso (que se repite de forma iterativa hasta lograr la profundidad deseada).

Se realizó un estudio de convergencia para determinar el valor de los parámetros z y $\Delta a\{\max\}$. La propagación de fisuras con profundidades relativas en el intervalo $0 < a/t < 0.1$ no se muestra en los resultados, debido a la existencia de problemas de convergencia.

3. RESULTADOS NUMÉRICOS

Las Figuras 3 y 4 muestran el avance de las fisuras en esquina (con varias geometrías iniciales: profundidades relativas de fisura $(a/t)_0 = \{0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7\}$ y relaciones de aspecto $(a/b)_0 = \{2, 1, 0.2\}$) localizadas en placas sometidas a fatiga en aire ($m = 3.2$) o corrosión-fatiga en ambiente fragilizante de hidrógeno ($m = 0.6$) bajo carga de tracción.

El crecimiento por fatiga de fisuras con diferentes geometrías iniciales tiende hacia un *camino de propagación preferente* (CPP), que se corresponde aproximadamente con el de una fisura inicial muy poco profunda de frente cuasi circular $a/b \sim 1$. La convergencia (aproximación entre las diferentes curvas de propagación a/b - a/t) es más rápida para las fisuras que se originan en la esquina de la placa que para las que emanan de un taladro. Además, para este último caso, la convergencia aumenta con el incremento de la relación entre el radio del taladro y el espesor de la placa r/t.

La proximidad entre las curvas de propagación a/b - a/t es mayor para fatiga en aire que para corrosión-fatiga, al disminuir la profundidad relativa de fisura inicial $(a/t)_0$ y al aumentar la proximidad de la geometría de la fisura inicial $((a/t)_0, (a/b)_0)$ con el CPP. Así, las fisuras con una relación de aspecto inicial elevada $(a/b)_0 = \{1, 2\}$ tienen una convergencia mayor que las de geometría inicial cuasi recta $(a/b)_0 = 0.2$, las cuales para profundidades relativas iniciales elevadas apenas modifican su representación a/b - a/t para todos los casos estudiados.

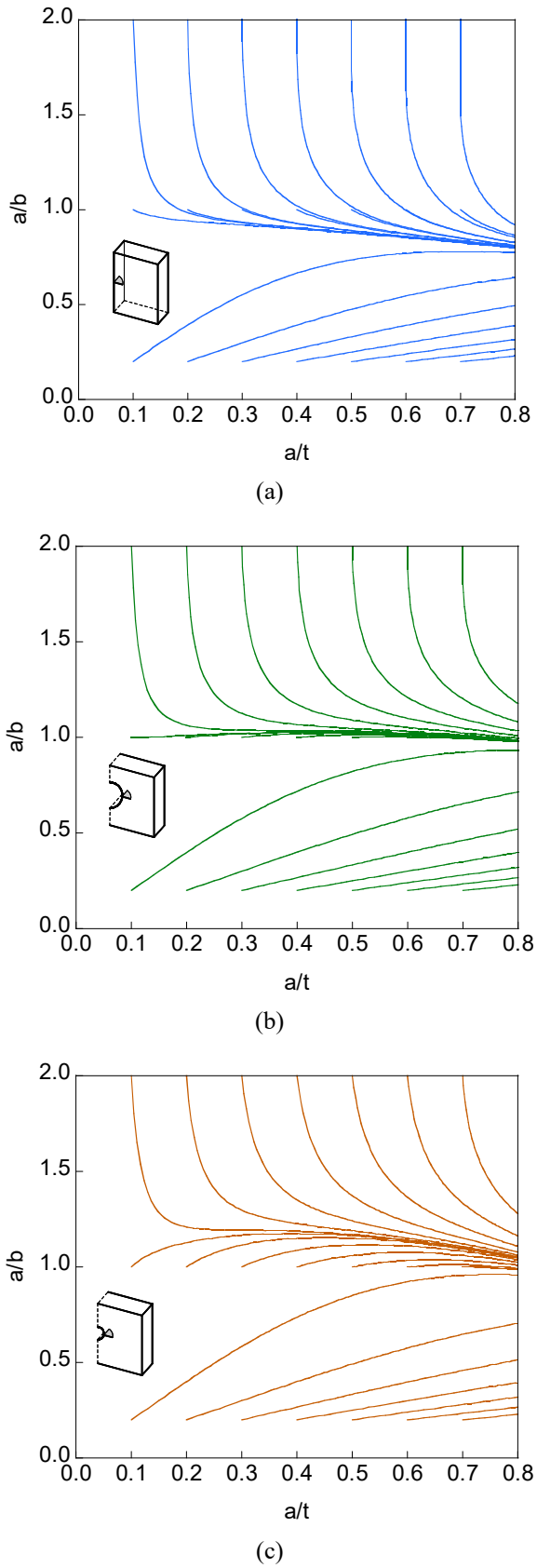
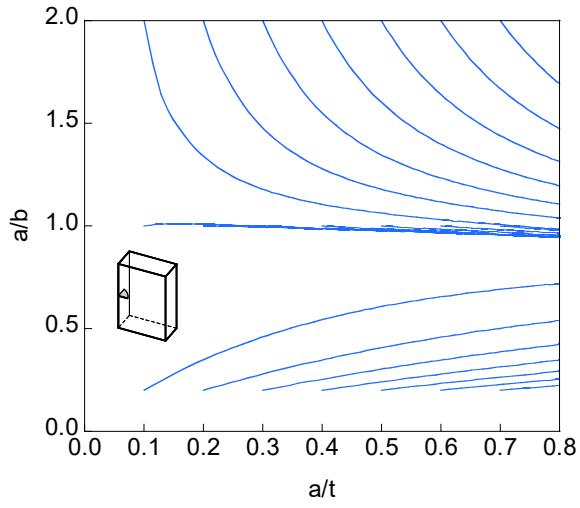
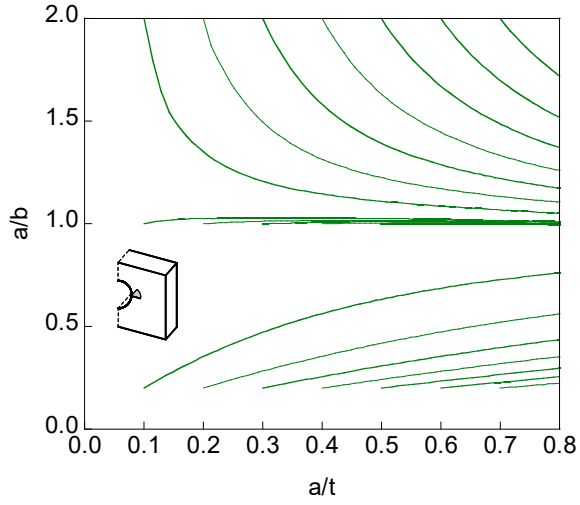


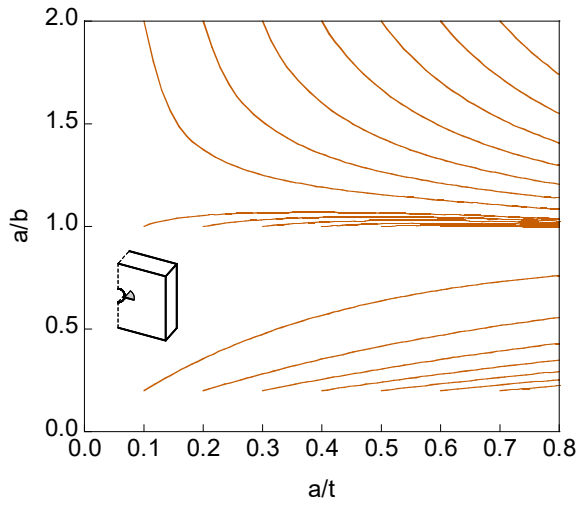
Figura 3. Evolución de la relación de aspecto durante la propagación por fatiga en aire de fisuras que se originan en: (a) una esquina; (b) un taladro con r/t = 2; (c) un taladro con r/t = 0.5.



(a)



(b)



(c)

Figura 4. Evolución de la relación de aspecto durante la propagación por corrosión-fatiga de fisuras que se originan en: (a) una esquina; (b) un taladro con r/t = 2; (c) un taladro con r/t = 0.5.

4. DISCUSIÓN

La Figura 5 muestra las curvas relación de aspecto de fisura *vs*. profundidad relativa de fisura correspondientes a los CPP $(a/b - a/t)_P$ para las configuraciones estudiadas.

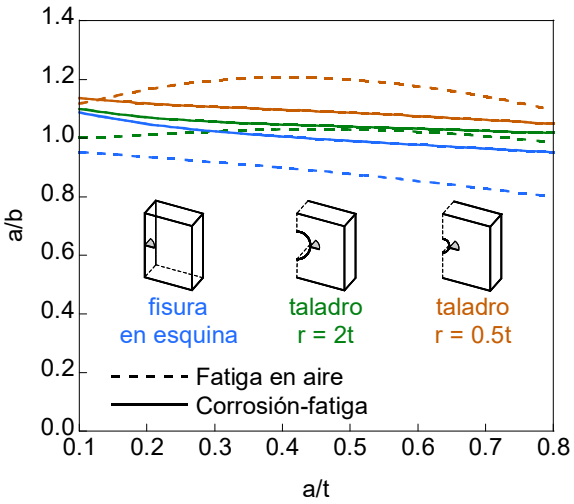


Figura 5. Caminos de propagación preferentes (CPP).

Las curvas $(a/b - a/t)_P$ del CPP muestran una relación de aspecto a/b más alta (para la misma profundidad relativa de fisura a/t) cuando la fisura parte de un taladro (que cuando lo hace de una esquina) y al disminuir el radio del taladro (r/t). Además, las tres curvas del CPP están más próximas entre sí para corrosión-fatiga que para fatiga en aire, de modo que el efecto del concentrador tensional sobre el CPP es más pronunciado para este último caso.

Para la fatiga en aire en una placa sin taladro, en el CPP se observa que la relación de aspecto de fisura siempre disminuye con la profundidad relativa de fisura, mientras que si la placa presenta un taladro primero la relación de aspecto de fisura aumenta con la profundidad relativa de la fisura y luego disminuye, siendo este efecto más pronunciado a medida que disminuye el radio del taladro. Por el contrario, en corrosión-fatiga para los tres casos estudiados en los CPP la relación de aspecto de fisura siempre disminuye con la profundidad relativa de fisura.

Las Figuras 6 y 7 muestran la evolución del FIT adimensional $K/\sigma(\pi a)^{1/2}$ a lo largo del frente, para las fisuras asociadas al CPP de profundidades $a/t = \{0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7, 0.8\}$. La superficie libre eleva el FIT en los puntos del frente de fisura próximos a ella, presentando FITs menores los puntos más interiores. Además, en las fisuras originadas en los taladros el FIT es mayor en la región del frente próxima al taladro. La disminución del radio del taladro produce un mayor gradiente del FIT, pero también reduce su área de influencia. Para las fisuras cortas existe una mayor variación del FIT, debido a que la mayor parte del frente se encuentra en la región de influencia del concentrador de tensiones. Sin embargo, cuando la fisura es más profunda, parte del frente estará en una región de menor gradiente tensional.

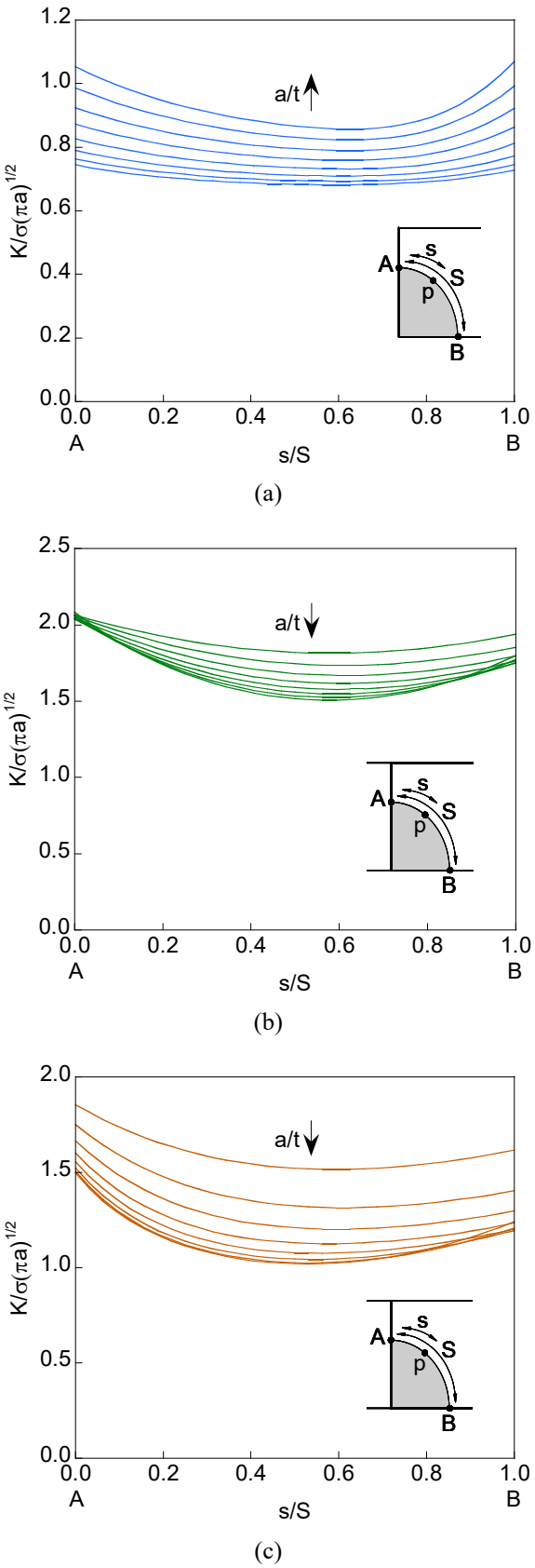


Figura 6. FIT adimensional a lo largo del frente de fisura para el CPP en fatiga en aire de fisuras que se originan en: (a) una esquina; (b) un taladro con r/t = 2; (c) un taladro con r/t = 0.5.

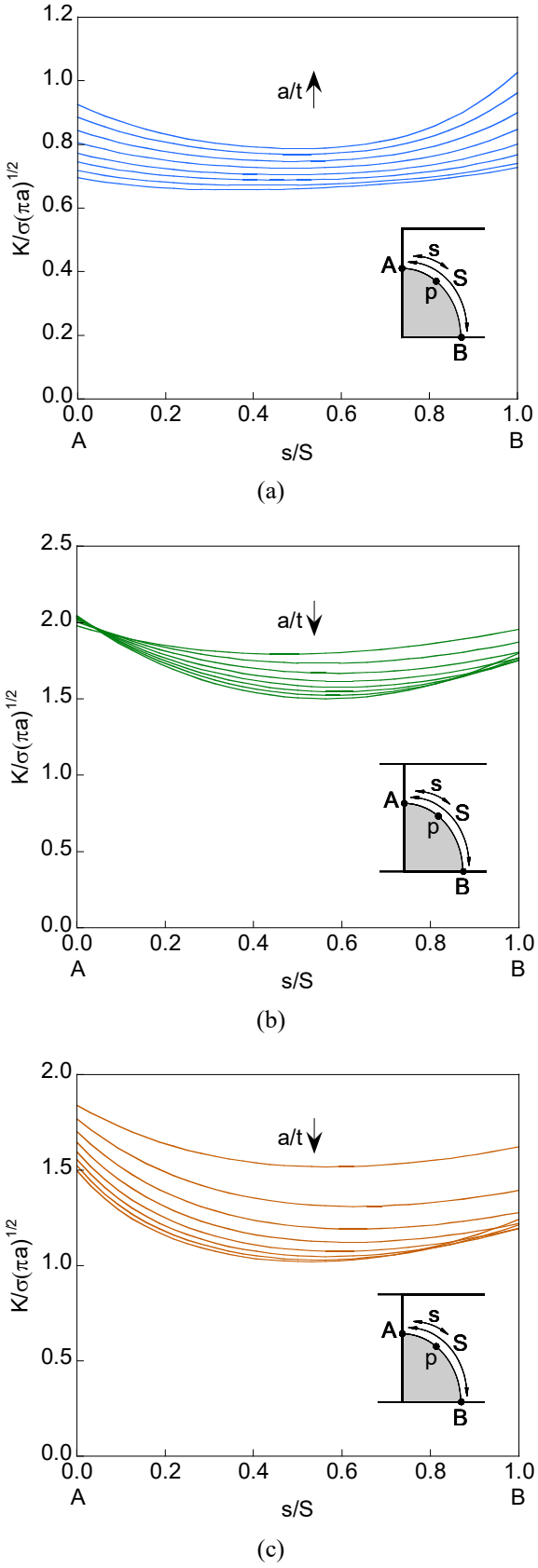


Figura 7. FIT adimensional a lo largo del frente de fisura para el CPP en corrosión-fatiga de fisuras que se originan en: (a) una esquina; (b) un taladro con r/t = 2; (c) un taladro con r/t = 0.5.

5. CONCLUSIONES

(i) Fisuras en esquina, con diferentes geometría iniciales, que se originan a partir de un taladro en placas sometidas a fatiga en tracción tienden en su avance hacia un *camino de propagación preferente* $(a/b - a/t)_P$, diferente en fatiga en aire que en corrosión-fatiga.

(ii) La convergencia, proximidad entre las curvas de propagación $a/b - a/t$ para distintas geometrías iniciales de fisura, es más rápida para fatiga en aire que para corrosión-fatiga y al aumentar el radio del taladro r/t (siendo aún mayor si no hay taladro).

(iii) El camino de propagación preferente muestra una relación de aspecto de fisura a/b mayor (para la misma profundidad relativa de fisura a/t) cuando hay un taladro en la placa (que cuando no lo hay) y al disminuir el radio del taladro (r/t).

(iv) Las curvas de propagación preferente $(a/b - a/t)_P$ están más alejadas entre sí para la fatiga en aire que para corrosión-fatiga, por lo que el efecto del concentrador tensional es más acentuado en fatiga en aire que en corrosión-fatiga.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MICYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (SA111A07, SA039A08 y SA132G18) y Fundación Memoria de D. Samuel Solórzano Barruso (FS/9-2019).

REFERENCIAS

[1] I.S. Raju and J.C. Newman Jr. Stress-intensity factors for two symmetric corner cracks. In: Fracture Mechanics (C.W. Smith, Ed.). American Society for Testing and Materials: West Conshohocken, USA, 1979; pp. 411–430.

[2] G. Nicoletto. Stress-intensity distributions for corner cracks emanating from open holes in plates of finite width. Theor Appl Fract Mech (1985) 3:63–70.

[3] J. Schijve. Comparison between empirical and calculated stress intensity factors of hole edge cracks. Eng Fract Mech (1985) 22:49–58.

[4] J.C. Newman Jr. and I.S. Raju. Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads. In: Computational Methods in the Mechanics of Fracture (S.N. Atluri, Ed.). Elsevier Science Publishers: Amsterdam, The Netherlands, 1986; Volume 2, pp. 311–334.

[5] C.S. Shin. The stress intensity of corner cracks emanating from holes. Eng Fract Mech (1990) 37:423–436.

[6] X.B. Lin and R.A. Smith. Stress intensity factors for corner cracks emanating from fastener holes under tension. Eng Fract Mech (1999) 62:535–553.

[7] S.A. Fawaz and B. Andersson. Accurate stress intensity factor solutions for corner cracks at a hole. Eng Fract Mech (2004) 71:1235–1254.

[8] D. Peng, C. Wallbrink and R. Jones. Stress intensity factor solutions for finite body with quarter-elliptical flaws emanating from a notch. Eng Fract Mech (2005) 72:1329–1343.

[9] P.W. Tan, J.C. Newman Jr. and C.A. Bigelow. Three-dimensional finite-element analyses of corner cracks at stress concentrations. Eng Fract Mech (1996) 55:505–512.

[10] K.N. Shivakumar and J.C. Newman Jr. Stress intensity factors for large aspect ratio surface and corner cracks at a semi-circular notch in a tension specimen. Eng Fract Mech (1991) 38:467–473.

[11] X.B. Lin and R.A. Smith. Finite element modelling of fatigue crack growth of surface cracked plates. Part III: Stress intensity factor and fatigue crack growth life. Eng Fract Mech (1999) 63:541–556.

[12] I.S. Raju and J.C. Newman Jr. Finite-Element Analysis of Corner Cracks in Rectangular Bars (NASA Technical Memorandum 89070). NASA: Hampton VA, USA, 1987.

[13] J. Toribio, J.C. Matos and B. González. Aspect ratio evolution associated with surface cracks in sheets subjected to fatigue. Int J Fatigue (2016) 92:588–595.

[14] J. Toribio, J.C. Matos and B. González. Corrosion-fatigue crack growth in plates: A model based on the Paris law. Materials (2017) 10:439.

[15] J. Toribio, J.C. Matos and B. González. Aspect ratio evolution in embedded, surface, and corner cracks in finite-thickness plates under tensile fatigue loading. Appl Sci (2017) 7:746.

[16] A.F. Grandt Jr. and D.E. Macha. Digitized measurements of the shape of corner cracks at fastener holes. Eng Fract Mech (1983) 17:63–73.

[17] X.B. Lin and R.A. Smith. Fatigue shape analysis for corner cracks at fastener holes. Eng Fract Mech (1998) 59:73–87.

[18] C. Liu and S. Chu. Prediction of shape change of corner crack by fatigue crack growth circles. Int J Fatigue (2015) 75:80–88.

[19] V. Lacarac, D.J. Smith, M.J. Pavier and M. Priest. Fatigue crack growth from plain and cold expanded holes in aluminium alloys. Int J Fatigue (2000) 22:189–203.

[20] A. Roy, I. Manna and I. Chattoraj. Anomalies in hydrogen enhanced fatigue of a high strength steel. Int J Fatigue (2014) 59:14–22.

[21] P.C. Paris and F. Erdogan. A critical analysis of crack propagation laws. J Basic Eng (1963) 85D:528–534.

FRECUENCIAS NATURALES DE VIBRACIÓN EN VIGAS DE TIMOSHENKO FISURADAS A FLEXIÓN SOBRE EN UN MEDIO ELÁSTICO

J.A. Loya, J. Aranda-Ruiz, R. Zaera

Dpto. de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras.
Universidad Carlos III de Madrid.
Av. Universidad 30, 28911 Leganés-España

RESUMEN

Este trabajo analiza el comportamiento dinámico de vigas fisuradas de Timoshenko inmersas en un medio elástico de tipo Winkler, obteniendo sus frecuencias naturales de vibración a flexión. Para ello, la viga se modeliza como dos segmentos conectados en la sección fisurada mediante dos resortes sin masa, uno longitudinal y otro torsional. Sus rigideces son proporcionales al esfuerzo cortante y al momento flector transmitidos a través de la sección fisurada, respectivamente, considerando la discontinuidad de desplazamiento vertical y rotación debida a la flexión de la viga. Las ecuaciones diferenciales para vibraciones libres se resuelven individualmente para cada segmento aplicando las condiciones de contorno correspondientes y las condiciones de compatibilidad apropiadas en la sección fisurada. La metodología propuesta, permite calcular las frecuencias propias de vibración en función del tipo de apoyo, del parámetro que define el suelo elástico, de la posición de la fisura y de la longitud inicial de la misma. Los resultados obtenidos se comparan satisfactoriamente con los publicados por otros autores, poniendo de manifiesto la interacción e importancia de los parámetros considerados en las frecuencias propias del sistema.

PALABRAS CLAVE: Vigas de Timoshenko, Frecuencias de vibración, Vigas fisuradas, Winkler

ABSTRACT

This work analyzes the dynamic behavior of cracked Timoshenko beams immersed in a Winkler elastic medium, obtaining their natural frequencies of bending vibration. For this purpose, the beam is modeled as two segments connected in the cracked section by two massless springs, one extensional and another one rotational. Their stiffnesses are proportional to the shear stress and bending moment transmitted through the cracked section, respectively, considering the discontinuity of vertical displacement and rotation due to bending. The differential equations for the free vibration are solved by applying the corresponding boundary conditions and the compatibility conditions of the cracked section. The proposed methodology allows calculating the natural frequencies of vibration as a function of the type of support, the parameter defining the elastic soil, the crack position and the initial length of the crack. The results obtained are compared with those published by other authors who model the crack in a simplified way, showing the interaction and importance of the parameters considered in the natural frequencies of the system.

KEYWORDS: Timoshenko beam, Natural frequencies of vibration, Cracked beams, Winkler

1. INTRODUCCIÓN

La presencia de fisuras en componentes de máquinas y elementos estructuras, pueden provocar efectos desfavorables durante su vida en servicio, incluso desastrosos. Es bien sabido que la presencia de fisuras en elementos tipo viga, producen una disminución de rigidez cuya magnitud depende, principalmente, de la geometría del elemento, material empleado, condiciones de contorno, y de la ubicación y profundidad de la fisura. Esta disminución de rigidez tiene un efecto significativo sobre el comportamiento vibratorio de toda el sistema, lo que justifica que el análisis de vibraciones sea uno de los procedimientos más eficientes en la detección de fisuras y defectos.

En este sentido, hay numerosos métodos de análisis y detección de fisuras en vigas basados en la teoría clásica de Euler-Bernoulli [1-3]. Sin embargo, este modelo de viga es inadecuado en el caso de vigas poco esbeltas o en el estudio de modos vibracionales de alto orden, ya que no consideran los desplazamientos por cortadura, ni la inercia rotacional de la sección, lo que sobreestima las frecuencias naturales en comparación con los resultados experimentales. Estas limitaciones se pueden compensar empleando la teoría de vigas de Timoshenko [4],

habiendo sido aplicada a la vibración de vigas fisuradas por numerosos autores [5-7]. Por otro lado, el problema de vibraciones libres en vigas inmersas en un medio elástico es de interés en muchos campos de la ingeniería, habiendo sido también objeto de investigación en muchos estudios [8, 9]. Sin embargo, son pocos los trabajos que analizan dicho efecto combinado con la presencia de fisuras [10, 11]. En ellos, dada la complejidad de las ecuaciones resultantes, suelen simplificar la modelización de la fisura y no consideran la discontinuidad en el desplazamiento por cortadura.

El presente trabajo, analiza el caso vibraciones libres en vigas de Timoshenko fisuradas e inmersas en un medio elástico, considerando la discontinuidad de movimiento por cortadura y la inercia rotacional en dicha sección. Se analiza el efecto de la posición y longitud de fisura, rigidez del medio circundante y tipo de apoyos en la determinación de frecuencias propias, así como el posible error cometido respecto a resultados obtenidos mediante modelos simplificados que únicamente consideran discontinuidad en el giro e inercia rotacional.

2. MODELO DE VIGA DE TIMOSHENKO EN MEDIO ELÁSTICO

2.1. Planteamiento teórico de viga sin fisura

Considere una viga de Timoshenko sin fisurar de longitud L, ancho B, canto W, momento de inercia de sección transversal I, factor corrector de la sección transversal a cortadura κ, módulo de Young E, densidad ρ, área de sección transversal A, coeficiente de Poisson ν, y módulo de cortadura G, inmersa en un medio elástico tipo Winkler, de rigidez k_W, como se muestra en la Fig. 1.

Siguiendo la teoría clásica de Timoshenko para vigas, las ecuaciones que gobiernan la vibración libre a flexión en una viga de sección transversal uniforme, A, incrustada en un medio elástico, se pueden presentar de la siguiente forma:

$$\rho A\frac{\partial^2 v(x,t)}{\partial t^2} = \kappa GA\left(\frac{\partial^2 v(x,t)}{\partial x^2} - \frac{\partial \psi(x,t)}{\partial x}\right) - k_w v(x,t) \quad (1)$$

$$I\rho\frac{\partial^2 \psi(x,t)}{\partial t^2} = \kappa GA\left(\frac{\partial v(x,t)}{\partial x} - \psi(x,t) + EI\frac{\partial^2 \psi(x,t)}{\partial x^2}\right) \quad (2)$$

donde $v(x,t)$ es la deflexión transversal de la viga, x es la coordenada cartesiana en dirección longitudinal de la viga, con origen en el apoyo izquierdo, t es el tiempo y $\psi(x,t)$ es la rotación de la sección debida a la flexión de la viga. La solución puede encontrarse mediante separación de variables, siendo:

$$v(x,t) = LV(x)e^{i\omega t}\ ;\ \psi(x,t) = \Psi(x)e^{i\omega t} \quad (3)$$

donde ω es la frecuencia natural de vibración. Aplicando dicha separación en las Ecs. (1-2) y las siguientes variables adimensionales:

$$\xi = \frac{x}{L};\ \lambda^2 = \frac{\rho A}{EI}L^4\omega^2\ ;\ r^2 = \frac{I}{AL^2}\ ; \quad (4)$$

$$s^2 = \frac{EI}{\kappa AGL^2};\ K_w = \frac{k_w L^4}{EI} \quad (5)$$

las Ecs. (1-2) pueden reescribirse como:

$$V(\xi)'' - \Psi' + \lambda_W^2 s^2 V(\xi) = 0 \quad (6)$$

$$s^2\Psi'' - (1 - \lambda^2 r^2 s^2\Psi) + V(\xi)' = 0 \quad (7)$$

Donde $(\cdot)'$ representa la derivada respecto a ξ, y $\lambda_W^2 = [\lambda^2 + K_w]$. Para su resolución, se deben aplicar las correspondientes condiciones de contorno en cada extremo:

Apoyo simple	$V = \Psi' = 0$
Empotramiento	$V = \Psi = 0$
Extremo libre	$\Psi' = 0\ ;\ V' - \Psi = 0$

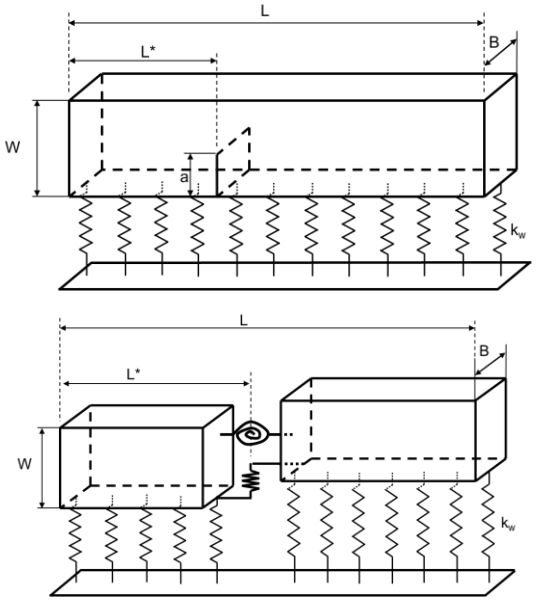


Figura 1. Arriba: Viga de Timoshenko fisurada sobre medio tipo Winkler. Abajo: Modelo equivalente con muelles elásticos para la sección fisurada.

2.2. Planteamiento del problema en vigas fisuradas

Sea una fisura abierta de longitud a situada a una distancia $e = (L^*/L)$ desde el apoyo izquierdo. La viga fisurada se considera como dos tramos conectados con muelles elásticos (uno rotacional y otro longitudinal,

como se muestra en la Fig.1) cuya rigidez depende de la profundidad de fisura y geometría de la sección fisurada.

Las discontinuidades de desplazamiento vertical, Δv, y rotacional, $\Delta\psi$, en la sección fisurada, son proporcionales respectivamente al esfuerzo cortante y momento flector en dicha sección [12, 13] en la siguiente forma:

$$\Delta v = C_q \kappa GA \left(\frac{\partial v(x,t)}{\partial x} - \psi(x,t) \right) \Bigg|_{x=L^*} \tag{8}$$

$$\Delta\psi = C_m EI \left(\frac{\partial \psi(x,t)}{\partial x} \right) \Bigg|_{x=L^*} \tag{9}$$

donde $C_q = \frac{W}{EA} q(\alpha)$, $C_m = \frac{W}{EA} \Theta(\alpha)$ son las constantes de flexibilidad de los muelles, $\alpha = (a/W)$ es la longitud adimensional de fisura y $q(\alpha)$ y $\Theta(\alpha)$ vienen definidas en [14] como:

$$q(\alpha) = \left(\frac{\alpha}{1-\alpha}\right)^2 (-0.22 + 3.82\alpha + 1.54\alpha^2 - 14.64\alpha^3 + 9.60\alpha^4) \tag{10}$$

$$\Theta(\alpha) = 2\left(\frac{\alpha}{1-\alpha}\right)^2 (5.93 - 19.69\alpha + 37.14\alpha^2 - 35.84\alpha^3 + 13.12\alpha^4) \tag{11}$$

La energía de deformación de la viga fisurada debe ser la misma que la obtenida considerando los dos tramos conectados por los dos muelles. La contribución del muelle longitudinal a la energía de deformación del sistema es pequeña comparada con la del rotacional, por lo que muchos autores simplifican este efecto para analizar el comportamiento dinámico de la viga fisurada [10, 11, 15, 16]. Sin embargo, aquí se incluyen ambos resortes en la sección fisurada (y la discontinuidad correspondiente en el desplazamiento vertical) por coherencia con la derivación general de vigas fisuradas presentadas por Okamura et al. [12], (ver también el trabajo de Tharp [13]).

Las ecuaciones para los dos tramos son las siguientes:

$$V_1(\xi)'' + \Lambda_w^2 s^2 V_1(\xi) - \Psi' = 0;\ 0 < \xi < e, \tag{12}$$

$$V_1(\xi)'' - \left(1 - \Lambda^2 r^2 s^2 \Psi_1(\xi)\right) + V_1(\xi)' = 0;\ 0 < \xi < e, \tag{13}$$

$$V_2(\xi)'' + \Lambda_w^2 s^2 V_2(\xi) - \Psi_2(\xi)'' = 0;\ e < \xi < 1, \tag{14}$$

$$V_2(\xi)'' - \left(1 - \Lambda^2 r^2 s^2 \Psi_2(\xi)\right) + V_2(\xi)' = 0;\ e < \xi < 1, \tag{15}$$

siendo Λ_w el parámetro de frecuencia de la viga fisurada en el medio elástico, relacionado con su frecuencia natural ω_c de la viga con fisura:

$$\Lambda_w^2 = \left[\Lambda^2 + K_w\right];\ \Lambda^2 = \frac{\rho A}{EI} L^4 \omega_c^2 \tag{16}$$

Las ecuaciones anteriores, deben resolverse aplicando las correspondientes ecuaciones de contorno y las siguientes condiciones de compatibilidad en la sección fisurada:

- Discontinuidad en el desplazamiento vertical:

$$\Delta V = V_2(e) - V_1(e) = \frac{W}{L}\frac{r^2}{s^2} q(\alpha)(V_2'(e) - \Psi_2(e)) \tag{17}$$

- Discontinuidad en el giro:

$$\Delta\Psi = \Psi_2(e) - \Psi_1(e) = \frac{W}{L}\Theta(\alpha)\Psi_2'(e) \tag{18}$$

- Continuidad en momento flector:

$$\Psi_2'(e) = \Psi_1'(e) \tag{19}$$

- Continuidad en esfuerzo cortante:

$$V_2'(e) - \Psi_2(e) = V_1'(e) - \Psi_1(e) \tag{20}$$

3. SOLUCIÓN DIRECTA

Se puede obtener la solución directa para las frecuencias naturales analizando por separado los tramos de viga que se encuentran a cada lado de la grieta. La solución para cada tramo, $V_{1,2}(\xi), \Psi_{1,2}(\xi)$, se puede expresar como [9, 15, 16]:

$$V_1(\xi) = C_1 \cosh(\beta_1 \xi) + C_2 \sinh(\beta_1 \xi) + C_3 \cos(\beta_2 \xi) + C_4 \sinh(\beta_2 \xi); \tag{21}$$

$$\Psi_1(\xi) = m_1 C_1 \sinh(\beta_1 \xi) + m_1 C_2 \cosh(\beta_1 \xi) - m_2 C_3 \sin(\beta_2 \xi) + m_2 C_4 \cos(\beta_2 \xi); \tag{22}$$

$$V_2(\xi) = C_5 \cosh(\beta_1 \xi) + C_6 \sinh(\beta_1 \xi) + C_7 \cos(\beta_2 \xi) + C_8 \sinh(\beta_2 \xi); \tag{23}$$

$$\Psi_2(\xi) = m_1 C_5 \sinh(\beta_1 \xi) + m_1 C_6 \cosh(\beta_1 \xi) - m_2 C_7 \sin(\beta_2 \xi) + m_2 C_8 \cos(\beta_2 \xi); \tag{24}$$

donde

$$\beta_{1,2} = \sqrt{\pm d_1 + \sqrt{(d_1^2 - d_2)}}; \tag{25}$$

$$m_{1,2} = \frac{\beta_{1,2}^2 \pm \Lambda_W s^2}{\beta_{1,2}} \tag{26}$$

$$d_1 = \frac{\Lambda_w^2(r^2+s^2)}{2};\ d_2 = \Lambda_w^2(r^2 s^2 \Lambda_w^2 - 1) \qquad (27)$$

Aplicando las condiciones de contorno en los extremos y las de compatibilidad en la sección fisurada, se obtiene el siguiente problema homogéneo:

$$M_{ik} C_k = 0; (i,k = 1, \dots, 8) \qquad (28)$$

cuya ecuación característica, $det(M) = 0$, permite obtener las frecuencias naturales del sistema.

4. RESULTADOS NUMÉRICOS

4.1. Frecuencias propias en vigas sin fisura

Los resultados de frecuencias propias obtenidos según la metodología propuesta en vigas sin fisura, han sido comparados con los obtenidos por otros autores en vigas con distinta geometría, propiedades mecánicas y condiciones de contorno [5, 6], mostrando una perfecta coincidencia en los casos descritos.

Posteriormente, se ha verificado la influencia del efecto elástico del medio circundante para distintos valores del parámetro adimensional K_w [0, 5, 10, 50, 100]. Para ello, se ha analizado el caso de una viga biapoyada con la misma geometría y propiedades físicas que las descritas en el trabajo de Khaji et al. [6], reproduciendo los valores de las tres primeras frecuencias propias.

Tras validar el modelo presentado para vigas de Timoshenko e inmersas en un medio elástico de tipo Winkler, se procede a validar el modelo de viga fisurada y posteriormente, su combinación con el medio circundante.

4.2. Frecuencias propias en vigas fisuradas

Para la validez del modelo de viga fisurada, se considera una viga de geometría y propiedades descritas en [5], de longitud L =80 mm, canto W =20 mm y espesor B =10 mm, con una fisura de longitud a situada a distancia $L^* = ¼L$ (e =0.25) desde el extremo izquierdo. Las propiedades del material utilizadas son E =72 GPa, G =27 GPa, ρ =2800 kg/m^3 y κ =5/6.

Los resultados obtenidos para fisuras de longitud adimensional (a/W) entre 0 y 0.9, coinciden con los publicados en [5]. Para analizar la influencia del muelle longitudinal empleado en el modelo presentado (con muelle longitudinal y rotacional) respecto al modelo reducido que sólo consideran el muelle rotacional, se presentan en la Tablas 1-2 las diferencias relativas en las primeras cuatro frecuencias propias para la fisura situada a distancia $e = 0.25$ y $e = 0.5$, respectivamente.

Tabla 1. Diferencias relativas en los valores de las frecuencias propias de vibración, sin y con la consideración del muelle longitudinal: $e = 0.25$, K_w =0.

		Modos Propios			
		1	**2**	**3**	**4**
(a/W)	**0**	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.00 %
	0.1	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.01 %
	0.2	0.01 %	0.00 %	0.06 %	0.15 %
	0.3	0.06 %	0.01 %	0.27 %	0.69 %
	0.4	0.13 %	0.04 %	0.79 %	2.09 %
	0.5	0.22 %	0.16 %	1.85 %	5.21 %
	0.6	0.28 %	0.45 %	3.86 %	11.20 %
	0.7	0.28 %	1.00 %	7.50 %	19.83 %
	0.8	0.20 %	1.86 %	13.57 %	28.53 %
	0.9	0.09 %	3.95 %	29.39 %	38.03 %

Tabla 2. Diferencias relativas en los valores de las frecuencias propias de vibración, sin y con la consideración del muelle longitudinal: $e = 0.5$, K_w =0.

		Modos Propios			
		1	**2**	**3**	**4**
(a/W)	**0**	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.00 %
	0.1	0.00 %	0.01 %	0.00 %	0.01 %
	0.2	0.00 %	0.08 %	0.00 %	0.15 %
	0.3	0.00 %	0.37 %	0.00 %	0.69 %
	0.4	0.00 %	1.03 %	0.00 %	2.06 %
	0.5	0.00 %	2.31 %	0.00 %	5.05 %
	0.6	0.00 %	4.47 %	0.00 %	10.80 %
	0.7	0.00 %	7.75 %	0.00 %	32.26 %
	0.8	0.00 %	12.35 %	0.00 %	30.65 %
	0.9	0.00 %	23.22 %	0.00 %	48.13 %

En estos resultados, se han resaltado las diferencias mayores al 1%, que se producen a partir de fisuras (a/W) en el rango 0.3-0.4 para los modos considerados. Como se aprecia en ambas localizaciones de fisura, por un lado, la diferencia entre modelos aumenta con la longitud de fisura, llegando hasta valores próximos al 50%. Además, las diferencias son despreciables en el primer modo, y aumentan con el orden del modo. En el caso de e =0.5 (Tabla 2), las diferencias para todos los modos simétricos (1, 3, …) son nulas, ya que al no haber salto en el desplazamiento vertical, ambos modelos coinciden.

Se analiza a continuación el efecto acoplado de la sección fisurada y del medio elástico en el caso de viga biapoyada. Para ello, se presenta en las Figuras 2-5, respectivamente, la variación de las cuatro primeras frecuencias propias respecto a (a/W) y K_w. En todas ellas, se aprecia una disminución global de rigidez de la viga con la longitud de fisura y la disminución de la rigidez del medio. En el caso considerado, el efecto de K_w es más relevante en los dos primeros modos.

Las diferencias relativas entre los resultados obtenidos mediante el modelo presentado (muelle longitudinal y rotacional) y el modelo simplificado (sólo muelle rotacional) en estos casos de fisura acoplada con el efecto del medio circundante ($K_w = 0$, 10 y 100) se muestran en las Tablas 1, 3 y 4, respectivamente. Se observa que las distribuciones de errores y sus valores son prácticamente idénticos en los tres casos mostrados, indicando el efecto dominante de la longitud de fisura y la baja influencia de la rigidez del medio en las diferencias mostradas entre ambos modelos.

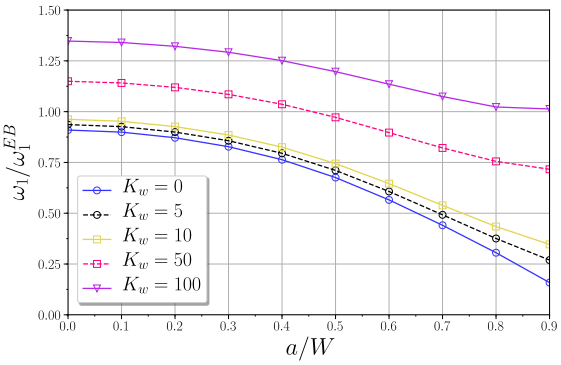


Figura 2. Variación de la primera frecuencia natural de vibración con (a/W) y K_W: $e = 0.25$.

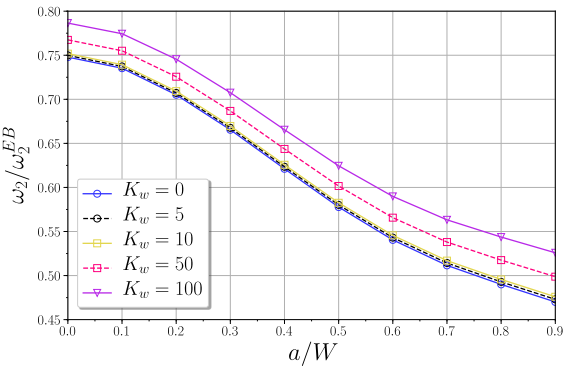


Figura 3. Variación de la segunda frecuencia natural de vibración con (a/W) y K_W: $e = 0.25$.

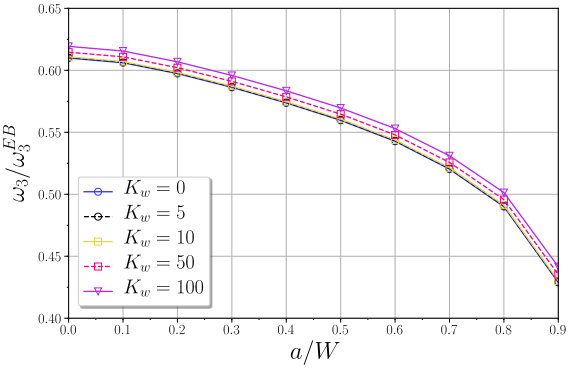


Figura 4. Variación de la tercera frecuencia natural de vibración con (a/W) y K_W: $e = 0.25$.

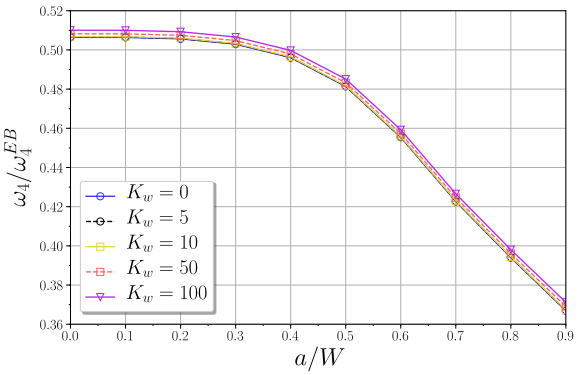


Figura 5. Variación de la cuarta frecuencia natural de vibración con (a/W) y K_W: $e = 0.25$.

Tabla 3. Diferencias relativas en los valores de las frecuencias propias de vibración, sin y con la consideración del muelle longitudinal: K_w =10, $e = 0.25$.

		Modos Propios			
		1	**2**	**3**	**4**
a/W	**0**	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.00 %
	0.1	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.01 %
	0.2	0.01 %	0.00 %	0.06 %	0.15 %
	0.3	0.05 %	0.01 %	0.27 %	0.69 %
	0.4	0.11 %	0.04 %	0.79 %	2.09 %
	0.5	0.18 %	0.15 %	1.84 %	5.20 %
	0.6	0.21 %	0.44 %	3.84 %	11.19 %
	0.7	0.17 %	0.98 %	7.47 %	19.80 %
	0.8	0.08 %	1.82 %	13.51 %	28.49 %
	0.9	0.01 %	3.85 %	29.23 %	37.97 %

Tabla 4. Diferencias relativas en los valores de las frecuencias propias de vibración, sin y con la consideración del muelle longitudinal: K_w =100, e=0.25.

		Modos Propios			
		1	**2**	**3**	**4**
a/W	**0**	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.00 %
	0.1	0.00 %	0.00 %	0.00 %	0.01 %
	0.2	0.01 %	0.00 %	0.06 %	0.15 %
	0.3	0.02 %	0.01 %	0.26 %	0.68 %
	0.4	0.04 %	0.03 %	0.76 %	2.06 %
	0.5	0.06 %	0.14 %	1.77 %	5.13 %
	0.6	0.05 %	0.38 %	3.69 %	11.06 %
	0.7	0.02 %	0.83 %	7.17 %	19.57 %
	0.8	0.00 %	1.51 %	12.95 %	28.13 %
	0.9	0.00 %	3.16 %	27.87 %	37.40 %

5. CONCLUSIONES

Es sabido que las grietas reducen las frecuencias naturales de una estructura al hacerla más flexible. Este hecho se ha utilizado ampliamente para detectar la presencia, el tamaño y la ubicación de las grietas en un

componente estructural. El análisis para detectar, localizar y cuantificar el alcance de los daños en las vigas a partir del conocimiento de sus características vibratorias se enmarca dentro del ámbito de los problemas inversos, para cuyo abordaje es preciso conocer las soluciones del problema directo correspondiente. En este trabajo se propone un modelo teórico para la determinación de las frecuencias naturales de las vibraciones a flexión de vigas de Timoshenko fisuradas en un medio elástico tipo Winkler. La viga se modela como dos segmentos ligados por las correspondientes condiciones de continuidad y salto. A diferencia de trabajos previos, en los que se considera exclusivamente un muelle sin masa rotacional para representar la sección fisurada, se contempla aquí tanto el muelle rotacional como el extensional para recoger también la discontinuidad en el desplazamiento transversal. Los resultados demuestran la necesidad de considerar tanto el muelle rotacional como el longitudinal para predecir adecuadamente las frecuencias naturales del sistema.

DEDICATORIA

Los autores quieren dedicar este trabajo a la memoria del Profesor José Fernández Sáez, "Pepe", apasionado investigador, gran maestro y mejor amigo.

REFERENCIAS

[1] Y. Narkis. Identification of crack location in vibrating simply supported beams. J Sound Vibration (1994) 172:549−558.

[2] T.G. Chondros, A.D. Dimarogonas, J. Yao. A continuous cracked beam vibration theory. J Sound Vibration (1998) 215:17−34.

[3] S. Caddemi, I. Calio. Exact closed-form solution for the vibration modes of the Euler-Bernoulli beam with multiple open cracks. J Sound Vibration (2009) 327:473−489.

[4] S.P. Timoshenko. On the correction for shear of the differential equation for transverse vibrations of prismatic bars. Philos Mag (1921) 41(245):744−746.

[5] J.A. Loya, L. Rubio, J. Fernández-Sáez. Natural frequencies for bending vibrations of Timoshenko cracked beams. J Sound Vibration (2006) 290:640−653.

[6] N. Khaji, M. Shafiei, M. Jalalpour. Closed-form solutions for crack detection problem of Timoshenko beams with various boundary conditions. Int J Mech Sci (2009) 51:667−681.

[7] I. Elishakoff, F. Hache, N. Challamel. Critical contrasting of three versions of vibrating Bresse-Timoshenko beam with a crack. Int J Solids Struc (2017) 109:143−151.

[8] M.A. De Rosa, M. Lippiello, M.J. Maurizi, H.D. Martin. Free vibration of elastically restrained cantilever tapered beams with concentrated viscous damping and mass. Mech Research Comm (2010) 37:261−264.

[9] J.Z. Chen, Y.G. Wang. Free vibrations of a beam with elastic end restraints subject to a constant axial load. Arch Appl Mech (2013) 83:241−252.

[10] A.C. Batihan. Vibration analysis of cracked beams on elastic foundation using Timoshenko beam theory. Thesis to the graduate school of natural and applied science Middle East Technical University (2011).

[11] M.A. De Rosa, M. Lippiello. Closed-form solutions for vibrations analysis of cracked Timoshenko beams on elastic medium: An analytically approach. Engineering Structures (2021) 236:111946.

[12] H. Okamura, K. Watanabe, T. Takano. Applications of compliance concept in fracture mechanics, in: J.G. Kaufman (Ed.), Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, vol. 536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1973, pp. 423–438.

[13] T. Tharp. A finite element for edge-cracked beam columns. Int J Num Methods Engng (1987) 24:1941–1950.

[14] H. Tada, P. Paris, G. Irwin. The Stress Analysis of Cracks Handbook, second ed., Paris Productions, St. Louis (1985).

[15] S.P. Lele, S.K. Maiti. Modeling of transverse vibration of short beams for crack detection and measurement of crack extension. J Sound Vibration (2002) 257:559–583.

[16] H.P. Lin. Direct and inverse methods on free vibration analysis of simply supported beams with a crack. Engineering Structures (2004) 26:427–436.

ANÁLISIS DE ALTA RESOLUCIÓN DE LAS VARIABLES CINEMÁTICAS RELEVANTES EN CBT EN LA PUNTA DE UNA FISURA

Ezequiel A. Jáñez, Viktor Kharin, Jesús Toribio

[1]GIFIE Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural, Universidad de Salamanca
Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

Se ha encontrado que la velocidad de arrastre del carro de la máquina de ensayos influye de forma clara en la fractura en ambiente agresivo. No obstante, y a pesar de la importancia que parecen tener las variables cinemáticas en la descripción de los mecanismos de fractura por CBT, se ha encontrado un vacío en cuanto a publicaciones científicas se refiere que aborden el problema desde el punto de vista mecánico y las existentes exponen sus conclusiones sin centrarse en el problema cinemático que tiene lugar en el fondo de la fisura. Este estudio trata de describir las variables cinemáticas en la punta de una fisura que se consideran relevantes en los procesos de CBT. Así, se analizan las derivadas temporales de tensiones y deformaciones en distintas zonas de interés de la punta de fisura mediante un modelo de alta resolución aplicando el método de elementos finitos a una geometría que simula una probeta cilíndrica con una fisura de borde. Se presentan los resultados de las variables cinemáticas en la punta de una fisura incluyendo tanto la superficie de la fisura como la zona delante del frente la misma.

PALABRAS CLAVE: Variables cinemáticas, punta de la fisura, corrosión bajo tensión (CBT)

ABSTRACT

It has been found that the drag speed of the testing machine trolley clearly influences on environmentally assisted cracking. However, and despite the importance that kinematic variables seem to have in the description of EAC mechanisms, a gap has been found in terms of scientific publications that analyse the problem from a mechanical point of view and the existing ones they state their conclusions without focusing on the kinematic problem that takes place at crack tip. This paper tries to describe the kinematic variables at the crack tip that are considered relevant in EAC processes. Thus, the temporary derivatives of stresses and strains in different areas of interest of the crack tip are analysed by means of a high-resolution model applying the finite element method to a geometry that simulates a cylindrical specimen with an edge crack. The results of the kinematic variables at the crack tip are presented, including both the surface of the crack tip and the area in front of it.

KEYWORDS: Kinematic variables, crack tip, environmentally assisted cracking (EAC)

1. INTRODUCCIÓN

La Corrosión Bajo Tensión (CBT) es un fenómeno de rotura de gran interés debido al enorme gasto económico que supone y, también, a que se desconocen con detalle los mecanismos que gobiernan dicha fractura ya sea por Disolución Anódica Localizada (DAL) o por Fisuración asistida por Hidrógeno (FAH).

Se ha encontrado que la velocidad de arrastre del carro de la máquina de ensayos influye de forma clara en la fractura en ambiente agresivo [1]. Puesto que esta fractura se debe a un crecimiento subcrítico de la fisura se puede suponer que las variables mecánicas que afectan al fenómeno observado serán aquellas que tengan lugar en la zona de proceso de la punta de la fisura, incluyendo tanto la superficie de la fisura como la zona delante del frente de la fisura.

Así, la velocidad de deformación en la superficie de la punta de la fisura aparece en las ecuaciones velocidad de crecimiento de la fisura de los modelos de los procesos de CBT como una magnitud clave [2, 3]. En los procesos de DAL, la velocidad de deformación local, entendida en modo superficial, tiene que ver con la velocidad de disolución del material y con la velocidad de rotura de la capa de pasivación [4]. En fenómenos de FAH, las variables cinemáticas aparecen en los mecanismos de entrada y transporte de hidrógeno en la zona de proceso de fractura [5, 6]. No obstante, y a pesar de la importancia que parecen tener las variables cinemáticas en la descripción de los mecanismos de fractura por CBT se ha encontrado un vacío en cuanto a publicaciones científicas se refiere que aborden el problema desde el punto de vista mecánico [7].

Los estudios encontrados exponen sus conclusiones sin centrarse en aspectos como el conocimiento del problema cinemático que tiene lugar en el fondo de la fisura, e incluso sin definir rigurosamente la velocidad de deformación en dicha zona [8] u otras variables cinemáticas de interés.

Este trabajo estudia las variables cinemáticas en la punta de una fisura que se consideran relevantes en la fractura en régimen subcrítico por mecanismos de CBT en barras fisuradas de acero perlítico como las que se emplean en las armaduras activas para hormigón.

La situación analizada simula un redondo de acero perlítico usado ampliamente en ingeniería civil como acero de pretensado con una fisura de borde sometido a solicitación axial. El problema mecánico se ha traslado a la zona de dominio de K, de modo que el FIT representa el estado mecánico.

2. PLANTEAMIENTO

Se considera una placa con una fisura de borde en condiciones de deformación plana sometida a solicitación en modo I con plasticidad a pequeña escala.

El análisis de alta resolución que se lleva a cabo resuelve el problema de contorno elastoplástico en el planteamiento de grandes deformaciones mediante la aproximación numérica del MEF, aprovechando el código de un programa comercial. Así el problema de contorno presentará una doble no linealidad: derivada de la plasticidad y de las grandes deformaciones.

Modelo de fisura

Se va a modelizar la fisura como una microentalla de forma semicircular en su extremo y de radio muy pequeño, como aparece en otros estudios [9, 10]. El valor del radio (ρ_0=2,5 μm) se tomó de la literatura científica para aceros de alta resistencia [11]. Las razones para modelizar una fisura afilada en su configuración original de este modo fueron descritas en [9].

En la Figura 1 se puede ver un detalle de la modelización que se ha realizado de la fisura sobre la que se indican sus elementos relevantes y los sistemas de referencia empleados, tanto el cartesiano (x^*,y^*) como el polar (ρ,ψ) y dos sistemas de referencia adicionales con origen en la punta de la fisura punto A, en la configuración original (x,y) y en la configuración deformada (x^r,y^r). (Solamente se muestra la geometría de media fisura debido a la simetría respecto al eje x). El origen de coordenadas se ha fijado en el centro del arco de circunferencia de radio ρ_0 que define la microentalla y en la punta de la fisura respectivamente. También se indican sobre la Figura 1 varios lugares geométricos y puntos característicos de la fisura.

La *punta de la fisura* es la zona genérica en estudio que se muestra en la Figura 1, donde se dan los procesos de fractura en ambiente agresivo.

El *punto extremo de la fisura*, punto material A de la Figura 1, definido por las coordenadas (x^*=ρ_0, y^*=0).

La *zona delante del frente de la fisura* es el tramo de recta perpendicular al eje y cuyo origen es el punto extremo de la fisura, punto material A. Sus puntos pertenecen al eje de simetría de la fisura analizada y en ella los puntos del material se caracterizan por su coordenada y=0, al no estudiarse el caso en tres dimensiones.

La *superficie de la fisura* está definida por los límites del material en torno a la fisura. Tiene dos zonas bien delimitadas: una recta caracterizada por y=ρ_0=b_0/2, (donde b_0 representa la anchura de la fisura) y un arco de circunferencia caracterizado por el radio ρ=ρ_0, que se denominará *superficie del extremo de la fisura* comprendido entre los puntos A y F de la Figura 1.

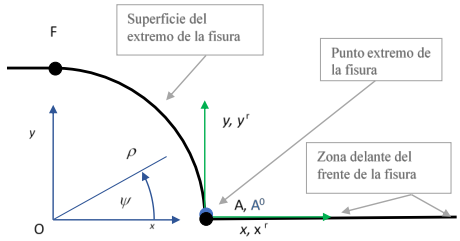


Figura 1. Detalle de la punta de la fisura y notación.

Variables cinemáticas en la punta de la fisura

Se van a presentar las variables cinemáticas en torno del extremo de la fisura que presentan interés desde el punto de vista de la CBT. En este marco, el interés principal, por un lado, se centra en la propia punta de la fisura como el lugar donde tienen lugar los procesos superficiales de DAL o de entrada de hidrógeno en FAH, es decir, son de interés las variables cinemáticas en la superficie del extremo de la fisura. De otro lado, los procesos de fractura en CBT dependen de la situación mecánica en la propia zona de proceso de fractura (ZPF) que se extiende delante de la punta de la fisura hacia una profundidad x_c [12]. En este caso, puesto que las variables mecánicas son funciones de la posición, se definen las variables relevantes en la punta de la fisura por su *valor medio espacial* a lo largo de un intervalo $0 \leq x \leq x_c$. Se ha tomado el valor x_c= 0,008 mm a partir de los estudios sobre resultados experimentales en aceros perlíticos sometidos a FAH similares a los utilizados en este trabajo [13, 14] donde se encontró que dicho valor parece representar una característica microestructural del proceso local de fractura de dichos aceros, siendo así representativo de la extensión de la ZPF. Se definen las siguientes variables cinemáticas:

Velocidad de deformación natural en el punto extremo de la fisura, punto A, que se denotará por $\dot{\varepsilon}$, siendo ésta la derivada temporal de la deformación natural longitudinal tangente a la superficie del extremo de la fisura en dicho punto. Dada la elección del sistema de

referencia y de la posición del punto material A, esta velocidad coincidirá con la velocidad de deformación longitudinal verdadera en la dirección y, $\dot{\varepsilon}_{yy}$. La deformación natural, también llamada logarítmica o verdadera [15], se define como

$$d\varepsilon = \frac{dL}{L}, \tag{1}$$

donde L es la longitud instantánea (actual) de una base de medida. La forma integral de la expresión anterior conduce a

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L} d\varepsilon = ln\left(\frac{L}{L_0}\right), \tag{2}$$

donde L_0 es la longitud inicial de la base de medida. Esta medida de la deformación de extensión presenta la ventaja de ser aditiva, es decir, se puede calcular la deformación total en un proceso incremental de carga mediante la suma de las deformaciones naturales parciales.

Velocidad del valor medio espacial de la deformación plástica equivalente en la zona delante del frente de la fisura, que se denotará por$< \dot{\varepsilon}_{eq}^{p} >_{xc}$, siendo ésta la derivada temporal del valor medio espacial de la deformación plástica equivalente sobre la longitud crítica x_c, que se corresponde con la profundidad del punto de máxima tensión hidrostática, en la configuración deformada, en el momento de fallo en FAH. El valor medio espacial de la deformación plástica equivalente se define como

$$< \varepsilon_{eq}^{p} >_{xc} = \frac{1}{x_c}\int_0^{x_c} \varepsilon_{eq}^{p}\, dx. \tag{3}$$

Velocidad de la tensión hidrostática en el punto extremo de la fisura, punto A, que se denotará por $\dot{\sigma} = d\sigma/dt$, siendo ésta la derivada temporal en dicho punto de la tensión hidrostática.

Velocidad del valor medio espacial de la tensión hidrostática en la zona delante del frente de la fisura, que se denotará por $< \dot{\sigma} >_{xc} = d < \sigma >_{xc}/dt$, siendo ésta la derivada temporal del valor medio espacial de la tensión hidrostática sobre la longitud crítica x_c, en la configuración deformada. Dicho valor medio espacial se obtiene a partir de

$$< \sigma >_{xc} = \frac{1}{x_c}\int_0^{x_c} \sigma\, dx. \tag{4}$$

Velocidad del valor medio espacial del gradiente de la tensión hidrostática en la zona delante del frente de la fisura, que se denotará por $d < \nabla\sigma >_{xc}/dt$ y tendrá el valor de

$$d < \nabla\sigma >_{xc}/dt = \frac{d(<\partial\sigma/\partial x>_{xc})}{dt}, \tag{5}$$

donde

$$< \nabla\sigma >_{xc} = \frac{1}{x_c}\int_0^{x_c} \frac{\partial\sigma}{\partial x} dx = \frac{\sigma(x_c)-\sigma(0)}{x_c}. \tag{6}$$

Velocidad del valor máximo de la componente de la tensión normal en el plano de la fisura delante del frente de la misma, que se denotará por $\dot{\sigma}_{yy+}$. Tendrá por valor

$$\dot{\sigma}_{yy+} = \frac{d\sigma_{yy+}}{dt}, \tag{7}$$

donde

$$\sigma_{yy+} = max\{\sigma_{yy}(x)\}. \tag{8}$$

Las magnitudes definidas como valor medio espacial en la zona delante del frente de la fisura, todas en la configuración deformada, guardan relación con los procesos de CBT en FAH, mientras que las definidas en la superficie de la fisura son relevantes tanto en FAH como en DAL.

Material y geometría

Se toma como material un acero perlítico usado como material base para la obtención de acero de pretensado. Las propiedades mecánicas se han tomado de [14]. La geometría a considerar es una placa rectangular con una fisura de borde de dimensiones largo (L)=375 mm, ancho (D)=1500 mm, con una relación de aspecto a/D = 0.2, donde a representa la longitud de la fisura. Para esta geometría la relación FIT con la tensión aplicada es K = $1.158\sigma\sqrt{(\pi a)}$. Se tendrá en cuenta que el modelo del material es independiente del tiempo como variable intrínseca, por no haber contribución viscosa. El enfoque del tratamiento numérico que se va a desarrollar en este trabajo se encuadra dentro de la escala de análisis de la Mecánica de Medios Continuos, i.e., no se tienen en cuenta los efectos de las inhomogeneidades a nivel microestructural, tales como dislocaciones, vacantes, intersticios, etc.

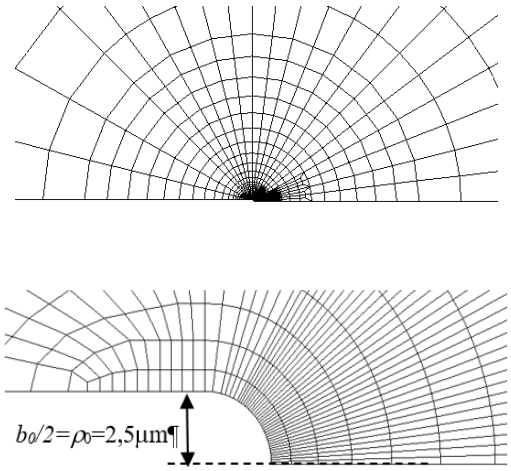


Figura 2. Detalles de la malla definida

Mallado

Para el programa de elementos finitos se ha tomado una malla como se muestra en la Figura 2. Se ha discretizado el dominio con elementos cuadriláteros de cuatro nodos. Se llegó a este diseño después de un análisis de convergencia respecto a la malla.

Solicitaciones

Al ser las variables cinemáticas una derivada temporal, los resultados buscados serán dependientes de la forma de solicitación (a lo largo del tiempo), al no haber contribución viscosa. Buscando dar una respuesta general para carga monótona, la simulación de los ensayos se desarrolla en términos exclusivamente de la magnitud de la carga aplicada. Así tensiones y deformaciones serán funciones de *K,* (al haber asegurado un cálculo en plasticidad a pequeña escala), pero sin relevancia alguna de su evolución en el transcurso del tiempo. Para mayor sencillez se toma una solicitación lineal. El FIT se puede asociar a un parámetro adimensional, *k*, de evolución de la solicitación, definiéndolo del modo siguiente:

$$k(t) = \frac{K(t)}{K_{IC}^{A0}}, \tag{9}$$

donde K_{IC}^{A0} es la tenacidad de fractura del material. Así, las soluciones generadas en términos de *k* se pueden convertir en las evoluciones durante el tiempo de duración *t* del ensayo simulado para toda trayectoria del FIT, *K = K(t)*, mediante el cambio de variable

$$\chi = \chi(k) \Rightarrow \chi(k(t)), \tag{10}$$

donde χ indica alguna magnitud genérica que representa tensiones o deformaciones relevantes en CBT. En consecuencia, las velocidades de las variables χ, siendo derivadas en función del tiempo del ensayo simulado, se obtienen para todo *K = K(t)* de modo que

$$\dot{\chi} = \frac{\partial \chi}{\partial t} = \frac{\partial \chi}{\partial k}\frac{dk}{dt} = \hat{\chi}\dot{k}. \tag{11}$$

Se empleará la notación $\dot{\chi}$ para expresar la *derivada temporal* de χ y se empleará la notación $\hat{\chi}$ para representar la *derivada respecto al parámetro de solicitación* de la variable mecánica genérica considerada, que sintetizará la información buscada respecto a las variables cinemáticas de este trabajo, es decir, se presentarán los resultados en términos de

$$\hat{\chi} = \frac{\partial \chi}{\partial k}, \tag{12}$$

de modo que aplicando la ecuación (11) se podrá obtener la variable cinemática requerida para una historia temporal de carga dada.

3. RESULTADOS

A continuación, desde la Figura 3 hasta la Figura 8, se muestran gráficamente los resultados, expresados como derivadas respecto al parámetro de solicitación, según expresión (12), que permitirán hallar las variables cinemáticas objeto de estudio bajo cualquier solicitación monótona, siguiendo el planteamiento expuesto en (11). Las gráficas de la Figura 3 y la muestran resultados en el punto extremo de la fisura, punto A, mientras que el resto de gráficas muestran los resultados en la zona delante del frente de la fisura que se ha definido previamente, en la configuración deformada.

Velocidad de deformación natural en el punto extremo de la fisura

En la Figura 3,siguiendo la metódica fijada en la ecuación (11), se muestran las derivadas respecto del parámetro de solicitación de la deformación plástica equivalente, de la deformación en la dirección *y*, de la deformación principal en el eje correspondiente, de la deformación elástica y de la deformación plástica en la dirección *y* que permiten según (11) obtener las distintas velocidades de deformación natural en el punto extremo de la fisura. Cabe observar que, salvo en los valores más bajos de *k*, las referidas a la deformación plástica en el eje *y*, a la deformación principal y a la deformación en el eje *y* siguen una misma evolución, resultando indistinto hablar de una u otra de ellas, salvo en los valores más pequeños de *k*. En el caso de la deformación equivalente varía debido a su propia definición al acumular varios sumandos positivos. Asimismo, se puede observar que la velocidad de deformación elástica es despreciable frente al resto, como era esperable dadas las condiciones del problema mecánico objeto de resolución.

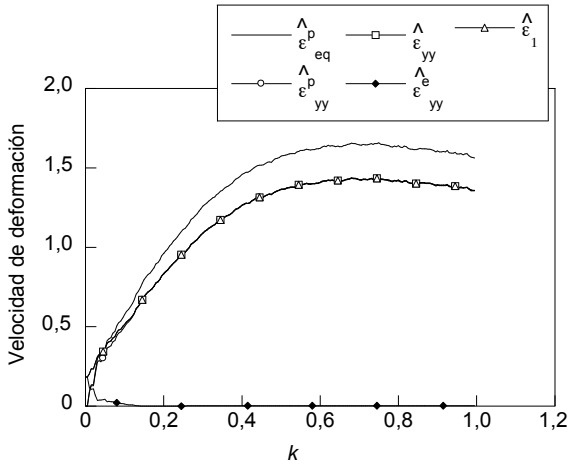


Figura 3. Derivadas respecto del parámetro de solicitación k de las deformaciones indicadas, en el punto A.

Velocidad de la tensión hidrostática en el punto extremo de la fisura

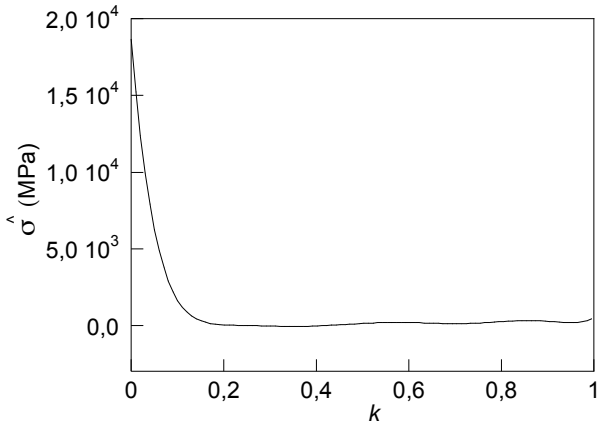


Figura 4. Derivada en función de k de la tensión hidrostática $\hat{\sigma}$ en el punto A.

Velocidad del valor medio delante del frente de fisura de la tensión hidrostática

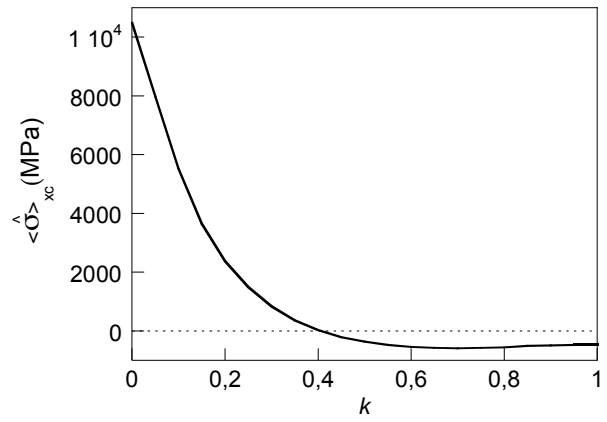


Figura 5 Derivada en función de k del valor medio espacial de la tensión hidrostática delante del frente de fisura, en la configuración deformada.

Velocidad del valor medio delante del frente de fisura del gradiente de tensión hidrostática

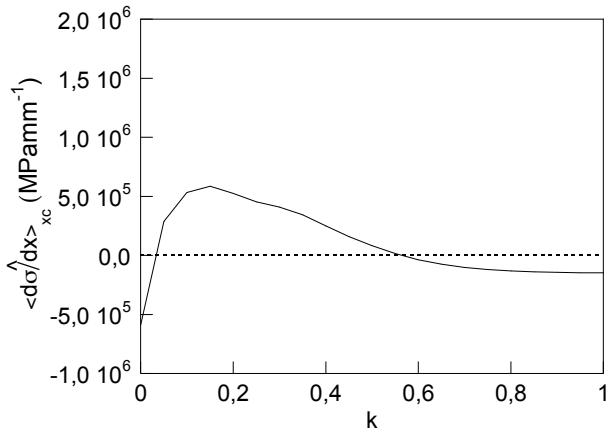


Figura 6. Derivada en función de k del valor medio espacial del gradiente de tensión hidrostática delante del frente de fisura, en la configuración deformada, en función de k.

Velocidad del valor medio delante del frente de fisura de la deformación plástica equivalente

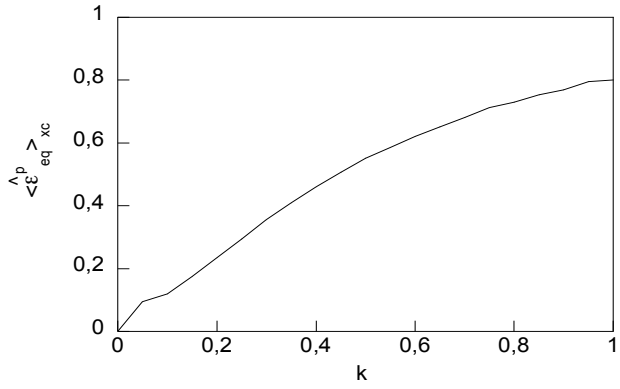


Figura 7. Derivada respecto de k del valor medio espacial de la deformación plástica equivalente delante del frente de fisura.

Velocidad del valor máximo de la componente de la tensión normal en el plano de la fisura delante del frente de la misma

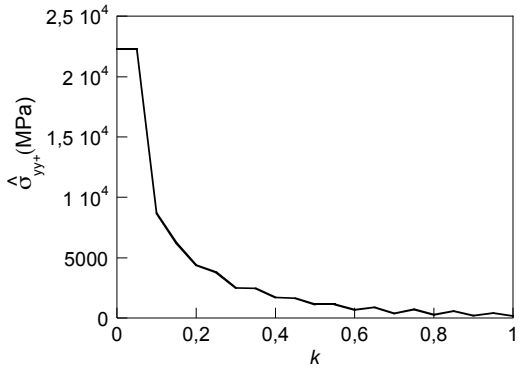


Figura 8. Derivada respecto a k del valor máximo de la componente de la tensión normal al plano de la fisura delante del frente de la misma, durante la solicitación monótona.

REFERENCIAS

[1] V. Sánchez-Gálvez, L. Caballero, M. Elices. The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete. *ASTM STP* (1985) 866: 428-436.

[2] R. Parkins. The application of stress corrosion crack growth kinetics to predicting lifetimes of structures. Corrosion Science (1989) 39:1687-1697.

[3] D.D. Macdonald, M. Urquidi-Mcdonald. Deterministic models for passivity breakdown. Corrosion Science (1990) 31: 425-430.

[4] S. Gavrilov, M. Vankeerberghen, G. Nelissen, J. Decoinck. Finite element calculation of crack propagation in type 304 stainless steel in diluted sulphuric acid solutions. Corrosion Science (2006) 49 : 980-999.

[5] J. Toribio. The role of crack tip strain rate in hydrogen assisted cracking. Corrosion Science (1997) 39:1687-1697.

[6] J. Toribio, V. Kharin. Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach. Nuclear Engineering and Design (1998) 182:149-163.

[7] A.P. Jivkov, P. Stahle. Strain-driven corrosion crack growth. A pilot study of intergranular stress corrosion cracking. Engineering Fracture Mechanics (2002) 69: 2095-2111.

[8] J. Congleton, T. Shoji, R.N. Parkins. The stress corrosion cracking of reactor pressure vessel steel in high temperature water. Corrosion Science (1985) 25: 633-650.

[9] R. Mcmeeking. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. Journal of the Mechanics and Physics of Solids (1977) 25:357-381.

[10] J. Toribio, V. Kharin. Role of fatigue crack closure stresses in hydrogen-assisted cracking. Advances in Fatigue Crack Closure Measurement and Analysis (1999). Second Volumne.

[11] K.J. Handerhan, W.M. Garrison Jr. A study of crack tip blunting and the influence of blunting behaviour on the fracture toughness of ultra high strength steels. Acta Metallurgica et Materialia (1992) 40:1337-1355.

[12] D. Broek. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht., 1991.

[13] J. Toribio, V. Kharin. Influence of cyclic preloading on the hydrogen degradation of materials. Materials Science (2002) 38:514-525.

[14] J. Toribio, V. Kharin. Role of crack tip mechanics in stress corrosion cracking of high-strength steels. International Journal of Fracture (2004) *126:* 57-62.

[15] V. Sánchez-Gálvez. Comportamiento plástico de materiales, Universidad Politécnica de Madrid, 1999.

[16] M. Toledano. Fatiga y fractura de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Tesis Doctoral. Universidad de La Coruña: La Coruña 1998.

[17] W. Johnson, P.B. Mellor. Engineering Plasticity. Ellis Horwood Ltd., Publishers, Chichester, 1983.

EXPRESIÓN ANALÍTICA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN EN LA SUPERFICIE DE LA PUNTA DE FISURA

Ezequiel A. Jáñez, Viktor Kharin, Jesús Toribio

GIFIE Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural, Universidad de Salamanca
Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

La velocidad de deformación en la punta de fisura es una variable de interés en los procesos de fractura por CBT. Sin embargo, la complejidad matemática de la resolución del problema de contorno (doble no linealidad) hace necesario el uso de métodos numéricos que, aunque ofrecen resultados aproximados para las variables mecánicas en estudio, dificultan el estudio de las variables obtenidas con relación a las variables de solicitación y a las propiedades del material, consumiendo asimismo un gran tiempo de modelización y cálculo. Este estudio analiza mediante un MEF de alta resolución, el campo de deformaciones en la punta de la fisura en función del FIT, definiendo rigurosamente la velocidad de deformación en la superficie de la fisura. A partir de los resultados obtenidos se establece una expresión matemática entre la velocidad de deformación local (punta de la fisura) y la variable cinemática de solicitación, en términos del FIT, que incluye las propiedades del material. Esta expresión analítica de la velocidad de deformación local podría arrojar luz sobre diversa fenomenología asociada a los procesos de fractura por CBT con solicitaciones dependientes del tiempo y también en aspectos observados en procesos de corrosión-fatiga.

PALABRAS CLAVE: Velocidad de deformación, corrosión bajo tensión (CBT), punta de la fisura.

ABSTRACT

The strain rate at the crack tip is a variable of interest in EAC processes. However, the mathematical complexity of solving the contour problem (double non-linearity) makes it necessary to use numerical methods that, although offering approximate results for the mechanical variables under study, they make it difficult to study the variables obtained in relation to the variables stress and material properties, also consuming a long time for modelling and calculation. Using a high-resolution FEM, this study analyses the deformation field at the crack tip as a function of the stress intensity factor, rigorously defining the deformation speed at the crack tip surface. From the results obtained, a mathematical expression is established between the local deformation speed (crack tip) and the stress kinematic variable, in terms of the SIF, which includes the properties of the material. This analytical expression of the local deformation rate could shed light on various phenomena associated with EAC processes applying time-dependent stresses and also on aspects observed in corrosion-fatigue processes.

KEYWORDS: Strain rate, environmentally assisted cracking (EAC), crack tip.

1. INTRODUCCIÓN

La CBT es un fenómeno de rotura de gran interés debido al enorme gasto económico que supone y, también, a que se desconocen con detalle los mecanismos que gobiernan dicha fractura ya sea por Disolución Anódica Localizada (DAL) o por Fisuración Asistida por Hidrógeno (FAH).

Se ha encontrado que la velocidad de arrastre del carro de la máquina de ensayos influye de forma clara en la fractura en ambiente agresivo [1]. Puesto que esta fractura se debe a un crecimiento subcrítico de la fisura se puede suponer que las variables mecánicas que afectan al fenómeno observado serán aquellas que tengan lugar en la zona de proceso de la punta de la fisura. Así, la velocidad de deformación en la superficie de la punta de la fisura aparece en las ecuaciones de predicción de vida (velocidad de crecimiento de la fisura) de los modelos de los procesos de CBT como una magnitud clave [2, 3]. En los procesos de DAL, la velocidad de deformación local, entendida en modo superficial, tiene que ver con la velocidad de disolución del material y con la velocidad de rotura de la capa de pasivación [4]. En fenómenos de FAH, la velocidad de deformación local en el extremo de la fisura controla la entrada y transporte de hidrógeno en dicho entorno local [5, 6]. No obstante, y a pesar de la importancia que parece tener la velocidad de deformación en la descripción de los mecanismos de fractura por CBT se ha encontrado un vacío en cuanto a publicaciones científicas se refiere que aborden el problema desde el punto de vista mecánico [7].

Los estudios encontrados exponen sus conclusiones sin centrarse en aspectos como el conocimiento del problema cinemático que tiene lugar en el fondo de la fisura, e incluso sin definir rigurosamente la velocidad de deformación en dicha zona [8].

En este trabajo se trata, mediante un MEF, de obtener el campo de deformaciones en la superficie de la punta de la fisura y obtener la velocidad de deformación ante solicitaciones monótonas. Se ha encontrado una expresión analítica que involucra la función temporal de solicitación en términos del FIT y las propiedades del material. La situación analizada simula un redondo de acero perlítico usado ampliamente en ingeniería civil como acero de pretensado con una fisura de borde sometido a solicitación axial. El problema mecánico se ha traslado a la zona de dominio de K, de modo que el FIT de tensiones representa el estado mecánico.

2. PLANTEAMIENTO

Se considerará una fisura en condiciones de deformación plana sometida a solicitación en modo I con plasticidad a pequeña escala, es decir, con dominio del FIT. El análisis de alta resolución llevado a cabo resuelve el problema de contorno elastoplástico en el planteamiento de grandes deformaciones mediante la aproximación numérica del MEF aprovechando el código de un programa comercial. Así el problema de contorno presenta una doble no linealidad, de un lado derivada de la plasticidad y de otro de las grandes deformaciones.

Velocidad de deformación en la punta de la fisura

Conviene definir con claridad las magnitudes que se van a abordar en este trabajo:
La *velocidad de deformación natural en el punto extremo de la fisura,* en el punto material A de la figura 1, que se denotará por $\dot{\varepsilon}$, siendo ésta la derivada temporal de la deformación natural longitudinal tangente a la superficie del extremo de la fisura en dicho punto. Dada la elección del sistema de referencia y de la posición del punto material A, esta velocidad en este punto coincidirá con la velocidad de deformación longitudinal verdadera en la dirección y, $\dot{\varepsilon}_{yy}$. La deformación natural, también llamada logarítmica o verdadera [9], se define como

$$d\varepsilon = \frac{dL}{L}, \qquad (1)$$

donde L es la longitud instantánea (actual) de una base de medida. La forma integral de la expresión anterior conduce a

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L} d\varepsilon = ln\left(\frac{L}{L_0}\right), \qquad (2)$$

donde L_0 es la longitud inicial de la base de medida. Esta medida de la deformación presenta la ventaja de ser aditiva, es decir, se puede calcular la deformación total en un proceso incremental de carga mediante la suma de las deformaciones naturales parciales.

Velocidad de deformación ingenieril en el punto extremo de la fisura, punto material A de la figura 1, que se denotará por $\dot{e}$, siendo ésta la derivada temporal en dicho punto de la deformación ingenieril. La deformación ingenieril se define como

$$e = \frac{L-L_0}{L_0}, \qquad (3)$$

relacionada con la deformación natural [10] por

$$\varepsilon = ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = ln(1+e) \qquad (4)$$

Modelo de fisura

Se va a modelizar la fisura como una microentalla de forma semicircular en su extremo y de radio muy pequeño, como aparece en otros estudios [11, 12]. El valor del radio (ρ_0=2,5 μm) se tomó de la literatura científica para aceros de alta resistencia [13]. Las razones para modelizar una fisura afilada en su configuración original de este modo fueron descritas en [11].

En la figura 1 se puede ver un detalle de la modelización que se ha realizado de la fisura sobre la que se indican sus elementos relevantes y los sistemas de referencia empleados, tanto el cartesiano (x,y) como el polar (ρ,ψ).

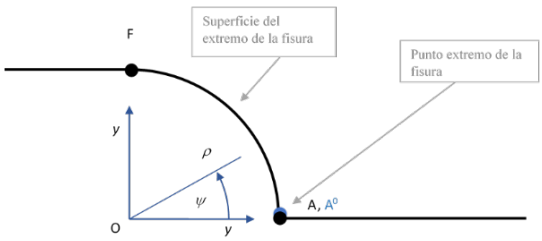


Figura 1. Detalle de la punta de la fisura

Solamente se muestra la geometría de la mitad superior de la fisura, debido a la simetría respecto al eje x en el caso de solicitación en modo I, objeto de estudio. El origen de coordenadas se ha fijado en el centro del arco de circunferencia de radio ρ_0 que define la microentalla. También se indican sobre la figura 1 varios lugares geométricos y puntos característicos de la fisura: la *punta de la fisura* es la zona genérica en estudio que se muestra en la Figura 1 donde se dan los procesos de fractura en ambiente agresivo; el *punto extremo de la fisura*, punto material A de la figura 1, definido por las coordenadas (x =ρ_0, y=0); la *superficie del extremo de la fisura* es un arco de circunferencia caracterizado por el radio ρ=ρ_0, comprendido entre los puntos A y F de la

figura 1. En los cálculos se evaluarán las deformaciones en A mediante los valores en A^0, nodo más próximo a A, situado en la superficie de la fisura, bajo un ángulo polar ψ = 1,65º.

Material y geometría

Se toma como material un acero perlítico usado como material base para la obtención de acero de pretensado. Las propiedades mecánicas se han tomado de la literatura científica relativa a estos aceros [14]. La geometría a considerar es una placa rectangular con una fisura de borde de dimensiones largo (*L*)=375 mm, ancho (*D*)=1500 mm, con una relación de aspecto *a/D* = 0.2, donde *a* representa la longitud de la fisura. Para esta geometría la relación FIT con la tensión aplicada es K = $1.158\sigma\sqrt{(\pi a)}$. Se tendrá en cuenta que el modelo del material es independiente del tiempo como variable intrínseca, por no haber contribución viscosa. El enfoque del tratamiento numérico que se va a desarrollar en este trabajo se encuadra dentro de la escala de análisis de la Mecánica de Medios Continuos, i.e., no se tienen en cuenta los efectos de las posibles inhomogeneidades que puede presentar el material a nivel microestructural, tales como pueden ser las debidas a dislocaciones, vacantes, intersticios, etc.

Mallado

Para el programa de elementos finitos se ha tomado una malla de alta resolución, como se muestra en la figura 2. Se ha discretizado el dominio tomando elementos cuadriláteros de cuatro nodos. Se llegó a este diseño después de un análisis de convergencia respecto a la malla.

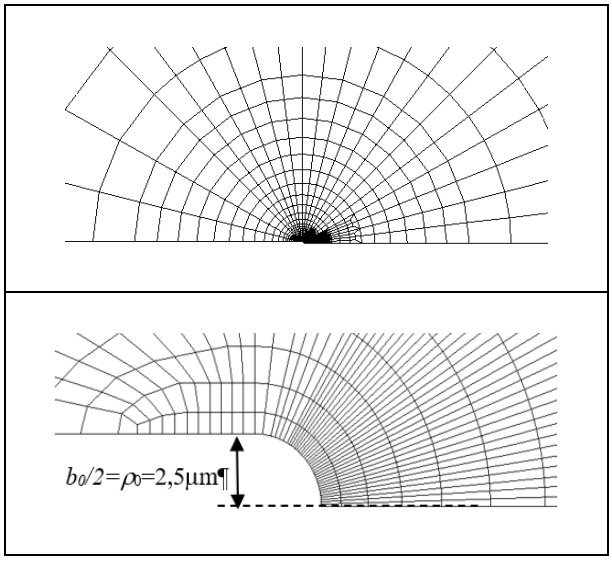


Figura 2. Detalles de la malla definida

Solicitaciones

Al ser la velocidad de deformación una derivada temporal, su resultado dependerá de la forma de solicitación a lo largo del tiempo. Ahora bien, se tendrá en cuenta que el modelo del material es independiente del tiempo como variable intrínseca, por no haber contribución viscosa. La simulación de los ensayos, por lo tanto, se desarrolla en términos exclusivamente de la magnitud de la carga aplicada. Así tensiones y deformaciones serán funciones de *K*, pero sin relevancia alguna de su evolución en el transcurso del tiempo. Para mayor sencillez se tomará una solicitación lineal. El FIT se puede asociar a un parámetro adimensional *k* de evolución de la solicitación, definiéndolo del modo siguiente:

$$k(t) = \frac{K(t)}{K_{IC}^{A0}}, \qquad (5)$$

donde K_{IC}^{A0} es la tenacidad de fractura del material.

3. EXPRESIÓN DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN NATURAL

La deformación de interés en la superficie de la fisura es la deformación ε según la dirección tangente al propio perfil del extremo de la fisura. En el caso del punto extremo de la fisura, (punto material A), como se ha visto dicha deformación será la misma que la deformación normal en el plano de la fisura y la misma que la deformación principal, cumpliéndose en dicho punto $\varepsilon = \varepsilon_{yy} = \varepsilon_1$. Se ha observado que la deformación principal ε_1 se mantiene prácticamente constante en una zona en torno al punto extremo de la superficie de la fisura ($0 \leq \psi < 30^o$) y además, que dicha deformación principal es tangente a la superficie de la fisura ($0 \leq \psi < 45^o$). Por todo ello en los puntos de la superficie de la fisura cuyo ángulo polar cumple $0 \leq \psi < 30^o$ se puede obtener la deformación en la dirección tangente a partir del valor de la deformación normal ε_{yy} o de la deformación principal ε_1 en el punto extremo de la fisura. Algunos autores [8] utilizaron el CTOD (*crack tip opening displacement*) para estimar la deformación en la punta de la fisura e_{CT} de forma que

$$e_{CT} = \frac{CTOD}{\square_0}, \qquad (6)$$

donde $\square_0$ es un parámetro característico de dimensionalidad de longitud y CTOD es el desplazamiento de apertura de la fisura en su punta.

Además, se ha estudiado [11, 15] el campo de desplazamientos en torno a la punta de una fisura afilada o redondeada para un material elastoplástico con o sin endurecimiento por deformación bajo plastificación a pequeña escala solicitada en modo I. Relativo al CTOD, definido a través del desplazamiento

del punto F normal al plano de la fisura, $u_y(F)$, se encontró que

$$\frac{\delta_t}{2} = \omega_F(1-\nu^2)\frac{K^2}{E\sigma_Y}, \quad (7)$$

siendo δ_t dicho CTOD tal que se cumple que $\delta_t = 2u_y(F)$ y ω_F una constante adimensional que dependerá del endurecimiento por deformación que presente el material y del cociente E/σ_Y [11].

Cabe esperar que una relación similar a la expresada en la ecuación (7) para el punto F de la figura 1 (con el valor correspondiente de la constante adimensional ω_F) tenga lugar en otros puntos de la superficie del extremo de la fisura más próximos al punto material A. El desplazamiento en la dirección y del punto A es nulo (por simetría) en todo momento del proceso de carga. Por ello con motivo de tomar un punto lo más próximo posible a dicho punto material A se tomó el punto material A^0 correspondiente al nodo disponible más próximo al punto A sobre la superficie de la fisura.

Así se obtuvo el cociente entre el desplazamiento normal al plano de la fisura en los puntos materiales A^0 y F y la coordenada inicial y de dichos puntos (en ausencia de solicitación) $u_y(A^0,F)/y_0(A^0,F)$ a lo largo del proceso de carga monótona y se representó frente a $(1-\nu^2)K^2/\rho_0 E\sigma_Y$, como se puede ver en la Figura 3. Se aprecia en dicha figura que ambas gráficas presentan una relación prácticamente lineal, salvo para los primeros instantes del proceso de carga, siendo mayor en el punto A^0 que en el punto F. Las pendientes de las rectas de ajuste representadas en la Figura 3 son $\omega_{A^0} = 0{,}24$ y $\omega_F = 0{,}18$ correspondientes a los puntos A^0 y F respectivamente.

Para los puntos de la superficie de la fisura muy próximos al punto material A el cociente u_y/y_0 se puede tomar como una estimación de la deformación ingenieril total (plástica más elástica) en el punto A. Dicha estimación será mejor a medida que el ángulo polar $\psi \to 0$. Así, se tomará el cociente $u_y(A^0)/y_0(A^0)$ como una estimación de la deformación ingenieril en el punto A,

$$e(A) = e_{yy}(A) \approx \frac{u_y(A^0)}{y_0(A^0)} \approx \omega_{A^0}(1-\nu^2)\frac{K^2}{E\sigma_Y\rho_0}. \quad (8)$$

Agrupando los términos constantes en el proceso de solicitación de modo que

$$\varphi = \omega_{A^0}\frac{(1-\nu^2)}{E\sigma_Y\rho_0}, \quad (9)$$

se obtiene la expresión

$$e(A) \approx \varphi K^2, \quad (10)$$

donde el valor $\varphi = 6{,}464\ 10^{-16} Pa^2 m$, para el material A0.

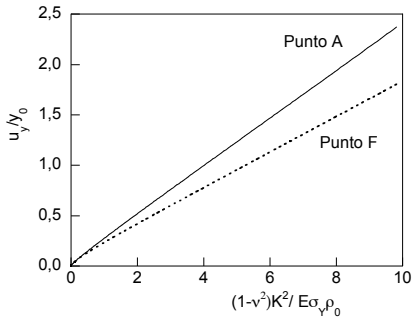


Figura 3. Cociente entre el desplazamiento normal al plano de la fisura y la posición inicial en la dirección y a lo largo del proceso de carga monótono en los puntos indicados en torno a la punta de la fisura (puntos A y F; cf. Figura 1).

Por otra parte, el planteamiento de los problemas de contorno de tipo elastoplástico de sólidos para el cálculo de tensiones y deformaciones, en el marco de la teoría incremental de plasticidad, opera con las magnitudes incrementales de las componentes del tensor de deformaciones, lo que conlleva el uso natural de las deformaciones acumuladas de la deformación a lo largo de toda la historia de solicitación, es decir,

$$\underline{\varepsilon} = \int d\,\underline{\varepsilon}, \quad (11)$$

donde $\underline{\varepsilon}$ representa el tensor de deformaciones y $d\underline{\varepsilon}$ el tensor de sus incrementos. Para unificar las medidas de deformaciones que provienen de la solución directa del problema de contorno con elastoplasticidad y de la estimación de la deformación en la punta de la fisura a través de los desplazamientos (8) con el fin de analizar la posibilidad de utilizar dicha estimación para evaluar la deformación de interés, hay que considerarla en términos de la deformación natural según la relación (4), *i.e.,*

$$\varepsilon_\delta = ln(1+\frac{u_y(A^0)}{y_0(A^0)}), \quad (12)$$

donde se ha denominado ε_δ a la estimación de la deformación natural en el punto extremo de la fisura a partir de los desplazamientos relativos de determinados puntos materiales obtenidos a partir de resultados MEF de dichos desplazamientos. Conviene dejar clara la diferencia entre esta estimación de la deformación natural $\hat{\varepsilon}_\delta$ y la deformación natural ε directamente obtenida del campo de deformaciones $\underline{\varepsilon}$ como solución del problema de contorno aproximado mediante el MEF. Así se tendrá que

$$\varepsilon \approx \varepsilon_\delta = ln(1+\omega_{A^0}(1-\nu^2)\frac{K^2}{E\sigma_Y\rho_0}). \quad (13)$$

Derivando respecto al tiempo en (13) se obtiene la estimación de la velocidad de deformación natural en el punto extremo de la superficie de la fisura

$$\dot{\varepsilon} \approx \dot{\varepsilon}_\delta = \frac{d\varepsilon_\delta(K)}{dt} = \frac{2\omega_{A^0}\frac{(1-\nu^2)}{E\sigma_Y r_0}K}{1+\omega_{A^0}\frac{(1-\nu^2)}{E\sigma_Y r_0}K^2}\dot{K}, \qquad (14)$$

que expresado en términos del FIT adimensional k conduce a

$$\hat{\varepsilon} \approx \hat{\varepsilon}_\delta = \frac{d\varepsilon_\delta}{dk} = \frac{2\omega_{A^0}\frac{(1-\nu^2)}{E\sigma_Y r_0}K_{IC}^{A0}k}{1+\omega_{A^0}\frac{(1-\nu^2)}{E\sigma_Y r_0}\left(K_{IC}^{A0}\right)^2k^2}. \qquad (15)$$

Si en la expresión (4) se sustituye la deformación ingenieril por su valor estimado dado por la ecuación (10) se obtiene

$$\varepsilon_\delta = ln(1+\varphi K^2), \qquad (16)$$

y la fórmula (14) se podrá expresar como

$$\dot{\varepsilon} \approx \dot{\varepsilon}_\delta = \frac{2\varphi K}{1+\varphi K^2}\dot{K} \qquad (17)$$

En la figura 4 (a) se muestran las derivadas respecto al parámetro de solicitación de la deformación natural total (elástica más plástica) en la punta de la fisura (obtenida de forma aproximada $\hat{\varepsilon}_\delta$ según (15) a partir del campo de desplazamientos resultado de la solución mediante MEF del problema elastoplástico de contorno) y de la deformación natural total ε (obtenida a partir del campo de deformaciones hallado de la solución directa mediante MEF del problema elastoplástico en cuestión).

Se observan pequeñas diferencias, principalmente para los valores más pequeños del parámetro *k,* lo cual se pone de manifiesto en la figura 4 (b) donde se representa el cociente entre las derivadas de la deformación en cuestión obtenidas de forma aproximada a partir del campo de desplazamientos y a partir del campo de deformaciones locales respectivamente, siendo ambas resultado de la simulación realizada mediante el MEF.

En la Figura 4(b), se ha incluido, además, como referencia una línea horizontal de ordenada unidad. Se observa que para los valores más pequeños del parámetro de solicitación la desviación respecto de la línea de referencia es grande, indicando diferencias grandes entre las derivadas de la deformación en cuestión. Una explicación para esta diferencia se basa en que la relación mostrada en la figura 3 no es lineal para los valores más pequeños del FIT.

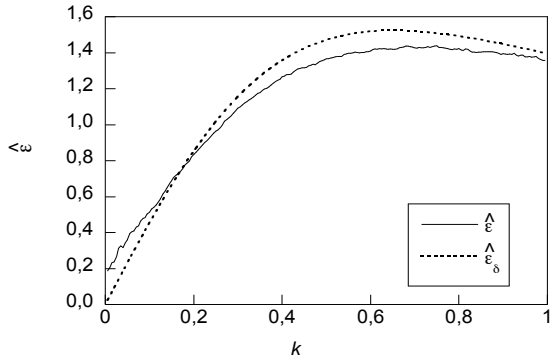


Figura 4. Derivada respecto al parámetro de solicitación de la deformación en la punta de la fisura aproximada a partir del campo de desplazamientos $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}_{\boldsymbol{\delta}}$ *y la que corresponde a la solución para el campo de deformaciones del problema de contorno analizado* $\hat{\boldsymbol{\varepsilon}}$ *durante la solicitación monótona.*

Se ha probado que la deformación natural tangente a la superficie de la fisura en la punta de la misma ε se puede evaluar a partir del campo de desplazamientos en puntos muy próximos al punto extremo de la superficie de la fisura. También se podría realizar dicha evaluación a partir del CTOD, pues a la vista de la Figura 3 existe una relación prácticamente proporcional entre el desplazamiento normal del punto F y el mismo desplazamiento en el punto A^0. Es decir, en la práctica no es necesario hacer el planteamiento elastoplástico con doble no linealidad con simulación del MEF, sino basta con conocer el CTOD durante el proceso de carga monótona, pues

$$e_{yy}(A) \approx \frac{u_y(A^0)}{y_0(A^0)} = \frac{u_y(F)}{y_0(F)}\frac{\omega_{A^0}}{\omega_F} = \frac{CTOD}{2\rho_0}\omega, \qquad (18)$$

Donde $\omega = \omega_{A^0}/\omega_F$ se supone constante para distintas propiedades mecánicas por la autosemejanza de desplazamientos que se da en la punta de la fisura [11]. Como ya se ha indicado, respecto al CTOD existen estudios [11] que dan su valor en función del FIT durante carga monótona para diferentes cocientes

(E/σ_Y) y distinto grado de endurecimiento por deformación, lo que permite simplificar en gran modo la determinación de la velocidad de deformación al trasladar dicho problema a otro ya resuelto en la literatura científica.

4. CONCLUSIÓN

La gráfica de la Figura 4(a) resulta ser interesante a la hora de interpretar, a la luz de la velocidad de deformación local en el punto extremo de la fisura, los datos encontrados en aceros de pretensado [1], en el sentido de que existe una velocidad de solicitación en la que los efectos de la CBT en régimen anódico (DAL) son máximos, obteniéndose un mínimo en la representación del cociente entre la carga de rotura en ambiente agresivo y la carga de rotura en aire en función de la velocidad de solicitación. Es conocido que los fenómenos de CBT por el mecanismo DAL tienen lugar dentro de unos valores críticos de la velocidad de deformación [16]. Así, parece lógico pensar, a la vista del estancamiento mostrado por la velocidad de deformación mostrado en la Figura 4(a), que en función de la velocidad de aplicación de la carga tendrá lugar una mayor incidencia del fenómeno de CBT, pues durante un mayor periodo de tiempo la velocidad de deformación se encuentra entre la banda limitada por las velocidades de deformación críticas.

REFERENCIAS

[1] V. Sánchez-Gálvez, L. Caballero, M. Elices. The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete. *ASTM STP* (1985) 866: 428-436.

[2] R. Parkins. The application of stress corrosion crack growth kinetics to predicting lifetimes of structures. Corrosion Science (1989) 39:1687-1697.

[3] D.D. Macdonald, M. Urquidi-Mcdonald. Deterministic models for passivity breakdown. Corrosion Science (1990) 31: 425-430.

[4] S. Gavrilov, M. Vankeerberghen, G. Nelissen, J. Decoinck. Finite element calculation of crack propagation in type 304 stainless steel in diluted sulphuric acid solutions. Corrosion Science(2006) 49 : 980-999.

[5] J. Toribio. The role of crack tip strain rate in hydrogen assisted cracking. Corrosion Science (1997) 39:1687-1697.

[6] J. Toribio, V. Kharin. Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach. Nuclear Engineering and Design (1998) 182:149-163.

[7] A.P. Jivkov, P. Stahle. Strain-driven corrosion crack growth. A pilot study of intergranular stress corrosion cracking. Engineering Fracture Mechanics (2002) 69: 2095-2111.

[8] J. Congleton, T. Shoji, R.N. Parkins. The stress corrosion cracking of reactor pressure vessel steel in high temperature water. Corrosion Science (1985) 25: 633-650.

[9] V. Sánchez-Gálvez. Comportamiento plástico de materiales, Universidad Politécnica de Madrid, 1999.

[10] W. Johnson, P.B. Mellor. Engineering Plasticity. Ellis Horwood Ltd., Publishers, Chichester, 1983.

[11] R. Mcmeeking. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. Journal of the Mechanics and Physics of Solids (1977) 25:357-381.

[12] J. Toribio, V. Kharin. Role of fatigue crack closure stresses in hydrogen-assisted cracking. Advances in Fatigue Crack Closure Measurement and Analysis (1999). Second Volume.

[13] K.J. Handerhan, W.M. Garrison Jr. A study of crack tip blunting and the influence of blunting behaviour on the fracture toughness of ultra high strength steels. Acta Metallurgica et Materialia (1992) 40:1337-1355.

[14] M. Toledano. Fatiga y fractura de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Tesis Doctoral. Universidad de La Coruña: La Coruña 1998.

[15] D. Broek. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht., 1991.

[16] C. Tyzack. A theory of stress corrosion. International Journal of Pressure Vessels and Piping (1983) 12:141-166.

OBTENCIÓN DE LA FORMA ESTABLE DE CRECIMIENTO DE GRIETA MEDIANTE MODELOS NUMÉRICOS E INTELIGENCIA ARTIFICIAL

M. Martin[1], M. Muniz-Calvente[1], H. Zabala[2], F. de la Roza[1], G. Calvin[2], A. Álvarez-Vázquez[1], M. Escalero[2]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación

Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo

Campus de Viesques, 33206, Asturias, España

[2] Centro tecnologico de investigación Ikerlan,

Basque Research and Technology Alliance (BRTA),

Po J.M. Arizmendiarreta, 2, 20500 Arrasate-Mondragón, Spain

RESUMEN

Es comúnmente aceptado que la evolución del frente de grieta durante el crecimiento por fatiga posee una fase inicial transitoria (grieta corta), una fase estable (gran parte del crecimiento) y una fase final (asociada a la reducción del ligamento remanente). La literatura contempla diferentes enfoques que van desde la consideración de un frente recto que avanza sin modificación de forma, (la mayoría de modelos analíticos o numéricos 2D), hasta modelos tridimensionales que incluyen la evolución de la forma del frente de grieta de manera intrínseca en sus cálculos. Sin embargo, estos modelos no recogen comparativas a lo largo del frente de grieta entre el valor del parámetro crítico asociado a la propagación (Δk, $\Delta CTOD\ldots$) y los valores que conducirían a una propagación estable. En este trabajo, se presenta un modelo basado en la utilización de redes neuronales y modelos por elementos finitos para generar metamodelos que predigan la geometría del frente de grieta en condiciones de crecimiento por fatiga estables. Es posible diferenciar las distribuciones que tomarían los parámetros críticos de crecimiento de grieta a lo largo del frente, así como diferenciar cuales son más adecuados comparando la forma de grieta estable y la experimental, observando las líneas de playa.

PALABRAS CLAVE: Fatiga, crecimiento de grieta, frente de grieta, factor intensidad de tensiones

ABSTRACT

It is commonly accepted that the shape of the crack front during induced fatigue crack growth is characterized by three phases: an initial transitional phase (short crack), a stable phase (most of the growth stage) and a final phase (associated to the remanent ligament). In the literature, there are different approaches related to the geometrical shape of crack front that must be considered for predicting fatigue crack growth. Said approaches, vary from the consideration of straight crack fronts advancing with an unaltered shape (i.e., most analytic or 2D numeric models) to 3D model calculations which intrinsically include crack front shape evolution. However, these models do not achieve a comparison across the crack front, between the critical parameter associated to the propagation (Δk, $\Delta CTOD\ldots$) and the values leading to a stable crack propagation. In this paper, a model based on neural networks and finite element calculations is proposed to produce metamodels allowing for the prediction of crack front geometries under stable fatigue growth conditions. The model proposed can predict the stabilization of the crack front shape during fatigue, for different fatigue crack growth parameters, also helping to evaluate the parameter adequacy, through comparisons between stable crack shapes and experimental results.

KEYWORDS: fatigue, crack growth, crack front, stress intensity factor

1. INTRODUCCIÓN

Los componentes y estructuras sometidos a cargas cíclicas son susceptibles de presentar daño por fatiga, lo que conduce a la aparición de grietas, las cuales comúnmente emanan de defectos intrínsecos del material o asociados a concentradores de tensiones inducidos por el proceso de fabricación. Estas grietas pueden propagarse durante la vida útil de los componentes, por lo que es necesario monitorizar su crecimiento y tener herramientas adecuadas para su predicción de vida remanente, con el objetivo de tomar decisiones RUN/REPEAR/REPLACE (3R) adecuadas.

Con el objetivo de llevar a cabo dichas predicciones de vida a fatiga, la norma ASTM-E647 [1] establece los

criterios para llevar a cabo la caracterización de las curvas de crecimiento de grieta, las cuales relacionan la velocidad de crecimiento de grieta (da/dN) con un parámetro crítico, como puede ser el rango del factor intensidad de tensiones (ΔK). La norma ASTM-E647 establece también que se debe llevar a cabo un ensayo con una probeta de tensión compacta (CT), entallada y sometida a una carga cíclica (ΔF), registrando la carga aplicada y la apertura de los labios de la entalla, conocida como *Crack Mouth Opening Displacement* (CMOD). A partir de ambas variables es posible obtener valores de ΔK y da/dN de manera analítica. Sin embargo, cabe mencionar que las ecuaciones planteadas en la normativa para la obtención de da/dN y ΔK a partir del CMOD y ΔF están basadas en desarrollos bidimensionales, por lo que proporcionan un único valor de estos parámetros para cada instante de tiempo, despreciando tanto la forma del frente de grieta como la variabilidad de ΔK a lo largo del mismo, inducida por la triaxialidad y constricción en el espesor.

Desde el punto de vista de la utilización de las curvas da/dN - ΔK para llevar a cabo predicciones de crecimiento de grieta en componentes reales, existen multitud de aproximaciones, modelos y enfoques en la literatura, abarcando desde la consideración de un frente recto que avanza sin modificación de forma, (la mayoría de modelos analíticos o numéricos 2D), hasta modelos tridimensionales que incluyen la evolución de la forma del frente de grieta de manera intrínseca en sus cálculos. Sin embargo, no se han encontrado estudios en la literatura destinados a definir la relación inequívoca que debería existir entre el valor del factor intensidad de tensiones a lo largo del frente de grieta y la forma del frente de grieta en un crecimiento estacionario (sin evolución de forma). Por este motivo, este artículo se centra en discutir las incongruencias que pueden existir en la aplicación de curvas de crecimiento de grieta extraídas bajo condiciones planas (2D), basándose en ecuaciones analíticas propuestas en normativas, para la predicción del crecimiento de grieta a nivel local a lo largo de un frente de grieta tridimensional (3D). De igual modo, se presenta una discusión sobre la relación existente entre la forma del frente de grieta y la variabilidad del rango del factor intensidad de tensiones a lo largo del mismo, haciendo especial hincapié en las incongruencias que existen en algunos casos, como la consideración de frentes de grieta rectos.

Además, se presenta una metodología que permite estimar la forma de grieta estable que garantiza una compatibilidad con el valor del rango del factor intensidad de tensiones a lo largo del frente de grieta. Finalmente, se ilustra la aplicación de dicha metodología con un ejemplo práctico, se presentan y discuten los resultados y se enumeran las principales conclusiones de este trabajo.

2. MOTIVACIÓN Y OBJETIVOS DEL ESTUDIO

2.1. Evidencias de las limitaciones de los modelos bidimensionales

Existen multitud de trabajos en la literatura que muestran la variabilidad del rango del factor intensidad de tensiones a lo largo del frente de grieta [2,3]. Por tanto, las curvas de propagación da/dN *vs.* ΔK no deberían ser determinadas en base a una aproximación bidimensional, ya que atribuye un único valor de velocidad y ΔK a todo el frente de la grieta. Si bien es cierto que desde un punto de vista ingenieril y práctico esta solución es adecuada, desde una perspectiva científica existen evidencias de que la caracterización no debería hacerse bajo condiciones bidimensionales, ya que los resultados pueden ser discutibles a la hora de determinar un comportamiento intrínseco de un material de manera inequívoca e independiente de la geometría.

2.2. Incongruencias en la consideración de crecimiento de grieta estable con frente de grieta recto

En la literatura es habitual encontrar trabajos que toman como hipótesis de partida un frente de grieta tridimensional con forma recta que propaga sin evolución de forma, es decir, de manera paralela. Aunque es cierto que estos modelos pretenden ser más avanzados que los bidimensionales discutidos en el apartado anterior, ya que persiguen obtener la distribución de los parámetros críticos de propagación a lo largo del frente de grieta incluyendo efectos de triaxialidad y constricción, los resultados obtenidos deberían ser cuestionados porque en ellos subyace una contradicción: si existe una variabilidad del parámetro crítico de propagación (p.ej. ΔK) a lo largo del frente de grieta, la forma del frente no puede permanecer inalterada. Se deberá producir un crecimiento de grieta mayor en las zonas en las que el parámetro crítico alcance valores más altos, y un crecimiento de grieta menor en las zonas en las que el parámetro crítico sea menor. Adicionalmente, las evidencias experimentales demuestran que es muy extraño encontrar frentes de grieta perfectamente rectos que se propaguen sin evolución de forma, ya que las líneas de playa observadas durante las etapas de crecimiento de grieta suelen presentar típicamente formas semielípticas.

2.3. Incongruencias entre el valor del parámetro crítico a lo largo del frente de grieta y la forma de grieta

Es comúnmente aceptado que la evolución del frente de grieta durante el crecimiento por fatiga posee una fase inicial transitoria (grieta corta), una fase estable (gran parte del crecimiento) y una fase final (asociada a la reducción del ligamento remanente). Con el fin de reducir el coste computacional, es habitual encontrar en la literatura modelos tridimensionales que se centran en el estudio de la fase de crecimiento estable, es decir, aquella en la que la forma del frente de grieta permanece prácticamente inalterada, por lo que pueden preestablecerse formas de grieta (generalmente semielípticas) que no evolucionan [3,4-6] durante la propagación.

Si bien es cierto que estas aproximaciones son más exactas que las bidimensionales o las tridimensionales con frente recto, es necesario puntualizar que, bajo la

hipótesis de crecimiento de grieta con forma estable, existe una relación inequívoca entre la distribución del parámetro crítico, que define la velocidad de crecimiento (p.ej. ΔK), y la forma del frente de grieta considerada. Esta afirmación no ha sido abordada de manera adecuada en los estudios previos. En ellos, en caso de presentar una cierta estabilización, se suelen considerar adecuadas las distribuciones de los parámetros críticos de crecimiento de grieta a lo largo del frente. Sin embargo, no relacionan dicha estabilización con las condiciones geométricas impuestas por el crecimiento estable de grieta.

2.4. Objetivos del estudio

El principal objetivo de este artículo es presentar una metodología que permite estimar la forma estable de crecimiento de grieta para un criterio de propagación dado. En particular, en este trabajo se ilustrará la metodología en base al criterio del rango del factor intensidad de tensiones (ΔK), ya que es el más utilizado en la literatura.

3. HIPOTESIS DE PARTIDA

3.1 Forma del frente de grieta

En este estudio se parte de la hipótesis de que el frente de grieta adoptará una forma semielíptica siguiendo la siguiente ecuación:

$$\frac{z^2}{a^2} + \frac{tun^2}{b^2} = 1 \qquad (1)$$

donde "*z*" representa la posición a lo largo del frente de grieta, "*tun*" el *tunnelling*, y "*a*" y "*b*" los factores que definen la forma de la semielipse.

3.2 Dirección de crecimiento de grieta

La Figura 1 muestra un frente de grieta en 2 instantes temporales durante un crecimiento sin evolución de forma (nótese que ambos frentes son paralelos). Se entiende por crecimiento de grieta a nivel local (da_i) la distancia comprendida entre el frente de grieta original y el propagado, medido este da_i en dirección perpendicular a la tangente en cada punto del frente de grieta original. Esto último se puede observar en la Figura 2, donde se muestra el procedimiento para 3 puntos característicos a lo largo del frente, para calcular el crecimiento de grieta a nivel local.

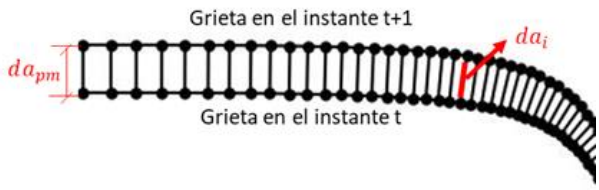


Figura 1. Crecimiento de grieta a lo largo del espesor en dos instantes (t, t+1).

3.3 Criterio de velocidad de crecimiento de grieta por fatiga

En este trabajo, se asume que la propagación de grietas por fatiga sigue la ley de Paris, es decir,

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \qquad (2)$$

Para establecer el crecimiento de grieta en determinado punto del frente es necesario calcular el valor del factor intensidad de tensiones en dicho punto, en dirección perpendicular a la tangente del frente de grieta, tal y como se ilustra en la Figura 2.

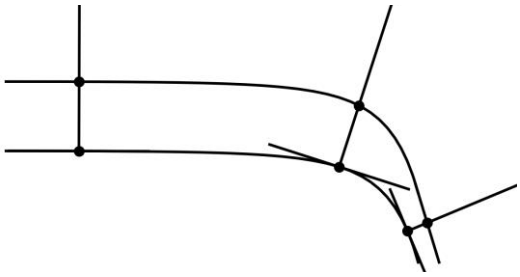


Figura 2. Procedimiento para el cálculo del crecimiento de grieta a nivel local.

3.4 Relación inequívoca entre el crecimiento de grieta (da) y el rango del FIT (ΔK) a lo largo del frente de grieta

Al adimensionalizar la distribución de la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga, en cualquier punto del frente de grieta (*i*) con respecto al valor obtenido en el plano medio (pm), se obtiene la siguiente expresión:

$$\frac{\frac{da_i}{dN}}{\frac{da_{pm}}{dN}} = \frac{C(\Delta K_i)^m}{C(\Delta K_{pm})^m} \qquad (3)$$

de donde resulta:

$$\frac{da_i}{da_{pm}} = \left(\frac{\Delta K_i}{\Delta K_{pm}}\right)^m \qquad (4)$$

De esta forma, la relación $\frac{da_i}{da_{pm}}$ queda definida por factores geométricos, tal y como se observa en la Figura 1. Esta solución de la distribución a lo largo del frente de grieta también se ilustra en la Figura 3, condicionando así la distribución del ΔK a lo largo del frente de grieta, la cual queda definida por el resultado de la Figura 3 y el valor del exponente de la ley de Paris (*m*).

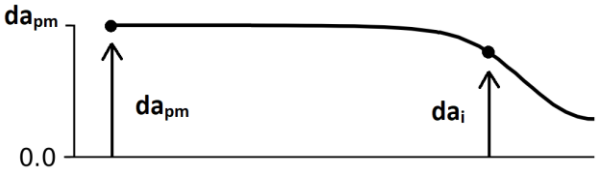


Figura 3. Distribución del crecimiento de grieta a lo largo del espesor en el caso de crecimiento de grieta estable para una forma de grieta dada

3.5 Caso de estudio considerado

Se ha usado una probeta de tracción compacta (CT) de espesor b = 2.4 mm como la que puede verse en la Figura 4. El material considerado es un acero S275, definido como elástico lineal, con Módulo de Young E= 21 GPa, coeficiente de Poisson ν=0.33 y exponente de la ley de Paris m=3. Dicha probeta se ha sometido a un estado de

carga de P_{max} =637.28 N, con una ratio de carga R=0.1. El factor intensidad de tensiones a lo largo del frente de grieta, para cada uno de los frentes de grieta analizados, ha sido obtenido a partir de simulaciones numéricas desarrolladas en Abaqus.

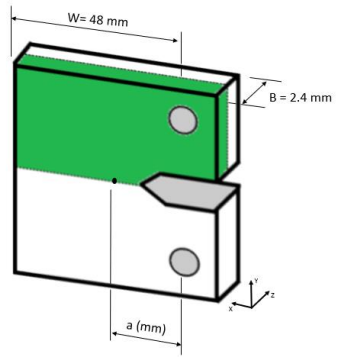


Figura 4. Geometría de la probeta considerada en este estudio.

En relación con el modelo de elementos finitos empleado, cabe señalar la novedad de la malla que se utilizó durante la simulación. De hecho, Abaqus no es capaz de obtenerla automáticamente y debe de ser programada. Se utilizan elementos cuadráticos junto con un esquema tradicional en "*tela de araña*". La novedad, estriba en que esta forma tan característica (y típica de los análisis que estudian el factor de intensidad de tensiones), ha sido extruido a lo largo de la forma de grieta, tal y como se puede ver en las Figuras 5 y 6.

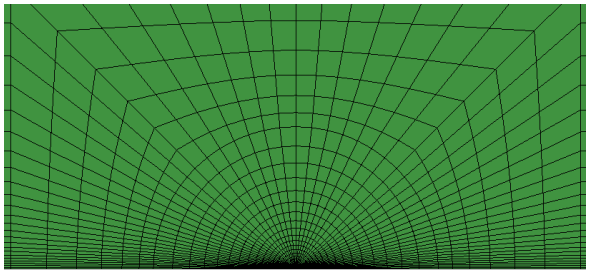


Figura 5. Zoom-in en la zona de la grieta con malla en "*tela de araña*".

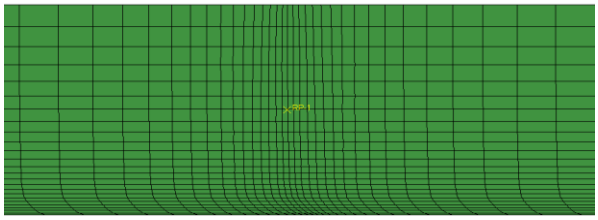


Figura 6. Zoom-in del espesor en la zona de la grieta, malla "*tela de araña*" extruida a lo largo del espesor.

4. METODOLOGÍA DEL ESTUDIO

Basándose en las hipótesis indicadas en el apartado anterior, se introduce una metodología para la obtención de la forma del frente de grieta que presente una adecuada compatibilidad entre el crecimiento estable (sin evolución de forma) y la distribución del FIT (ΔK) a lo largo del frente de grieta. Para ello, se debe minimizar la ecuación:

$$\sum \left[\frac{da_i}{da_{pm}} - \left(\frac{\Delta K_i}{\Delta K_{pm}} \right)^m \right] \quad (5)$$

Esta metodología se basa en la utilización de metamodelos y redes neuronales para estimar, a partir de una serie de simulaciones de elementos finitos iniciales, la forma de grieta más adecuada, para así garantizar dicha compatibilidad. En la Figura 7 puede verse un diagrama de flujo con los principales bloques de la metodología, los cuales se describen a continuación.

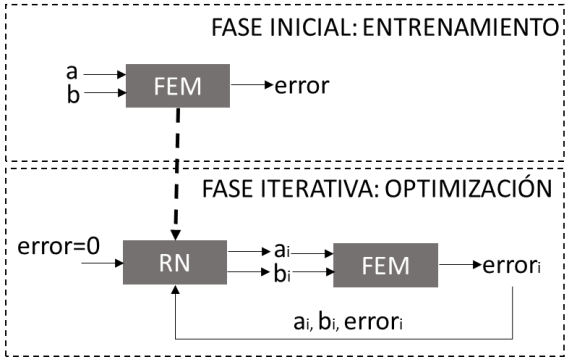


Figura 7. Diagrama de flujo de la metodología propuesta.

4.1 Fase inicial para el entrenamiento de la red neuronal

En primer lugar, es necesario definir diferentes formas del frente de grieta y llevar a cabo una serie de simulaciones por elementos finitos, con el objetivo de disponer de información para entrenar la red neuronal, la cual representará un metamodelo, que nos relacionará el error a lo largo del frente de grieta en la Ec. 5 con la forma de ésta (parámetros *a* y *b*). La Figura 8 muestra la combinación de los parámetros *a* y *b* que definen las 6 semielipses iniciales. Éstas caracterizan los frentes de grieta que han servido como punto de partida para entrenar la red neuronal. Por su parte, la Figura 9 muestra las formas de dichas semielipses, los valores asociados al crecimiento de grieta en las direcciones perpendiculares a las tangentes en cada punto, los valores del factor intensidad de tensiones y los errores obtenidos a lo largo del frente de grieta.

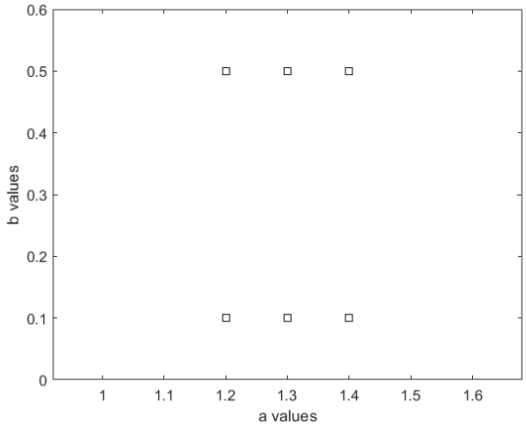


Figura 8. Valores característicos de las semielipses analizadas en la fase de entrenamiento.

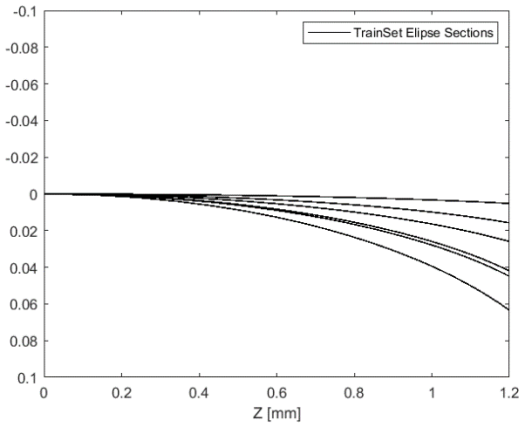


Figura 9. Formas del frente de grieta analizadas en la fase de entrenamiento.

4.2. Fase iterativa para la obtención de la forma óptima del frente de grieta

En primer lugar, se define una red neuronal que tendrá como entradas los errores a lo largo del frente de grieta y como salida la forma de grieta asociada a dichos errores (parámetros de la semielipse "*a*" y "*b*"). Dicha red neuronal se entrenará inicialmente con los resultados obtenidos del apartado anterior. Una vez entrenada la red neuronal, se le solicitará que nos proporcione la forma del frente de grieta asociada a un error nulo, obteniendo así los valores a_i y b_i. Con el objetivo de evaluar la calidad de la solución obtenida, se realiza un modelo FEM con la forma del frente de grieta sugerida por la red neuronal y se obtienen los errores a lo largo del frente de grieta. En caso de obtener un error inferior a un determinado umbral, el proceso iterativo se da por finalizado y la solución aportada por la red neuronal se considera óptima. En caso de que el error sea inadmisible, la nueva combinación de parámetros a_i, b_i y errores a lo largo del frente de grieta es utilizada para re-entrenar la red neuronal, añadiendo información a la misma en puntos próximos a la zona que, hasta esta iteración, se consideraba óptima. Este proceso permite realizar un reentrenamiento de la red neuronal automático, en el que es la propia red neuronal la que interviene de manera autónoma en su mejora mediante un proceso iterativo combinado con modelos de elementos finitos.

Finalmente, es necesario señalar que el desarrollo de la metodología propuesta implica un continuo intercambio de información entre software de cálculo numérico (Matlab) y de cálculo por elementos finitos (Abaqus), en las múltiples iteraciones. En este sentido, el desarrollo de paquetes que permitan un intercambio automático y eficiente de datos entre ambos programas, como es el caso de Abaqus2Matlab [7], facilita enormemente la automatización de la metodología sin necesidad de interacción por parte del usuario.

5. RESULTADOS OBTENIDOS

En esta sección se presentan los resultados obtenidos por la metodología anteriormente descrita. En primer lugar, la Figura 9 muestra las formas del frente de grieta consideradas en la fase inicial de entrenamiento de la red neuronal, donde la coordenada cero se encuentra en el plano de simetría de la probeta (plano medio). En este caso formados por las parejas de valores {*a*,*b*}={1.2, 0.5; 1.2, 0.1; 1.3, 0.5; 1.3, 0.1; 1.4, 0.5; 1.4, 0.1} que se pueden ver en la figura 8. Como resultado de las simulaciones FEM correspondientes a estos modelos de entrenamiento, se han obtenido los resultados que se observan en la Figura 10 y 11 relativos al valor de ΔK y Δa lo largo del frente de grieta. Téngase en cuenta que el FEM a proporcionado el valor de K_{max} y el valor de ΔK se ha obtenido a partir de la ratio de carga R=0.1. Una vez llevada a cabo la fase iterativa para la optimización del frente de grieta, la evolución de los parámetros *a* y *b* puede verse en la Figura 13. Por otro lado, la evolución del error obtenido puede verse en la Figura 14. Al finalizar el proceso iterativo se observa una estabilización de los valores característicos de la forma del frente de grieta, por lo que se decide finalizar el proceso iterativo de optimización.

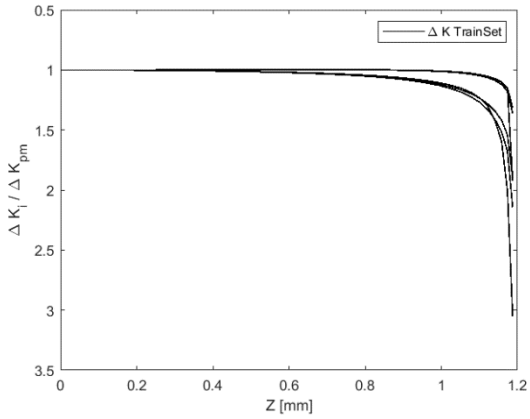


Figura 10. Distribuciones de ΔK obtenidas a lo largo del frente de grieta en la fase de entrenamiento.

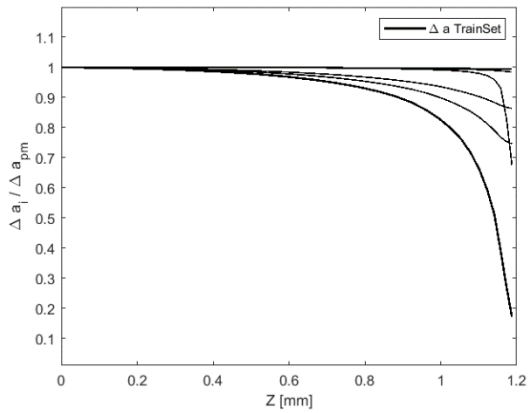


Figura 11. Distribuciones de Δa obtenidas a lo largo del frente de grieta en la fase de entrenamiento.

6. DISCUSIÓN

Aunque la metodología presentada en este trabajo es útil para predecir la forma estable de crecimiento de grieta dadas unas hipótesis de partida, los resultados y gráficas aportados en este artículo deben ser tomados con cautela, ya que las conclusiones son únicamente válidas para el

caso de estudio planteado en la sección “hipótesis de partida”.

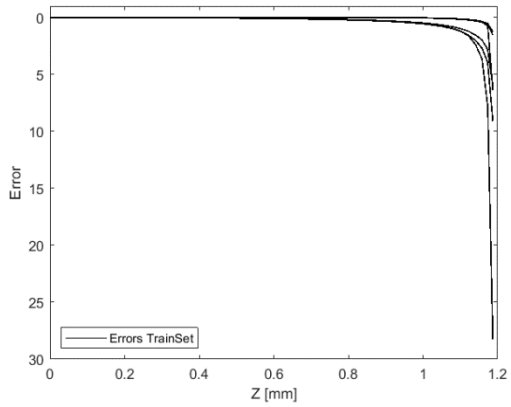


Figura 12. Distribuciones del error obtenidas a lo largo del frente de grieta en la fase de entrenamiento.

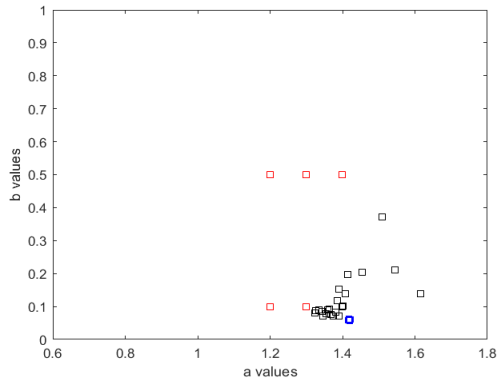


Figura 13. Evolución de los parámetros característicos de las semielipses para las distintas iteraciones de la metodología.

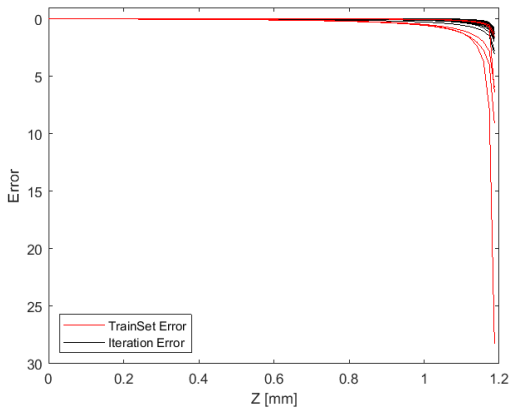


Figura 14. Evolución del error a lo largo del frente de grieta.

La consideración de geometrías diferentes (p.ej. SENB o espesores mayores), materiales diferentes (p.ej. exponentes de la Ley de Paris diferentes) o formas de grieta diferentes (no semielípticas) puede conducir a conclusiones diferentes a las aportadas en este estudio. Por otro lado, aunque en este trabajo no se ha abordado, la presente metodología permitiría comparar la validez de diferentes criterios de propagación de grietas por fatiga mediante el contraste de las formas de grieta estables estimadas por cada uno de ellos con las formas observadas experimentalmente.

7. CONCLUSIONES

- La consideración de un frente de grieta recto en modelos de propagación de grieta por fatiga conduce una incongruencia. No es posible obtener una propagación de grieta estable de un frente recto si el parámetro de crecimiento de grieta por fatiga no es estable a lo largo del espesor.
- Si no se enriquece el estudio con la búsqueda de compatibilidad entre la forma del frente de grieta y la distribución del parámetro crítico a lo largo del espesor, la consideración de un frente de grieta curvo, en forma de semielipse, no es suficiente para garantizar mejores resultados que los obtenidos mediante la hipótesis de frente de grieta recto.
- Se ha presentado una metodología para predecir la forma del frente de grieta que garantiza un crecimiento estable compatible con la hipótesis del criterio de crecimiento que se adopte. En particular, se ha ilustrado la aplicación de la metodología para obtener la forma estable asociada a un crecimiento de grieta basado en el criterio del rango del factor intensidad de tensiones, aunque la metodología es extensible a otros criterios de propagación.

8. REFERENCIAS

[1] ASTM E647-15e1, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.

[2] Gardin, C.; Fiordalisi, S.; Sarrazin-Baudoux, C.; Petit, J. 3D numerical study on how the local effective stress intensity factor range can explain the fatigue crack front shape. *Adv Mat Res*, (2014), 891–892:295–300.

[3] Gonzalez-Herrera, A.; Zapatero, J. Tridimensional numerical modelling of plasticity induced fatigue crack closure. *Eng. Fract. Mech.*, (2008) 75(15):4513–4528.

[4] Camas, D.; Garcia-Manrique, J.; Gonzalez-Herrera, A. Crack front curvature: Influence and effects on the crack tip fields in bi-dimensional specimens. *Int. J. Fatigue*, (2012), 44:41–50.

[5] Garcia-Manrique, J.; Camas, D.; Lopez-Crespo, P.; and Gonzalez-Herrera, A. Stress intensity factor analysis of through thickness effects. *Int. J. Fatigue*, (2013), 46:58–66.

[6] Vor, K.; Gardin, C.; Sarrazin-Baudoux, C.; Petit, J. Wake length and loading history effects on crack closure of through-thickness long and short cracks in 304L: Part I – Experiments. *Eng. Fract. Mech.*, (2013),.

[7] Papazafeiropoulos, G.; Muñiz-Calvente, M.; Martínez-Pañeda, E. Abaqus2Matlab: A suitable tool for finite element post-processing. *Adv. Eng. Softw.* (2017) 105: 9-16.

NUEVA VERSIÓN DE ABAQUS2MATLAB: COMUNICACIÓN BIDIRECCIONAL Y EXTENSIÓN DE CAPACIDADES PARA EL POSTPROCESADO DE DIFERENTES TIPOS DE ARCHIVOS

Muñiz-Calvente, Miguel[1]; Papazafeiropoulos, George[2]; Martínez-Pañeda, Emilio[3]; de la Roza, Fruela[1];

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación

Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo

Campus de Viesques, 33206, Asturias, España

[2] Department of Structural Engineering

National Technical University of Athens,

Zografou, Athens 15780, Greece

[3] Department of Civil and Environmental Engineering
Imperial College London, London

SW7 2AZ, UK

RESUMEN

En este artículo se presenta una versión renovada y extendida del software Abaqus2Matlab (A2M). Este software tiene como objetivo conectar Abaqus, uno de los paquetes de cálculo por elementos finitos más extendido, y Matlab, el software de cálculo numérico por excelencia. En las versiones preliminares de Abaqus2Matlab la conexión era unidireccional, desde Abaqus hacia Matlab, y la adquisición de datos se hacía únicamente a través del archivo de salida con extensión .fil de Abaqus. Estas limitaciones han sido eliminadas de la versión que se presenta en este artículo, la cual permite extraer información e interactuar con los diferentes archivos de Abaqus (.inp, .odb, .fil, .dat) desde el entorno de Matlab. Adicionalmente, se ha añadido una interfaz gráfica de usuario que permite interactuar con las funciones desarrolladas de manera amigable e intuitiva. En este trabajo se enumeran las distintas capacidades de la nueva versión de Abaqus2Matlab y se introducen algunos ejemplos de aplicación del software en casos reales con el fin de ilustrar la potencialidad de hacer que ambos paquetes comerciales trabajen conjuntamente.

PALABRAS CLAVE: Abaqus2Matlab, elementos finitos, software de postprocesado.

ABSTRACT

This article introduces a refurbished, extended version of the Abaqus2Matlab (A2M) software. This software aims to connect Abaqus, one of the most widespread finite element analysis softwares, and Matlab, a programming and numeric computing platform for data analysis, algorithm development, and graphics and models creation. In the first version of A2M, the connection was unidirectional, from Abaqus to Matlab, and the data acquisition was done through the Abaqus results (".fil") output file. The second release, included the capability of extracting data also from the output data base (".odb") files. These limitations have been eliminated from the version of A2M presented in this article, which allows for the interaction with different Abaqus files (.inp, .odb, .fil, .dat) from the Matlab environment in a bidirectional way, i.e numerical data can be transferred both from Abaqus to Matlab and Matlab to Abaqus. Additionally, a graphical user interface has been added, which allows interacting with the functions developed in an intuitive, user-friendly way. This paper lists the different capabilities of the new version of Abaqus2Matlab, and introduces some examples for applications of the software in real cases, in order to illustrate the potential its combined use of both the aforementioned commercial software has.

KEYWORDS: Abaqus2Matlab, finite element models, postprocessing software

INTRODUCCIÓN

A medida que se incrementa la cantidad de modelos numéricos por elementos finitos que se llevan a cabo, así como la complejidad de estos, aumentan los costes computacionales y temporales, generando una necesidad creciente para la consecución de un postprocesado de resultados rápido, fiable y ágil. Por ello, una herramienta como Abaqus2Matlab es de gran utilidad para cualquier usuario que desee tener una comunicación directa entre Abaqus (uno de los softwares por elementos finitos más extendidos) y Matlab, el software de cálculo numérico por excelencia.

Abaqus2Matlab (A2M) fue compartido en abierto en 2017 [1] y desde entonces ha conseguido un gran número de usuarios, alcanzando en un corto periodo de tiempo más de un centenar de citas bibliográficas en artículos científicos. Este hecho ha motivado a los autores a ampliar las capacidades del software, con el objetivo de atraer a más usuarios y facilitar aún más la intercomunicación entre Abaqus y Matlab.

La mayor limitación de las versiones anteriores de A2M era que la interacción era exclusivamente unidireccional desde Abaqus hacia Matlab, a través de un único archivo de salida '*.fil'. En la nueva versión que se presenta en este artículo, se ofrece una comunicación bidireccional entre ambos software, a través de varias extensiones de Abaqus (*.fil, *.inp, *odb, *dat). De esta forma, se facilita a los usuarios sin grandes conocimientos de Python la posibilidad de interactuar con Abaqus a través de Matlab, a la vez que elimina la necesidad de programar laboriosos códigos de postprocesado con su correspondiente validación. Abaqus2Matlab V3, permite también, que todas las operaciones que se llevan a cabo habitualmente en un postprocesado se hagan sin necesidad de tener un conocimiento extenso de los procedimientos y códigos internos de los diccionarios de Abaqus, lo que facilita enormemente la curva de aprendizaje para llevar a cabo postprocesados complejos de modelos de elementos finitos.

La nueva versión cuenta con una extensa interfaz gráfica de usuario (Matlab App), la cual se basa en una serie de menús divididos 'sub-aplicaciones'. Una constante a lo largo de toda la aplicación es la posibilidad de llevar a cabo una tarea directamente, o generar un código de Matlab, incrementando así notablemente las opciones de personalización y otorgando al usuario una enorme flexibilidad en el postprocesado.

En los siguientes apartados, se mostrarán las principales capacidades y utilidades de Abaqus2Matlab V3, así como capturas de pantalla que ilustran su funcionamiento a través de la nueva interfaz gráfica de usuario (GUI por sus siglas en inglés).

LECTURA Y ESCRITURA DEL *.INP

El archivo *.inp (archivo de entrada) de Abaqus, es el encargado de transmitir la información generada al crear un modelo de Abaqus a través de su GUI. Cuando se ejecuta un modelo el 'solver' de Abaqus lee las instrucciones directamente del archivo *.inp (malla, material, condiciones de contorno, variables solicitadas…). Por lo tanto, la posibilidad de interactuar directamente con este archivo externamente abre un gran abanico de posibilidades. En la nueva versión, Abaqus2Matlab puede interactuar con el archivo *.inp de forma bidireccional, siendo posible tanto transmitir información de Abaqus a Matlab como de Matlab a Abaqus. A continuación, se enumeran algunas de las nuevas funciones disponibles en Abaqus2Matlab.

*1.1. Lectura del archivo *.inp*

La nueva versión de Abaqus2Matlab, toma ventaja de la lectura del *.inp de dos formas distintas. En primer lugar, permite comprimir el archivo *.inp, de forma que se mantiene toda la información necesaria de forma resumida, lo cual puede ser útil sobre todo en archivos con miles de líneas. En segundo lugar, se permite la extracción de la información contenida en referencia a los sets de nodos y los sets de elementos.

*1.2. Escritura del Archivo *.inp*

La mayor ventaja de la interacción con el archivo *.inp proporcionada por Abaqus2Matlab V3 es la posibilidad de poder generar y modificar archivos *.inp y, por ende, comunicarse con Abaqus mediante 'scripting', lo cual no era posible hasta ahora desde Matlab. Entre las opciones de escritura que ofrece la nueva aplicación, se encuentra la posibilidad de generar archivos *.inp con geometrías simples (cubos, cilindros…) para su posterior importación a Abaqus, o para su posterior ensamblaje mediante la herramienta de A2M 'Generate Assembly'.

La funcionalidad más avanzada de esta sección de Abaqus2Matlab V3 es sin duda la ofrecida en el sub-menú 'SelectVariables' (Figura 1). Que permite al usuario definir desde Matlab que variables de salida desea obtener, así como qué tipos de archivo de salida se generarán. Dicha definición de variables de salida no está restringida a un archivo *.inp completo, sino que se puede requerir un 'output', para un 'step' y un

'set' concretos. Esto es de gran utilidad, al permitir una adaptación perfecta de las salidas de un análisis FEM a las necesidades del usuario, ahorrando costes computacionales y temporales.

Cabe destacar que en esta nueva versión de A2M es posible definir todas las variables disponibles en la biblioteca de Abaqus para cualquiera de los archivos de salida ofrecidos por el programa.

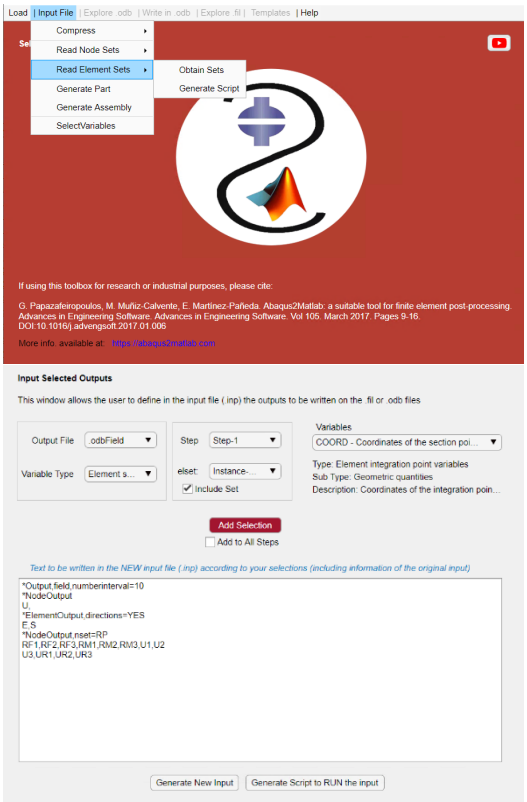


*Figura 1. Sub-menú Abaqus2Matlab V3 para la interacción con el archivo *.inp (superior). Sub-aplicación definición de variables y archivos de salida de Abaqus (inferior).*

LECTURA DEL *.FIL

El archivo *.fil, es un archivo de salida típico de cualquier programa de elementos finitos. Es útil para un postprocesado rápido de los resultados obtenidos, pero cuenta con menos opciones que el archivo de salida con extensión *.odb, también ofrecido por Abaqus. Independientemente de esto, en la nueva versión de Abaqus2Matlab, se mantiene la funcionalidad de versiones anteriores, a la vez que ha sido expandida para dar cabida a todas las variables de salida que ofrece Abaqus en esta extensión.

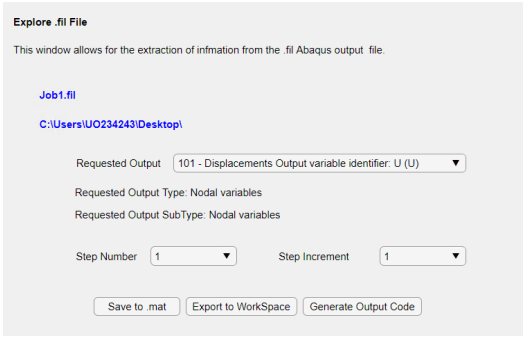


*Figura 2. Sub-aplicación 'Explore .fil' destinada al postprocesado de datos extraídos del archivo de resultados *.fil.*

La Sub-aplicación mostrada en la Figura 2, permite al usuario extraer información del archivo de salida sin necesidad de tener un amplio conocimiento de los códigos numéricos internos de Abaqus ('recKeys'), en los que, por ejemplo; el número 101 corresponde a los desplazamientos (U).

Si se utiliza la opción disponible en el botón 'Generate Script', A2M generará el código de Matlab necesario para extraer la información que el usuario haya seleccionado en la GUI, lo que mejora la curva de aprendizaje del usuario a la par que le permite tener códigos altamente personalizables (Véase código de ejemplo en la Figura 3).

```
file = 'C:\Users\UO234243\Desktop\Job1.fil';
C = fil2str(file);
RecDescription = '101 - Displacements Output variable identifier: U (U)';
recKey = 'U';
variableInfo = readFilVariableInfo(recKey);
step = 1;
incr = 1;
outReq = [];
% The processFilX function is a general function which processes the
%infromation of any given .fil file for any given recKey ;
[outNum, outStr, incrOut, variableinfo, outNum_table] = ...
                                processFilX(C, recKey, step, incr, outReq);
```

*Figura 3. Código de ejemplo. En este caso preparado para la extracción de la variable 'U' contenida en el archivo *.fil.*

El código mostrado, no es solo útil para obtener la variable deseada, sino que instruye al usuario en el funcionamiento interno de la aplicación, permitiéndole familiarizarse con funciones que pueden ser utilizadas de otras formas si el usuario así lo requiere, y pudiendo servir como base para la automatización de cualquier tipo de postprocesado.

Gracias a este apartado, cualquier usuario podrá extraer información de un archivo '*.fil' así como obtener los conocimientos y funciones necesarios para utilizar las herramientas de Abaqus2Matlab V3 de forma personalizada, flexibilizando las opciones de postprocesado disponibles. Además, se le proporciona al usuario una función que elimina la necesidad de conocer los códigos internos de Abaqus,

pudiendo trabajar con nomenclaturas iguales a las de la GUI del propio programa FEM.

LECTURA Y ESCRITURA DEL *.ODB

El archivo *.odb es el archivo de resultados de Abaqus por excelencia y el más utilizado por la mayoría de los usuarios que desarrollan sus modelos a través del entorno Abaqus CAE. Este archivo contiene información sobre los datos de partida (malla, material, condiciones de contorno, variables solicitadas…) y los resultados obtenidos, los cuales dependerán de las variables seleccionadas por el usuario para ser calculadas por el programa (ejemplo: tensiones, deformaciones, energías de deformación, volúmenes, modos de vibración…).

La posibilidad de interactuar directamente con este archivo desde Matlab permite automatizar tareas de postprocesado de resultados. Además, la nueva versión de Abaqus2Matlab permite escribir variables definidas por el usuario en el archivo '*.odb', lo que facilita la visualización de mapas de colores calculados en Matlab dentro del entorno Abaqus CAE. A continuación, se enumeran algunas de las nuevas funciones disponibles en Abaqus2Matlab en relación a la lectura y escritura del archivo '*.odb'.

*3.1 Lectura del archivo *.odb*

La sección de Abaqus2Matlab que trata la lectura del archivo '*.odb' es la llamada 'Explore .odb' en la GUI. Esta sección se divide a su vez en dos partes. Una parte para tratar las variables de entrada ('Inputs') y otra parte para la extracción de resultados del modelo FEM ('Outputs').

En la sección de 'Inputs' se puede obtener toda la información relacionada con los 'Steps', las 'Instancias', el Número de elementos, el Número de nodos y todas las Variables para las que se solicitó un resultado. Con esta primera parte, cualquier usuario podría acceder a toda la información de partida de un análisis de Abaqus, de forma automatizada, y sin necesidad de ser el creador del modelo. De esta forma, no solo se automatiza el tedioso proceso de explorar el archivo '*.odb' manualmente, sino que se facilita el trabajo en equipo, de forma que un solo modelo de Abaqus puede ser utilizado por varios usuarios al mismo tiempo de forma fácil y eficiente.

En la sección de 'Outputs' se obtienen los resultados de postprocesado como tal. Está dividida en tres secciones;

- 'Read Analysis Data', recopila toda la información de salida del archivo '*.odb' (Numero de 'Frames', nombres de los 'Steps', tiempos de ejecución…)
- 'Field Output Variable Results' (Mostrado en la Figura 4), es una sub-aplicación de A2M que dota al usuario de todas las herramientas necesarias para extraer resultados del 'Field Output' de un archivo '*.odb'. Está diseñada de forma flexible, para que sin importar como de específico sea el lugar del que se desea obtener información (por ejemplo: Instancia 1, Step 2, Frame 10, Variable 'S' en el set de elementos 3). Se pueda extraer tanto a través de un botón, como mediante el código generado por A2M.

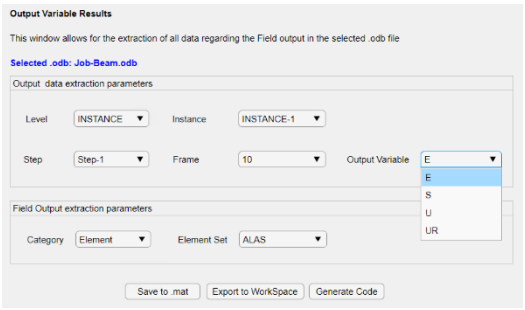


Figura 4. Sub-aplicación para la extracción de variables del 'Field Output' de un archivo '.odb'*

- 'History Output Variable Results', esta Sub-aplicación ofrece la posibilidad de extraer toda la información relacionada con las variables que Abaqus CAE consiera 'History output'. Esta sección cuenta, de forma análoga a la anterior, con una gran flexibilidad.

*3.2 Escritura del archivo *.odb*

Como culminación al postprocesado de un modelo FEM, Abaqus2Matlab V3 permite al usuario visualizar sus datos y conclusiones en la GUI de Abaqus (Véase Figura 5). Esta opción, concede al usuario la posibilidad de personalizar el contenido visualizado en el '*.odb' facilitando la comparativa entre resultados del postprocesado y del análisis FEM. Se da la opción de escribir información tanto en la sección de las 'Field Output Variables' como en la de las 'History Output Variables'. Los datos del 'Matlab Workspace' se cargan de forma automática a la GUI de A2M, siendo posible introducir nuevas variables desde el 'Matlab Command Window' a través del botón 'Refresh' de la GUI de A2M.

Gracias a este apartado, cualquier usuario podrá extraer información de un archivo '*.odb', y obtener los conocimientos y funciones necesarios para utilizar las herramientas de Abaqus2Matlab V3 de forma personalizada. A través del botón de generación de código, incluido en todas las funcionalidades de este apartado, el usuario tendrá la opción de familiarizarse nuevamente con las funciones ofrecidas en A2M, pudiendo servir como base para la automatización de cualquier tipo de postprocesado. A su vez, el usuario podrá introducir sus resultados en el archivo, para una mayor calidad comparativa y visual de sus datos a través de la GUI de Abaqus CAE.

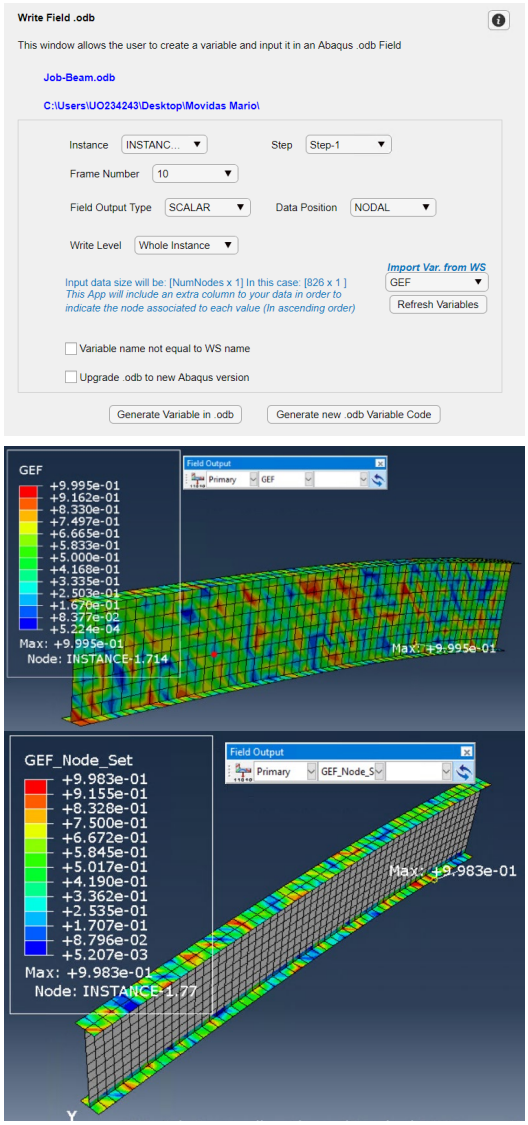


Figura 5. Sub-aplicación para escribir información en el archivo '.odb' (Superior). Ejemplo de escritura en el archivo '*.odb' de una variable personalizada (GEF) generada mediante un 'rand' en Matlab (Centro). Ejemplo de escritura en el archivo '*.odb' de una variable personalizada (GEF_Node_Set) solamente sobre un set de nodos (Inferior).*

CONCLUSIONES

Del presente trabajo pueden extraerse las siguientes conclusiones:

- Abaqus2Matlab presenta muchas más funcionalidades en la nueva versión, permitiendo al usuario interaccionar con Abaqus desde Matlab tanto con los archivos de entrada (*.inp) como con los de salida (*.dat, *.fil, *.odb).
- La interfaz gráfica de usuario desarrollada para dar soporte a las nuevas funcionalidades de Abaqus2Matlab permitirá a los usuarios tener una curva de aprendizaje más rápida, a la par que facilitará la utilización de nuevas funciones sin necesidad de escribir código en Matlab.
- Gracias a las nuevas funcionalidades de Abaqus2Matlab, en el futuro podrá utilizarse todo el potencial del cómputo numérico ofrecido por Matlab para mejorar modelos numéricos y extraer conclusiones complejas de los resultados obtenidos en Abaqus.

Se espera que el lanzamiento de esta nueva versión de Abaqus2Matlab atraiga un alto número de usuarios y permita desarrollar con mayor facilidad modelos, metodologías y avances científicos en el ámbito de la mecánica de medios continuos.

REFERENCIAS

[1] Papazafeiropoulos, G.; Muñiz-Calvente, M.; Martínez-Pañeda, E. Abaqus2Matlab: A suitable tool for finite element post-processing. Adv. Eng. Softw. (2017) 105: 9-16.

ESTUDIO DE CONVERGENCIA DE LA SOLUCIÓN NUMÉRICA A LA SOLUCIÓN ASINTÓTICA EN TORNO A LA PUNTA DE UNA GRIETA EN MODO III EN UNA INTERFAZ ADHESIVA

S. Jiménez-Alfaro[1,2], V. Mantic[1]

[1] Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales. ETSI. Universidad de Sevilla
[2] Institut Jean Le Rond d'Alembert. Sorbonne Université

RESUMEN

Se compara una serie asintótica deducida recientemente para una grieta de modo III que crece en una interfaz adhesiva, modelada por una distribución continua de muelles elástico-lineales, con soluciones numéricas obtenidas mediante un código MEF. Este tipo de distribución continua de muelles suele denominarse condición de contorno o de interfaz de Robin. El primer objetivo de este trabajo es verificar que esta serie asintótica representa la solución del problema en torno a la punta de la grieta. El segundo objetivo es estudiar la convergencia de la solución numérica a una solución analítica para una grieta de interfaz que crece en la interfaz adhesiva. Para ello, se obtienen soluciones numéricas para este problema de grieta de interfaz, que en vista de la antisimetría se modela mediante un problema de Neumann-Robin, aplicando el código MEF FEniCS. El software FEniCS nos permite desarrollar una nueva formulación variacional para el problema de Neumann-Robin. A continuación, se compara la solución numérica obtenida con la serie asintótica propuesta, dando lugar a un pequeño error normalizado, demostrando que esta serie asintótica representa correctamente la solución del problema de la grieta. Finalmente, se presenta un análisis de convergencia para las soluciones numéricas obtenidas mediante el refinamiento *h* y *p* de las mallas del MEF.

PALABRAS CLAVE: Unión adhesiva, Solución asintótica, Grieta en Modo III, FEM, FEniCS, Condición de contorno de Robin

ABSTRACT

A recently deduced asymptotic series expansion for a Mode III crack growing in an adhesive interface, modeled by a continuous linear-elastic spring distribution, is compared with numerical solutions obtained using a FEM code. This kind of continuous spring distribution is usually referred to as Robin boundary or interface condition. The first objective of this work is to verify that this asymptotic series represents the solution of the problem in the neighborhood of the crack tip. The second aim is to study the convergence of the numerical solution to an analytic solution for an interface crack growing in such an adhesive interface. For this purpose, numerical solutions for such an interface crack problem, which in view of skew-symmetry is modeled by a Neumann-Robin problem, are obtained by applying the FEM code FEniCS. The FEniCS software allows us to develop a new variational formulation for the Neumann-Robin problem. Then, the numerical solution obtained is compared with the proposed asymptotic series expansion, leading to a small normalized error, proving the correctness of this series expansion. Finally, a convergence analysis for the numerical solutions obtained by *h*- and *p*-refinement of FEM meshes is presented.

KEYWORDS: Adhesive joint, Asymptotic solution, Mode III crack, FEM, FEniCS, Robin boundary condition

INTRODUCCIÓN

Las principales ventajas de las uniones adhesivas son su mayor vida útil a fatiga y su menor peso en comparación con otro tipo de uniones, por ejemplo, las uniones atornilladas. Sin embargo, también tienen inconvenientes como la elevada reducción de sus propiedades mecánicas, especialmente a altas o bajas temperaturas.

A pesar de sus desventajas, su aplicación en la aeronáutica está en constante crecimiento, debido al importante papel que juegan en los materiales compuestos, cada vez más importantes en el marco de las aeronaves. Por ejemplo, aviones como el F18, cuentan con uniones adhesivas para anexionar sus componentes estructurales. En el caso concreto del F18, el ala, fabricada con fibra de carbono, está pegada al fuselaje, según [6].

En este trabajo, nos centramos en el comportamiento mecánico (desplazamientos y tensiones) en el entorno de de la singularidad producida en el material debido al crecimiento de una grieta en Modo III en una interfaz adhesiva, la cual se modela mediante la condición de contorno de Robin. Concretamente, nos centramos el problema de Robin-Neumann (R-N).

En particular, nuestro principal objetivo es la verificación de la solución analítica propuesta para el problema mediante la realización de un problema de referencia, denominado en la literatura anglosajona como "benchmark problem". Para el desarrollo de este problema, se aplica el método de los elementos finitos (MEF) utilizando el software FEniCS. Cabe decir que este trabajo es el resultado de mejorar y completar el trabajo presentado en [3] por los mismos autores.

El problema R-N hace referencia a la singularidad entre las dos regiones de una interfaz adhesiva dañada. Según [5,6,7], en este tipo de problemas, la interfaz adhesiva se divide en dos regiones diferentes, que se pueden apreciar en la Fig. 1. Una región (A) afectada por el daño, mientras que la otra (B), formada por la interfaz adhesiva que aún no ha sido afectada por el crecimiento de la grieta. El comportamiento de la solución en la región B se define mediante una distribución de resorte elástico lineal, siguiendo el modelo de interfaz lineal elástica (LEIM). La condición de contorno de Robin describe la región B, mientras que la condición de contorno de Neumann se aplica en la región A.

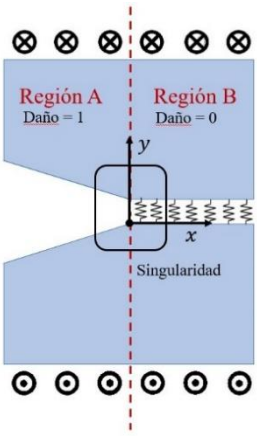


Figura 1. Esquema general de la unión adhesiva parcialmente dañada de acuerdo con el modelo LEIM.

Un conocimiento profundo del comportamiento de los desplazamientos es esencial para mejorar el análisis FEM de este tipo de uniones, necesario para verificar las condiciones de seguridad de la unión, especialmente en la aeronáutica, donde las restricciones son mucho mayores. El conocimiento de la solución analítica puede aplicarse para mejorar el análisis numérico, por ejemplo, mediante el desarrollo de elementos finitos singulares especiales, que reducen la complejidad en este tipo de análisis. La herramienta que se aquí se propone permite verificar la solución asintótica propuesta como solución analítica en el entorno de la singularidad.

Por lo tanto, el objetivo de este trabajo es doble. En primer lugar, mediante un problema se pretende verificar la solución analítica propuesta en [4], mejorando la precisión del análisis con respecto a lo expuesto en [3]. En segundo lugar, se pretende estudiar la convergencia de la solución con el uso de mallas uniformes cuando se incrementa el número de elementos finitos o el grado del polinomio que define las funciones de forma.

SOLUCIÓN ANALÍTICA DE R-N

Al tratarse de una grieta en modo III, los desplazamientos son perpendiculares al plano *xy*, y se obtienen resolviendo la ecuación de Laplace. Como consecuencia de la antisimetría de los desplazamientos con respecto al eje *x*, resolvemos el problema sólo en la mitad superior del dominio, denotado como $\Omega \subset \mathbb{R}^2$, representado en la Fig. 2. En esta sección presentamos el procedimiento para obtener la solución analítica, siguiendo el propuesto en [4] para esquinas, en el caso particular de una grieta.

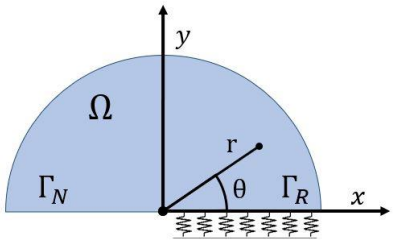


Figura 2. Esquema de la mitad superior del dominio en el entorno de la singularidad de la unión adhesiva parcialmente dañada de acuerdo con el modelo LEIM.

Cabe destacar que en la solución propuesta se utiliza el sistema de coordenadas cilíndricas (r, θ, z) para obtener expresiones más sencillas. Así pues, la condición de contorno Robin, prescrita en la parte de contorno denotada como Γ_R en la Fig. 2, se describe mediante la ecuación

$$\sigma_{\theta z}(r,0) + Ku(r,0) = 0 \qquad (1)$$

donde K es la rigidez del muelle. Por otro lado, las tensiones se definen en coordenadas cilíndricas como

$$\sigma_{rz}(r,\theta) = G\frac{\partial u(r,\theta)}{\partial r}, \sigma_{\theta z}(r,\theta) = \frac{G}{r}\frac{\partial u(r,\theta)}{\partial \theta} \qquad (2)$$

siendo *G* el módulo de cizalladura del material, Se define un parámetro que relaciona *G* con *K*, como $\gamma = \frac{G}{K}$. La solución del problema para R-N se obtiene aplicando el siguiente cambio de variable a las ecuaciones para el problema N-R

$$\theta = \pi - \hat{\theta} \qquad (3)$$

Esto permite simplificar el procedimiento de resolución. Así pues, las ecuaciones del problema R-N resultan

$$\Delta u = 0 \text{ en } \Omega \qquad (4)$$

$$\frac{\partial u(r,0)}{\partial \theta} = 0 \text{ en } \Gamma_N \qquad (5)$$

$$\frac{1}{r}\frac{\partial u(r,\pi)}{\partial \theta} + \gamma u(r,\pi) = 0 \text{ en } \Gamma_R \qquad (6)$$

La solución se define utilizando una serie asintótica finita de N elementos. Cada elemento j ($j \in \mathbb{N}$) , se describe como la suma de un término principal, $u_j^{(0)}$, y una serie de S_j términos sombra, $u_j^{(k)}$ $(k = 1,\dots,S_j)$. Así, la solución analítica se escribe como:

$$u(r,\theta) = \sum_{j=0}^{N} K_j \left(u_j^{(0)}(r,\theta) + \sum_{k=1}^{S_j} u_j^{(k)}(r,\theta) \right) \quad (7)$$

Los parámetros K_j se denominan factores generalizados de intensidad de tensiones según [4]. Estos parámetros se obtienen considerando las cargas y la geometría total del problema.

Los principales términos de la Ec. (7) se obtienen resolviendo el problema de Neumann-Neumann. Las expresiones para los términos sombra $u_j^{(k)}$ $(k = 1,\dots,S_j)$ se obtienen resolviendo un BVP recursivo, cuya solución general es propuesta por [4]. Se puede escribir en variables compleja como:

$$u_j^{(k)}(z) = \sum_{l=0}^{N} \left(a_{j,k}^{(l)} \cdot \mathrm{Im}\{f(z)\} + b_{j,k}^{(l)} \cdot \mathrm{Re}\{f(z)\} \right) \quad (8)$$

donde $f(z) = z^{\lambda_j + k} \log^l z$, siendo $z = re^{i\theta}$. El parámetro $\lambda_j = j - 1$. Los coeficientes $a_{j,k}^{(l)}$ y $b_{j,k}^{(l)}$ son obtenidos aplicando las condiciones de contorno del problema.

Aunque la solución descrita anteriormente se acerca mucho a la solución exacta del problema, es sólo una aproximación, debido al número finito de términos sombra que se aplican. Por esta razón, aparece un error en el cumplimiento de la condición de Robin. Este error disminuye cuando se aumenta el número de términos de sombra o cuando estudiamos la solución más cerca de la punta de la grieta (la singularidad).

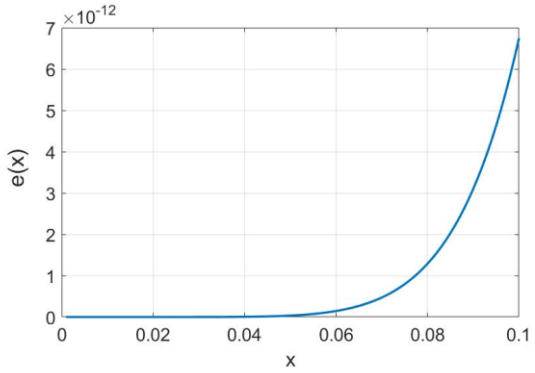


Figura 3. Error relativo en la condición de contorno de Robin para $j = 1$, $S = 7$ y $\gamma = 1$.

En la comparación que aquí se desarrolla nos centramos en el primer término de la serie, $j = 1$, considerando $K_1 = 1$, para un número máximo $S_1 = 7$ de términos de la sombra, con lo que se obtiene un error relativo de la solución en desplazamientos (descrito en [4]) del orden de 10^{-12} en un radio de $r = 0.1$, como se indica en la Fig. 3.

DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA NUMÉRICO

En esta sección describimos el problema numérico de referencia aplicado para probar la solución descrita anteriormente, y cómo éste se resuelve haciendo uso de la herramienta FEniCS (FE significa elementos finitos y CS significa software informático) [1]. Un problema de referencia es un problema utilizado para probar un método o algoritmo. En este caso, nuestro problema de referencia, presentado en [3], es el que se escribe a continuación, representado en la Fig. 4.

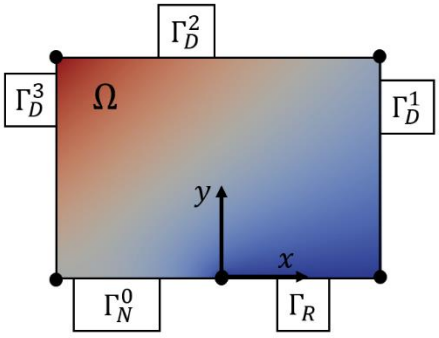


Figura 4. Esquema general del problema numérico propuesto para la verificación de la solución analítica.

En él, la solución analítica en desplazamientos que queremos verificar se impone a lo largo de los contornos exteriores denotados por los superíndices 1, 2 y 3. Esto equivale a añadir nuevas condiciones de contorno Dirichlet en estos contornos, Γ_D^1, Γ_D^2 y Γ_D^3.

Es importante destacar que en este documento se han omitido las unidades. Así pues, consideramos el metro (m) como unidad para las longitudes y los desplazamientos, mientras que el pascal (Pa) para las tensiones. El dominio de estudio es un cuadrado de dimensiones 0,2 m × 0,2m.

El problema de referencia que debemos resolver con FEniCS se define como

$$\Delta u = 0 \text{ en } \Omega \quad (9)$$

$$u_D^i = 0 \text{ en } \Gamma_D^i \text{ , (i = 1,2,3)} \quad (10)$$

$$\frac{\partial u}{\partial n} = -\gamma u \text{ en } \Gamma_R \quad (11)$$

$$\frac{\partial u}{\partial n} = 0 \text{ en } \Gamma_N \quad (12)$$

El método de los elementos finitos aproxima la solución exacta, que se compara con la solución analítica previamente definida. El software que utilizamos para ello es FEniCS [1], que es una herramienta utilizada para resolver ecuaciones diferenciales parciales (EDP) mediante el MEF.

La formulación variacional (también llamada formulación débil) es utilizada para la aplicación del MEF en FEniCS. El desarrollo de esta formulación antes de calcular nuestro problema es esencial, ya que cambia dependiendo del problema que queramos resolver, cambiando el código Python que tenemos que generar. En este caso, la formulación especifica de nuestro problema es desarrollada en [3].

Las funciones de forma en este caso para los elementos son polinomios de Lagrange, cuyo grado (p) está relacionado con el número de nodos de cada elemento ($n(p)$).

ESTUDIO DE CONVERGENCIA DE LA MALLA

En esta sección se analiza la convergencia de mallas uniformes en el problema. Es bien sabido que el número de elementos está estrechamente relacionado con la calidad de la representación de la singularidad, y la precisión de la solución en el dominio. Sin embargo, el número de elementos es también proporcional a la complejidad computacional, lo que significa que tenemos que encontrar un compromiso entre tener resultados precisos y un número razonablemente limitado de operaciones.

Tenemos dos formas de obtener un resultado más preciso a través de cambios en la malla. Según [2], podemos aumentar el número de elementos, lo que se denomina refinamiento *h*, o podemos implementar funciones de forma de mayor grado, lo que se conoce como refinamiento *p*.

4.1. Refinamiento h

En este caso estudiaremos la convergencia de la solución cuando aumentamos el número de elementos de la malla, es decir, ante un refinamiento *h*. Para ello, utilizamos el parámetro *N*, definido con el número de elementos en la cara de Robin.

En la Fig. 5 se describe como varía el error relativo *e* del desplazamiento en la punta de la grieta cuando aumentamos *N*. Los puntos azules se corresponden con los valores del error *e* para diferentes valores de *N*. La línea roja se describe como la línea de tendencia resultante de esta distribución. En este caso, el error es representado en escala logarítmica, como función del número de grados de libertad en la cara de Robin. Cabe destacar que las funciones de forma utilizadas en este estudio de convergencia son lineales. Se observa que el error decrece cuando el número de elementos aumenta, penalizando, como se ha mencionado previamente, el coste computacional.

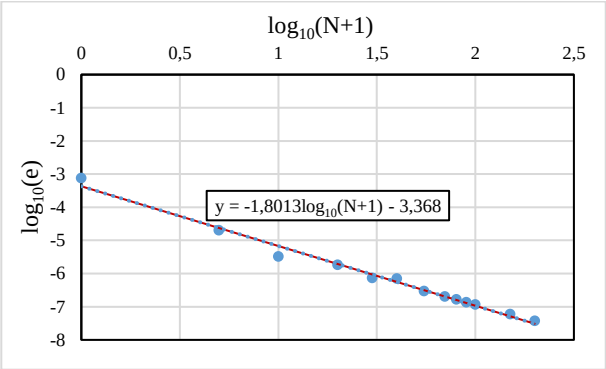


Figura 5. Variación del error relativo e con el aumento del número de elementos en la cara de Robin (N). Refinamiento h.

Por otro lado, en la Fig. 6 se representa la evolución del valor de la tensión σ_{xz} en la singularidad (punta de la grieta). Aunque en la solución analítica esta tensión tiende a infinito, en la solución numérica este valor es una medida de la precisión de la solución en el entorno de la singularidad, puesto que, a mayor número de elementos, más cercano es a su valor real, es decir, más crece.

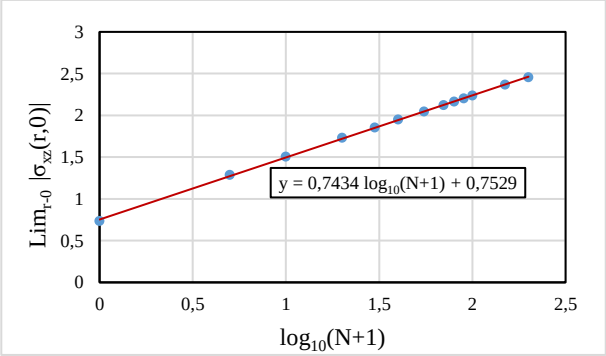


Figura 6. Variación de la tensión σ_{xz} en la singularidad con el aumento del número de elementos en la cara de Robin (N). Refinamiento h.

4.2. Refinamiento p

Del mismo modo, estudiamos la convergencia de la malla cuando aumentamos, en lugar del número de elementos, que queda fijado en $N = 10$, el grado del polinomio p de la función de forma.

En la Fig. 7 se representa la evolución del error relativo *e* cuando se aumenta el grado del polinomio. Puede observarse que este error decrece, y lo hace con una pendiente mayor que en el caso del refinamiento *h*. En este caso, en el eje de abscisas se representa el número de nodos de la cara de Robin como función del grado del polinomio p.

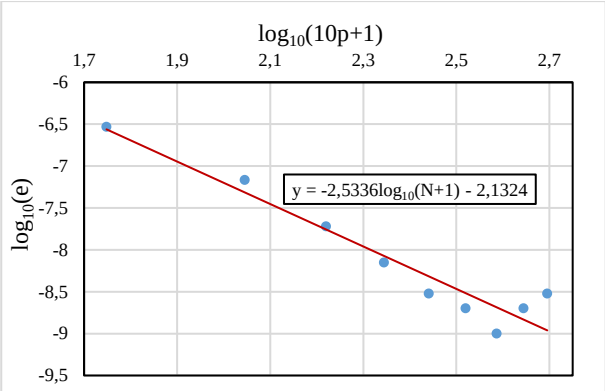


Figura 7. Variación del error relativo e con el aumento del grado del polinomio en la función de forma. Refinamiento p.

Por otro lado, en la Fig. 8 se representa la evolución de la singularidad. Al igual que ocurría con el refinamiento *h*, se observa un aumento del valor de la tensión cuando se incrementa el grado del polinomio. En este caso, la pendiente es nuevamente mayor que para cuando aumentamos el número de elementos, siendo por tanto esta convergencia más rápida en el refinamiento *p* que en el refinamiento *h*.

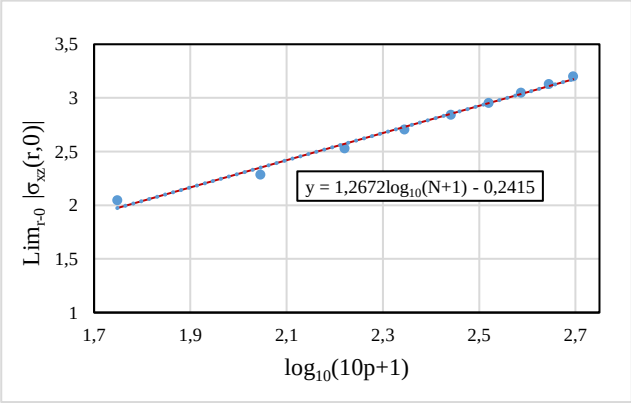


Figura 8. Variación de la tensión σ_{xz} en la singularidad con el aumento del grado del polinomio en la función de forma. Refinamiento h.

COMPARACION CON LA SOLUCION ANALITICA

En esta sección verificamos la solución analítica propuesta en [4]. Para ello comparamos la solución en la cara de Robin y en la cara de Neumann. Para esta verificación se ha elegido una malla con $N = 10$ y $p = 1$. En las Figs. 9 y 10 se observan la evolución del desplazamiento en la cara de Neumann y en la cara de Robin. Como podía deducirse de las Figs. 5 y 7 donde se representaba el error relativo, la solución analítica y la solución presentan un comportamiento casi idéntico.

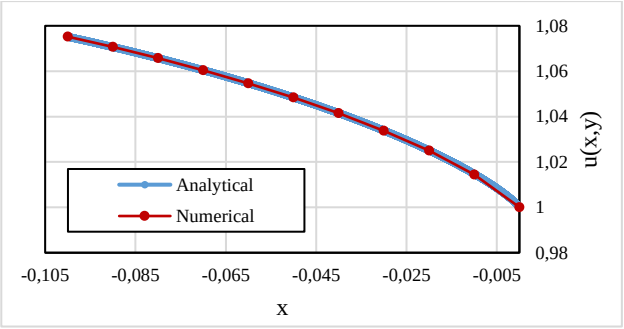


Figura 9. Comparación entre la solución analítica y numérica del desplazamiento en la cara de Neumann.

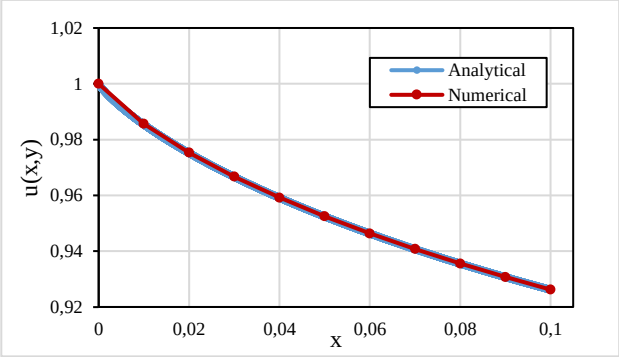


Figura 10. Comparación entre la solución analítica y numérica del desplazamiento en la cara de Robin.

Finalmente, en las Figs. 11 y 12 se estudia la diferencia entre la solución analítica y numérica en tensiones, siendo la tensión σ_{xz} aquella que representamos en la cara de Neumann y de Robin. Por brevedad, y puesto que el problema resuelto a través del método de los elementos finitos cumple aproximadamente con las condiciones de contorno impuestas a su inicio, se ha omitido la representación de la tensión σ_{yz} en la cara de Neumann y de Robin.

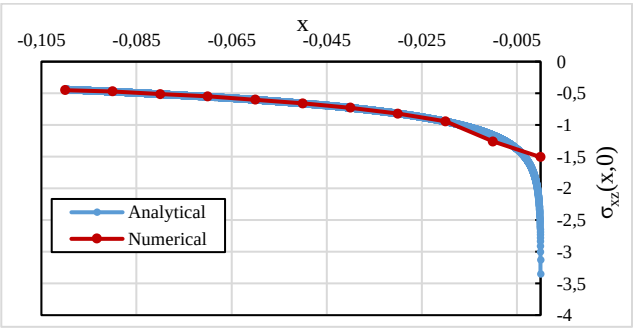


Figura 11. Comparación entre la solución analítica y numérica de la tensión σ_{xz} en la cara de Neumann

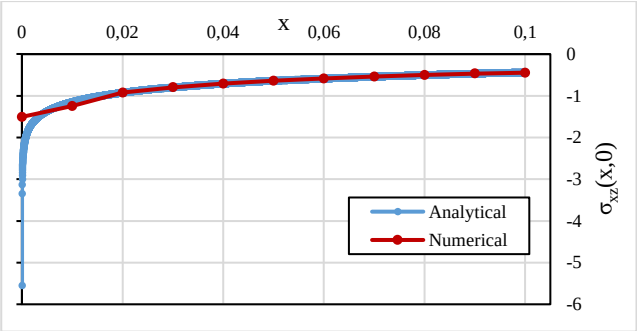


Figura 12. Comparación entre la solución analítica y numérica de la tensión σ_{xz} en la cara de Neumann

Se puede observar que en general la tensión σ_{xz} obtenida numéricamente y la obtenida analíticamente presentan muy pequeña diferencia a excepción de la singularidad, donde puede apreciarse que la solución numérica predice un valor menor de la misma, siendo necesario el uso de mallas con un gran refinamiento para mejorar este resultado.

SOLUCIÓN NUMÉRICA EN EL DOMINIO

En esta sección se presenta la solución numérica obtenida en el dominio. En la Fig. 13 se representa el desplazamiento. Es importante destacar que el desplazamiento en la cara de Neumann es superior al desplazamiento en la cara de Robin, puesto que es en la primera en la que se encuentra la interfaz adhesiva dañada. En este caso, con el objetivo de mejorar la representación de la solución, $N = 55$ y $p = 1$.

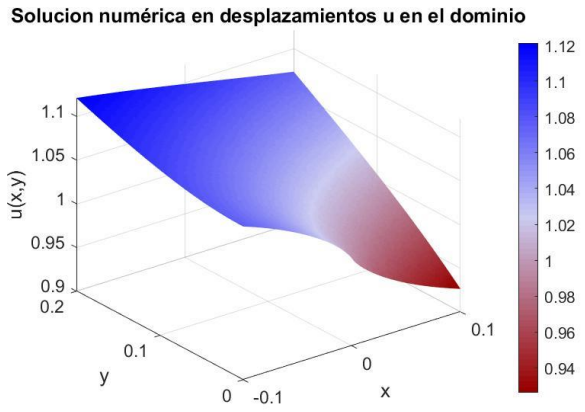


Figura 13. Solución numérica en el dominio del desplazamiento $u(x, y)$ con $N = 55$ elementos y $p = 1$.

Finalmente, en las Figs. 14 y 15 se representan las tensiones en el dominio. En la Fig. 14 se puede apreciar la singularidad en la punta de la grieta correspondiente con la tensión σ_{xz} mientras que en la Fig. 15 se observa la discontinuidad de tensiones en σ_{yz} en la punta de la grieta, entre la cara de Neumann, con la condición de contorno $\sigma_{yz} = 0$, y la cara de Robin, donde la tensión es proporcional al desplazamiento, y por lo tanto, puesto que en este caso $\gamma = 1$ y el desplazamiento en la punta (véase Fig. 13) es también $u(0,0) = 1$, tenemos que $\lim_{x\to 0^+} \sigma_{yz}(0, x) = 1$.

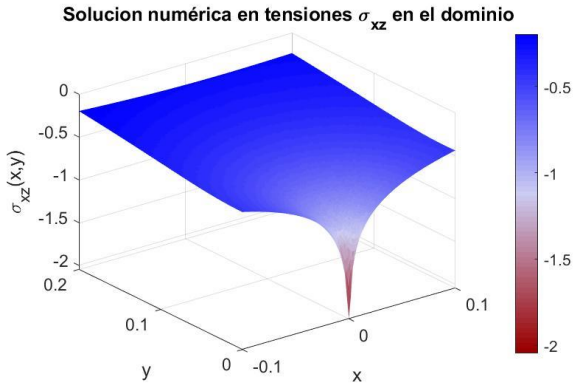


Figura 14. Solución numérica en el dominio de la tensión $\sigma_{xz}(x, y)$ con $N = 55$ elementos y $p = 1$.

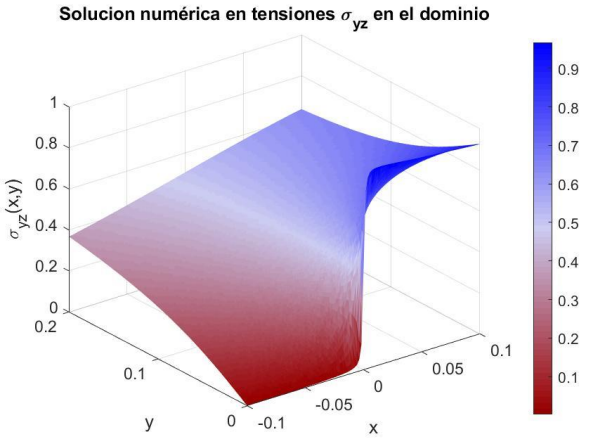


Figura 14. Solución numérica en el dominio de la tensión $\sigma_{yz}(x, y)$ con $N = 55$ elementos y $p = 1$.

CONCLUSIONES Y ESTUDIOS FUTUROS

En este trabajo se estudia un problema de marca ("benchmark problema") que permite verificar la solución analítica propuesta para el problema de Robin Neumann en el entorno de la singularidad correspondiente a la punta de una grieta que se desarrolla en la parte dañada de una interfaz adhesiva.

En primer lugar, se analiza la convergencia de la malla. Se han utilizados dos técnicas de refinamiento, el refinamiento *h* y el refinamiento *p*. En ambos casos se observa una mejora de la solución siendo el refinamiento *p* más efectivo. Se pone de manifiesto la relación de compromiso existente entre la precisión en la solución y la carga computacional que se utiliza para resolver el problema.

Por otro lado, se observa que en desplazamientos la solución numérica y la solución analítica son casi idénticas. Sin embargo, la solución en tensiones en el entorno de la singularidad presenta cierta diferencia que se ve reducida cuando se lleva a cabo un refinamiento del mallado.

El excesivo refinamiento para resolver este problema con una malla uniforme que permita correctamente definir la singularidad de tensiones en el entorno de una grieta pone de manifiesto la importancia de los elementos finitos singulares en el entorno de la grieta.

Como estudios futuros se propone analizar este mismo problema para diferentes valores de γ. Este mismo modelo puede aplicarse al problema de Dirichlet-Robin, que permite definir una grieta con presencia de refuerzos, conocida como "bridged crack".

AGRADECIMIENTOS

Esta investigación ha sido financiada por el Ministerio de Ciencia, Innovación y Universidades y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER) (Proyecto PGC2018-099197-B-I00), la Consejería de Transformación Económica, Industria, Conocimiento y Universidades, Junta de Andalucía, y el Fondo Europeo de Desarrollo Regional (FEDER) (Proyectos P18-FR-1928 y US-1266016).

Los autores agradecen la financiación recibida del programa de investigación e innovación Horizonte 2020 de la Unión Europea bajo el acuerdo de subvención Marie Skłodowska-Curie nº 861061 - Proyecto NEWFRAC.

REFERENCIAS

[1] M. S. Alnæs, J. Hake, R.C. Kirby, H.P. Langtangen, A. Logg & G.N. Wells. The fenics manual, *FEniCS Project*, (2011) version October 31st, 36.

[2] H. De Sterck, T. Manteuffel, S. McCormick, J. Nolting, J. Ruge, L.Tang. Efficiency-based h-and hp-refinement strategies for finite element methods, *Numerical Linear Algebra with Applications*, (2008) 15(2-3)

[3] S. Jiménez-Alfaro & V. Mantič. FEM Benchmark Problems for Cracks with Spring Boundary Conditions Under Antiplane Shear Loadings, *Aerotecnica Missili & Spazio*, (2020) 99(4), 309-319.

[4] S. Jiménez-Alfaro, V. Villalba, V. Mantič. Singular elastic solutions in corners with spring boundary conditions under anti-plane shear, *International Journal of Fracture*, (2020) 223(1), 197-220.

[5] V. Mantič, L. Távara, A. Blázquez, E. Graciani & F. París. A linear elastic-brittle interface model: application for the onset and propagation of a fibre-matrix interface crack under biaxial transverse loads. *International Journal of Fracture*, (2015) 195(1), 15-38.

[6] S. Pantelakis & K. Tserpes. Revolutionizing Aircraft Materials and Processes, *Springer* (2020).

[7] L. Távara, V. Mantič, E. Graciani, J. Cañas & F. París. Analysis of a crack in a thin adhesive layer between orthotropic materials: an application to composite interlaminar fracture toughness test, *Computer Modeling in Engineering & Sciences (CMES)*, (2010) *58*(3), 247-270.

NUMERICAL ANALYSIS OF SIZE-EFFECT IN UHPFRC BEAMS SUBJECTED TO WIDE-SPAN FOUR-POINT BENDING

J. Planas[1*], B. Sanz[1], J.M. Sancho[2]

[1]Dep. de Ciencia de Materiales, E.T.S. de Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos, Universidad Politécnica de Madrid,C/ Profesor Aranguren 3, 28040 Madrid, España.

[2]Dep. de Estructuras de Edificación, E.T.S. de Arquitectura, Universidad Politécnica de Madrid, Avda. Juan de Herrera 4, 28040 Madrid, España.

[*]Persona de contacto: jaime.planas@upm.es

RESUMEN

En las últimas dos décadas los hormigones de ultra-alta resistencia reforzados con fibras (UHPFRC por sus siglas en inglés) se han afianzado como materiales de interés tecnológico. Para un contenido de fibras relativamente pequeño, esos materiales siguen mostrando ablandamiento en tracción simple, pero presentan un marcado endurecimiento en flexión. En este trabajo presentamos un estudio sistemático del efecto del tamaño y del material para hormigones UHPFRC caracterizados por un rápido ablandamiento inicial debido a la fisuración de la matriz seguido por un ablandamiento suave pero muy largo debido a cosido y arrancado de las fibras. Se han realizado simulaciones para investigar la influencia combinada del ablandamiento inicial y de las tensiones de cosido en la respuesta de ensayos de flexión en cuatro puntos con un vano central de longitud siete veces el canto de la viga, lo que permite observar el desarrollo simultáneo de múltiples fisuras en la etapa de endurecimiento. Los resultados muestran que el momento flector cuando localiza la primera fisura depende del ablandamiento inicial y del tamaño de la probeta, mientras que la intensidad del endurecimiento posterior y la separación media entre fisuras dependen de la tensión de cosido y del tamaño.

PALABRAS CLAVE: UHPFRC, cuasi-fágil, Fisura cohesiva, Fisura embebida, Efecto de tamaño

ABSTRACT

In the last two decades the ultra-high performance fibre reinforced concrete (UHPFRC) has emerged as a technologically relevant building material. For relatively small fibre content, softening occurs in pure tension but, still, strong hardening may be seen in bending. In this work a systematic study of size- and material-effect is carried out for softening UHPFRCs characterized by a steep initial softening due to matrix cracking followed by a long, slow softening coming for fibre-bridging. Simulations were carried up to investigate the coupled influence of the initial softening slope and of the fibre bridging stresses on the response of four-point bending tests with a central span equal to seven times the beam depth to allow for simultaneous multiple crack growth to be observed in the hardening regime. The results show that the bending moment at visible crack initiation depends essentially on the sharp initial softening and specimen size, while the intensity of post-crack hardening and mean crack spacing (as well as mean crack opening) depend on the fibre bridging strength and the specimen size. Dimensionless plots are provided that allow utilization of the results for other combinations of data in the domain of the simulations.

KEYWORDS: UHPFRC, Quasibrittle, Cohesive crack, Embedded crack, Size effect

1 INTRODUCTION

In the last two decades the ultra-high performance fibre reinforced concrete (UHPFRC) emerged as a breakthrough structural material and nowadays is a technologically mature product, with specific official recommendations and norms (see, e.g.[1–3]). In essence, it is a composite made of an ultra high performance cement mortar —the matrix— reinforced with fibers (most commonly, high strength steel fibers). Although its production differs substantially from that of ordinary concrete and its compressive strength can be five-fold that of an ordinary mortar, the matrix still behaves as a quasibrittle material that fails in tension without noticeable plastic strains in its bulk. The progressive addition of fibers increases the toughness of the material, due to their crack-bridging effect, until the material starts displaying a plastic-like behavior, which means that inelastic distributed strains are produced under increasing load. For relatively small fibre content, softening still occurs in pure tension but strong hardening may be seen in bending; this effect is used in the recommendations to classify the tensile performance of a particular concrete as belonging to one of three categories: (1) both for direct tension and bending the specimens fails through a single crack, with negligible inelastic deformations prior to the peak load; (2) for pure tension the specimens fail

through a single crack and negligible inelastic deformations prior to the peak load, but relatively large inelastic deformations and hardening before the peak is reached in specimens tested in bending; and (3) both in pure tension and bending a relatively large inelastic deformation with hardening occurs prior to the peak load. For a more detailed classification, see [4].

Focussing on the behavior displayed by categories (1) and (2), in which the cracking is generally described by a cohesive crack model in the sense of Hillerborg [5–9], it may be expected that the strength, the hardening behavior and the crack pattern in bending all do depend on the size of the specimen. This was indeed found experimentally in [10], and the main objective of this paper is to set the ground for a systematic numerical analysis of the size effect in the bending tests of materials that display a behavior in pure tension resembling that of a UHPFRC in categories (1) and (2) and to obtain a set of results on wide-span four-point bending test for a range of specimen sizes and cohesive material behavior that capture transitions from hardening and multiple cracking (category 2) to a single crack with softening (category 1), and reciprocally.

The paper is organized as follows: in Section 2, the background necessary to understand the rest of the paper is presented ; in Section 3, the geometry, the meshes and the material behavior used in the computations are described; in Secton 4, the results are presented and discussed; and, in Section 5, the main conclusions are drawn.

2 BACKGROUND

In the analysis presented next, cracking of a quasibrittle material such as concrete or non-hardening UHFRC is modeled using a generalization of the cohesive crack in the sense of Hillerborg [5–9]. Por pure opening (Mode I), the crack forms perpendicular to the maximum principal stress and the stress σ transferred across its faces is a unique function of the crack separation w:

$$\sigma = f(w)\,. \tag{1}$$

The material function $f(w)$ is usually called the softening curve or softening function and is the main ingredient of the model.

For general loading, a *vectorial* traction-separation law is required between the traction vector $\mathbf{t}$ acting on on one of the faces of the crack (which is taken as the reference face) and the crack separation vector $\mathbf{w}$, as sketched in Fig 1. A damage-based vectorial model was recently proposed by the authors which is defined as follows [11]: let $\mathbf{n}$ be the normal to the crack, and take the normal and shear components of $\mathbf{w}$ be written, respectively as $w_n := \mathbf{w}\cdot\mathbf{n}$ and $\mathbf{w}_s := \mathbf{t} - w_n\mathbf{n}$, $w_s : |\mathbf{w}_s|$, and likewise for the traction vector $\mathbf{t}$. Then the vectorial equation reads

$$\mathbf{t} = \frac{f(\kappa)}{\kappa}(w_n\mathbf{n} + \beta^2\mathbf{w}_s)\,, \qquad \kappa = \max[w^{\text{eq}}(\mathbf{w})], \tag{2}$$

where κ is a strictly increasing damage variable, $f(\cdot)$ the Mode I softening function introduced in Eq (1), β^2 the ratio between the shear and normal stiffnesses (assumed to be constant) and $w^{\text{eq}}(\mathbf{w})$ is the equivalent separation, which is defined, together with the equivalent traction t^{eq}, as

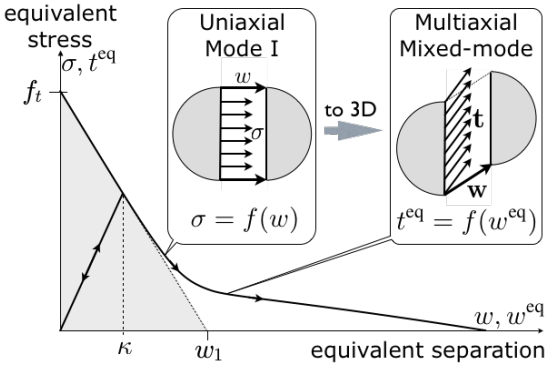


Figure 1. Cohesive crack model in pure opening mode (Mode I) and in general mixed-mode. The equivalent values for the traction (t^{eq}) and the separation (w^{eq}) are defined in Eqs. (3). (Reproduced from [11].)

$$w^{\text{eq}} := \sqrt{w_n^2 + \frac{\beta^2}{\alpha^2}w_s^2}\,, \quad t^{\text{eq}} := \sqrt{t_n^2 + \frac{t_s^2}{\alpha^2\beta^2}}\,, \tag{3}$$

where α^2 is the ratio between the fracture energies in pure modes and a II and I, which is assumed constants in that model [11]. Note that for pure opening mode $\mathbf{w} = w\mathbf{n}$ and $w_n = w,\ w_s = 0$, thus α and β do not play any role in such case. If, furthermore, w increases monotonically, then $\kappa = w^{\text{eq}} = w$ and $\mathbf{t} = \sigma\mathbf{n} = f(w)\mathbf{n}$ and, thus, Hillerborg's uniaxial model is recovered.

To carry out the analysis of the size-effect, the first step is to use a dimensionless version of the softening curve (1) by selecting a characteristic cohesive stress σ_{ch} and a characteristic crack opening w_{ch} to write the softening function in the dimensionless form

$$\sigma = f(w) = \sigma_{\text{ch}}\hat{f}\left(\frac{w}{w_{\text{ch}}}\right)\,. \tag{4}$$

If, next, one considers geometrically similar specimens (or structures) subjected to proportional loading and gets a mechanically valid solution for one particular structure 'A' of size D^A (beam depth, say), made of an elastic material with an elastic modulus E^A, having a particular cohesive crack pattern satisfying equations (2) with a softening function given by (4) with particular characteristic values σ_{ch}^A and w_{ch}^A, then it turns out that another geometrically similar structure will accept a mechanically valid solution similar to that for structure A as long as the combination of its size D and material properties E, σ_{ch} and w_{ch} satisfies the condition

$$\frac{Ew_{\text{ch}}}{D\sigma_{\text{ch}}} = \frac{E^A w_{\text{ch}}^A}{D^A\sigma_{\text{ch}}^A} \ \text{ or } \ \frac{\ell^*}{D} = \frac{\ell_A^*}{D^A}, \ \text{ with } \ \ell^* := \frac{Ew_{\text{ch}}}{\sigma_{\text{ch}}}. \tag{5}$$

When this is the case, the stress and displacement fields in the similar structure (at homologous points) satisfy the similarity rules

$$\frac{\boldsymbol{\sigma}}{\sigma_{\text{ch}}} = \frac{\boldsymbol{\sigma}^A}{\sigma_{\text{ch}}^A}\,, \qquad \frac{\mathbf{u}}{w_{\text{ch}}} = \frac{\mathbf{u}^A}{w_{\text{ch}}^A} \tag{6}$$

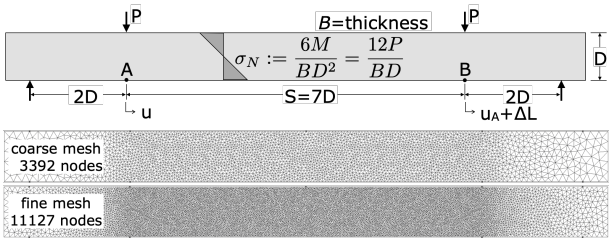


Figure 2. Beam geometry and meshes.

and likewise for the crack tractions and separations. Note that these rules are valid with the implicit conditions that the value of Poisson's ratio and the shape of the softening curve of the two materials be the same, as well as parameters α and β entering (2) and (3).

The mixed parameter ℓ^* in $(5)_3$ is a characteristic length which precise expression depends on the choice of the characteristic values: while $\sigma_{\text{ch}} := f_t$ seems to be a universal choice, various choices are possible for w_{ch}. If one takes $w_{\text{ch}} = G_F/f_t$ the result for ℓ^* is Hillerborg's characteristic length. Here we take $w_{\text{ch}} = w_1 =$ initial subtangent of the softening curve as shown in Fig. 1 to get the *second characteristic length*, which reads [12]

$$\ell_2 := \frac{Ew_1}{f_t} \tag{7}$$

3 NUMERICAL SIMULATIONS

In this work we consider beams of rectangular cross-section of depth D and thichness B subjected to a four-point bending test, as depicted in Fig 2. The central loading span S is taken to be seven times the beam depth to allow for the development of multiple cracks in cases of hardening.

Two meshes have been used for the calculations which are also shown in Fig 2. The meshes were created using the program GMSH [13], with the meshing algorithm set to "Delaunay" and applying smoothing.

The computations have been carried out using the finite element method using constant strain elements with an embedded cohesive crack as described in detail elsewhere [14, 12, 11] and implemented in the program COFE (Continuum Oriented Finite Elements). The material is modeled as linear elastic with Poisson's ratio $\nu = 0.17$ and bilinear cohesive fracture characterized by the four parameters f_t, w_1, f_1 and w_c as sketched in Fig. 3, which is taken as an approximation of a more complex softening as suggested by the dashed line. Following the analysis in [11], and owing to the fact that, for the present geometry and loading, cracking occurs predominantly in Mode I, the parameters α and β in Eqs. (2) and (3) have been taken equal to 1.0.

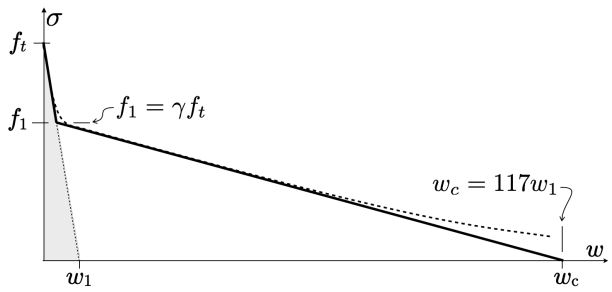


Figure 3. Bilinear softening considered here.

To account for the effect of fibre-bridging, we consider softening tails which are much longer than for ordinary concrete, and, to reduce the number of degrees of freedom consider the subset of bilinear curves in which $w_c = 117w_1$. Computations have been carried for four shapes of softening curves, corresponding to four values of $\gamma := f_1/f_t$, namely $\gamma = \{0, 0.5, 0.6, 0.7\}$. For each of those softening curves computations have been carried out for a set of four values of the ratios displayed in Eq. (5), namely $\ell_2/D = \{1, 2, 4, 8\}$. All the computations have been carried out under control of the relative horizontal displacement of points A and B, which is denoted as ΔL in the following.

4 RESULTS

The essential numerical results are the dimensionless versions of the generalized load-displacement curves and the crack patterns. Following [7],we define the *nominal stress* σ_N of the beam depicted in Fig. 2 as the elastic stress computed in the bottom line of the central span according to the simplified theory of strength of materials:

$$\sigma_N := \frac{6M}{BD^2} = \frac{12P}{BD}. \tag{8}$$

where M is the bending moment.

With this definition, Fig. 4 collects all the load vs. displacement diagrams in the present work. Each of the four graphics contains response curves corresponding to a particular size, and are organized from smaller sizes, at the top, to the largest size at the bottom. Within each graphic the curves are colored according to the ratio γ defining the shape of the softening curve as defined by the inset in the top diagram (black, green, red and blue respectively corresponding to $\gamma = 0, 0.5, 0.6$ and 0.7). For each color there are two curves: the one with open symbols corresponds to the coarse mesh and the other, with full symbols, to the finer mesh.

The first thing to note is that it does not seem to exist a spurious mesh dependency since the results for the two meshes nearly overlap each other except when local instabilities occur due to successive growth of new cracks. In this respect, note the heavily serrated curves that appear in all the diagrams (although for different softening curves) due to micro-instabilities generated for the unstable growth of a crack from an equilibrium situation to the next. Such micro-instabilities can also be detected in many experiments. Severe instabilities occur in all diagrams for the extreme linear softening case (black curves) in all diagrams, which is due to the fact that the control gauge length used in the simulations is too long, always greater than $7\ell_2/8$.

Notice, next, that in these plots the initial elastic slope is different, which makes it difficult to compare the curves in different graphics (i.e., for different sizes). To mitigate

such effect, we can subtract the elastic part of the elongation by defining the inelastic elongation as

$$\Delta L^{\text{in}} := \Delta L - \Delta L^{\text{e}} \;\text{ with }\; \Delta L^{\text{e}} := S\sigma_N/E,$$

which, for our geometry finally leads to

$$\frac{\Delta L^{\text{in}}}{w_1} = \frac{\Delta L}{w_1} - 7\frac{D}{\ell_2}\frac{\sigma_N}{f_t} \tag{9}$$

With this change of variable the diagrams in Fig. 5 are obtained for the calculations using the finer mesh, in which it is easier to appreciate that the serrations produced by successive crack formation occur mainly in the curves that display less hardening. The transition from this behavior to sudden softening through a single active crack occurs only for the bilinear softening with $\gamma = 0.5$ (green curves), which shows serrated behavior with slight hardening for the two largest sizes and a sudden drop of strength followed by a smooth very slight softening for smaller sizes. Note, incidentally, that the shoulder displayed by the curves where the inelastic deformation accelerates occurs at loads that increase as the size increase, following roughly a Bazant's-like size-effect.

To end the presentation of results, Figure 6 collects the crack patterns recorded when the inelastic elongation satisfies $\Delta L^{\text{in}} \approx 20w_1$ (actually, at the computation step closer to such condition). To facilitate the visual identification of each the snapshots, they are grouped in four groups which correspond to the four frames in Figs. 4 and 5 with identical relative positions. Within each group the order is the same as for the curves: blue at the top followed by red, green and black.

It becomes apparent that for any given size the tougher the material (the larger γ) the stronger the response, and the larger the hardening and the number of cracks developing over the central span. It is also clear that for the softening curves with intermediate toughness ($\gamma = 0.5, 0.6$) the number of cracks and the hardening decrease with decreasing the size of the specimen, and based on a theoretical analysis of the rigid-softening limit ($D/\ell_2 \to 0$) it can be concluded that a transition from hardening and multiple cracking to softening and early failure through a single crack must exist also for the tougher curve, too.

A few final words to comment on the reliability of the computed crack patterns. Although there is no space in this brief account to describe all the evolution of the cracks, this topic was investigated in [12] and the main ideas seem to hold also in the present case: although the step size and the mesh *do* influence the details of the crack pattern (precise location and opening distribution) its overall effect seems to be basically independent of the mesh and the step size. Quoting from [12]:

> "Of course, the localization is triggered by the small inhomogeneities induced by the mesh itself (which is a spurious, purely numerical inhomogeneity, not a material one). But there seems to be a sufficiently rich set of locally stable configurations for the calculations to be meaningful at large."

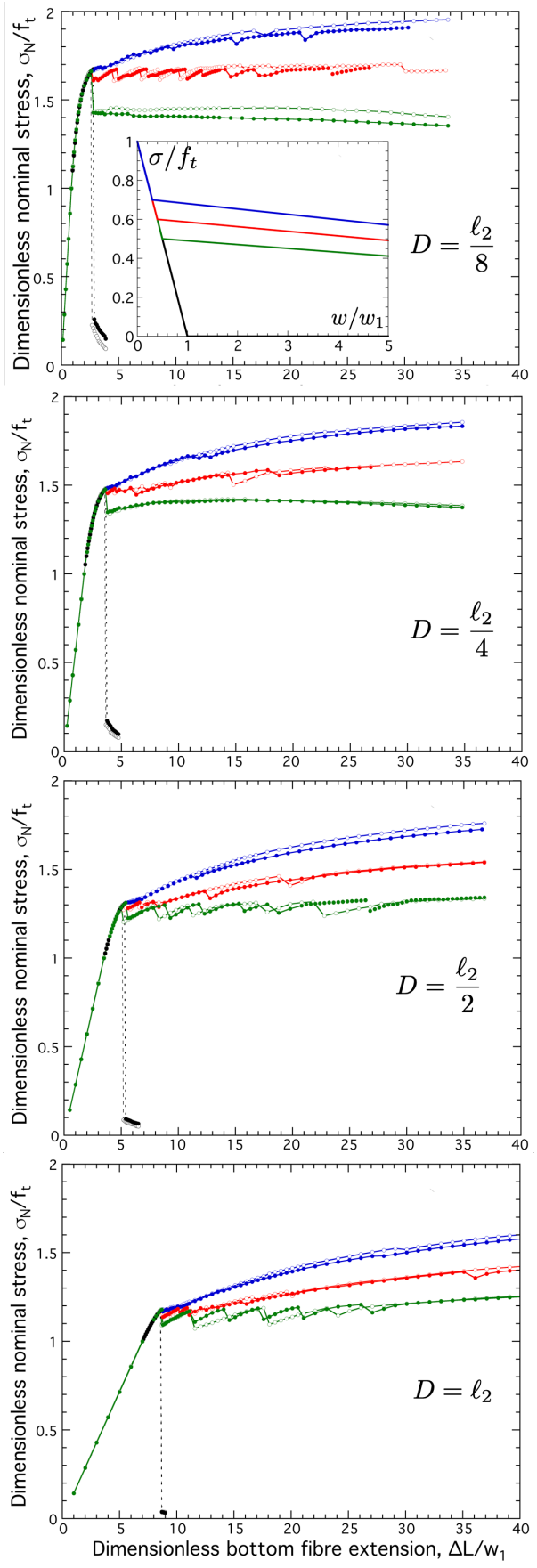


Figure 4. Dimensionless plots of nominal stress σ_N vs. extension ΔL , for the two meshes, the four softening and the four sizes studied in this work.

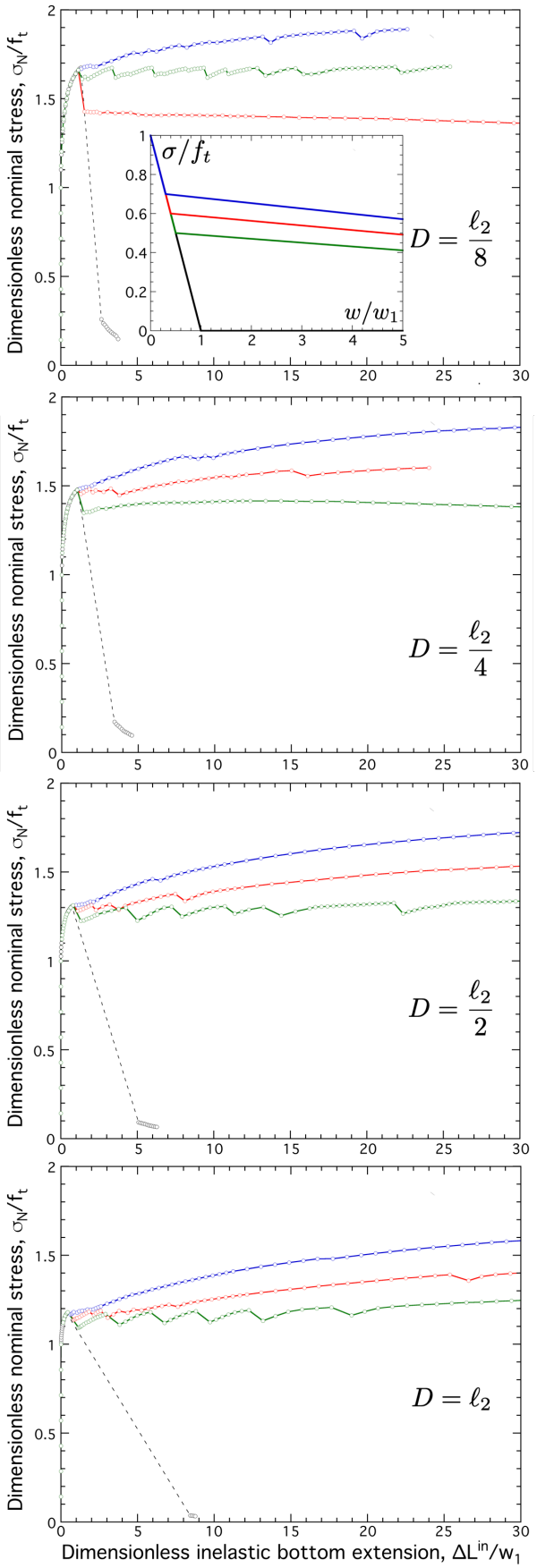


Figure 5. Dimensionless plots of nominal stress σ_N vs. inelastic extension ΔL^{in}, for the finer mesh, the four softening and the four sizes studied in this work.

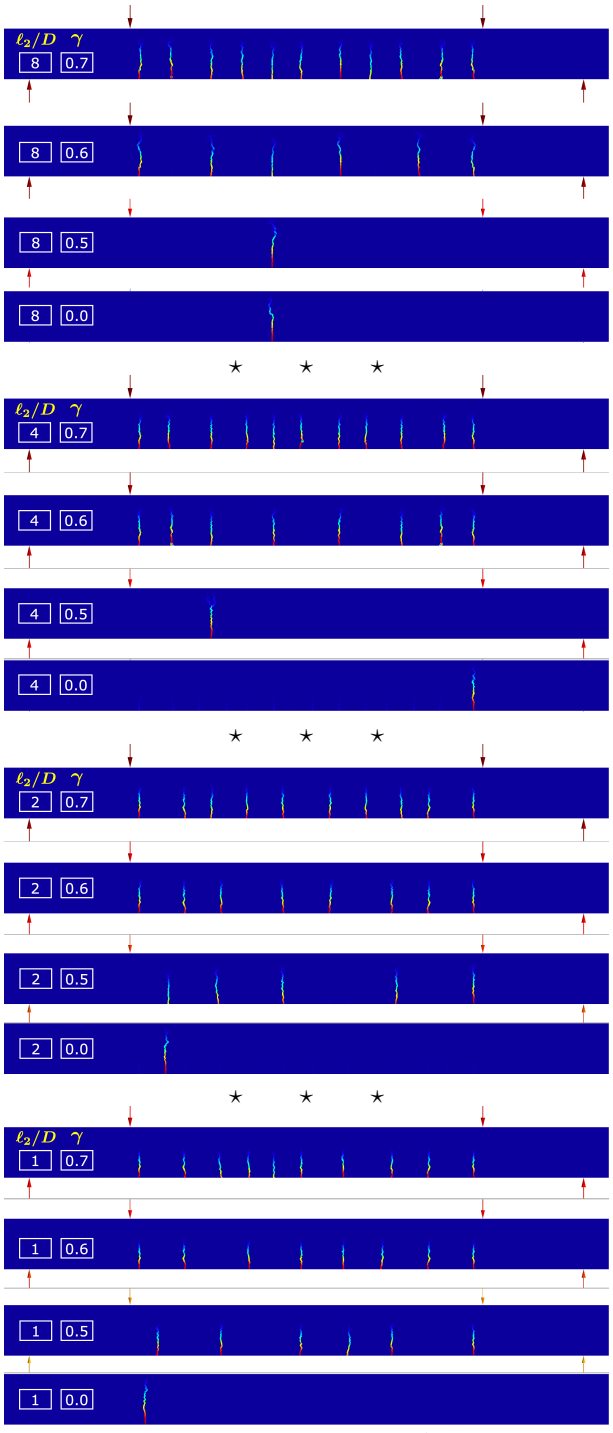


Figure 6. Crack patterns for $\Delta L^{in} \approx 20 w_1$.

5 CONCLUSIONS

From the foregoing results the following conclusions can be drawn:

1. the numerical results confirm that the behavior in bending of simplified models for UHPFRC depends both on the toughness and residual strength provided by fibre bridging (a material property) and on the specimen size (a structural property);
2. for any given size, increasing the toughness of the material (increasing γ) increases the strength of the response, as well as the hardening and the number of cracks developing over the central span;
3. decreasing the size of the specimen increases the crack initiation strength, but reduces the number of cracks and the hardening and eventually turns it into softening; and
4. these results confirm the ability of the simple, strictly local formulation used in the computations to deal with simultaneous multiple crack growth.

ACKNOWLEDGMENTS

The authors gratefully acknowledge the financial support received for this work under grant PGC2018-097116-A-I00 (MCIU/AEI/FEDER, UE).

References

[1] AFGC. *Ultra High Performance Fibre-Reinforced Concretes: Recommendations.* AFGC, june 2013, revised edition, 2013.

[2] NF-P18-470. *Concrete – Ultra-high performance fibre-reinforced concrete – Specifications, performance, production and conformity.* AFNOR, 2016.

[3] NF-P18-710. *National addition to Eurocode 2 – Design of concrete structures: specifique rules for ultra-high performance fibre-reinforced concrete (UHPFRC).* AFNOR, 2016.

[4] K. Wille, S. El-Tawil, and A. E. Naaman. Properties of strain hardening ultra high performance fiber reinforced concrete (uhp-frc) under direct tensile loading. *Cement and Concrete Composites*, **48**, 53–66, 4 2014.

[5] A. Hillerborg, M. Modéer, and P. E. Petersson. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, **6**(6), 773–781, 1976.

[6] M. Elices and J. Planas. Material models, chapter 3. In L. Elfgren, editor, *Fracture Mechanics of Concrete Structures*, pages 16–66. Chapman & Hall, London, 1989.

[7] Z. P. Bažant and J. Planas. *Fracture and Size Effect in Concrete and Other Quasibrittle Materials*. CRC Press, Boca Raton, FL., 1998.

[8] M. Elices, G. V. Guinea, J. Gómez, and J. Planas. The cohesive zone model: advantages, limitations and challenges. *Engineering Fracture Mechanics*, **69**(2), 137–163, 2002.

[9] J. Planas, M. Elices, G. V. Guinea, F. J. Gomez, D. A. Cendon, and I. Arbilla. Generalizations and specializations of cohesive crack models. *Engineering Fracture Mechanics*, **70**(14), 1759–1776, 2003.

[10] D. J. Kim, A. E. Naaman, and S. El-Tawil. Correlation between tensile and bending behavior of frc composites with scale effect. In e. a. B. H. Oh, editor, *Fracture Mechanics of Concrete and Concrete Structures - High Performance, Fiber Reinforced Concrete, Special Loadings and Structural Applications*. Korea Concrete Institute, 2010.

[11] J. Planas, B. Sanz, and J. M. Sancho. Vectorial stress-separation laws for cohesive cracking: in concrete and other quasibrittle materials. *International Journal of Fracture*, **223**(1), 77–92, 2020.

[12] J. Planas, B. Sanz, and J. M. Sancho. Transition from smeared to localized cracking in macro-defect-free quasibrittle structures. *Procedia Structural Integrity*, **2**, 3676–3683, 2016.

[13] C. Geuzaine and J.-F. Remacle. Gmsh: A 3-d finite element mesh generator with built-in pre- and post-processing facilities. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, **79**(11), 1309–1331, 2009.

[14] J. M. Sancho, J. Planas, D. A. Cendon, E. Reyes, and J. C. Galvez. An embedded crack model for finite element analysis of concrete fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, **74**(1-2), 75–86, 2007.

METODOLOGÍA PARA EL AJUSTE DE LEYES DE DAÑO EN MODELOS DE ELEMENTOS FINITOS A TRAVÉS DEL USO DE REDES NEURONALES Y METAMODELOS

F. de la Roza[1], M. Martín[1], M. Muñiz-Calvente[1], A. Álvarez-Vázquez[1], J. Gracia[1]

[1] Departamento de Construcción e Ingeniería de Fabricación

Escuela Politécnica de Ingeniería de Gijón, Universidad de Oviedo

Campus de Viesques, 33206, Asturias, España

RESUMEN

Las variables más comúnmente obtenidas en los ensayos experimentales de caracterización de materiales son: la fuerza y el desplazamiento en los actuadores. Amén de otras medidas experimentales que puedan ser registradas (ej.: apertura en los labios de una grieta (CMOD), deformaciones locales mediante técnicas de correlación de imágenes, etc.), la fuerza y el desplazamiento en los actuadores son las variables que deben ser utilizadas para validar los resultados obtenidos en los modelos numéricos destinados a reproducir el comportamiento del material bajo las condiciones de ensayo. Sin embargo, cuando nos enfrentamos a la modelización numérica del daño observado experimentalmente, existen multitud de parámetros que tienen un papel relevante en la relación fuerza-desplazamiento, por lo que la superposición de los resultados numérico y experimental sobre una misma gráfica no es trivial. En este trabajo, se presenta una metodología basada en el uso de redes neuronales para obtener los parámetros de daño óptimos de un material, garantizando que las diferencias entre las curvas fuerza-desplazamiento numéricas y experimentales se minimicen. Utilizando redes neuronales en el ajuste, no es necesario disponer de conocimientos previos relacionados con los valores que podrían adquirir los parámetros de daño, permitiendo a usuarios inexpertos ajustar leyes de daño fácilmente.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Fatiga, Micro-ensayos, Entallas

ABSTRACT

The most commonly obtained variables in material characterization campaigns are the force and displacement values found at the actuators. Regardless of other experimental measurements which can be registered (e.g., crack mouth opening (CMOD), local deformations through image correlation techniques, etc…), force and displacement at the actuators are the variables which must be used to validate the results obtained through the numerical modelling of the material´s behaviour under test conditions. However, when facing the numerical modelling of experimentally observed damage, many parameters have a significant impact on the force-displacement relation. For this reason, the superposition of numerical and experimental data on the same graph is not a trivial matter. In this article, a methodology based on the use of neural networks is presented, to obtain the optimum damage parameters of a material. This guarantees that the differences between the numerical and experimental force-displacement curves are minimised. By using neural networks, previous knowledge related to the damage parameter values is no longer needed, allowing non-expert users the opportunity to easily develop a correct damage law.

KEYWORDS: Fracture, Fatigue, Micro-tests, Notches

INTRODUCCIÓN

La caracterización de materiales y el desarrollo de modelos teóricos para la descripción de su comportamiento mecánico representa uno de los retos más actuales y relevantes en ingeniería. En particular, la predicción de la rotura de componentes reales a través del estudio de las leyes de daño reviste una especial importancia dada su relevancia en el diseño y cálculo de componentes estructurales. En este sentido, el creciente uso de la inteligencia artificial (IA), junto con el avance y mejora del método de los elementos finitos (FEM) en las últimas décadas, está logrando modificar las técnicas clásicas de modelización [1,2]. Estas técnicas se caracterizaban por la definición de un modelo matemático que permitía describir analíticamente el comportamiento mecánico del material, a partir de la estimación de sus parámetros con los datos

experimentales obtenidos en los ensayos. Estos modelos matemáticos servían para el desarrollo de modelos basados en FEM, dando como resultado la predicción del comportamiento del material (Figura 1, superior). Sin embargo, el desarrollo y puesta a punto de estos modelos analíticos de daño, así como el coste computacional que suponen sus simulaciones, tanto en términos de tiempo como de recursos computacionales, pueden resultar inasumibles para su uso en la práctica diaria. Por este motivo, la IA, especialmente las redes neuronales, aparece como una posible solución que permite reducir notablemente el tiempo requerido en la optimización y ajuste de los modelos.

De esta forma, el concepto de metamodelo surge con la intención de aprovechar ambas potencialidades en una aproximación híbrida entre el uso de FEM y la IA [3,4]. En otras palabras, se trata de un modelo que controla al "modelo tradicional" (Figura 1, inferior).

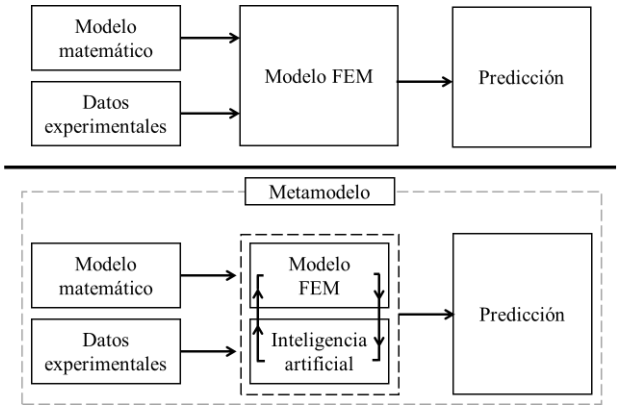


Figura 1. Diagrama de flujo para la predicción del comportamiento de materiales: técnicas clásicas (superior) o mediante el uso de metamodelos (inferior).

Con todo ello, el objetivo de este trabajo es proponer una metodología para la caracterización de las leyes de daño y su implementación en modelos FEM que, mediante el uso de redes neuronales, permita reducir el tiempo computacional en la optimización de los parámetros, así como la dependencia en la puesta a punto de modelos de daño con respecto al conocimiento previo del usuario.

La organización de este trabajo es como sigue. Tras esta primera introducción y motivación, en la Sección 2 se realizará una descripción detallada de la metodología propuesta, identificando los pasos necesarios para su aplicación. La Sección 3 permitirá analizar la aplicabilidad de esta metodología a través de dos ejemplos sobre el ajuste de leyes cohesivas y de crecimiento de grieta. Finalmente, la Sección 4 incluirá una breve discusión de los resultados obtenidos y de las potencialidades de la metodología propuesta, mientras que la Sección 5 recogerá las conclusiones derivadas de este trabajo.

DESCRIPCIÓN DE LA METODOLOGÍA PROPUESTA

La metodología propuesta se desarrolla en dos grandes etapas: etapa de ajuste y etapa iterativa (Figura 2). En la primera etapa se utilizan los datos experimentales como input a la metodología y se identifican los parámetros objetivo del modelo de daño correspondiente. De esta forma, se logra ejecutar una primera simulación inicial del modelo paramétrico FEM, la cual se espera que produzca un error superior al admisible. El resultado de esta primera etapa de ajuste inicial o de puesta a punto servirá como parámetros de entrada para la segunda etapa, en la cual se desarrollarán múltiples iteraciones que reducirán el error a través del entrenamiento de las redes neuronales, dando como resultado final el valor óptimo de los parámetros del modelo de daño.

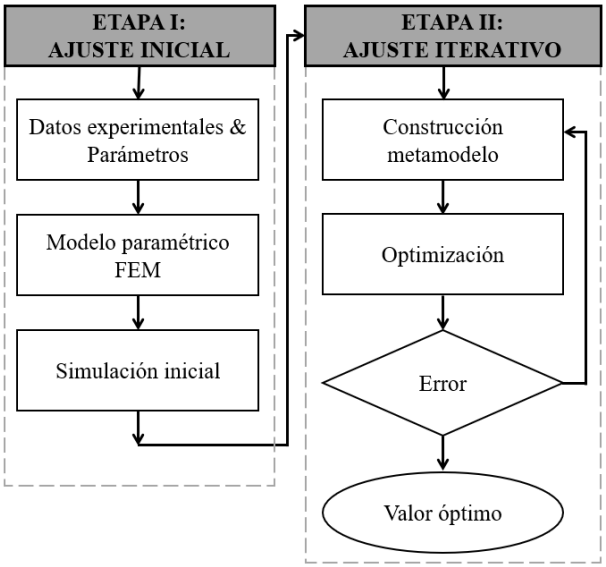


Figura 2. Diagrama de flujo de la metodología propuesta.

A continuación, se describirán con mayor detalle ambas etapas y los pasos necesarios para su aplicación.

1.1. Etapa de ajuste

Esta primera etapa de puesta a punto de la metodología se desarrolla a través de los siguientes pasos:

a) Paso 1: Datos y parámetros experimentales. La adquisición de datos experimentales a partir de los ensayos constituye el primer paso en esta etapa. Desde un punto de vista formal, estos datos experimentales representarán la evolución de una o varias variables dependientes Y_k frente a una variable independiente X. Dada la generalidad de la metodología propuesta, estos datos podrán ser de naturaleza muy distinta (fuerza-desplazamiento, fuerza-CMOD, etc.). Además, se deberán de identificar en este paso los parámetros objetivo, θ, de aquella ley o modelo de daño f que presumiblemente describe la relación entre las variables de estudio:

$$Y = f(X;\theta) \tag{1}$$

b) Paso 2: Modelo FEM paramétrico. El modelo FEM paramétrico permitirá realizar simulaciones asumiendo valores específicos de

los parámetros objetivo y obtener directamente las correspondientes estimaciones de la curva objetivo $\hat{Y}_j$. Por tanto, será la herramienta de cálculo la que evalúe el modelo teórico para unos valores de los parámetros objetivo, proporcionando las distintas estimaciones de la curva real bajo estudio.

c) Paso 3: Simulaciones iniciales. Para finalizar esta primera etapa, se deberá de proporcionar un conjunto de valores iniciales de los parámetros objetivo θ_0 para poder evaluar el modelo y obtener una primera estimación de la curva. Tal y como se verá en los ejemplos de aplicación, la metodología propuesta consigue evitar una excesiva dependencia del conocimiento previo del usuario en el desarrollo de modelos de daño a través del uso de redes neuronales.

1.2. Etapa de iteración

Tras las simulaciones iniciales, la segunda etapa de ajuste iterativo pretende reducir el error cometido en la primera estimación de la curva objetivo a través de la construcción de un metamodelo basado en redes neuronales:

a) Paso 1: Construcción del metamodelo. El uso de metamodelos permite aplicar la IA a metodologías tradicionales. Dentro de las múltiples variantes disponibles (regresión polinomial, funciones base radiales, etc.) se utilizarán las redes neuronales. En la definición de estos metamodelos se deberán de identificar las variables de entrada y las variables de salida. Típicamente, los parámetros objetivo del modelo a estimar representan las variables de entrada y las simulaciones numéricas resultantes la variable de salida.

b) Paso 2: Optimización. Pese a la existencia de múltiples algoritmos de optimización, el escogido en este caso de estudio es el conocido como Levenberg-Marquardt. Se utiliza normalmente para la solución de problemas de mínimos cuadrados con distintos grados de no-linealidades, por lo que es idóneo para problemas de optimización multivariable.
El algoritmo ofrece la posibilidad de resolver un problema de mínimos cuadrados de forma heurística (mediante un proceso iterativo). Queriéndose minimizar:

$$\left\| f(x) \right\|^2 \qquad (2)$$

Se conoce que, para cualquier punto en z se puede formar una aproximación afín (aproximación de Taylor de primer orden):

$$\overline{f}(x;z) = f(z) + Df(z)(x-z) \qquad (3)$$

donde $\hat{f}(x;z) \approx f(x)$ siempre y cuando $\lim_{x \to z} f(x)$. De esta forma, se puede minimizar $\| \hat{f}(x;z) \|^2$, siendo z el objetivo. A efectos prácticos, se lleva a cabo una linealización seguida de una minimización, y se continúa iterando hasta obtener un valor estable, por lo que en cada iteración $x^{(1)}, x^{(2)}$ se tendrá:

$$\overline{f}(x;x^k) = f(x^k) + Df(x^k)(x-x^k) \qquad (4)$$

c) Paso 3: Evaluación del error. Una de las definiciones del error más comúnmente utilizadas en el entrenamiento de redes neuronales es el error cuadrático medio (Mean Square Error, MSE):

$$\mathrm{MSE}_j = \frac{1}{n}\sum_{i=1}^{n}(Y_{ij} - \hat{Y}_{ij})^2 \qquad (5)$$

donde Y_{ij} representa el valor experimental de la variable objetivo en la iteración *j*-ésima en el punto discretizado *i*-ésimo de la curva correspondiente a esa iteración y^$_{ij}$ el valor estimado obtenido en la metodología. En la Figura 3 se puede ver la ilustración gráfica de la definición de este error para dos estimaciones iterativas *j* y *j*+1.

Como resultado de esta etapa de iteración, una vez que el error cuadrático medio obtenido es considerado aceptable, el proceso finalizaría y la curva objetivo habría sido estimada con una precisión acorde a la requerida.

Finalmente, es necesario señalar que el desarrollo de la metodología propuesta implica un continuo intercambio de información entre software de cálculo numérico (Matlab) y de cálculo por elementos finitos (Abaqus), en las múltiples iteraciones. En este sentido, el desarrollo de paquetes que permitan un intercambio automático y eficiente de datos entre ambos programas, como es el caso de Abaqus2Matlab [5], facilita enormemente la automatización de la metodología sin necesidad de interacción por parte del usuario.

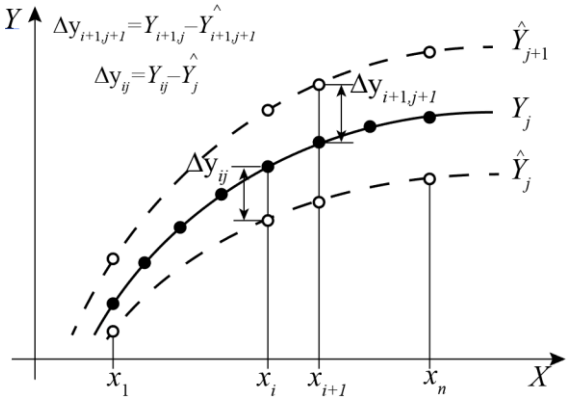


Figura 3. Cálculo del error cuadrático medio para dos iteraciones consecutivas.

EJEMPLOS DE APLICACIÓN

En esta sección se ilustrará la aplicabilidad de la metodología propuesta con dos ejemplos: el ajuste de una

ley cohesiva y de la ley de crecimiento de grieta en probetas de flexión en tres puntos.

1.3. Ajuste de la ley cohesiva

Dentro de las múltiples aproximaciones a la modelización del daño, los modelos basados en la zona cohesiva están despertando un especial interés en la descripción del proceso de crecimiento de grieta a partir de leyes sencillas de tracción-separación en la interfaz [6], la cual puede ser descrita a partir de dos parámetros T_c y Γ_c. el caso bilineal (Figura 4)

$$\Gamma_c = \frac{1}{2} T_c \delta_c \tag{6}$$

donde T_c representa la tensión crítica cohesiva, Γ_c la energía cohesiva y δ_c la separación crítica. Normalmente, el ajuste de esta curva tracción-separación suele realizarse por prueba y error, es decir, asumiendo unos valores iniciales e ir reduciendo iterativamente el error del ajuste, consumiendo gran cantidad de recursos y con alto coste computacional.

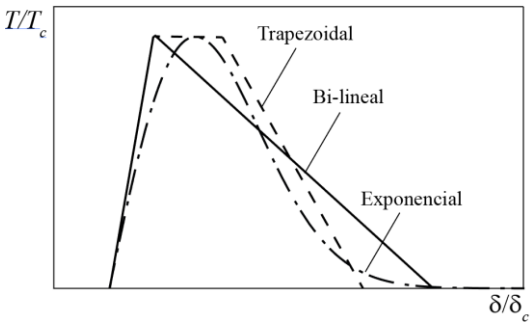


Figura 4. Leyes bilineal, trapezoidal y exponencial en el modelo cohesivo.

Por este motivo, la metodología propuesta puede proporcionar una optimización del ajuste de la curva tracción-separación en menor tiempo, tras un primer entrenamiento de la red neuronal.

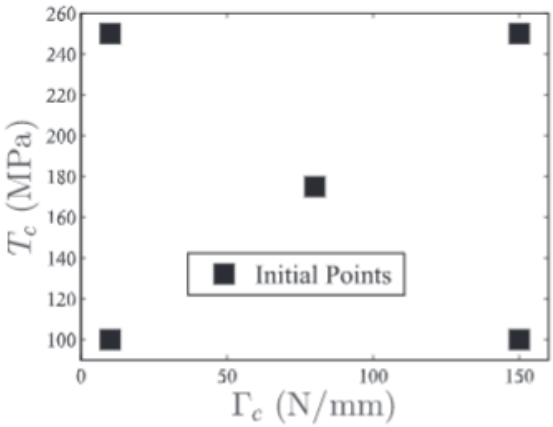


Figura 5. Valores iniciales de los parámetros T_c y Γ_c utilizados en el ajuste de la ley cohesiva.

Los valores iniciales empleados para el entrenamiento de la red neuronal pueden verse en la Figura 5. Por otro lado, las curvas fuerza-desplazamiento asociadas a dichas combinaciones de parámetros pueden verse en la Figura 6, donde también se incluye la curva fuerza-desplazamiento experimental. La curva experimental es la curva objetivo a la cual debería ajustarse el modelo numérico si la combinación de los parámetros de la Ley Cohesiva fuera la óptima.

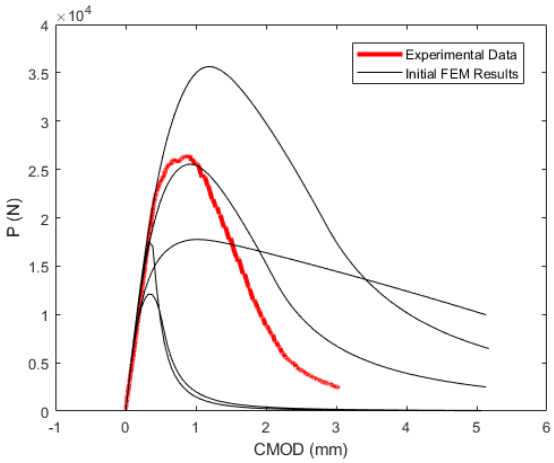


Figura 6. Estimaciones iterativas de la curva carga – CMOD en distintas iteraciones con los datos experimentales.

A partir de los parámetros iniciales, y las curvas fuerza desplazamiento obtenidas de las simulaciones, se ha entrenado una red neuronal que funciona como un metamodelo capaz de estimar los valores óptimos de los parámetros de una Ley Cohesiva para que el error cuadrático medio entre la salida de la red neuronal y la curva experimental se minimice. De este modo, se utiliza a la red neuronal de manera iterativa para identificar la combinación de parámetros óptimos con la información de la que dispone en cada iteración (que está compuesta por la combinación de parámetros iniciales más todas las simulaciones llevadas a cabo en las iteraciones anteriores). Finalmente, como resultado de la minimización del error se obtiene la estimación óptima para la curva carga – CMOD (Figura 7). Como se puede apreciar, la estimación de la curva final es aceptable.

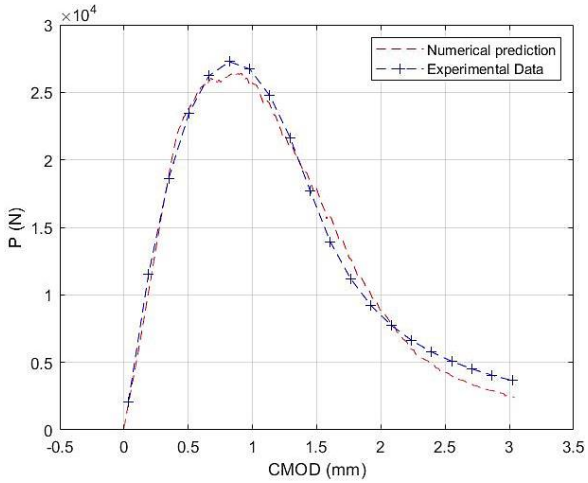


Figura 7. Estimación final de la curva carga – CMOD tras la aplicación de la metodología propuesta.

1.4. Ajuste de la ley de crecimiento de grieta

Para este segundo ejemplo se utilizarán los datos disponibles en un ejemplo del manual del software Abaqus [7] sobre ley de crecimiento de grieta en probetas de flexión en tres puntos, con una grieta inicial de tamaño a_0. El objetivo es la estimación numérica de la curva experimental fuerza – desplazamiento a través del desarrollo de modelos FEM (Figura 9). Sin embargo, estos modelos requieren de la implementación de modelos de daño que describan el crecimiento de la grieta, los cuales suelen estar definidos en términos de longitud de grieta y su evolución en el tiempo. La metodología propuesta permite, a partir de unos datos iniciales del crecimiento de grieta en el tiempo, ejecutar iterativamente el modelo FEM hasta que el error entre la curva fuerza – desplazamiento numérica y experimental sea aceptable.

El material considerado presenta un comportamiento elastoplástico con módulo de Young E = 200 GPa y coeficiente de Poisson v = 0.3. Las dimensiones de la probeta de flexión en tres puntos son las indicadas en la Figura 8.

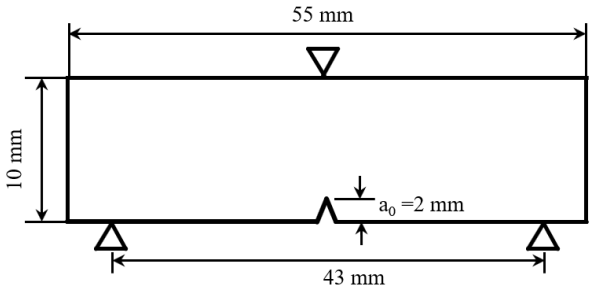


Figura 8. Dimensiones de la probeta de flexión en tres puntos.

La aplicación de la metodología propuesta para la resolución de este ejemplo tiene como datos de entrada a la red neuronal los valores de tamaño de grieta en función del tiempo [7], mientras que la salida serán los valores simulados de fuerza – desplazamiento a partir del modelo de FEM. El metamodelo permitirá evaluar el error cometido en cada iteración y optimizar el valor de los parámetros del modelo para el ajuste de la curva experimenta fuerza – desplazamiento.

En la Figura 9 se pueden ver las distintas estimaciones numéricas de la curva fuerza – desplazamiento proporcionadas por el modelo FEM a partir de los parámetros obtenidos con la red neuronal. En rojo se indica la curva experimental del ensayo de flexión en 3P.

Tras el entrenamiento de la red neuronal, la optimización iterativa del error en el conjunto de puntos discretos de las curvas fuerza-desplazamiento con los datos experimentales lleva a un error mínimo en la estimación de la curva objetivo (Figura 10). Nótese la arbitrariedad de la curva fuerza – desplazamiento real y la capacidad adaptativa de la red neuronal para ajustar su comportamiento.

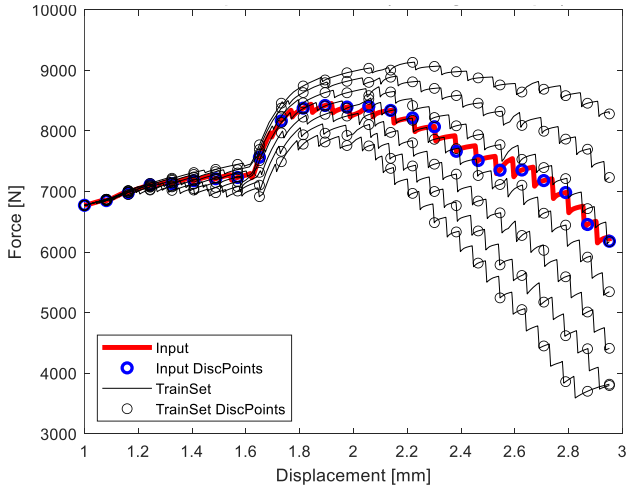


Figura 9. Estimaciones numéricas iterativas (TrainSet) de la curva fuerza – desplazamiento experimental (Input) realizadas en el entrenamiento de la red neuronal.

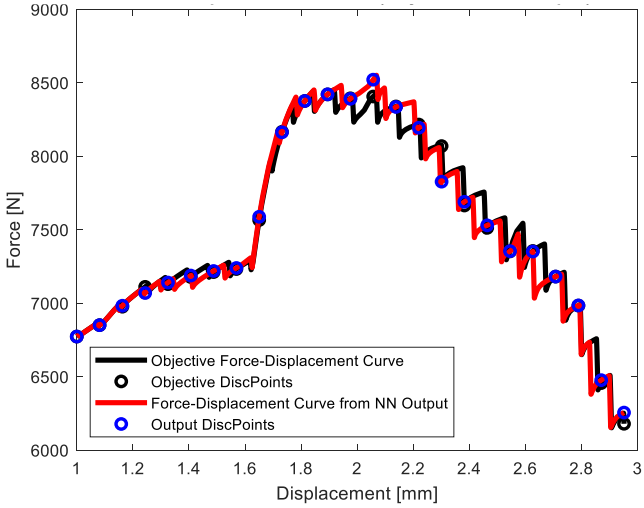


Figura 10. Ajuste final de la curva fuerza – desplazamiento proporcionado por el metamodelo.

Finalmente, a modo de comprobación se muestran las estimaciones iterativas de la curva de crecimiento de grieta en el tiempo con respecto a los datos iniciales proporcionados a la red neuronal. Tal como se aprecia en la Figura 11, el error en la estimación de las curvas fuerza – desplazamiento viene acompañado también de un ajuste óptimo de los valores de crecimiento de grieta, corroborando así una coherencia interna en la red neuronal, dado que proporciona datos compatibles.

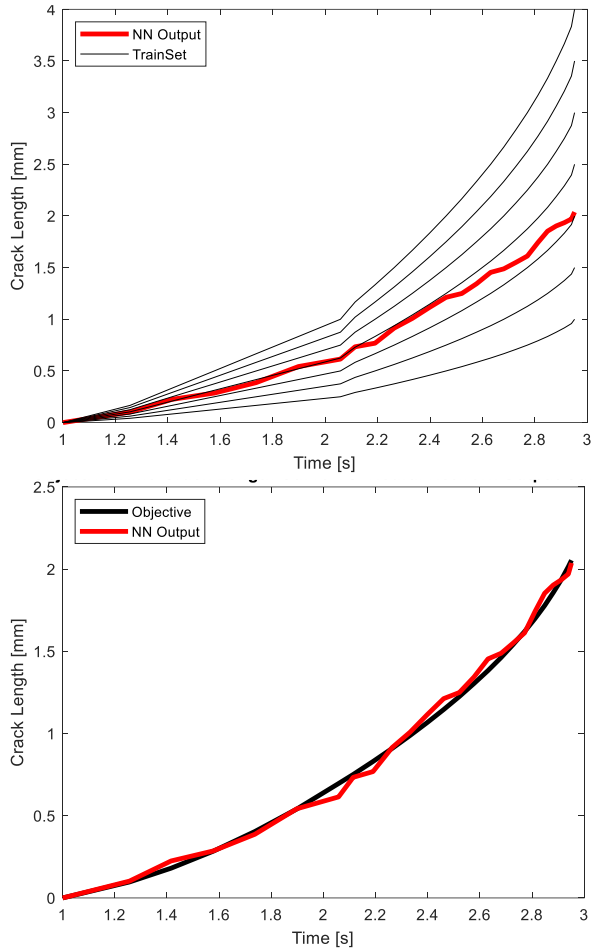


Figura 11. Curvas de crecimiento de grieta consideradas inicialmente para el entrenamiento de la red neuronal (superior) y comparación del resultado obtenido por la red neuronal con el resultado óptimo reportado por Abaqus en el manual de usuario [7] (inferior).

REFERENCIAS

[1] Salehi, H.; Burgueño, R. Emerging artificial intelligence methods in structural engineering. *Eng. Struct* (2018) 171: 170-189.

[2] Bayo, E.; Gracia, J. Stiffness modelling of 2D welded joints using metamodels based on mode shapes. *J. Constr. Steel Res.* (2019) 156: 242-251.

[3] Del Grosso, A.; Righetti, G. Finite element techniques and artificial intelligence on parallel machines. *Comput Struct* (1988) 30(4):999-1007.

[4] Forrester, A. I. J.; Sobester, A.; Keane, A. J.; Sóbester, A.; Keane, A. J. *Engineering Design Via Surrogate Modelling: A Practical Guide*, John Wiley & Sons, 2008.

[5] Papazafeiropoulos, G.; Muñiz-Calvente, M.; Martínez-Pañeda, E. Abaqus2Matlab: A suitable tool for finite element post-processing. *Adv. Eng. Softw.* (2017) 105: 9-16.

[6] Cornec, A.; Scheider, I.; Schwalbe, K. H. On the practical application of the cohesive model. *Eng. Fract. Mech.*, (2003) 70: 1963-1987.

[7] Abaqus Example Problems Manual (v6.6). Static Stress/Displacement Analyses. 1.4.4. Crack growth in a three-point bend specimen. SIMULIA.

PAPEL DEL ESTADO TENSO-DEFORMACIONAL RESIDUAL EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACERO PERLÍTICO LAMINADO EN CALIENTE

Leticia Aguado, Jesús Toribio

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

RESUMEN

El acero perlítico es un elemento clave en ingeniería civil, sometido a lo largo de su vida útil a cargas de fatiga bajo distintas condiciones ambientales. Por este motivo resulta altamente interesante el análisis de los estados tenso-deformacionales generados por la carga de servicio en concentradores de tensiones tales como fisuras y su implicación en los procesos de fisuración asistida por hidrógeno (FAH). En este artículo se ha analizado la difusión de hidrógeno asistida por el campo tenso-deformacional en las proximidades de la punta de fisura en probetas prefisuradas con distintos niveles de fatiga y sometidas a carga constante. De esta manera el papel de los campos tenso-deformacionales residuales producidos por la prefisuración se verán reflejados en la distribución de hidrógeno dentro del material.

PALABRAS CLAVE: Fisuración asistida por hidrógeno, Difusión de hidrógeno, Estado tenso-deformacional residual.

ABSTRACT

The pearlitic steel is a key element in civil engineering, subjected during its life in service to fatigue loading under diverse environmental conditions. For this reason it seems to be interesting the analysis of the stress-strain states generated by service load at stress concentrators such as cracks and their implications in hydrogen assisted cracking (HAC) processes. In the present paper the hydrogen assisted by stress and strain fields was analyzed at the crack tip in pre-cracking samples under different fatigue levels and subjected to a constant load. This way the role of residual stress and strain fields generated by pre-cracking will be reflected in the hydrogen distribution within the material.

KEYWORDS: Hydrogen assisted cracking, hydrogen diffusion, residual stress-strain state.

1. INTRODUCCIÓN

Una de las principales causas de fallo durante la vida en servicio de estructuras de hormigón de pretensado es la denominada fisuración asistida por hidrógeno (FAH) [1]. A nivel microestructural este fenómeno genera una superficie de fractura característica que se asocia al daño por hidrógeno conocida como *tearing topography surface* (TTS) [2].

Este fenómeno de fractura se puede analizar mediante la simulación numérica de los procesos tanto mecánicos como ambientales que aparecen durante su vida en servicio. En este artículo se han desarrollado diversos modelos numéricos de transporte de hidrógeno en el material por difusión asistida por los campos tenso-deformacionales existentes en la estructura [3].

2. ANÁLISIS TENSO-DEFORMACIONAL

Para poder obtener el estado tenso-deformacional residual producido por el proceso de prefisuración por fatiga en los diferentes casos analizados se ha modelizado dicho proceso de fatiga para diferentes probetas fisuradas por medio del método de los elementos finitos (MEF) en un programa comercial. Para ello resulta necesario en primer lugar obtener las propiedades mecánicas del acero analizado que vienen reflejadas en su curva de comportamiento (Fig. 1).

Se ha considerado, para todos los casos de estudio, que el endurecimiento por deformación del material es isótropo con una superficie de cedencia definida a través del criterio de von Mises.

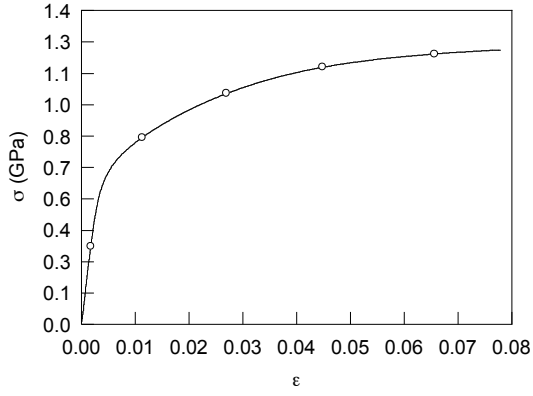


Fig. 1. Curva de comportamiento del material analizado.

Una de las hipótesis aplicadas en la mecánica de fractura elástica lineal es el denominado principio de similitud por el cual el campo tenso-deformacional depende únicamente del factor de intensidad de tensiones (FIT, K). Por tanto, el análisis se puede limitar a la zona de dominio de K próxima a la punta de fisura. Una de las condiciones que se debe cumplir para asegurar la validez de esta aproximación es que el tamaño del dominio de K sea lo suficientemente grande para poder considerar despreciable la zona plástica generada en la punta de la fisura y, a su vez, lo suficientemente pequeña en relación con la zona remota (donde se aplica la carga externa).

Se ha considerado que la zona de dominio de K es circular, donde el radio se ha obtenido mediante un proceso de convergencia de los resultados en función del radio de la zona plástica (r_p) [4] dada por la ecuación,

$$r_p = 0.15 \frac{K_{máx} \Delta K}{\left(\frac{\sigma_Y + \sigma_R}{2} \right)^2}, \quad (1)$$

donde σ_Y es el límite elástico del material y σ_R su tensión de rotura.

Debido a la simetría, respecto del plano que contiene a la fisura, de la zona de dominio de K solo ha sido necesario modelizar la mitad de la misma (Fig. 2). Las condiciones de contorno aplicadas en desplazamientos a estas geometrías se obtienen a partir de las ecuaciones de Muskhelishvili [5], en función del FIT aplicado en cada caso y de las coordenadas de cada nodo al cual se le imponen estas condiciones.

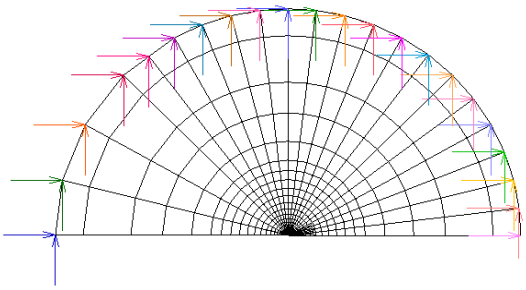


Fig. 2. Esquema de la malla empleada en la simulación numérica del problema.

La malla de partida se ha elegido de tal forma que alcance un valor de convergencia de resultados aceptable, la cual está constituida de manera que el tamaño de los elementos se van reduciendo de manera progresiva a medida que se acerca a la punta de la fisura. Por este motivo se puede considerar que las posteriores mallas utilizadas para modelizar las distintas zonas de dominio de K (tomadas a partir de ésta) cumplen de igual forma la convergencia de malla.

Se han realizado los pertinentes estudios de convergencia tanto de malla como de resultados. A su vez, se ha realizado un análisis de la estabilización de los resultados en los que se ha impuesto un número elevado de ciclos de carga a cada malla obteniéndose el desplazamiento de apertura de la punta de la fisura (Δa), de manera que cuando se alcanza el ciclo de estabilidad estos resultados empiezan a converger.

Para garantizar que los resultados del cálculo son correctos hay que tener en cuenta que, aparte de que la zona de dominio de K esté incluida dentro de la geometría analizada y que el tamaño de la zona plástica sea lo suficientemente pequeño, tal y como se ha descrito anteriormente, la apertura de la fisura no debe superar el valor del *crack tip opening displacement* (CTOD). De esta forma es conveniente elegir tanto los valores de $K_{máx}$ aplicados como el tamaño de la apertura de la fisura, b_o, de tal forma que se cumpla la siguiente relación,

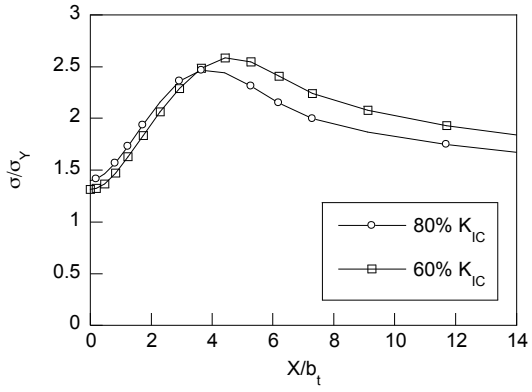
$$\delta_t = \left(\frac{1 - \upsilon}{\lambda} \right) \frac{K^2}{E \sigma_Y} \geq 2 b_0, \quad (2)$$

donde υ es el coeficiente de Poisson, se toma ($1- \upsilon^2$) por ser caso plano, λ es una constante que depende del material y δ_t es el valor del CTOD [6]. En los casos en los que la expresión anterior no se cumpla es necesario rehacer los cálculos modificando las dimensiones de la malla, realizando con la ecuación anterior un escalado de la misma.

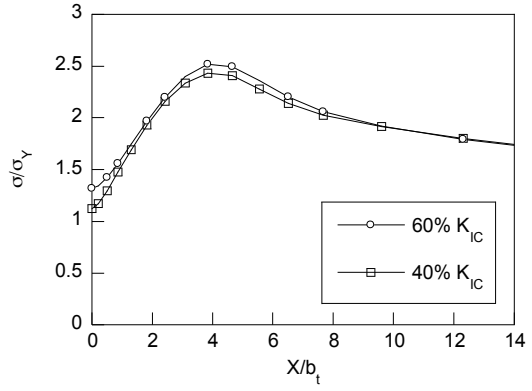
Para determinar los valores de las cargas de ensayo se han tenido en cuenta por un lado la susceptibilidad de este material al hidrógeno [7] y, por otro lado, los resultados de varios ensayos en los cuales no se llegó a la fractura de la muestra o se fracturó sin evidencias de FAH bajo diferentes cargas constantes. Debido a esto, los casos analizados son de carga impuesta del 80% K_{IC} en probetas prefisuradas al 80% (q80p80) y 60 % K_{IC} (q80p60) y carga constante en el ensayo de fractura de 70% K_{IC} aplicadas en probetas con nivel de prefisuración del 60% (q70p60) y 40% K_{IC} (q70p40).

En la Fig. 3a se muestra la distribución de la tensión hidrostática en la sección de la fisura para las probetas prefisuradas al 80% y 60% de K_{IC} a las que posteriormente se aplica una carga del 80% de K_{IC}.

En la Fig. 3b se representa la distribución de esta distribución de tensión hidrostática para una carga impuesta en los ensayos del 70% de K_{IC} en probetas prefisuradas por fatiga con niveles de carga correspondientes al 60% y 40% de K_{IC}.



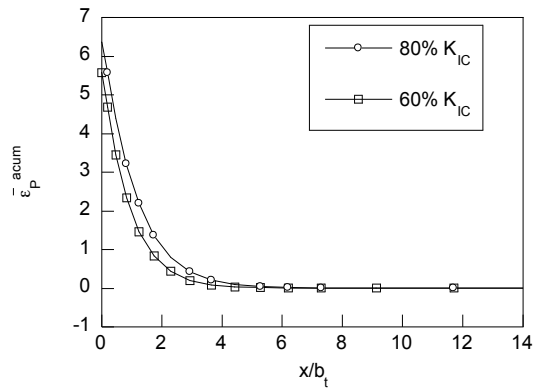
(a)



(b)

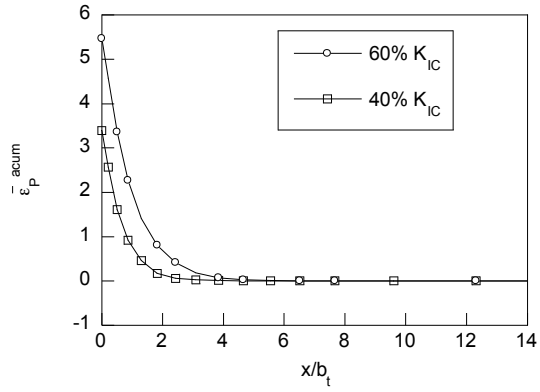
Fig. 3. Tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico frente a la distancia adimensinal a la punta de la fisura para: (a) carga constante impuesta del 80% K_{IC} y prefisuradas al 80% y 60% K_{IC} y (b) carga impuesta del 70% K_{IC} y prefisuradas al 60% y 40% K_{IC}.

En la Fig. 4 se muestran las distribuciones de la deformación plástica acumulada para las probetas prefisuradas por fatiga y ensayadas a carga constante del 80% y 70% de K_{IC} hasta fractura.



(a)

Fig. 4. Deformación plástica acumulada frente a la distancia distancia adimensinal a la punta de la fisura para (a) carga constante impuesta del 80% de K_{IC} y prefisuradas al 80% y 60% de K_{IC}.



(b)

Fig. 4(cont.). Deformación plástica acumulada frente a la distancia distancia adimensinal a la punta de la fisura para (b) carga impuesta del 70% de K_{IC} y prefisuradas al 60% y 40% de K_{IC}.

3. DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO

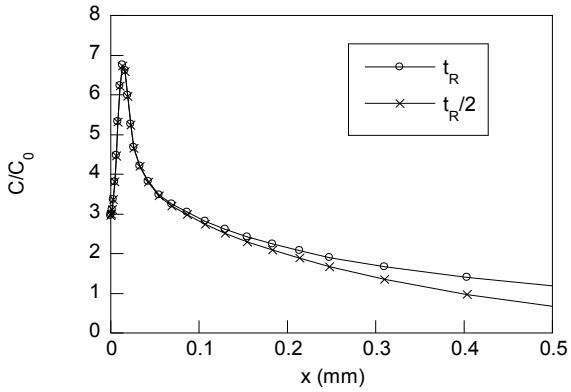
En este modelo se considera que el flujo de hidrógeno en el interior del material viene gobernado por la ecuación de difusión de Fick modificada (ecuación 3) en la que se incluyen dos términos que añaden el efecto del campo tensional, representado por el gradiente de tensiones hidrostáticas ($\nabla\sigma$), y el efecto de las deformaciones plásticas, incluido de forma indirecta a través de la solubilidad de hidrógeno en el metal que, tal como se muestra en la ecuación 4 basada en estudios previos [8], depende de la deformación plástica (ε_P).

$$\mathbf{J} = -D(\varepsilon_p)\left\{\nabla C - C\left[\Omega\nabla\sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}(\varepsilon_p)}{K_{S\varepsilon}(\varepsilon_p)}\right]\right\} \quad (3)$$

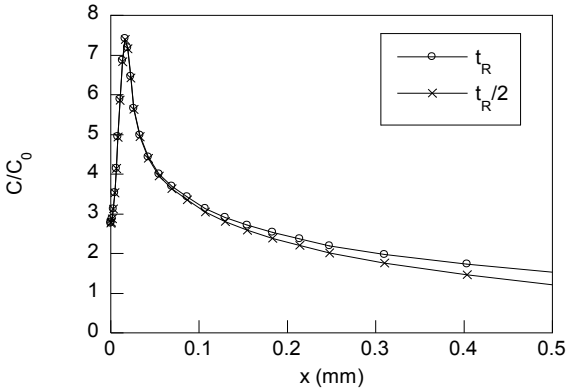
$$K_{S\varepsilon}^{(i)}(r) = 1 + 4\varepsilon_P^{(i)}(r) \quad (4)$$

donde $K_{S\varepsilon}$ es la componente de la solubilidad dependiente de la deformación plástica.

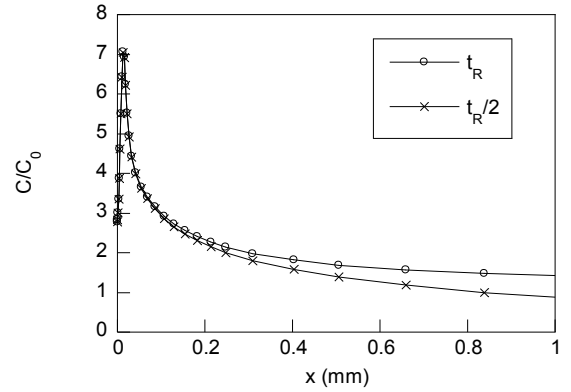
Además es necesario definir otros parámetros que afectan al proceso de difusión, como por ejemplo la temperatura (T = 323 K) y el volumen parcial molar de hidrógeno en el acero v_H = 2 cm^3/mol [8]. Otro factor que influye en la difusión de hidrógeno es la difusividad. Este parámetro es muy sensible a los cambios microestructurales así como a los cambios producidos por las deformaciones plásticas del material [7, 8, 10]. Existen estudios en los que se estima que la difusividad de hidrógeno en aleaciones BCC a temperaturas inferiores a 500 K está comprendida entre 10^{-13} a 10^{-8} m^2/s [5]. Los valores medios del coeficiente de difusión de hidrógeno en el alambre se pueden tomar a partir de los resultados del estudio de Lilliard [10] para el acero inicial $D_0=6.6\cdot10^{-11}$ $m^2\cdot s^{-1}$. En la Fig. 5 se representa la concentración de hidrógeno obtenida para dos instantes de tiempo: tiempo de rotura, t_R, y la mitad de este tiempo de rotura, $t_{R/2}$.



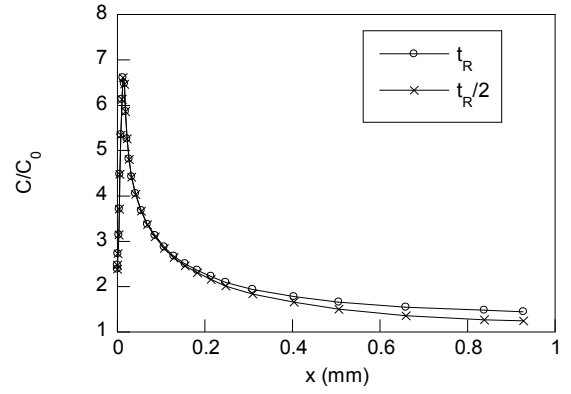
(a)



(b)



(c)



(d)

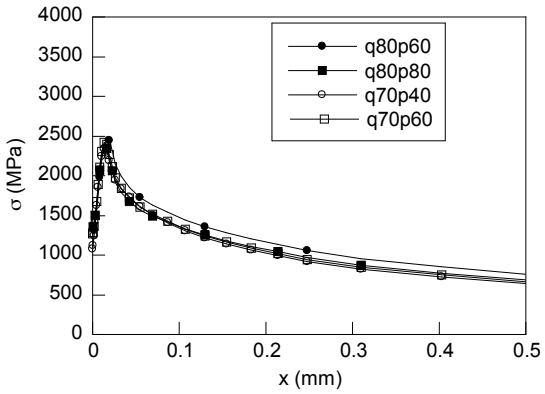
Fig. 5. Distribuciones de la concentración de hidrógeno para los cuatro casos de estudio: (a) q80p80, (b) q80p60, (c) q70p60% y (d) q70p40%.

En estas distribuciones se puede apreciar que la acumulación de hidrógeno se concentra en las proximidades de la punta de la fisura disminuyendo a medida que nos alejamos de ella.

4. DISCUSIÓN

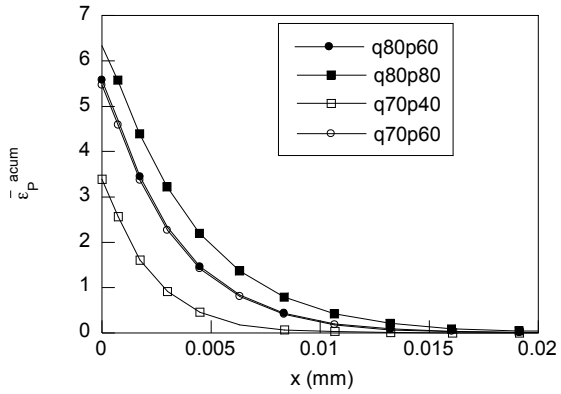
El estado tenso-deformacional al que están sometidas estas probetas durante el ensayo de corrosión bajo tensión (CBT) a carga constante se muestra en la Fig. 6, donde se representa la distribución de la tensión hidrostática (Fig. 6a) y la deformación plástica equivalente (Fig. 6b) respectivamente. Los resultados demuestran que las distribuciones de tensiones hidrostáticas son similares en todos los casos analizados, exceptuando la probeta prefisurada al 60% K_{IC} ensayada en CBT con una carga constante del 80% K_{IC} que alcanza valores ligeramente más altos en puntos internos de la sección transversal del alambre. El hecho que los perfiles sean bastante parecidos entre sí, se debe a que, para los niveles de carga aplicados, la historia previa de tensiones generada en la prefisuración por fatiga ya ha sido prácticamente borrada.

No obstante, en la superficie las tensiones aumentan a medida que el nivel de prefisuración aplicado en la probeta es mayor. Para el caso de un mismo nivel de prefisuración (60% K_{IC}) la tensión alcanzada en la superficie es la misma, independientemente de la carga aplicada en el ensayo FAH. Esto mismo sucede con los perfiles de deformaciones plásticas, donde los dos casos de prefisuración al 60% K_{IC} siguen un perfil similar aunque tienen distinta carga aplicada pesando más las deformaciones generadas en la prefisuración (las deformaciones plásticas generadas por la carga aplicada son despreciables frente a las residuales procedentes de la prefisuración aplicada a las probetas).



(a)

Fig. 6. Distribución de (a) tensión hidrostática en la sección transversal del alambrón prefisurado bajo distintos niveles de carga para los dos niveles de carga constante considerados.



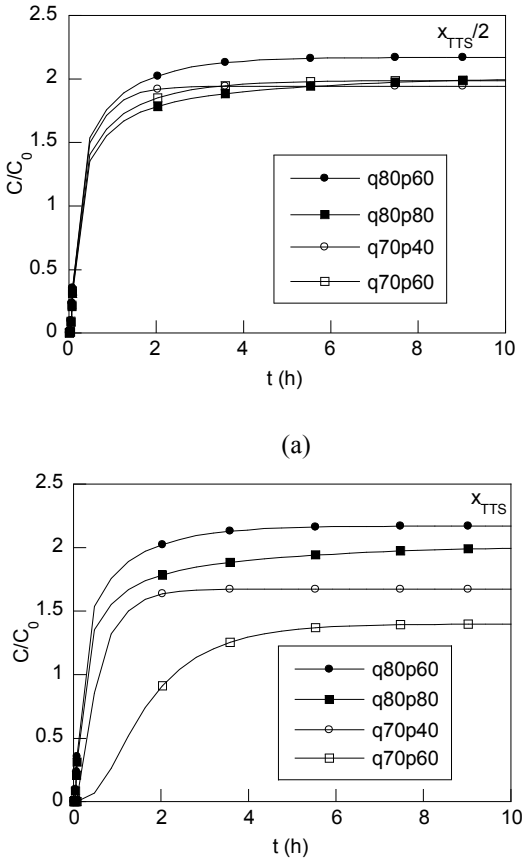
(b)

Fig. 6. Distribución de (b) deformación plástica equivalente en la sección transversal del alambrón prefisurado bajo distintos niveles de carga para los dos niveles de carga constante considerados.

Para un mismo valor de carga aplicada, las deformaciones plásticas aumentan con el nivel de prefisuración lo que implica que éstas se vayan acumulando progresivamente. Las diferencias entre los distintos niveles de prefisuración son más visibles en el caso de aplicar una carga menor, lo que puede indicar que no existe una relación lineal entre la acumulación de esta deformación plástica y la carga aplicada.

En la Fig. 7 se muestra la evolución en el tiempo de las concentraciones de hidrógeno en dos puntos; la mitad de la extensión afectada por el hidrógeno y el límite externo de la zona TTS obtenida a partir de los resultados experimentales. Los tiempos en alcanzar el equilibrio en la concentración de hidrógeno son muy similares en el caso de carga aplicada del 80% K_{IC}, para los dos niveles de carga utilizados. No obstante, la concentración de equilibrio la alcanza ligeramente antes la probeta que ha sido prefisurada con un nivel de fatiga mayor. En el caso de aplicar una carga al 70% K_{IC} las diferencias en los tiempos en alcanzar esta concentración de equilibrio son mayores. Partiendo de una misma prefisuración por fatiga aplicada en la probeta, al aplicarle una carga mayor en el ensayo a fractura la concentración de equilibrio se alcanza con anterioridad.

El tiempo necesario para alcanzar la concentración equilibrio se puede relacionar con lo obtenido experimentalmente puesto que al igual que se comentaba anteriormente, las mayores diferencias en estos tiempos se obtienen en el caso de aplicar una carga del 70% K_{IC}, siendo dicho tiempo bastante más alto en el caso de la prefisuración mayor correspondiente al 60% K_{IC}. Los tiempos de rotura así como el tiempo necesario para alcanzar el equilibrio son similares en las dos prefisuraciones consideradas cuando se aplica una carga del 80% K_{IC}.



(a)

(b)

Fig. 7. Evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno en dos puntos característicos de la zona TTS –(a) mitad de la extensión TTS y (b) al final de esta zona afectada por el hidrógeno - de las probetas fracturadas en FAH de alambrón.

5. CONCLUSIONES

Para solicitaciones constantes en el tiempo, cuando la condición externa de carga es tal que supera el nivel de las tensiones residuales, la historia tensional de la probeta deja tener importancia. No obstante, las deformaciones plásticas siguen teniendo efecto debido a su carácter aditivo y quedan determinadas por la prefisuración, sin existir una relación lineal entre la carga aplicada y el nivel de deformación plástica. De esta manera, la influencia de la prefisuración en el comportamiento del material queda mermada.

El parámetro más influyente en la difusión de hidrógeno es el estado tensional; cuando la carga aplicada se aproxima a la carga de rotura en ambiente agresivo, al tener el mismo perfil tensional (aunque el perfil de deformaciones sea distinto) todas las probetas con distintos niveles de prefisuración prácticamente rompen en las mismas condiciones.

Cuando el material posee un estado tensional bastante menor al de rotura, el tiempo de difusión es lo suficientemente grande para que las deformaciones influyan en el proceso de fragilización por hidrógeno. A mayor deformación plástica se obtienen tiempos de rotura más altos y mayores extensiones de TTS debido a la mayor zona plástica y al aumento en el tiempo de exposición al ambiente.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MCYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCYL (SA067A05, SA111A07 y SA039A08). Además, agradecen el suministro de acero por parte de las empresas TREFILERÍAS QUIJANO (Cantabria) y EMESA TREFILERÍA (La Coruña).

REFERENCIAS

[1] A. Valiente, M. Elices, Premature failure of prestressed steels bars, *Engineering Failure Analysis* **5**, 219-227, 1998.

[2] J. Toribio, A.M. Lancha, M. Elices, The tearing topography surface as the zone associated with hydrogen embrittlement precesses in pearlitic steel, *Metallurgical Transactions* **23A**, 1573-1584, 1992.

[3] J. Toribio, V. Kharin, A hydrogen diffusion model for applications in fusion nuclear technology, *Fusion Engineering Design* **51-52**, 213-218, 2000.

[4] J.C. Matos, Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado, Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca, 2008.

[5] M. Elices, Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales, Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, 1997.

[6] D. Broek, Elementary engineering fracture mechanics, Martinus Nijhoff Publishers, The Hague, 1984.

[7] V. Sánchez-Gálvez, L. Caballero, M. Elices, The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1985.

[8] J. Toribio, Hydrogen embrittlement of prestressing steels: the concept of effective stress in design, *Material & Design* **18**, 81-85, 1997.

[9] J. Toribio, N. Álvarez, B. González, J.C. Matos, A critical review of stress intensity factor solutions for surface cracks in round bars subjected to tension loading, *Engineering Failure Analysis* **16**, 794-809, 2009.

[10] R.S. Lillard, D.G. Enos, J.R. Scully, Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water, *Corrosion* **56**, 1119-1132, 2000.

SEGURIDAD Y DURABILIDAD DE ESTRUCTURAS

AMPLIANDO EL CONCEPTO DE INTEGRIDAD ESTRUCTURAL: *UN TRIBUTO A GALILEO GALILEI*

Jesús Toribio

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 desarrolla otro del autor sobre un concepto innovador de integridad estructural, considerando e incluyendo todas las *escalas de análisis* en el marco teórico de los términos novedosos de integridad *giga*-, *mega*-, *macro*-, *micro*-, *nano*-estructural, y así la ciencia de la mecánica de fractura & integridad estructural puede considerarse como una rama de la ciencia & ingeniería de materiales, y puede discutirse la nueva idea de *integridad material* (o integridad del material). Asimismo, el concepto de integridad estructural se amplía a campos como la *biología*, o al caso de *estructuras no materiales*. El artículo es también un tributo al físico Galileo Galilei, el cual puede considerarse como el *padre de la mecánica de fractura.*

PALABRAS CLAVE: Material *versus* estructura**,** concepto de integridad estructural, integridad *giga*estructural, integridad *mega*estructural, integridad *macro*estructural, integridad *micro*estructural, integridad *nano*estructural, integridad *material*.

ABSTRACT

This paper develops other by the author on a novel and forward-looking approach to the concept of structural integrity, comprising and covering all *length scales* in the theoretical framework of the innovative terms of *giga*-, *mega*-, *macro*-, *micro*- and *nano*-structural integrity, and thus the science of fracture mechanics & structural integrity can be seen as a branch of material science & engineering, and the novel idea of *material integrity* can also be discussed. In addition, the concept of structural integrity is extended to fields such as the *biology*, or to the case of *non-material structures*. The paper is also a tribute to the physicists Galileo Galilei who can be considered as *the father of fracture mechanics*.

KEYWORDS: Material *versus* structure, concept of structural integrity, *giga*structural integrity, *mega*structural integrity, *macro*structural integrity, *micro*structural integrity, *nano*structural integrity, *material* integrity.

1. INTRODUCCIÓN

El concepto de integridad estructural admite diferentes escalas de análisis (*giga*, *mega*, *macro*, *micro* y *nano*) que pueden utilizarse en el marco de los *enfoques multi-escala*. Este artículo trata de clarificar el tema con el objeto de *ampliar el concepto de integridad estructural*.

2. FRACTURA & INTEGRIDAD ESTRUCTURAL: PASADO, PRESENTE Y FUTURO

El Grupo Europeo de Fractura pasó a denominarse en 1990 Sociedad Europea de Integridad Estructural [1]. Dicho año, el *Gruppo Italiano Frattura* (IGF), fundado por el Profesor Donato Firrao [2] organizó en Torino el 8º Congreso Europeo de Fractura (ECF8) .

El denominado *International Congress on Fracture* (ICF) fue fundado por Takeo Yokobori en Sendai (Japón) en 1965 [3]. Incorporar al nombre de la sociedad el nuevo concepto de integridad estructural se propuso (Figura 1) durante la reunión del Comité Ejecutivo de ICF (*International Congress of Fracture Executive Committee*; ICF ExCo) en Anaheim (USA, 2011), mediante un nuevo descriptor global del nombre de la sociedad, acuñando entonces el nuevo concepto de *Academia Mundial de Integridad Estructural*: "The International Congress on Fracture: The World Academy of Structural Integrity" (ICF-WASI), de esta manera abrazando el concepto de integridad estructural en su más amplio significado posible [4], aunque finalmente no fue adoptado durante el Congreso Mundial de Fractura celebrado en Beijing [5] (*13th International Conference on Fractur*e, ICF13).

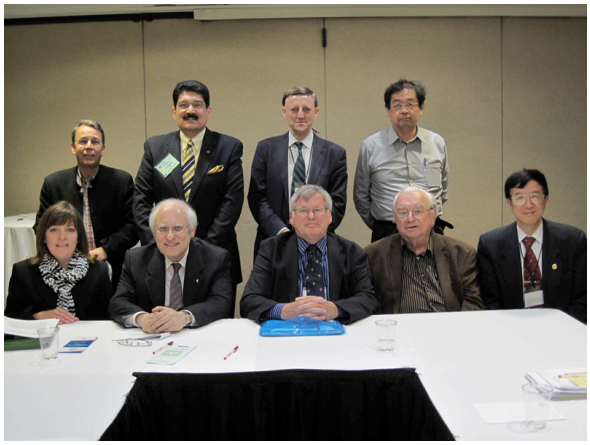


Figura 1. Fotografía de la reunión del Comité Ejecutivo de ICF (*International Congress of Fracture Executive Committee*; ICF ExCo) en mayo de 2011 en Anaheim (USA). De izquierda a derecha y de arriba a abajo: Mimoun Elboujdaini, Ravi Chona, Jesús Toribio, Takashi Kuriyama, Susanne Bachofer, Alberto Carpinteri, David Taplin, Paul Paris y Shouwen Yu.

3. FRACTURA & INTEGRIDAD ESTRUCTURAL: UN ENFOQUE MULTI-ESCALA

3.1. *Integridad gigaestructural*

En el campo de la geología (*tectónica de placas*), se denomina *falla* a una fractura, generalmente plana, en el terreno a lo largo de la cual se han deslizado los dos bloques el uno respecto al otro, constituyendo una auténtica *giga*-fisura en modo II (Figura 2), lo cual permite hablar de *integridad gigaestructural*.

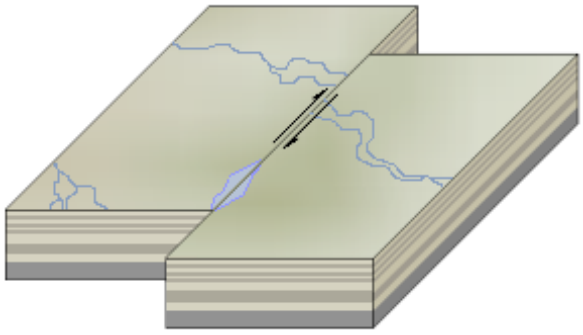


Figura 2. Falla tectónica de desplazamiento horizontal.

3.2. *Integridad megaestructural*

El término *integridad megaestructural* se introduce para grandes estructuras ingenieriles (*mega-estructuras*).

Ejemplos excelsos del concepto anterior son los puentes mostrados en las (Figuras 3-5).

Figura 3. *Puente del Pedrido* en La Coruña (Galicia, España). Ingeniero: Eduardo Torroja.

Figura 4. *Ponte do Infante* en Oporto (Portugal). Ingenieros: Luis Matute y Francisco Millanes.

Figure 5. Puente *Akashi Kaikyō* en Kobe (Japón). Ingeniero: Satoshi Kashima.

3.3. *Integridad macroestructural*

El concepto de *integridad macroestructural* es aplicable a elementos estructurales reales (a escala de laboratorio) o muestras experimentales. La Figura 6 ofrece el perfil de fractura en una probeta entallada de acero perlítico trefilado con fractura anisótropa y deflexión del camino de fisuración. Dicho perfil se ha denominado como tipo *Monument Valley* (*Monument Valley Profile*, MVP [6]).

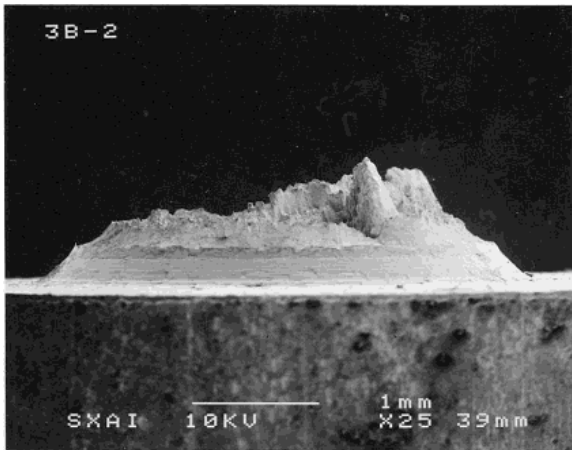


Figura 6. Perfil de fractura en una muestra entallada de acero perlítico trefilado [6].

3.4. *Integridad microestructural*

El término *integridad microestructural* fue propuesto por Toribio en 2017 [7]. La Figura 7 muestra una unidad microestructural *no convencional* en perlita, la llamada *pseudocolonia perlítica*, un nuevo término acuñado por Toribio *et al*. en 1997 [8], e identificado con precisión por el autor en 2020 [9], describiendo sus efectos en la fractura del material [10].

Figura 7. *Pseudocolonia perlítica* en acero perlítico fuertemente trefilado.

3.5. *Integridad nanoestructural*

Los aceros fuertemente trefilados pueden considerarse como *micro-compuestos* o *nano-compuestos* formados por láminas alternadas de ferrita (Fe) y cementita (Fe_3C) que presentan un espaciado interlaminar de 0.030 μm, es decir, 30 nm, según se reporta en investigaciones previas sobre aceros perlíticos progresivamente trefilados [11].

En este marco teórico, el concepto innovador de integridad nanoestructural es adecuado para el caso de nano-fisuras (*nano-escala de análisis*): las láminas de cementita hiper-espaciadas, curvadas y fracturadas que se muestran en la Figura 8, y en las cuales la escala de daño se produce a nivel nanométrico. Tales defectos nanoestructurales condicionan el comportamiento del material en escalas superiores (*micro-*, *macro-* y *mega-*).

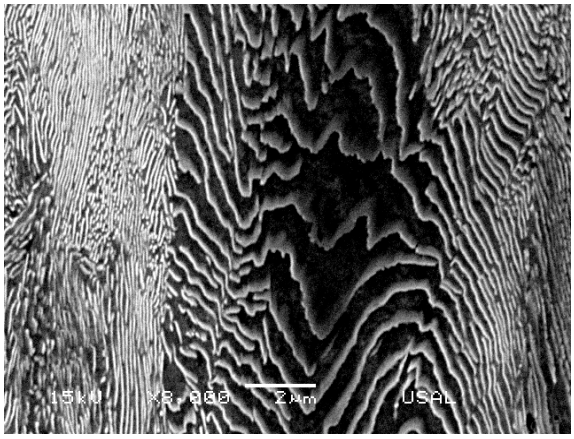


Figura 8. Vista ampliada (x8000) de una pseudocolonia perlítica en un acero perlítico fuertemente trefilado.

También en la escala de la integridad nanoestructural, uno de los pilares de la lucha contra la enfermedad COVID-19 es la rotura de la integridad estructural del coronavirus SARS-CoV-2 (Figura 9).

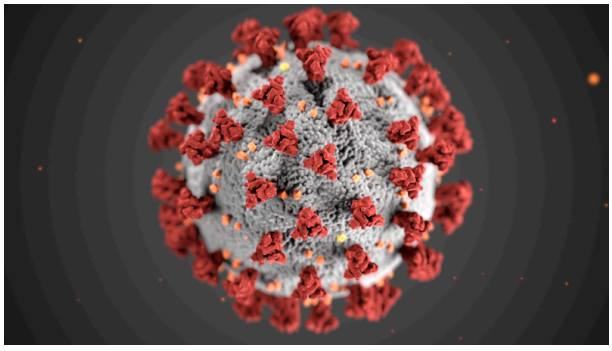


Figura 9. Coronavirus SARS-CoV-2.

4. MATERIAL *vs.* ESTRUCTURA

Así como todo material es una estructura, no toda estructura es un material, pues existen estructuras inmateriales como, por ejemplo, una fuga de Bach o una sonata de Beethoven. La Figura 10 muestra el único retrato auténtico de Bach (el debido a Haussmann sujetando el *canon triplex* en sus manos).

Figura 10. Retrato de Johann Sebastian Bach con el canon triplex (debido a Elias Gottlob Haussmann).

Un excelente ejemplo de Johann Sebastian Bach es el famoso Oratorio de Navidad compuesto por seis Cantatas (macro-estructura), cada uno de ellos con su propia micro-estructura (consistente en secciones contrastantes de recitativos, arias y coros). Por su parte la Figura 11 ofrece algunos compases de la Fuga No 1 en Do Mayor BWV 846 de *El Clave Bien Temperado*. La (macro-) estructura of la propia fuga contiene una (micro-)estructura de secciones temáticas (*sujeto y contra-sujeto, o motivo y contra-motivo*) y pasajes de conexión entre los principales elementos temáticos (*episodios o divertimenti*).

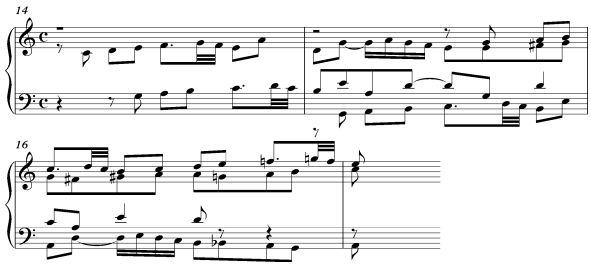


Figura 11. Fuga No 1 en Do Mayor BWV 846 de El Clave Bien Temperado (Libro I).

5. EPÍLOGO: *UN TRIBUTO A GALILEO GALILEI*

Este artículo sobre un nuevo concepto de integridad estructural rinde tributo a Galileo Galilei (Figura 12), el cual puede considerarse el padre de la moderna Mecánica de Fractura, debido a sus ensayos sobre resistencia de una ménsula empotrada (Figura 13) en sus *Dimostrazioni Matematiche* (Figura 14).

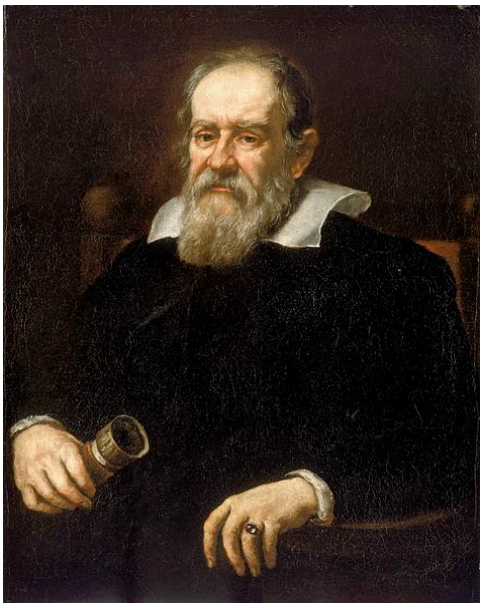


Figura 12. Retrato del célebre físico y matemático toscano Galileo Galilei

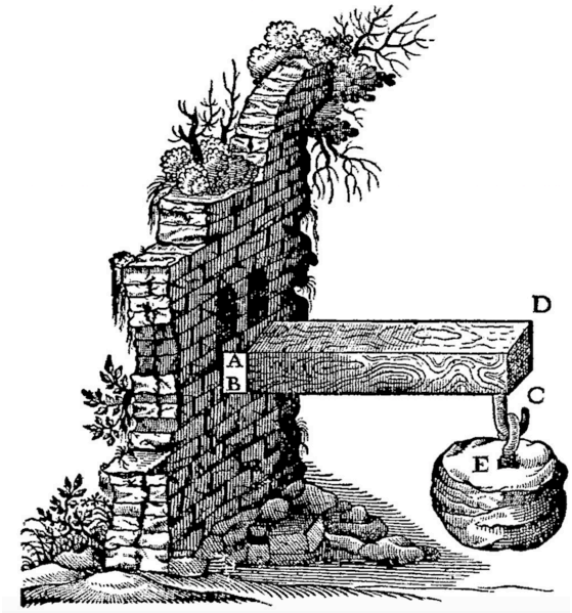


Figura 13. Esquema de ensayo de viga en ménsula empotrada (Galileo Galilei).

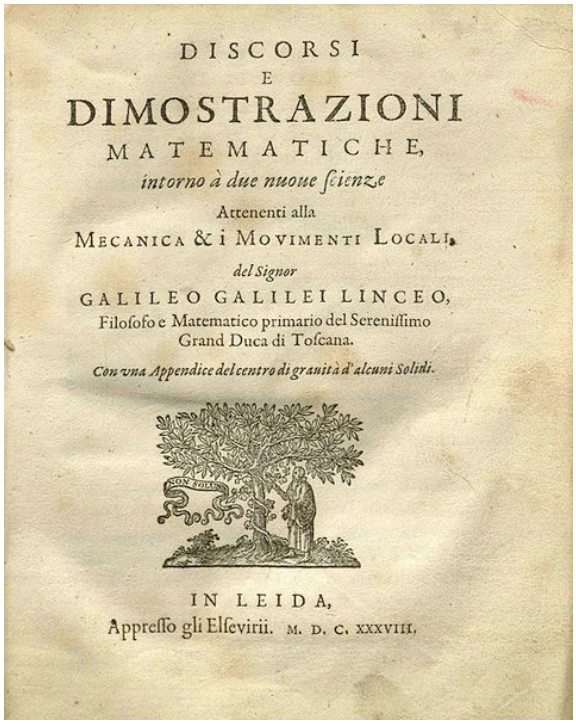

DISCORSI
E
DIMOSTRAZIONI
MATEMATICHE,
intorno à due nuoue ſcienze
Attenenti alla
MECANICA & i MOVIMENTI LOCALI,
del Signor
GALILEO GALILEI LINCEO,
Filoſofo e Matematico primario del Sereniſſimo
Grand Duca di Toſcana.
Con vna Appendice del centro di grauità d'alcuni Solidi.
IN LEIDA,
Appreſſo gli Elſevirii. M. D. C. XXXVIII.

Figura 14. *Dimostrazioni Matematiche* (Galileo Galilei).

Agradecimientos institucionales

El autor desea agradecer la financiación proporcionada por las siguientes instituciones españolas nacionales: Ministerio de Ciencia y Tecnología (MICYT; Proyecto MAT2002-01831), Ministerio de Educación y Ciencia (MEC; Proyecto BIA2005-08965), Ministerio de Ciencia e Innovación (MICINN; Proyecto BIA2008-06810), Ministerio de Economía y Competitividad (MINECO; Proyecto BIA2011-27870), así como la institución regional Junta de Castilla y León (JCyL; Proyectos SA067A05, SA111A07 and SA039A08).

Agradecimientos personales

El autor agradece muy sinceramente las fructíferas discusiones sobre el concepto de integridad estructural con David Taplin, Alberto Carpinteri y Shouwen Yu durante la reunión del Comité Ejecutivo de ICF (*International Congress on Fracture Executive Committee*; ICF ExCo) el 19 de mayo de 2011 en Anaheim (USA).

También se desea expresar el sincero agradecimiento a Krishnaswamy Ravi-Chandar y Leslie Banks-Sills por las discusiones mantenidas con el autor durante el 13er Congreso Internacional de Fractura o *13th International Conference on Fracture* (ICF13) desarrollado en Beijing del 16 al 21 de junio de 2013.

In Memoriam

El artículo se dedica a honrar la memoria de los Profs. Dominique Francois y Keith Miller, maestros y amigos, cuya acción pionera y entusiasta permitió el desarrollo de la actual Sociedad Europea de Integridad Estructural (*European Structural Integrity Society*, ESIS), con anterioridad denominado Grupo Europeo de Fractura (*European Group on Fracture*, EGF).

El documento también está dedicado a la memoria del Profesor Paulo Lazzarin, maestro y amigo, uno de los principales padres fundadores de la escuela italiana de mecánica de fractura, así como a la memoria del Profesor Robert Goldstein, maestro y amigo, fundador de la escuela rusa de Mecánica de Fractura.

Además, el presente trabajo desea honrar la memoria de los dos amigos y compañeros fallecidos el pasado año 2020: José Fernández Sáez y Antonio Martín Meizoso, miembros insignes del Grupo Español de Fractura (GEF) / Sociedad Española de Integridad Estructural (SEIE).

REFERENCIAS

[1] EGF: European Group on Fracture (EGF) Newsletter Nr. 12, Spring 1990 (1990).

[2] D. Firrao: Disseminating the Outcomes from Research on Fracture Mechanics and Structural Integrity: A Brief History of the First 30 Years of the Italian Group on Fracture. International Journal of Fatigue 46 (2013) 2–3.

[3] D. Taplin, A. Saxena: ICF: The World Academy of Structural Integrity – Retrospective and Prospective. Strength, Fracture and Complexity 7 (2011) 109–121.

[4] A. Carpinteri, D. Taplin, and S. Bachofer: Minutes of the International Congress on Fracture Executive Committee (ICF ExCo), Anaheim, USA, May 19, (2011).

[5] ICF13: Thirteen (13th) International Conference on Fracture. Beijing, China, June 16-21 (2013). (https://www.icf13.org/).

[6] J. Toribio, F.J. Ayaso: On the Necessity of Triaxiality and Microstructural Orientation to Produce Anisotropic Fracture in Cold Drawn Pearlitic Steel: *Resembling John Ford's Monument Valley*. Procedia Structural Integrity 28 (2020) 2416-2423.

[7] J. Toribio: Structural Integrity of Progressively Cold-Drawn Pearlitic Steels: *From Raffaello Sanzio to Vincent van Gogh*. Procedia Structural Integrity 3 (2017) 3-10.

[8] 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.

[9] J. Toribio: Identification of a New Microstructural Unit in Cold Drawn Pearlitic Steel: *The Pearlitic Pseudocolony*. Procedia Structural Integrity 26 (2020) 360-367.

[10] J. Toribio: Unconventional Pearlitic Pseudocolonies affecting Macro-, Micro- and Nano-Structural Integrity of Cold-Drawn Pearlitic Steel Wires: *Resembling van Gogh, Bernini, Mantegna and Picasso*. Procedia Structural Integrity 28 (2020) 2404-2409.

[11] J. Toribio and E. Ovejero: Effect of Cumulative Cold Drawing on the Pearlite Interlamellar Spacing in Eutectoid Steel. Scripta Materialia 39 (1998) 323-328.

ANÁLISIS DE DAÑO DEL ACERO DE LOS CORDONES DE PRETENSADO DE UN VIADUCTO URBANO TRAS 40 AÑOS DE SERVICIO

M. Iordachescu[1], A. Valiente[1], M. de Abreu[1]

[1] Departamento de Ciencia de Materiales, Escuela de Ingenieros de Caminos, Universidad Politécnica de Madrid
Calle Profesor Aranguren, s/n, Ciudad Universitaria, 28040-Madrid, España.

RESUMEN

El articulo se centra en el análisis de daño del acero de los cordones de pretensado de un viaducto urbano que se abrió al tráfico en 1970. El viaducto, una estructura de hormigón armado y postensado, experimentó a lo largo de las tres últimas décadas una tendencia creciente a la fisuración a pesar de las reparaciones emprendidas. En las últimas inspecciones, el cuarteamiento del hormigón permitió observar el deterioro de las vainas protectoras de los cordones de acero de pretensar y su alto nivel de daño. La investigación intenta establecer las posibles causas del estado de deterioro y de las roturas que fueron hallados en algunos cordones. El análisis se basa en la caracterización microestructural del acero de los cordones, el microanálisis EDX, en ensayos de tracción de alambres en estado de recepción y el análisis fractográfico comparativo de las superficies de rotura en servicio con las de rotura de los alambres ensayados en laboratorio. El fallo de los cordones analizados no fue debido a la falta de calidad del acero, sino a la concurrencia de deficiencias constructivas y acciones ambientales accidentales a lo largo de 40 años de servicio.

PALABRAS CLAVE: Fractura, Tolerancia al daño, Mecanismos de daño

ABSTRACT

The paper addresses the damage analysis of the prestressing steel strands of an urban viaduct opened to traffic in 1970. The viaduct, a post-tensioned reinforced concrete structure underwent over the last three decades an increasing tendency to cracking despite the undertaken repairs. In the latest inspections, the concrete cracking revealed the deterioration of the protective steel-sheaths of the prestressing steel strands and their high level of damage. The investigation intend to determine the root causes of damage that in some cases induced the strands rupture. The analysis is based on the microstructural characterization of the strands steel, EDX microanalysis, tensile tests of samples in as-received state and the comparative fractographic analysis of the fracture surfaces of in-service broken wires and laboratory-tested. It was found that the strands failure was not due to the lack of quality of the steel, but to the concurrence of construction deficiencies and accidental environmental actions throughout 40 years of service.

KEYWORDS: Fracture, Damage tolerance, Damage mechanisms

INTRODUCCIÓN

El presente artículo se centra en el análisis de daño del acero de los cordones de pretensado de un viaducto urbano que se abrió al tráfico en 1970. El viaducto, una estructura de hormigón armado y postensado experimentó a lo largo de las tres últimas décadas, una tendencia creciente a la fisuración a pesar de las reparaciones emprendidas. En las últimas inspecciones, las paredes laterales e inferiores de los cajones de hormigón han mostrado una tendencia creciente a la fisuración longitudinal. El cuarteamiento del hormigón permitió observar el deterioro de las vainas protectoras de los cordones de acero de pretensar en el centro de los vanos que había propiciado la rotura de gran número de cordones en algún tendón en ausencia de la inyección de mortero (figura 1).

La investigación intenta establecer las posibles causas del estado de deterioro y de las roturas que fueron hallados en algunos cordones. El análisis se basa en la caracterización microestructural del acero de los cordones, el micro-análisis EDX, en ensayos de tracción de muestras de alambres en estado de recepción y el análisis fractográfico comparativo de las superficies de rotura en servicio con las de rotura de los alambres ensayados en laboratorio.

Figura 1. Tendón sin inyección de mortero con gran número de cordones rotos.

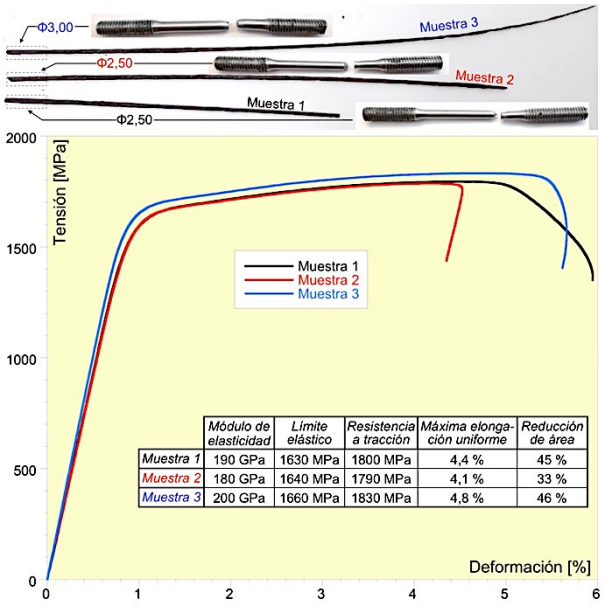
MATERIAL Y EXPERIMENTACIÓN

Las muestras de cordones rotos suministradas para el análisis de fallo pueden verse en la figura 2. Cada muestra es uno de los extremos de rotura de un cordón de acero de pretensar empleado como armadura activa para el postesado de la viga cajón de hormigón que constituye la estructura. Son cordones de 7 alambres y, probablemente, de 15,2 mm de diámetro fuertemente corroídos, especialmente las cabezas de fractura de los alambres, algunas de las cuales han perdido prácticamente toda la sección resistente. La pérdida de sección por corrosión generalizada ha continuado después de las roturas de los alambres, lo que indica que han permanecido expuestos a un medio agresivo cuya acción ha dañado al acero sin la sinergía del estado tensional, aunque esto no excluye la posibilidad de que dicha sinergía se haya producido y que por tanto la rotura de los primeros alambres y el fallo de los cordones hayan tenido lugar por fisuración asistida, y el colapso final por sobrecarga. La corrosión generalizada habría contribuido al fallo por fisuración asistida reduciendo previamente la sección resistente de los alambres, y habría continuado después de la rotura.

Figura 2. Muestras de cordones rotos en servicio y empleadas en el análisis de fallo

En la figura 3 pueden verse sus efectos en una sección transversal alejada de las roturas y perteneciente a la muestra central de la figura 2. La sección de acero aparentemente sano es apenas el 30% de la de un cordón de 15,2 mm de diámetro, y el resto ha sido sustituido por productos de corrosión de tono oscuro, prácticamente negro. Estos productos se han consolidado adoptando formas helicoidales similares a las de los alambres de acero, pero son muy quebradizas y se desprenden con facilidad.

Figura 3. Estado de la sección transversal de los cordones rotos lejos de la rotura.



	Módulo de elasticidad	Límite elástico	Resistencia a tracción	Máxima elongación uniforme	Reducción de área
Muestra 1	190 GPa	1630 MPa	1800 MPa	4,4 %	45 %
Muestra 2	180 GPa	1640 MPa	1790 MPa	4,1 %	33 %
Muestra 3	200 GPa	1660 MPa	1830 MPa	4,8 %	46 %

Figura 4. Comportamiento a tracción del acero de los cordones libre de alteraciones de superficie generadas en servicio.

Una parte de las muestras de cordones suministradas se ha empleado para determinar mediante ensayos de tracción simple el comportamiento mecánico del acero libre de daño. Con este fin se han extraído los alambres centrales rectos de las tres muestras y se ha mecanizado una probeta roscada sobre el extremo de cada uno de ellos más alejado de la rotura. El diámetro del alambre se ha reducido hasta eliminar con un amplio margen de seguridad toda indicación visual de signos de daño. Los diámetros de probeta obtenidos con esta condición fueron de 2,50, 2,50 y 3,00 mm y las dimensiones restantes (tamaño de rosca y longitud de fuste superior a 25 mm) se ajustaron al diámetro para asegurar un estado uniforme de tracción simple en los 12, 5 mm de la base de medida de deformaciones, dada por el extensómetro resistivo utilizado. En la figura 4 pueden verse los alambres de partida, las probetas rotas, las curvas tensión-deformación y las propiedades mecánicas medidas mediante los ensayos.

Los resultados de los ensayos indican que el acero con que están fabricados los cordones, libre de los productos

de corrosión acumulados en sus superficie, tiene un comportamiento a tracción perfectamente acorde con el del acero de pretensar convencional. Ni las curvas tensión-deformación ni las roturas muestran signos de fragilización. En los tres ensayos el acero plastifica con un codo de transición suave y se agota resistentemente por inestabilidad plástica, produciéndose como consecuencia un cuello de estricción que requiere un desarrollo y una reducción de área considerables para originar la rotura final (la descarga elástica final que se observa en el ensayo correspondiente a la muestra 1 se debe a que la estricción se produjo fuera de la base de medida del extensómetro).

La uniformidad de las propiedades medidas cuando el estado tensional es de tracción simple (todas menos la reducción de área) indican que el acero ensayado es esencialmente el mismo en las tres probetas, y en consecuencia confirma que las alteraciones inducidas por los medios agresivos a que ha estado expuesto no han sobrepasado la capa exterior de material corroído. La resistencia a tracción y el límite elástico superan holgadamente los de los alambres Y1770 de acero de pretensar moderno (1770 y 1560 MPa) y se aproximan a los de acero Y1860C (1860 y 1650 MPa) [1]. Asimismo, el máximo alargamiento uniforme y la reducción de área medidos en los tres ensayos supera los umbrales respectivos del 3,5 y del 25 % especificados en la normativa [1]. Por último, los valores del módulo de elasticidad medidos están dentro de los márgenes propios de los aceros ferrítico-perlíticos no aleados y se aproximan al valor tipificado de 205 GPa que la normativa [1] sugiere emplear como valor de diseño.

Las tres muestras de cordón suministradas también han permitido realizar ensayos de tracción simple de alambres en estado de recepción utilizando como probetas tramos de los tres alambres centrales contiguos a los de mecanización de las probetas roscadas. La necesidad de disponer de una longitud libre entre mordazas superior a 10 cm para abarcar una longitud de alambre representativa del estado de daño, además de una longitud adicional de sujeción capaz de evitar roturas prematuras en mordazas, y la ausencia de variaciones de diámetro incompatibles con un estado de carga de tracción simple son condiciones que han limitado las posibilidades a 4 ensayos, todos ellos llevados a cabo con medida de deformaciones mediante el extensómetro resistivo de 12,5 mm de base de medida empleado para ensayar las probetas roscadas. La figura 5 muestra la posición de los tramos de alambre central ensayado, junto con un valor del diámetro medio de cada uno estimado mediante perfilómetro, y con las cuatro curvas carga-alargamiento porcentual obtenidas. Como referencia para valorar el efecto del daño en el comportamiento mecánico de los cordones se ha añadido una quinta curva no experimental que sería la que habría resultado al ensayar a tracción simple un alambre de 5,2 mm de diámetro, cuya curva tensión-deformación fuese la que corresponde a la muestra 1 en la figura 4.

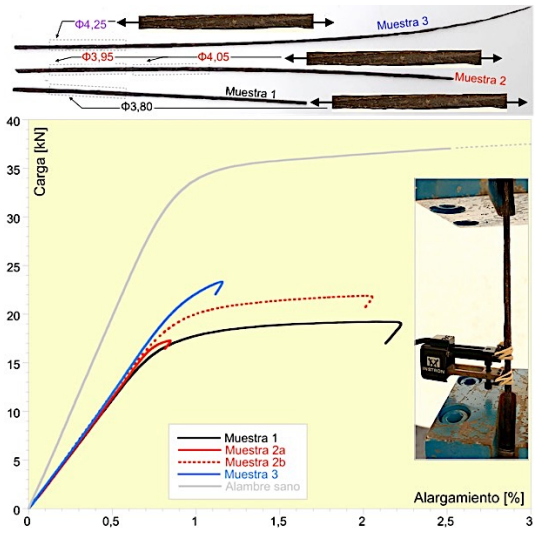


Figura 5. Comportamiento a tracción del acero de alambres con daño en servicio y comportamiento de referencia.

Las curvas de la figura 5 son claros exponentes de las pérdidas de rigidez, resistencia y ductilidad de los alambres a consecuencia del daño por acción corrosiva. Los diámetros que predicen las pendientes de las ramas rectilíneas iniciales para un módulo de elasticidad de 190 GPa difieren en menos de un 5 % del diámetro medio estimado mediante perfilómetro. Esta coincidencia de diámetros es consistente con la figura 5, al indicar que la alteración de la sección resistente debida a la capa superficial oxidada del alambre es insignificante frente a la pérdida producida por el acero corroído y desprendido como herrumbre. Las pérdidas de ductilidad que refleja el alargamiento porcentual medido al colapsar los alambres tienen distinto significado cuando el colapso se produce durante el agotamiento plástico o antes de completarse la plastificación. En el primer caso las irregularidades del perfil del alambre habrían acelerado la formación del cuello de estricción sin llegar a debilitar el alambre más allá de la mera pérdida de sección resistente, y en efecto por un lado las dos roturas de este tipo muestran una leve estricción, y por otro los cocientes entre las cargas máximas medidas y la resistencia a tracción del acero (1800 MPa, según la figura 4) corresponden a secciones resistentes compatibles con las medidas de diámetro efectuadas a lo largo del alambre. Por el contrario, en ninguna de las dos roturas del segundo caso se aprecia estricción y las cargas máximas están muy por debajo del límite inferior marcado por la resistencia a tracción del acero y las medidas de diámetro.

TOLERANCIA AL DAÑO

Un método cuantitativamente más concluyente para confirmar que la pérdida de sección resistente es el efecto estructuralmente relevante del daño experimentado por el acero es comparar las cargas de rotura de los alambres ensayados con la carga de tracción que agotaría plásticamente los ligamentos resistentes de las secciones trans-

versales de rotura. La figura 6 muestra las imágenes de dichas secciones tal como se observan en el microscopio electrónico. El ligamento resistente de cada una de las muestras rotas durante el ensayo ha sido delimitado y resaltado con un tono de color diferente, y las áreas que respectivamente encierran han sido medidas.

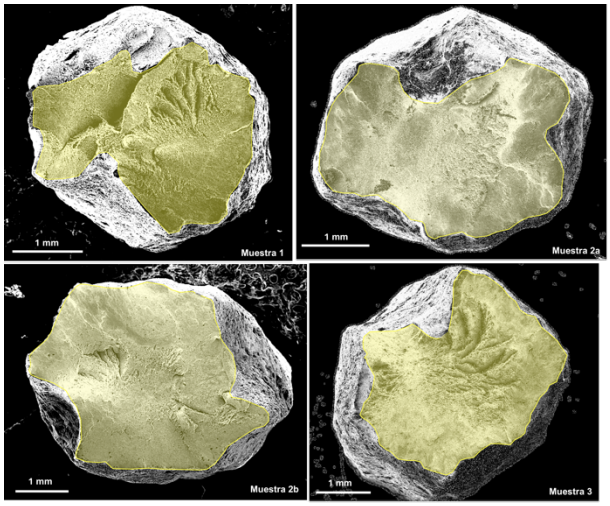


Figura 6. Ligamentos resistentes de las muestras de alambre con daño de servicio rotas a tracción en el laboratorio

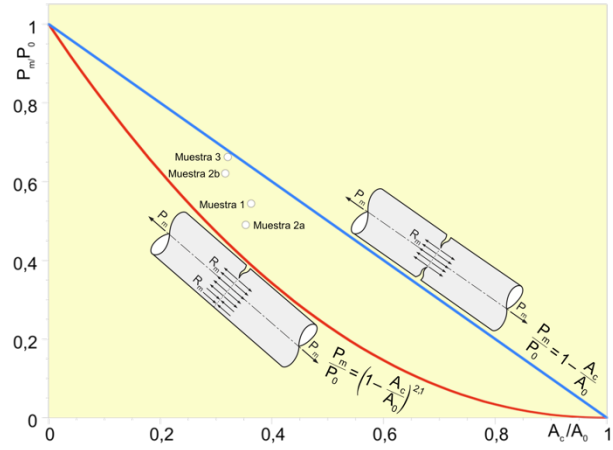


Figura 7. Diagrama de tolerancia al daño de los alambres estudiados: resultados experimentales y límites teóricos de agotamiento plástico.

La figura 7 es un diagrama de tolerancia al daño para alambres donde la carga de rotura P_m a tracción se representa frente a la pérdida A_f de sección resistente, respectivamente referidas a sus valores P_0 y A_0 en ausencia de daño (en este caso una sección circular de 5,0 mm de diámetro y su correspondiente capacidad portante a tracción simple de 35,3 kN, para la resistencia medida de 1800 MPa). Las dos curvas representadas en el diagrama son curvas teóricas de agotamiento plástico del ligamento resistente basadas en los estados tensionales límite esquematizados en la figura y en un límite elástico ideal igual a la resistencia a tracción medida R_m = 1800 MPa.

La excentricidad del área resistente respecto al eje del alambre es nula en el caso de la línea recta y es máxima en el caso de la línea curva, por concentrarse las perdidas a un mismo lado de la superficie lateral del alambre. El esfuerzo que soporta la sección pasa de tracción simple a flexotracción. Los resultados de los ensayos de la figura 7 son los cuatro puntos del diagrama dentro de la región comprendida entre las dos líneas. El daño experimentado por los alambres no propicia tipos de fallo que se anticipen al agotamiento plástico del acero. Las concentraciones de tensión debidas a las sumamente irregulares pérdidas de sección se transforman en concentraciones de deformación plástica antes de provocar la fisuración del acero, porque no van acompañadas de procesos de fragilización.

MECANISMOS DE DAÑO

Las dos roturas de baja ductilidad ocurridas en los ensayos de alambres en estado de recepción apuntan a la acción combinada de las tensiones de tracción soportadas por el alambre y de un medio agresivo con capacidad de fragilizar el acero. La combinación de ambos factores da lugar a un proceso de fisuración progresiva por corrosión y fragilización localizadas del acero. El nivel tensional de las armaduras activas es propicio a la fisuración asistida y por tanto se producirá siempre que algún medio agresivo permanezca durante suficiente tiempo en contacto directo con ellas. Para confirmar si se ha producido fisuración asistida en las muestras de cordón suministradas, las roturas en servicio del alambre central y de uno de los alambres periféricos de la muestra identificada como muestra 1 en la figura 4 se han examinado mediante microscopía electrónica de barrido. El ensayo a tracción simple del tramo del alambre central de la muestra 1 en estado de recepción es el que ha arrojado el resultado de ductilidad más favorable (figura 5).

Como muestran las imágenes de la figura 8, la superficie de fractura ha permanecido en ambos casos expuesta al medio corrosivo prolongadamente y ha sufrido una corrosión generalizada muy severa, pero las pérdidas respectivas de sección son muy diferente. La menor exposición del alambre central al estar envuelto por los periféricos explica que los diámetros difieran en más de un 50%. En el alambre central los productos de corrosión han sustituido casi por completo a la superficie de fractura, pero la configuración geométrica sugiere la rotura en copa y cono típica de un cuello de estricción, y por tanto el agotamiento dúctil del alambre por sobrecarga, que la menor velocidad de pérdida de sección habría retrasado hasta el colapso final del cordón. En el alambre periférico se aprecian signos de que la fractura se ha propagado por clivaje, un micromecanismo que requiere muy poca deformación plástica y es propio de la rotura frágil y de la fisuración asistida por el medio. En los aceros de pretensar el clivaje se produce al debilitarse la cohesión entre los componentes microestructurales por la presencia de partículas generadas en el proceso de fabricación o por la acumulación en los concentradores de

tensión del hidrógeno atómico originado por el proceso de corrosión.

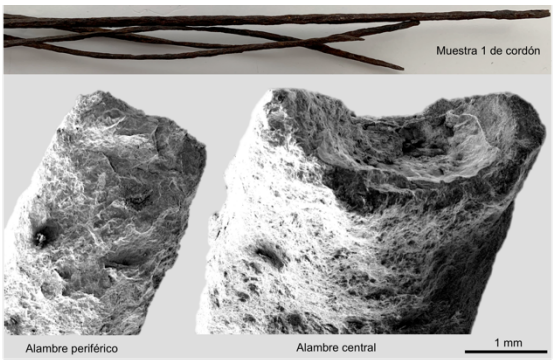


Figura 8. Roturas en servicio del alambre central y de un alambre periférico del muestra de cordón 1.

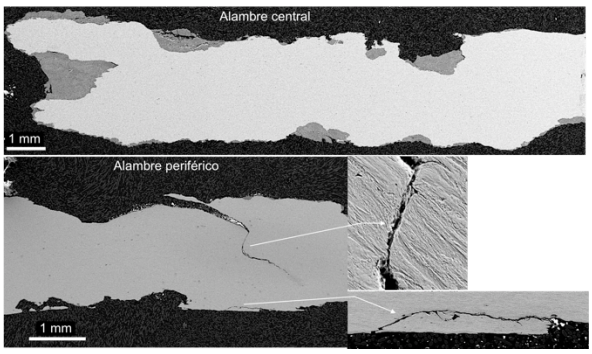


Figura 9. Estado de daño interno del alambre central y de un alambre periférico del muestra de cordón 1.

La figura 9 muestra sendas secciones longitudinales donde se aprecia como se ha desarrollado la acción agresiva del medio sobre los extremos de rotura del acero del alambre central y del alambre periférico. En ambos casos es un efecto erosivo que socava progresivamente la superficie lateral transformando el acero en productos de corrosión. El ataque químico se produce mediante penetraciones locales paralelas a la superficie, de modo que el acero se erosiona al corroerse en capas sucesivas, que se acumulan y desprenden como productos de corrosión. Sin embargo, en el alambre periférico este proceso de corrosión generalizada ha dado paso a otro de fisuración asistida por el medio, ya que una de las vías de penetración local se ha transformado en una fisura macroscópica cuyo avance se ha desviado de la dirección axial para dirigirse hacia el eje del alambre. Es una fisura secundaria porque la rotura ha sido causado por otra de las mismas características que ha crecido más deprisa. La fisuración asistida se ha activado al superar el alambre el umbral de tensiones requerido, como consecuencia de la pérdida de sección resistente por corrosión generalizada.

La concentración del ataque químico en capas paralelas a la superficie del alambre es perfectamente consistente con la fuerte orientación axial de la microestructura del acero de pretensar debida al trefilado. La figura 10 muestra la microestructura del acero de los cordones suministrados tal como se observa en la zona no dañada de los alambres al seccionarlos según un plano axial y someterlos a preparación metalográfica y ataque de Nital al 2%. La fuerte orientación de las colonias de perlita en la dirección de trefilado ha provocado la distorsión esperada de las láminas de ferrita y cementita [2, 3] que se aprecia en el detalle ampliado, pero también la microfisuración de la matriz metálica a lo largo de las fronteras entre colonias perlíticas, en torno a partículas de hasta 5 µm de diámetro embebidas en la matriz, entre las colonias. Las microfisuras se han fusionado cuando su proximidad y alineación lo han permitido. La naturaleza de las partículas se ha determinado en el microscopio electrónico de barrido mediante micro-análisis EDX. El acero contiene partículas de alúmina y de sulfuro de manganeso depositadas en los límites entre las colonias perlíticas. En la figura 10 se ha incluido el resultado de dicho análisis para el detalle ampliado. Los diferentes colores y tonalidades indican la distribución de elementos químicos y sus combinaciones contenidos en el área explorada. El color verde de fondo se corresponde con hierro y la tonalidad azul de las partículas con la combinación de oxígeno y aluminio de la alúmina. La presencia de estas partículas crea zonas de poca cohesión entre las colonias perlíticas y facilita vías de ataque selectivo al medio corrosivo. Esto explica que el proceso de corrosión generalizada experimentado por los alambres se haya producido por capas a escala local.

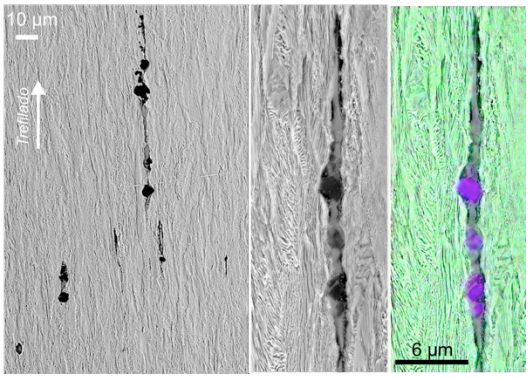


Figura 10. Microestructura del acero de pretensado de los tendones del viaducto.

La microfisuración longitudinal de la microestructura del acero no altera su comportamiento mecánico en tracción simple, como ponen de manifiesto las propiedades incluidas en la figura 4, homologables con las de los aceros de pretensar actuales. Sin embargo, esta peculiaridad facilita un mecanismo de corrosión que hace al acero especialmente sensible a la fisuración asistida por el medio.

La resistencia y la ductilidad del acero no están condicionadas por su singular microestructura, dado que ésta no genera micromecanismos de fractura capaces de acelerar el agotamiento plástico y causar el fallo a tracción de los alambres antes de que alcancen la inestabilidad plástica y se produzca la estricción. Aún así,

las concentraciones de inclusiones alineadas en la dirección longitudinal del alambre influyen en la rotura final que interrumpe el proceso de estricción.

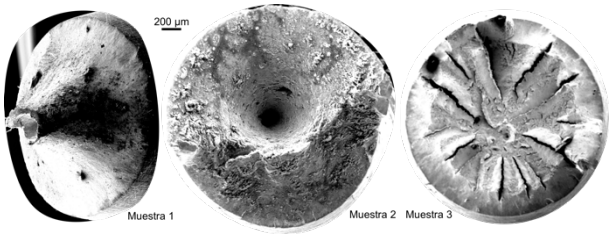


Figura 11. Efecto de la microestructura del acero de pretensado sobre el patrón de rotura de las probetas de tracción.

En los aceros de pretensar trefilados, la rotura final en copa y cono que tiene lugar durante la estricción comienza al fisurarse dúctilmente la sección de área mínima desde su centro. Ello se debe a que en esta zona el campo de tensiones del cuello de estricción alcanza su máxima triaxialidad y el micromecanismo de fisuración dúctil por crecimiento y coalescencia de huecos es especialmente activo. La fisura avanza desde el centro de la sección hacia el exterior hasta que su crecimiento se hace inestable y sobreviene la rotura por cortante del resto del cuello de estricción. A menudo la rotura por cortante va acompañada de la fisuración múltiple según planos radiales debido a la baja cohesión de los planos longitudinales del alambre inducida por el trefilado [4]. El caso de la probeta de tracción extraída de la muestra 3 responde a este patrón, con la particularidad de que la iniciación de la fractura no es una fisura central formada por crecimiento y coalescencia de huecos sino una cavidad de gran tamaño que ha crecido a partir de una de las inclusiones anteriormente descritas (figura 10). En las fracturas de las probetas de tracción extraídas de las muestras 1 y 2 el iniciador es también una inclusión próxima al centro del cuello de estricción, pero el patrón es atípico porque la cavidad que genera la inclusión crece como un túnel sobre el eje del alambre, posiblemente extendiéndose a lo largo de una serie de inclusiones como la mostrada en la figura 11. Finalmente, cuando el crecimiento se hace inestable, sobreviene la rotura por cortante de la pared que separa la cavidad del exterior del cuello de estricción.

CONCLUSIONES

Las muestras de cordones objeto de esta investigación indican que el acero de pretensar del viaducto tiene un comportamiento en tracción simple comparable al de los aceros actuales de mayor resistencia para armaduras activas. Sin embargo, su microestructura presenta singularidades que facilitan la acción corrosiva generalizada de los medios agresivos. Esta acción merma la capacidad portante de los alambres que constituyen los cordones proporcionalmente a la pérdida de sección resistente, pero reduce su ductilidad de modo sensiblemente más desfavorable. La tolerancia del acero de pretensar al daño experimentado es elevada, pero forma parte de un producto estructural cuyas prestaciones son muy sensibles a su nivel de integridad.

Los ensayos realizados con alambres en estado de recepción y el análisis de los mecanismos de daño de las roturas ocurridas en servicio indican que la corrosión generalizada puede dar paso, si el nivel tensional supera el umbral necesario, a la fisuración asistida por el medio, en cuyo caso el comportamiento dúctil remanente de la corrosión generalizada se transforma en comportamiento frágil, sin reserva de ductilidad.

El estado de corrosión de las muestras de cordón suministradas y la ausencia de mortero de cemento como barrera protectora en contacto directo con ellas ponen de manifiesto que hubo acceso de medios agresivos al interior del tendón correspondiente y que estos medios pudieron ejercer su acción sobre los cordones sin tener que superar la efectiva barrera protectora del recubrimiento de mortero de cemento creado por una inyección eficaz. La desprotección y la naturaleza del medio propiciaron que la acción agresiva sobrepasara en algún caso el estadio de corrosión generalizada y degenerase en fisuración asistida. El fallo de los cordones analizados en esta investigación no es atribuible a la falta de calidad ni al deterioro del acero, sino a la concurrencia de una deficiencia constructiva presente desde la construcción de la estructura (ausencia de mortero en la zona de rotura) y de una deficiencia funcional sobrevenida en servicio (irrupción y penetración de un medio agresivo hasta el interior de la vaina del tendón).

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la ayuda RTI2018-097221-B-I00 del Ministerio de Ciencia e Innovación y el respaldo de FHECOR S.A. y DRAGADOS S.A. para el desarrollo de la investigación.

REFERENCIAS

[1] prEN 10138-2: Prestressing steel–Part 2: Wire, CEN, Bruselas, 2009.

[2] J. Toribio, A. Valiente, 2006. Failure analysis of cold drawn eutectoid steel wires for prestressed concrete. Eng Fail Anal 13, 301–11.

[3] M. Iordachescu, M. De Abreu, A. Valiente, 2015. Effect of cold-drawn induced anisotropy on the failure of high strength eutectoid and duplex steel wires. Eng Fail Anal 56, 412-421.

[4] M. Iordachescu, M. De Abreu, A. Valiente A., 2020. Damage mechanisms and failure analysis of high-strength eutectoid and duplex stainless steel wires subjected to static and cyclic axial tension loading under transverse compressive loads, Eng Fail Anal 115, 104679.

FATIGUE RESPONSE FROM INTERNAL HOLES OF TiAl6V4 COMPONENTS PRODUCED BY LPBF

L. Borrego[1,2], J. Jesus[2], J.A.M. Ferreira[2], C. Capela[2,3], J.D. Costa[2]

[1]Coimbra Polytechnic–ISEC, Department of Mechanical Engineering,
Rua Pedro Nunes, 3030-199 Coimbra, Portugal
[2]Department of Mechanical Engineering, CEMMPRE, University of Coimbra, P-3004 516 Coimbra, Portugal
[3]Department of Mechanical Engineering, Instituto Politécnico de Leiria, Morro do Lena - Alto Vieiro,
2400-901 Leiria, Portugal

RESUMEN

Laser Powder Bed Fusion (LPBF) es una tecnología de fabricación aditiva cada vez más utilizada en la producción de dispositivos médicos y piezas aeronáuticas que, en servicio, funcionan bajo cargas cíclicas, es decir, bajo fatiga. La respuesta a la fatiga de las piezas LPBF está controlada principalmente por fenómenos locales, como: las porosidades, la rugosidad de la superficie, las tensiones residuales y la microestructura. Se puede producir una reducción adicional de la resistencia a la fatiga por los efectos de concentración de tensión local. Muchas de estas aplicaciones se fabrican con aleación TiAl6V4, debido a su alta resistencia, bajo peso y excelente biocompatibilidad.
Este trabajo analiza el efecto de la rugosidad superficial en la respuesta a la fatiga de piezas de aleación de titanio TiAl6V4, fabricadas por LPBF. En las pruebas de fatiga se utilizaron muestras redondas de hueso de perro, sintetizadas por Lasercusing®, con capas que crecen en la dirección de aplicación de la carga, y que contienen un canal interno en la dirección de aplicación de la carga. Se aplicó un tratamiento térmico de alivio de tensiones, consistiendo en calentamiento lento y controlado a 670 ° C, seguido de mantenimiento a 670 ° C ± 15 ° C durante 5 horas y finalmente enfriamiento a temperatura ambiente en el aire.
Los resultados, trazados en términos de las curvas S-N, muestran que la resistencia a la fatiga está fuertemente influenciada por la rugosidad.

PALABRAS CLAVE: Fabricación aditiva, Fatiga, Titanio TiAl6V4.

ABSTRACT

Laser Powder Bed Fusion (LPBF) is one additive manufacturing (AM) technology, increasingly used in the production of medical devices and aeronautical parts, which, in service, work under cyclic loading, i.e. under the fatigue. Fatigue response of LPBF parts is mainly driven by local phenomenon, like: the porosities, surface roughness, residual stresses and microstructure. Additional fatigue strength reduction can be produced by local stress concentration effects. Many of these applications, are manufactured using TiAl6V4 alloy, because of its high strength, low weight and excellent biocompatibility.
This work analyses the effect of surface roughness on the fatigue response of TiAl6V4 titanium alloy parts, manufactured by Laser Powder Bed Fusion (LPBF). In the fatigue tests, round dog bone specimens were used, synthesized by Lasercusing®, with layers growing in the direction of the load application, and containing an internal channel in the direction of application of the load. A stress relief heat treatment was applied, consisting of slow and controlled heating at 670 ° C, followed by maintenance at 670 ° C ± 15 ° C for 5 hours and finally by cooling to room temperature in the air.
The results, plotted in terms of the S-N curves, show that the fatigue strength is strongly influenced by roughness.

KEYWORDS: Additive manufacturing, Fatigue, Titanium TiAl6V4 alloy.

1. INTRODUCTION

Laser Powder Bed Fusion (LPBF) is one additive manufacturing (AM) technology, increasingly used in the production in specific applications, in caused it is capable of producing complex components. In addition, it provides a high degree of design freedom, the optimization and integration of functional features and the manufacture of small batch sizes at reasonable unit costs.

Titanium Ti6Al4V alloy is a light alloy characterized by having excellent mechanical properties and corrosion resistance combined with low specific weight, commonly used in aerospace, biomedical and other high-performance engineering applications, as is reported by Petrovic et al. [1] and Mur et al. [2]. Regarding to the automotive and aerospace industries, AM technique leads to weight reduction and decreasing use of the energy, as indicates Guo and Leu [3] and Frazier [4].

Usually, the LPBF parts are submitted to a post heat treatment in order to eliminate the detrimental residual stresses induced during the manufacturing process due to the high gradients of temperature. Xuan and Nastac [5] obtain an increase in fatigue behaviour of Ti6Al4V parts produced by LPBF when submitted to stress relief treatment compering with the as-build parts.

Other authors, as Zhang et al. [6] and Atkinson and Davies [7], propose the utilization of HIP (Hot Isostatic Pressure) as a treatment to reduce the porosity defects, surface roughness and introduce favorable residual stresses. Chastand et al. [8] and Yu et al [9] applied the HIP treatment to TiAl6V4 specimens produced by LPBF, using 920ºC and 120MPa of pressure, obtaining the reduction of porosity and internal defects, that allowed an increase in the fatigue resistance about 10-15%.

Surface roughness plays an important role on the fatigue crack initiation. Its influence on the fatigue performance has been investigated for TiAl6V4 by Wycisk et al. [10] and Edwards and Ramulu [11].

In this work, fatigue tests were performed for a stress ratio of R = 0, with main objective the analyses the effects of surface roughness and stress concentration on the fatigue response of titanium alloy TiAl6V4 parts, manufactured LPBF.

2. MATERIALS AND TESTING

Experimental tests were performed using dog bone round specimens, synthesized by Lasercusing®, with layers growing towards the direction of loading application, incorporating longitudinal inner holes to simulate internal channels.

The specimens were produced using a ProX DMP 320 high-performance metal additive manufacturing system, incorporating a 500w fiber laser.

Metal powder was the Titanium Ti6Al4V Grade 23 alloy, with a chemical composition, according with the manufacturer, indicated in Table 1.

After manufactured, the specimens were subjected to a heat treatment with purpose to reduce the residual stresses, which consisted of slow and controlled heating to 670 °C, followed by maintenance at 670°C±15ºC for 5 hours and a finally by cooling to room temperature in air. The microstructure of the sample's material was observed using a Leica DM4000 M LED optical microscope, presenting Fig. 1, a representative image.

Fig. 1 shows a microstructure with an acicular morphology where it is identified two phases material with a martensitic phase α (or α´), due to the fast solidification, quite similar to that observed by Greitmeier et al. [12]. The observation of the figure shows also the formation of longed grains in the deposition plane and the transitions between layers.

Table 1. Chemical composition of the Titanium Ti6Al4V alloy [wt.%].

Al	V	O	N	C
5.50 - 6.50	3.50 - 4.50	< 0.15	< 0.04	< 0.08
H	Fe	Y	Ti	
< 0.012	< 0.25	< 0.005	Bal.	

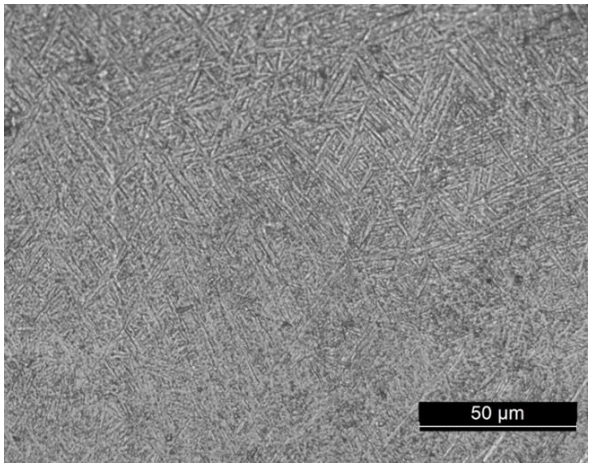


Figure 1. Microstructure of the specimen´s alloy.

Fig. 2 shows the geometry and dimensions of the holed specimens. Bulk specimens have the same external geometry and dimensions.

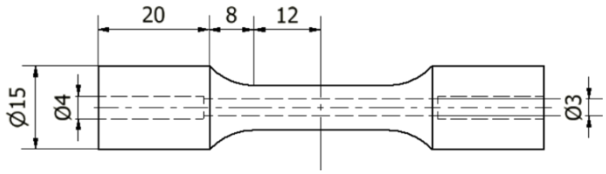


Figure 2. Specimen geometry and dimensions.

The mechanical properties of the current alloy, obtained by tensile testing in round specimens, were: a ultimate tensile strength of 1147 MPa and a Young`s modulus of 120 GPa.

The experiments tests were performed using an INSTRON servohydraulic, closed-loop mechanical test machine with 100 kN load capacity, interfaced to a computer for machine control and data acquisition. All tests were conducted in air and at room temperature at a frequency of 20 Hz and the stress ratio R=0.05.

The fracture surface analysis was performed with a scanning electron microscope Philips XL30.

3. RESULTS AND DISCUSSION

The stresses were continuously monitored during all tests. Fig. 3 compares the results (in terms of the stress range against the number of cycles to failure), for the specimens with mechanical drilled holes and previous results obtained by the authors [13], in bulk specimens with external mechanical polished surfaces, under stain control at R= -1.

The tests in hole drilled specimens were performed under load control and R=0, but the stress amplitude was corrected using Goodman criterion. Then, the difference of fatigue response is caused by loading mode control and mainly by surface rough-ness.

For bulk specimens, the surface was mechanical polished, while internal surface at hole was only mechanical drilled, with consequent difference of roughness parameters.

The roughness evaluation was carried out according to the DIN EN ISO 4288 standard using the rugosimeter Mitutoyo, Surftest SJ-500, along external and internal generatrixes, respectively for bulk and holed specimens.

Fig. 4 shows exemplary roughness profiles for the three specimens` batches. The roughness parameters, were evaluated for each surface finish and summarized in Table 2: roughness average Ra, maximum peak-to-valley height Ry, the average maximum peak to valley of five consecutive sampling lengths within the measuring length and Rz, the average spacing of adjacent peaks in the surface profile.

The analysis of the Fig. 4 and the Table 2 shows much higher roughness values for as manufactured samples, intermediate values for drilled specimens and lower rough-ness for external polished samples.

These roughness differences cause external (as shown in Fig. 5a) crack initiation for bulk specimens, while failure in drilled samples starts predominantly from inner surfaces. As expected fatigue live is increased when surface roughness is lower.

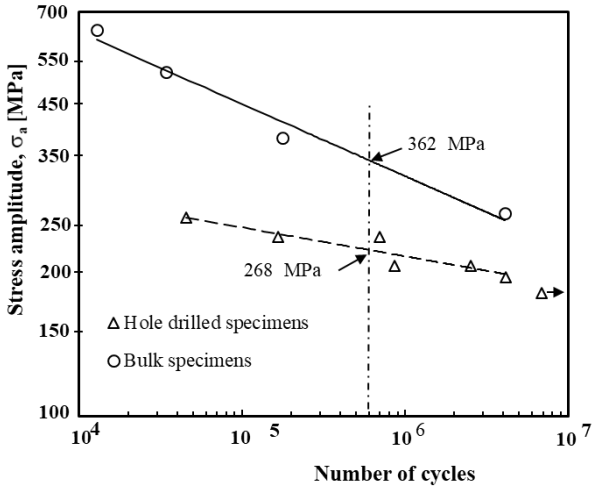


Figure 3. Comparison of S-N curves for internal drilled specimens and bulk specimens.

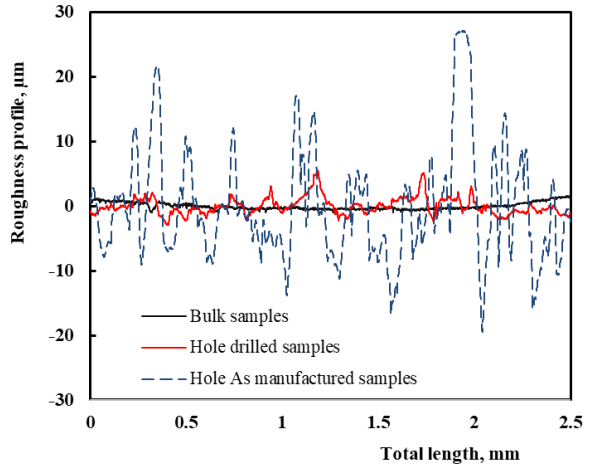


Figure 4. Roughness profiles

Table 2. Roughness parameters for bulk and holed specimens.

Series	*Rougness*	*Average*	*Standard Deviation*
Bulk samples	*Ra [µm]*	*0.1665*	*±0,0228*
	Ry [µm]	*1.4451*	*±0,1236*
	Rz [µm]	*1.1897*	*±0,0895*
Hole drilled samples	*Ra [µm]*	*0.9781*	*±0,1117*
	Ry [µm]	*8.9417*	*±1,6472*
	Rz [µm]	*8.7894*	*±1,6472*
Hole As manufactured samples	*Ra [µm]*	*6.9825*	*±1,2576*
	Ry [µm]	*51.121*	*±2,597*
	Rz [µm]	*42.442*	*±2,548*

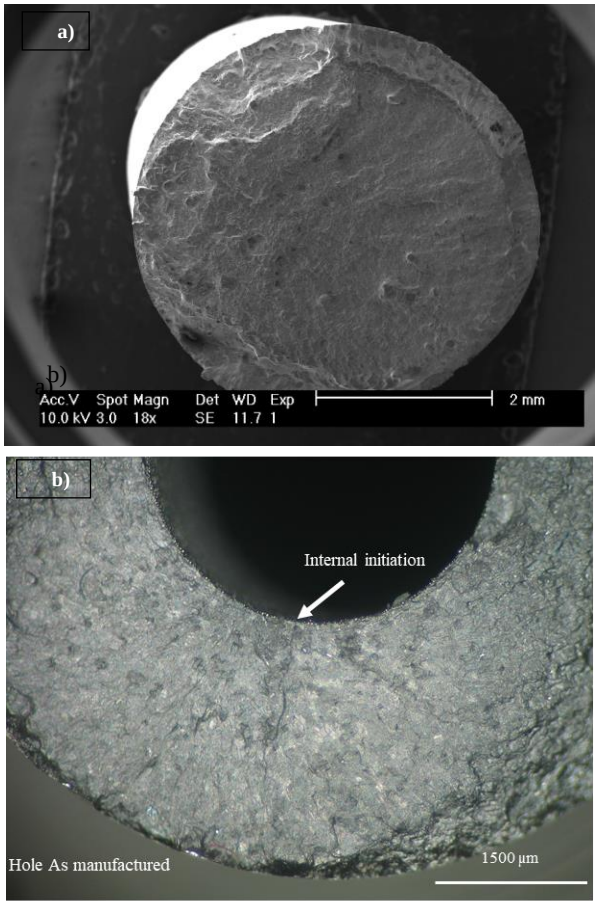


Figure 5. Fatigue crack initiation points: a) Bulk specimens; b) Hole As manufactured samples.

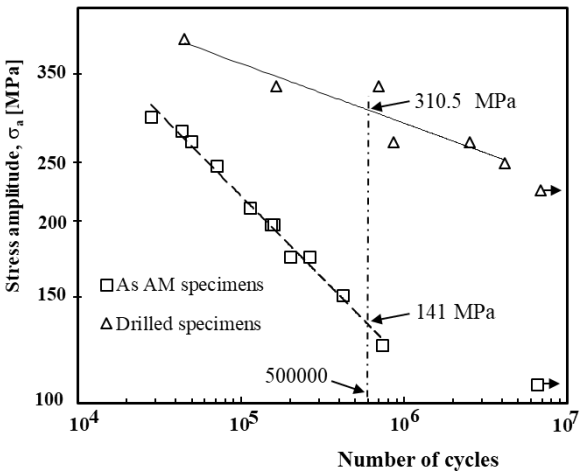


Figure 6. Effect of internal surface on S-N curves of holed specimens.

Fatigue strength of the as LPBF manufactured and hole mechanical drilled specimens was plotted in Fig. 6, in terms of S-N curves. As expected fatigue strength is strongly influenced by internal surface roughness, obtaining much lower fatigue life for As manufactured samples in comparison with drilled specimens, caused by much higher roughness of internal surface, in which fatigue crack initiation was observed (Fig. 5b).

Experimental results were compared with theoretical predictions of the fatigue life calculated using the energy-based SWT parameter, successfully applied by Arola and Williams [14].

The Figure 7 shows the fatigue life predictions vs experimental fatigue lives for hole drilled series. This prediction life method consisted in estimate the curve of SWT parameter depending on the number of cycles for solid specimens and then calculated the SWT parameter, considering an elastic regime and the elastic stress concentration for each case, and replace it to calculate the number of cycles.

There is a good correlation between predicted and experimental results because 83.3% of the points are within scatter bands with a factor of 2.

A more detailed analysis of fatigue life predictions based on the SWT parameter for this type of components was also performed by the authors [15].

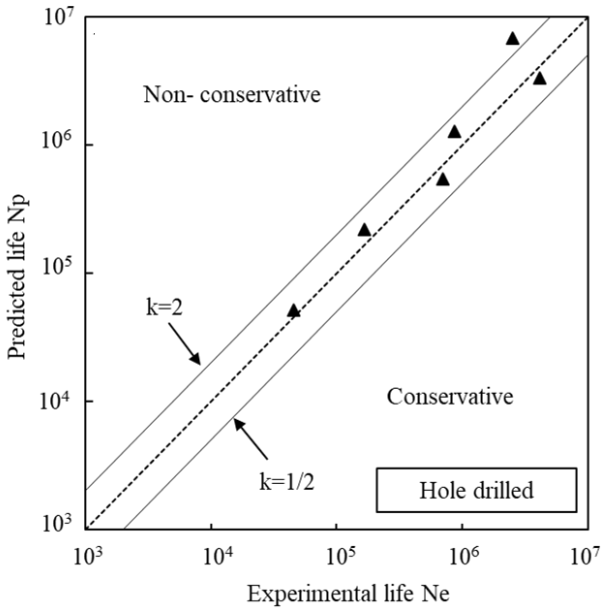


Figure 7. Fatigue life predictions vs experimental fatigue lives for hole drilled series using SWT parameter.

4. CONCLUSIONS

This work analyses the effect of surface roughness on the fatigue response of titanium alloy TiAl6V4 parts, manufactured LPBF. Two, hole surface finish was considered: as LPBF manufactured and mechanical

drilled surfaces. Surface roughness played an important role on the fatigue strength, becoming higher roughness values for As manufactured samples, intermediate values for drilled specimens and lower roughness for external polished samples. Lower fatigue life was obtained for worst internal roughness in starting fatigue points of As manufactured specimens, reaching to a strong fatigue strength decreasing, about 50%, in comparison with mechanical drilled specimens.

ACKNOWLEDGEMENTS

The authors would like to acknowledge the sponsoring under the 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 project no. 042536-18/SI/2018, financed by European Funds, through program COMPETE2020, under the Eureka smart label S0129-AddDies. Finally, acknowledge 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/EMS/00285/2020.

REFERENCES

[1] V. Petrovic, et al., Additive layered manufacturing: sectors of industrial application shown through case studies, International Journal of Production Research (2011) 49: 1061–1079.

[2] L.E. Murr, et al., Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting, Acta Materialia (2010) 58: 1887–1894.

[3] N. Guo, M.C. Leu. Additive manufacturing: technology, applications and research needs, Frontiers of Mechanical Engineering (2013) 8: 215–243.

[4] W.E. Frazier, Metal additive manufacturing: a review, Journal of Materials Engineering and Performance (2014) 23: 1917–1928.

[5] Xuan, Y. and Nastac, L. Microstructure Characteristics of A356 Nanocomposites Manufactured via Ultrasonic Cavitation Processing Under Controlled Solidification Conditions. In TMS 2017 146th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings, 297-303. Springer International Publishing, 2017.

[6] Zhang H, Dengke D., Haopu, S. An C., Experimental study of effect of post processing on fracture toughness and fatigue crack growth performance of selective laser melting Ti-6Al-4V. Chinese Journal of Aeronautics, Chinese Society of Aeronautics and Astronautics (2019) 32 (10): 2383-2393.

[7] Atkinson, H. V. and Davies, S., Fundamental aspects of hot isostatic pressing: An over-view. Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science (2000) 31(12): 2981–3000.

[8] Victor Chastand, Philippe Quaegebeur, Wilson Maia, Eric Charkaluk, Comparative study of fatigue properties of Ti-6Al-4V specimens built by electron beam melting (EBM) and selective laser melting (SLM). Materials Characterization (2017) 143: 76–81.

[9] Hanchen Yu, Fangzhi Li, Zemin Wang, Xiaoyan Zeng, Fatigue performances of selective la-ser melted Ti-6Al-4V alloy: Influence of surface finishing, hot isostatic pressing and heat treatments, International Journal of Fatigue (2018) 120: 175–183.

[10] Wycisk, E., Solbach, A., Siddiquem S., Herzogm D., Waltherm F., Emmelmann, C., Ef-fects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties, Phys Procedia (2014) 56: 371–378.

[11] P. Edwards, M. Ramulu, Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti–6Al–4V, Mater Sci Eng, A (2014) 598: 327–337.

[12] Greitemeier, D., Palm, F., Syassen, F., Melz, T., Fatigue performance of additive manufatured Ti-6Al-4V using electron and laser beam melting, International Journal of Fatigue (2017) 94: 211-217.

[13] L.P. Borrego, J. de Jesus, J.A.M. Ferreira, J.D.M. Costa, C. Capela, Assessment of the fatigue performance of heat-treated addictive manufactured TiAl6V4 specimens, Procedia Structural Integrity (2019) 18: 651–656.

[14] D. Arola, C.L. Williams, Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces, International Journal of Fatigue (2002) 24: 923–930.

[15] J. de Jesus, J.A. Martins Ferreira, L. Borrego, J.D. Costa and C. Capela, Fatigue failure from inner surfaces of additive manufactured Ti6Al4V componentes, Materials (2021) 14: 737.

FATIGA E INTERACCIÓN CON EL MEDIO AMBIENTE

UNA METODOLOGÍA PARA EL ANÁLISIS FENOMENOLÓGICO DE PROCESOS DE DAÑO ACUMULADO. APLICACIÓN A FENÓMENOS DE FRACTURA Y FATIGA

A. Fernández Canteli[1], E. Castillo[2], S. Blasón[3]

[1]Dpto. de Construcción e Ingeniería de Fabricación, Universidad de Oviedo
[2]Real Academia de Ingeniería y Real Academia de Ciencias, Madrid
[3]Division 9.4, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, Alemania

RESUMEN

Las realizaciones de procesos estocásticos definen fenómenos de daño acumulado que concluyen en un estado terminal observable o fallo. La complejidad inherente a tales fenómenos justifica el uso de modelos fenomenológicos asociados a la evolución de una magnitud física factible de ser monitorizada. Las funciones de muestra que representan la evolución del daño pueden identificarse, una vez normalizadas al intervalo [0,1], con funciones de distribución (fdds), de la familia generalizada de valores extremos (GEV). Aunque de acuerdo con el problema específico manejado, solo una fracción de la evolución total del daño resulta accesible en el registro del ensayo, los modelos fenomenológicos propuestos permiten extrapolaciones de todo el proceso de daño, más allá del alcance del programa experimental, como herramienta fundamental para la predicción de fallos en el dimensionamiento práctico. La metodología propuesta confirma su utilidad y generalidad mediante su aplicación a problemas representativos de fractura y fatiga. Los excelentes ajustes, la interpretación física de los parámetros del modelo y las buenas expectativas para lograr un análisis probabilístico completo de estos fenómenos justifican el interés del enfoque fenomenológico propuesto con posibles aplicaciones a otros procesos de daño acumulado.

PALABRAS CLAVE: Realizaciones de procesos estocásticos; Daño acumulado; Doble extrapolación; Evaluación estadística

ABSTRACT

Sample functions, i.e., stochastic process realizations are used to define cumulative damage phenomena which end into an observable terminal state or failure. The complexity inherent to such phenomena justifies the use of phenomenological models associated with the evolution of a physical magnitude feasible to be monitored. Sample functions representing the damage evolution may be identified, once normalized to the interval [0,1], with cumulative distribution functions (cdfs), generally, of the generalized extreme value (GEV) family. Though usually, according to the specific problem handled, only a fraction of the whole damage evolution, is available from the test record, the phenomenological models proposed allow the whole damage process to be recovered providing down- and upwards extrapolations of the whole damage process beyond the scope of the experimental program as a fundamental tool for failure prediction in the practical design. The proposed methodology is presented and its utility and generality confirmed by its successive application to representative well-known problems in fracture and fatigue characterization. The excellent fittings, the physical interpretation of the model parameters and the good expectations to achieve a complete probabilistic analysis of these phenomena justify the interest of the proposed phenomenological approach with possible applications to other cumulative damage processes.

KEYWORDS: Stochastic sample functions; Cumulative damage; Down- and upwards extrapolation, Probabilistic assessment

1. INTRODUCCIÓN

La evolución de una variable física de referencia en los procesos de daño acumulado a menudo sigue una forma similar de tipo sigmoidal o cuasi-sigmoidal, independientemente de la variable de seguimiento aplicada y del material estudiado. Ello denota unas características comunes en el control de un amplio espectro de

diferentes fenómenos de daño y sugiere su posible modelización utilizando una metodología fenómeno-lógica general unificada ante la dificultad de analizar tales fenómenos desde una perspectiva microestructural.

A veces, esa forma sigmoidal no se reconoce inmediatamente porque el registro suele representar solamente una fracción de la función completa debido a las limitaciones experimentales, como ocurre con las curvas de velocidad de crecimiento de grieta (CGR) para diferentes valores de R, o en las curvas a-N. En otros casos, la escala, lineal o logarítmica, de la representación puede no ser la más conveniente, para reconocer esa forma sigmoidal de las curvas.

Estos procesos de daño acumulado son fenómenos estocásticos que se caracterizan por un proceso de degradación o pérdida de propiedades físicas que concluye en un estado terminal predefinido, observable e identificable, no necesariamente con rotura. Se describen como funciones muestrales, es decir, realizaciones de proceso, que se pueden asociar a la evolución de una magnitud física medible. Este es el caso de las curvas de velocidad de crecimiento de grieta (CGR), curvas a-N, curvas de fluencia o relajación y otros muchos ejemplos en los que la evaluación de datos tiene como objetivo obtener una descripción analítica fiable de esas funciones muestrales. Este escenario se distingue del que representa la evaluación de muestras a partir de resultados experimentales de ensayos individuales aleatorios e independientes. En este caso, se pretende determinar únicamente la distribución estadística de la vida útil transcurrida hasta alcanzar un cierto estado terminal como ocurre en la evaluación de campo S-N.

La recurrencia a modelos fenomenológicos ya fue contemplada por Freudenthal [1], quien afirma que "*Muchas de las relaciones establecidas experimental-mente entre las principales variables pueden deducirse teóricamente del supuesto puramente formal de existencia de una función de distribución aplicando las reglas fundamentales de la teoría de la probabilidad".* Bolotin [2] indica que los modelos de fractura y fatiga resumen el comportamiento de gran número de elementos primarios, a los que se asocia una distribución estadística virtual de las propiedades de resistencia mecánica.

Bogdanoff y Kozin [3] establecen una metodología para el análisis de problemas de daño acumulado utilizando modelos fenomenológicos. Centran la atención en el análisis de la distribución terminal de las vidas de fatiga suponiendo modelos de cadenas de Markov, aunque prestan menos atención a la modelización de funciones muestrales sin detallar una solución de un tipo predeterminado. Esto conduce a modelos menos generales que implican un gran número de parámetros.

De acuerdo con lo anterior, la evaluación y predicción probabilísticas del fenómeno de daño se debe enfocar desde dos metodologías de análisis diferentes, que, sin embargo, pueden unificarse desde un enfoque bayesiano [4,5].

En el primer escenario, la evolución particular de la variable física o principal (dependiente) se monitoriza en función de una referencia de normalización (independiente) durante el ensayo y se identifica como una función muestral estocástica del daño acumulado [5]. Las funciones de muestra son funciones monótonas no decrecientes, de modo que, una vez normalizadas convenientemente, varían entre 0 a 1, por lo que representan, por definición, funciones de distribución (fdd). Como hipótesis a comprobar, éstas se pueden suponer que pertenecen a la familia generalizada de valores extremos (GEV) (ver apartado 2). De esta forma, se logra una extrapolación fiable, a menudo asintótica, que conduce a un satisfactorio análisis descriptivo y predictivo de la evolución de daño en diferentes fenómenos. Esto permite inferir la evolución total del daño y acceder a escenarios no asequibles en el programa experimental, o interrumpir prematuramente el ensayo para ahorrar tiempo y costos sin pérdida apreciable de fiabilidad en los resultados.

El segundo escenario se centra en la aleatoriedad inherente a la variable principal de fallo o fuerza impulsora (en fractura), o de vida útil (en fatiga) hasta alcanzar el estado de daño terminal, que no tiene que identificarse necesariamente con fallo físico. En todos estos casos, debido a la supuesta validez del principio del eslabón más débil, los resultados experimentales se ajustan adecuadamente por medio de una fdd de Weibull [6] como solución particular de la familia generalizada de valores extremos. Un ejemplo de este segundo escenario en el que no se requiere monitorización del ensayo es el análisis probabilístico de ensayos de fatiga para diferentes niveles de tensión, es decir, el campo S-N probabilístico, ver [7]. Ambos escenarios realzan la gran importancia de la teoría estadística de valores extremos en el análisis probabilístico de los fenómenos de acumulación de daño, ver [5,6].

2. METODOLOGÍA PROPUESTA

La metodología propuesta implica los siguientes pasos, ver Fig. 1:

i) *Interpretación física del fenómeno e identificación de variables y límites*: El primer paso consiste en la interpretación física del fenómeno sigmoidal a partir del registro del ensayo monitorizado, que se analiza como un fragmento de la función muestral estocástica que representa el proceso completo de acumulación de daño. Esto implica el reconocimiento de las variables del modelo, es decir, la variable dependiente o física, asociada a la evolución del estado de daño a lo largo del

ensayo (crecimiento de la fisura por fatiga, velocidad de crecimiento de la fisura por fatiga, deformación total por fatiga, deflexión, CMOD, etc.), en función de la variable independiente o de referencia (número de ciclos, fuerza motriz, energía de fractura, etc.). Esta función se normaliza al intervalo [0,1] tras el reconocimiento de los límites inferior y superior, como parámetros del modelo, que limitan su campo de existencia.

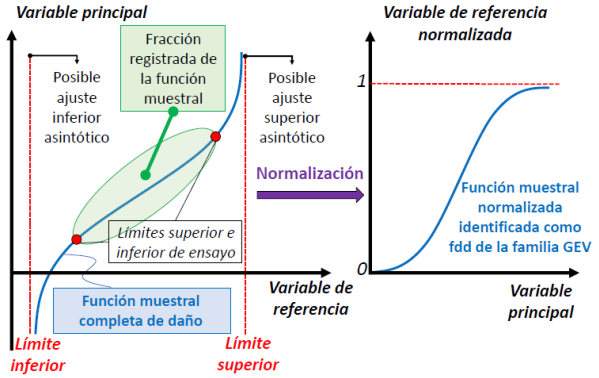


Fig. 1. Representación esquemática del proceso completo de daño desde un registro parcial del ensayo

ii) Definición de la función muestral normalizada (NSF): La variable independiente o de referencia en la función muestral se normaliza de acuerdo con sus límites potenciales que suelen ser más amplios que los establecidos en el ensayo. El registro del ensayo representa solo una fracción de todo el proceso de daño en el que suelen estar ausentes las fases inicial y final. No obstante, el modelo propuesto permite reconstruir la función muestral completa, es decir, todo el proceso de acumulación de daño más allá de los límites establecidos por las condiciones del ensayo. En la región inferior, la inaccesibilidad suele deberse a la incompatibilidad de la medición de la variable física con la técnica experimental aplicada, mientras que en la región superior suele surgir un mecanismo de fractura, no identificable con el progreso de daño en curso, que interrumpe el proceso, provocando una rotura prematura. Así ocurre, entre otros, en el crecimiento de grietas por fatiga.

Una vez que se normaliza la variable de referencia, la NSF resultante representa una función monótona no decreciente en el intervalo [0,1]. En consecuencia, se puede identificar como una función de distribución (fdd), en principio de una familia desconocida. Como resultado, la variable de referencia, que se extiende más allá de los límites del ensayo, se identifica como un índice de daño acumulado relacionado con la probabilidad asociada a la fdd correspondiente. Esto apunta a la potencial base estadística de la propuesta.

iii) Identificación de la función muestral normalizada (NSF) como fdd de la familia generalizada de valores extremos (GEV): Como ya ha señalado existen razones para admitir el trasfondo estadístico de los procesos de daño acumulado. Un elevado número de "elementos primarios", cuya resistencia específica sigue una distribución aleatoria, están sujetos a una sucesión de situaciones de riesgo de rotura. La microestructura del material, como un medio homogéneo a nivel de mesoescala, determina la ley del crecimiento estable de fractura o fatiga de la fisura en todo el proceso y explica por qué la evolución del daño en el ensayo puede inferirse solo a partir de un registro parcial de la variable física.

Además, debido a que el carácter de valor extremo tanto de la resistencia mínima, como de la carga máxima relativa, son los factores que gobiernan la sucesión del progreso de la acumulación de daño, es razonable suponer que la función muestral normalizada puede identificarse como una fdd perteneciente a la familia generalizada de valores extremos (GEV) [5,6]. En tal caso, solo caben tres funciones posibles, a saber, Weibull, Gumbel y Fréchet. La presencia de los límites superior e inferior determina el campo de existencia de la variable de referencia, mientras que la forma de acercamiento a los límites ofrece información para reconocer el tipo de función a identificar con la función muestral normalizada. La justificación, no siempre evidente, para identificar el problema como un caso de valores máximos o mínimos, debe encontrarse tras un análisis exhaustivo del problema estudiado, aunque la elección de la fdd adecuada puede determinarse como la solución óptima aplicando la expresión general de la familia GEV al proceso de ajuste.

Los parámetros de localización, escala y forma de la fdd pueden relacionarse con las características físicas y mecánicas particulares del material en estudio, tales como microestructura, distribución del tamaño, forma y bordes de grano y mecanismo de fallo, junto a la geometría de la muestra y el tipo de ensayo que determinan la evolución del fenómeno. Una interpretación del significado físico de estos parámetros es generalmente posible en la última versión final del modelo aplicado a los resultados experimentales.

iv) Estimación de los parámetros del modelo: El proceso final incluye la identificación de las variables dependientes e independientes del modelo, sus límites y los parámetros del modelo GEV. La estimación de los parámetros se lleva a cabo aplicando, indistintamente, tanto el procedimiento de máxima verosimilitud, como el de mínimos cuadrados. De esta forma, se obtiene la solución analítica de la función muestral que permite la completa definición del proceso de daño acumulado y, por tanto, la extrapolación más allá de los límites del ensayo. Nótese que el procedimiento seguido hasta aquí es determinista, aunque, paradójicamente, se apoye en fdds estadísticas.

v) Análisis probabilístico: El análisis probabilístico del proceso fenomenológico de daño propuesto se puede

realizar desde dos perspectivas: a) la relativa a la función muestral normalizada, centrada meramente en su forma al suponerla como fdd GEV, y b) la relativa a la estimación de la distribución estadística del daño terminal (estado límite último) asociado a la variable de referencia.

En el primer caso, cada función de muestra experimental se ajusta a una función GEV definida por los dos límites superior e inferior y los parámetros GEV (dos en el caso de Gumbel, o tres en el de Weibull y Fréchet). Bajo las premisas del primer punto de vista, solo preocupa la variabilidad del segundo. En el segundo caso, se realiza un análisis tradicional, considerando los datos terminales como resultados aleatorios independientes, suponiendo, según las características del problema estudiado, la función GEV adecuada, como por ejemplo la de Weibull. Corresponde al caso convencional del análisis probabilístico del campo S-N de fatiga, en el que no se dispone de la información de evolución del daño por ausencia de un registro de ensayo, centrando el análisis únicamente en los resultados terminales [19].

vi) Concepto bayesiano: A diferencia de los métodos convencionales, la técnica bayesiana [4] contempla los parámetros del modelo como variables aleatorias. En la metodología propuesta, esto implica la consideración de los límites superior e inferior de la variable de referencia como variables del modelo junto con las que definen la función muestral normalizada, identificada como una fdd GEV. Surge así un concepto probabilístico global unificando la evaluación dual sugerida anteriormente y se establecen las bases para un análisis más completo y exigente del concepto de daño acumulado.

Dado el carácter estocástico inherente al proceso de crecimiento de grietas para las probetas de una muestra, la teoría bayesiana se aplica como técnicas MCMC (cadena de Markov Monte-Carlo), implementada en el software OpenBUGS, ver Castillo et al. [4]: Con ello, se pueden obtener las distribuciones de probabilidad univariadas de los parámetros que intervienen en la curva a-N o directamente su distribución multivariada, que amplía la información proporcionada por los intervalos de confianza en las estimaciones de los parámetros. De esta forma, se logra un avance importante en la evaluación probabilística y predicción de fenómenos de acumulación de daño en el diseño práctico, particularmente cuando se aplica el concepto de tolerancia al daño.

Una aplicación de la técnica bayesiana a la evaluación probabilística de un caso particular de daño acumulado se omite aquí por falta de espacio, si bien se anuncia como un trabajo futuro.

3. EJEMPLO DE APLICACIÓN

A continuación, se expone la aplicación del modelo propuesto al caso de las curvas de velocidad de crecimiento de grieta (CGR), como un claro ejemplo de funciones muestrales de tipo sigmoidal cuando los datos se extienden a regiones suficientemente alejadas de la zona presuntamente lineal de Paris, ver Fig. 2. La intuitiva representación de fatiga como una sucesión de crecimientos estables de grieta regidos por el principio del eslabón más débil, indujeron a Castillo et al. [8] a proponer un modelo fenomenológico basado en la normalización de la función muestral da/dN-ΔK (a escala log-log) y su identificación como una fdd de Gumbel, ver Fig. 3.

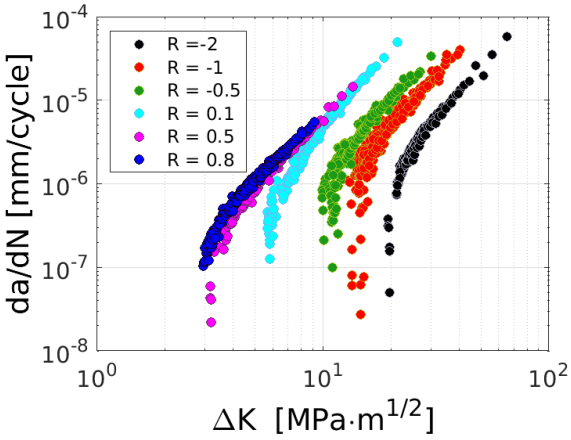


Fig. 2. Resultados experimentales de la curva CGR de Pokorný et al. [9]

i) *Interpretación física e identificación de variables y límites*: Se reconoce aquí la función de muestra de forma sigmoidal que relaciona la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga, da/dN, con el rango del factor de intensidad de tensión (SIF), ΔK. La función de muestra, derivada punto por punto a partir de la curva a-N de crecimiento de grieta representa un registro censurado, ya sea por haber alcanzado un estado terminal previamente definido, o bien, por un mecanismo de fractura estático ajeno al proceso de crecimiento de la grieta que impide que éste continúe virtualmente más allá de la fractura real hacia el infinito.

La variable independiente es el SIF ΔK con rango de variabilidad [ΔK_{th}, ΔK_{up}], donde ΔK_{th} y ΔK_{up} son los límites, que, como parámetros del modelo, prescriben el intervalo de existencia de la variable ΔK. La variable dependiente es la velocidad de crecimiento de grieta, da/dN, con rango de variabilidad [0, ∞] en escala lineal, es decir, [-∞, ∞] en escala logarítmica. La representación de las funciones de muestra se realiza directamente en escala log-log.

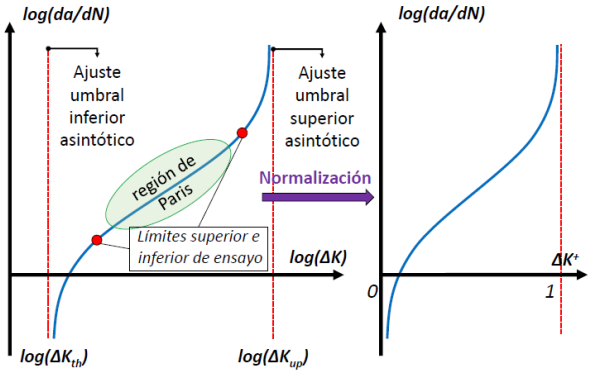


Fig. 3. Ilustración esquemática del modelo CGR de Gumbel propuesto por Castillo et al., [8]

ii) Definición de la NSF: Una vez normalizada la variable de referencia ΔK^+ al intervalo [0,1], según la Ec.(1), la NSF se representa por una fdd de la variable dependiente, es decir: $\Delta K^+ = cdf\left[\log(\frac{da}{dN})\right]$.

$$\Delta K^+ = \frac{log\ \Delta K - \log \Delta K_{th}}{\log \Delta K_{up} - \log \Delta K_{th}} \qquad (1)$$

iii) *Identificación de la NSF como fdd de la familia GEV*: En este caso se propone una fdd de Gumbel para ajustar la curva CGR que proporciona el mejor ajuste en el rango d variabilidad de la variable log (da/dN), ver Ec. (2) y [8]:

$$\Delta K^+ = exp\left[-exp\left(\frac{\lambda - log\frac{da}{dN}}{\delta}\right)\right] \qquad (2)$$

donde los parámetros del modelo son los límites ΔK_{th}, ΔK_{up} junto con λ y δ como parámetros de localización y escala de la fdd de Gumbel,

iv) Estimación de los parámetros del modelo: La técnica de mínimos cuadrados se aplica en la minimización de la suma de los errores cuadráticos en la escala ΔK, ver [4]:

Minimizar Q (λ, δ, ΔK$_{th}$, ΔK$_{up}$) según Ec. (3):

$$Q = \sum_{i-1}^{n}\left\{(log\ \Delta K_i - log\ \Delta K_{th}) - \left(log\ \Delta K_{up} - log\ \Delta K_{th}\right) exp\left[-exp\left(\frac{\lambda - log\frac{da}{dN}\Big]_i}{\delta}\right)\right]\right\}^2 \qquad (3)$$

donde $\frac{da}{dN}\Big]_i$ y ΔK_i , $i=1,2,\ldots,\ n$ son los datos experimentales. Resulta factible complementar la Ec. (2) sustituyendo ΔK por una ΔK_{eff} basada en la consideración de los efectos de cierre de grieta inducidos por plasticidad, por ejemplo, recurriendo a la propuesta de Newman u otras alternativas.

El modelo se aplica a los resultados de curvas CGR de fatiga de la campaña experimental realizada por Pokorný et al. sobre acero de eje ferroviario EA4T para diferentes relaciones de tensión R [9]. El uso de K_{max}, en lugar de ΔK, como variable independiente resulta ventajoso proporcionando un ΔK_{th} único, independientemente de R, al menos para -1 <R <0,5, como se muestra en las Figs. 4 (a) y 4 (b), donde las curvas CGR evaluadas se han representado en las modalidades normalizada y natural, respectivamente. En [9] se ofrece una discusión detallada sobre la interpretación de la influencia de R y lainfluencia de la selección de la variable normalizadora.

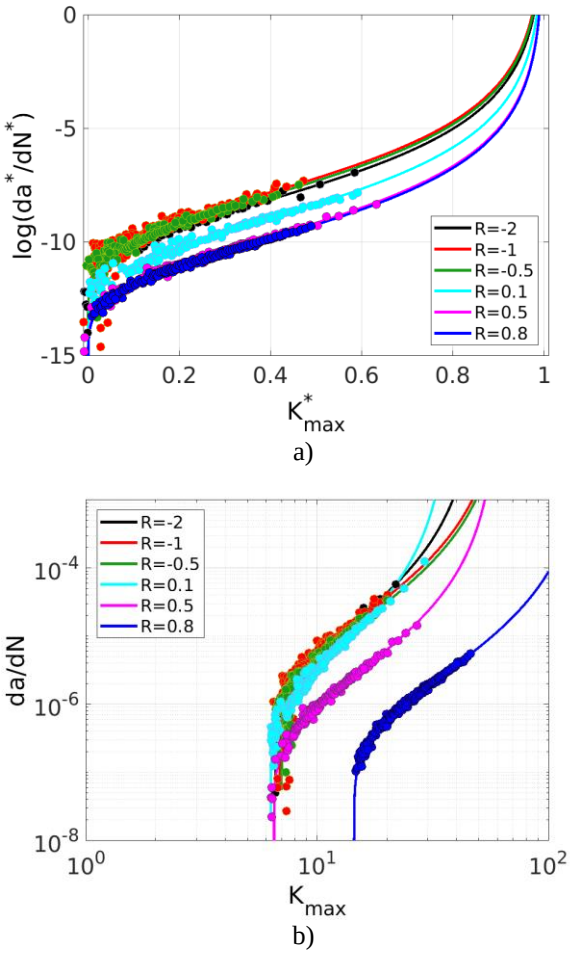


Fig. 4. Evaluación de resultados de CGR de Pokorný et al. con el modelo fenomenológico propuesto: (a) Curvas CGR normalizadas, (b) Curvas CGR curves in log-log scale. De [10].

v) *Análisis probabilístico:* con el fin de implementar la metodología propuesta por Castillo et al. para la evaluación de los resultados experimentales de los ensayos CGR, se desarrolló el código de software ProPagation. Esta herramienta proporciona un entorno intuitivo y fácil de usar que utiliza interfaces gráficas de usuario (GUI) en Matlab, ver [10].

Otras aplicaciones del modelo en el análisis de otros casos de fatiga y fractura, se recogen en [5,10].

4. SOBRE FUNCIONES GEV EN AJUSTES DE DATOS ALEATORIOS INDEPENDIENETS

Algunos modelos para la evaluación del campo S-N, como los de Ravi-Chandran y d'Antuono, proponen funciones GEV para describir la curva mediana en el campo S-N. En esos modelos, el análisis se refiere a datos de vida final de diferentes probetas, a diferencia de los casos presentados anteriormente basados en un registro sobre una única muestra que describe el daño acumulado. En consecuencia, los modelos de estos autores deben ser clasificados como empíricos, más que fenomenológicos, y, en consecuencia, la metodología propuesta en este trabajo no es aplicable en su evaluación, ver [5].

5. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones de este trabajo son las siguientes:

- La evolución sigmoidal del daño en fatiga y fractura se modeliza analíticamente mediante funciones muestrales estocásticas que, normalizadas adecuadamente, se identifican como funciones de distribución de la familia generalizada de valores extremos (Fréchet, Gumbel, Weibull).

- Su justificación se supone debida a la sucesión continua de estados de equilibrio solicitación-resistencia que surgen en la evolución del daño en un elevado número de elementos primarios en los que el avance del proceso se decide por el carácter máximo o mínimo de las variables que intervienen el proceso.

- Lo anterior permite establecer una metodología basada en esos modelos fenomenológicos que demuestra general aplicabilidad e idoneidad en el análisis y predicción de diferentes fenómenos experimentales de caracterización de daño en fractura y fatiga y su extensión a otros fenómenos.

- El enfoque propuesto propugna un análisis integral probabilístico de los fenómenos de daño en fractura y fatiga, la interpretación de las funciones estadísticas resultantes su significado físico y la identificación de los parámetros del modelo.

- Todo ello demuestra que el proceso está determinado por una posible “herencia genética” que recoge las características microestructurales iniciales de la probeta, lo que permite reconstruir el proceso entero de daño a partir de un registro, incluso parcial, del proceso de daño.

- La aplicación de técnicas bayesianas aporta el complemento necesario para garantizar un impecable análisis probabilístico en la evaluación y predicción de propiedades de caracterización y predicción de vida de componentes.

REFERENCIAS

[1] Freudenthal A.M., The statistical aspect of fatigue of materials, Proceedings of the Royal Society, A, Vol. 187, Issue 1011 (1946).

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

[3] Bogdanoff J.L., Kozin F., Probabilistic models of cumulative damage, Wiley-Interscience, New York, 1985.

[4] Castillo E., Muñiz-Calvente M., Fernández Canteli A., Blasón S., Fatigue assessment strategy using Bayesian techniques, Materials (2019) 12, 3239.

[5] Fernández Canteli A., Castillo E., Blasón S., A methodology for phenomenological analysis of cumulative damage processes. Application to fatigue and fracture phenomena, Int. J. Fatigue, (2921) 106311.

[6] Castillo E., Hadi A.S., Balakrishnan N., Sarabia J.M., Extreme value and related models with applications in engineering and science, Wiley, New York, 2005.

[7] Castillo E., Fernández-Canteli A., A unified statistical methodology for modeling fatigue damage Springer, 2009.

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

[9] Pokorný P., Vojtek T., Náhlík L., Hutař P., Crack in near-threshold fatigue crack propagation in railway axle steel EA4T. Eng. Fract. Mech. (2017), 185, 2-19.

[10] Blasón S., Phenomenological approach to probabilistic models of damage accumulation application to the analysis and prediction of fatigue crack growth, Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2019.

ESTUDIO COMPARATIVO DE LAS DIFERENTES FORMAS DE EVALUAR LA FRAGILIZACIÓN DE ACEROS ESTRUCTURALES EN CONTACTO CON HIDRÓGENO A PRESIÓN

V. Arniella[1], A. Zafra[1], J. Belzunce[1] y C. Rodríguez[1]

[1] E. P. Ingeniería, campus universitario, 33203 Gijón (universidad de Oviedo)

RESUMEN

La creciente necesidad del empleo de materiales en ambientes ricos en hidrógeno ha dado lugar al desarrollo de nuevos aceros diseñados para garantizar la seguridad y fiabilidad necesaria a lo largo de la vida útil en estas aplicaciones. En este contexto, en este estudio se evaluó la influencia del hidrógeno en la resistencia a tracción, utilizando probetas entalladas, de un acero 42CrMo4 templado y revenido. Se evaluó la influencia que tiene la forma de realizar la carga de hidrógeno en la fragilización producida, a través de ensayos realizados utilizando probetas precargadas en hidrógeno a presión, probetas precargadas electrolíticamente y a partir también de ensayos realizados con carga catódica *in situ*. Se evaluó igualmente la mayor o menor fragilización derivada de la variación de la densidad de corriente aplicada y de la velocidad de desplazamiento utilizada en el ensayo. Los resultados de estos ensayos demostraron que cuando la carga de hidrógeno se realiza *in-situ*, los índices de fragilización son siempre muy superiores a los que se obtienen utilizando probetas precargadas, dando lugar siempre a cambios ostensibles en los micromecanismos de fallo operativos.

Palabras clave: acero templado y revenido, fragilización por hidrógeno, carga catódica, resistencia a tracción entallada, micromecanismos de fallo.

ABSTRACT

The increasing demand on the use of materials in hydrogen-rich environments led to the development of new steels designed to ensure the necessary safety and reliability throughout their service life. In this context, this study evaluated the influence of hydrogen on the notched tensile properties of a quenched and tempered 42CrMo4 steel. The influence of the testing method on hydrogen embrittlement was evaluated using specimens pre-charged in high pressure hydrogen gas, specimens electrolytically pre-charged and also using *in-situ* hydrogen charging. The variation of the applied cathodic current density and the displacement rate applied in the tests was also studied. The hydrogen embrittlement indexes obtained using *in situ* charging were always much greater than those recorded using pre-charged specimens, giving always rise to significant changes in the operative failure micromechanisms.

KEYWORDS: quenched and tempered steel, hydrogen embrittlement, cathodic charge, notched tensile strength, failure micromechanisms

1. INTRODUCCIÓN

La creciente necesidad de búsqueda de nuevos combustibles que no afecten al medioambiente y sean además económicos ha dado lugar al uso de nuevos vectores energéticos, como el hidrógeno. En este contexto, el estudio de nuevos materiales capaces de almacenar y transportar hidrógeno con seguridad ha aumentado en los últimos años. En concreto, los aceros de media resistencia son una buena opción, siendo por lo tanto necesario realizar estudios con el objetivo de conocer mejor la influencia del hidrógeno en sus propiedades mecánicas.

El papel del hidrógeno en los materiales metálicos es bien conocido desde hace años [1]. El fenómeno conocido como fragilización por hidrógeno ("Hydrogen embrittlement", HE) es un proceso en el que el hidrógeno se acumula en zonas microestructurales específicas, como juntas de grano y otras intercaras internas, reduciendo la resistencia cohesiva de las citadas intercaras y promoviendo su rotura bajo una carga mecánica inferior a la que sería necesaria en ausencia de hidrógeno. Esta absorción de hidrógeno puede ocurrir a través de dos vías, por vía electroquímica, p.e., protección catódica [2] o a través de la exposición directa del metal al hidrógeno en estado gaseoso a alta presión [3]. Una vez dentro del metal, el hidrógeno difunde a través de la microestructura, quedando atrapado en localizaciones microestructurales concretas, denominadas trampas de hidrógeno, donde el efecto fragilizador indicado puede dar lugar a la fractura del material.

A pesar de que el efecto del hidrógeno en los materiales metálicos ha sido ampliamente estudiado, el mecanismo

que lo justifica no se conoce todavía con la exactitud necesaria. En este contexto se sabe que la absorción de hidrógeno, su difusión, y la microestructura del acero son aspectos muy involucrados en este proceso. Además, diversos mecanismos han sido aceptados como válidos a la hora de describir el mecanismo del fallo inducido por el hidrógeno. Los más conocidos son los siguientes: plasticidad localizada inducida por hidrógeno (HELP) [4-6], descohesión inducida por hidrógeno (HEDE) [7,8], adsorción de hidrógeno inducida por la emisión de dislocaciones (AIDE) [9], generación de vacantes inducida por hidrógeno (HESIV) [10] y formación de hidruros.

Entre los materiales metálicos más comunes, los aceros inoxidables austeníticos y las aleaciones de aluminio son muy resistentes a la fragilización por hidrógeno. Sin embargo, debido a su bajo límite elástico y relativo alto coste, no pueden ser consideradas una buena opción en muchas aplicaciones. A este respecto, los aceros martensíticos templados y revenidos de media resistencia son la elección idónea a la hora de manejar hidrógeno a alta presión, hasta 100 MPa (depósitos, tuberías, compresores, válvulas, registros, sensores, etc.) [11].

Por otro lado, existen tres posibilidades a la hora de estudiar las propiedades de los aceros que deban trabajar en ambientes de hidrógeno a alta presión: 1) realizar ensayos *in situ* bajo fuerte presión de hidrógeno, 2) precargar las probetas con hidrógeno y ensayarlas posteriormente y 3) realizar ensayos "in situ" utilizando carga catódica de hidrógeno. El objetivo de este trabajo ha sido comparar la influencia del método de carga de hidrógeno en la fragilización producida, para lo que se han utilizado ensayos de tracción *ex-situ* (precarga gaseosa y electroquímica) e *in-situ* (carga electroquímica). Otros aspectos que también se han estudiado fueron la influencia de la cantidad de hidrógeno introducida y la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1. Material y tratamiento térmico

El material empleado en este estudio fue un acero comercial 42CrMo4 cuya composición química se puede observar en la tabla 1. Es un acero aleado con Cr y Mo de contenido medio de carbono, con una buena combinación de resistencia y tenacidad y alta resistencia a la fatiga, por lo que se trata de un candidato óptimo para su empleo en ambientes de hidrógeno a alta presión [12].

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

Acero	C	Cr	Mo	Mn	Si	P	S
42CrMo4	0.42	0.98	0.22	0.62	0.18	0.008	0.002

Chapas de 250 x 250 mm de 12 mm de espesor del acero 42CrMo4 fueron sometidas a un tratamiento térmico que consistió es una austenización a 845ºC durante 40 minutos, seguido de un enfriamiento en agua a TA y un revenido a 700ºC durante 2 horas.

2.2. Carga de hidrógeno

Las probetas fueron precargadas en hidrógeno gaseoso a alta presión y electroquímicamente en los ensayos *ex-situ*, y cargadas electroquímicamente en los ensayos *in-situ*. La precarga gaseosa se llevó a cabo en un reactor de alta presión, diseñado de acuerdo a la norma ASTM G146 [13]. Antes de la carga de hidrógeno, se asegura un ambiente libre de oxígeno a través de la purga con gases inertes. Para asegurar la saturación de las probetas se utilizaron las condiciones de ensayo siguientes: 19.5 MPa a 450ºC durante 21 h. Pasado este tiempo, el reactor se deja enfriar durante 1 h hasta que alcanza 85ºC, momento en el que se procede a la extracción de las probetas. Durante esta etapa resulta inevitable una cierta pérdida de hidrógeno. Las probetas precargadas se introdujeron a continuación en un depósito con nitrógeno líquido (-196ºC) para limitar la pérdida de hidrógeno hasta que se realizó el correspondiente ensayo mecánico.

Tanto en la precarga electroquímica como en la carga *in-situ* se utilizaron dos electrolitos diferentes: 1) electrolito ácido formado por una disolución 1M de H_2SO_4 y 2) la misma solución con 0.25 g/l de As_2O_3. La adición de As_2O_3 al electrolito dificulta la recombinación de los átomos de hidrógeno ($H+H \rightarrow H_2$), generando así una mayor concentración de hidrógeno en la superficie del metal y por lo tanto una mayor absorción [14]. Se emplearon densidades de corriente de 0.5 mA/cm^2 y de 1 mA/cm^2, con el mismo objetivo de variar la concentración de hidrógeno introducida. En la figura 1 se muestran sendos esquemas de los dispositivos empleados en la carga electroquímica de hidrógeno.

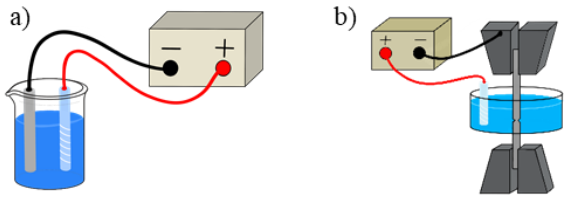


Figura 1. Esquema de la carga de hidrógeno electroquímica, (a) "ex-situ" (b) "in-situ"

2.3. Medida del contenido de hidrógeno y curva de saturación

Se midió la cantidad de hidrógeno absorbida en pines cilíndricos precargados a alta presión en el reactor (10ϕ x 30 mm) y precargados electroquímicamente (5ϕ x 50 mm). Para ello, se utilizó un analizador de hidrógeno LECO DH603, capaz de medir hidrógeno en concentraciones comprendidas entre 0.1 y 2500 ppm.

Con el objetivo de conocer el tiempo para el que se saturaba la probeta se realizaron cargas electroquímicas de hidrógeno durante tiempos comprendidos entre 1 h y 6 h.

2.4. Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo sobre probetas con entalla circular, cuya geometría y dimensiones se indican en la figura 2. El factor concentrador de la tensión es k_t=4.3.

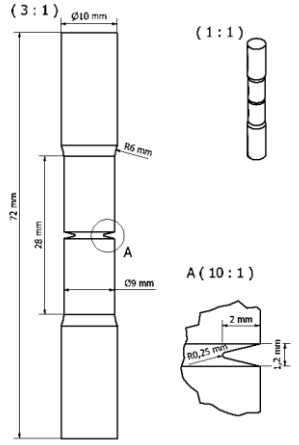


Figura 2. Dimensiones de la probeta de tracción entallada.

En los ensayos al aire de la probeta sin hidrógeno se utilizó una velocidad de desplazamiento de 0.4 mm/min, mientras que con las probetas precargadas y cargadas *in-situ* se utilizaron valores entre 0.4 y 0.05 mm/min, con el objetivo de estudiar la influencia de este parámetro en la fragilización por hidrógeno.

La resistencia a la tracción (σ_N) se define en este caso como la carga de tracción máxima dividida por el área de la sección transversal inicial de la entalla (5 mm de diámetro). El efecto de la fragilización por hidrógeno se cuantificó a través del índice de fragilización (IF), que se define mediante la expresión (1) (IF varía de 0, no hay fragilización, hasta 100 %, para la fragilización máxima).

$$IF\ [\%] = \frac{\sigma_N - \sigma_{NH}}{\sigma_N} \qquad (1)$$

dónde σ_{NH} y σ_H son respectivamente la resistencia a tracción de la probeta sin hidrógeno y con hidrógeno.

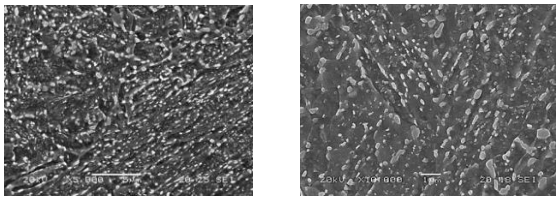
2.5. Microestructura y superficie de fractura

Se observó tanto la microestructura del acero después del tratamiento térmico, como las superficies de fractura de las probetas ensayadas, utilizando en ambos casos un microscopio electrónico de barrido (SEM JEOL-JSM5600) bajo un voltaje de 20 kV. En el caso del examen microestructural, la muestra fue previamente pulida y posteriormente atacada con Nital-2%.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microestructura del acero 42CrMo4

En la figura 3, se pueden observar las micrografías obtenidas en el SEM bajo 5000x y 10000x.



a) *b)*

Figura 3. Micrografía de la microestructura del acero 42CrMo4 a) x5000, b) x10000.

Se trata de una microestructura de martensita revenida, en la que se puede ver la precipitación de carburos que tiene lugar en la etapa de revenido. En virtud de la alta temperatura de revenido, se tienen carburos globulares uniformemente distribuidos [12].

3.2. Curva de saturación de hidrógeno

En la figura 4 se han representado los resultados obtenidos en las medidas de hidrógeno realizadas tras la carga catódica utilizando el elelectrolito con As_2O_3 y una densidad de corriente de 0.5 mA/cm^2. Se observó que al cabo de 6 h se alcanzaba la saturación del material (1.07 ppm) y que a las 3 h (0.96 ppm) se alcanzaba ya el 90% del citado máximo. Por esta razón, el tiempo de precarga elegido para los ensayos mecánicos *ex-situ* fue de 3 h.

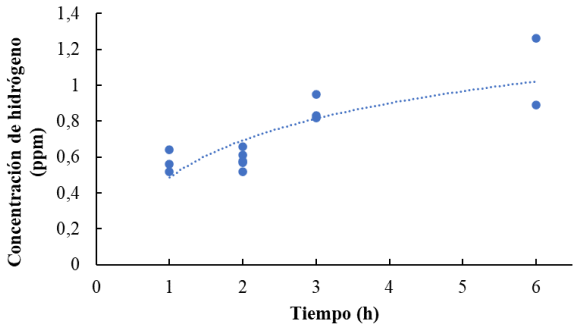


Figura 4. Hidrógeno absorbido durante la carga catódica para diferentes tiempos.

3.3. Ensayos de tracción

3.3.1. Precarga gaseosa

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción realizados con probetas sin cargar y con las probetas

cargadas con hidrógeno gaseoso a alta presión bajo las condiciones descritas anteriormente (19.5 MPa, 450ºC, 21 h) se han recogido en la tabla 2. La cantidad de hidrógeno medido tras este proceso de carga fue de 1.2 ppm [12].

Tabla 2. Resultados de los ensayos de tracción realizados tras precarga gaseosa

	Velocidad (mm/min)	Tiempo (min)	σ_N (MPa)	IF (%)
Sin H	0.4	12	1330	---
Precarga H (1.2 ppm)(1)	0.4	9	1273	4.3
	0.04	80	1258	5.4
	0.004	14 h	1294	2.7

(1) contenido de hidrógeno medido en el LECO

Como se puede observar, a medida que la velocidad de desplazamiento disminuye el daño producido por el hidrógeno aumenta, aunque de manera poco significativa (se han obtenido IF muy bajos). Además, en el caso de la velocidad más lenta (0.004 mm/min), la duración del ensayo es ya excesiva (14 h), de manera que el bajo índice IF obtenido (2.7%) se achaca a pérdidas de hidrógeno en el curso del propio ensayo.

3.3.2. Precarga electroquímica

Como se comentó en apartados anteriores, se realizó una precarga electroquímica de 3 h a las probetas entalladas. En la tabla 3 se recogen los parámetros obtenidos en los ensayos mecánicos correspondientes. La precarga electroquímica de las probetas se llevó a cabo con el electrolito ácido con As_2O_3 y bajo una densidad de corriente de 1 mA/cm^2 con el objetivo de introducir una cantidad de hidrógeno similar a la de la precarga gaseosa.

Tabla 3. Resultados de los ensayos de tracción realizados tras precarga electroquímica

	Velocidad (mm/min)	Tiempo (min)	σ_N (MPa)	IF (%)
Sin H	0.4	12	1330	---
Precarga H (1.2 ppm)(1)	0.4	10	1230	7.5
	0.1	44	1146	13.8

(1) contenido de hidrógeno estimado a partir de datos de permeación

Los índices de fragilización obtenidos en esta serie de ensayos han sido mayores que los de la serie anterior, observándose igualmente una significativa influencia de la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos.

3.3.3. Carga de hidrógeno in-situ

Se realizaron ensayos con carga electroquímica de hidrógeno *in-situ* utilizando dos electrolitos diferentes y empleando distintas densidades de corriente con objeto de estudiar la influencia de estos parámetros en la fragilización inducida. Los resultados obtenidos en todos estos ensayos se han recogido en la tabla 4.

Tabla 4. Parámetros obtenidos en ensayos de tracción realizados con carga de hidrógeno in situ

	Velocidad (mm/min)	Tiempo (min)	σ_N (MPa)	IF (%)
Al aire	0.4	12	1330	
1 mA/cm^2 con As (1.2 ppm)(1)	0.4	11	1069	19.6
	0.1	38	931	30.0
0.5 mA/cm^2 con As (0.96 ppm)(2)	1	6	1155	13.2
	0.4	15	1129	15.1
	0.1	51	1094	17.7
	0.05	112	972	26.9
1 mA/cm^2 sin As (0.5 ppm)(2)	1	7	1173	11.8
	0.4	16	1131	14.9
	0.1	59	1124	15.5
	0.05	158	1115	16.2

(1) contenido de hidrógeno estimado a partir de datos de permeación
(2) contenido de hidrógeno medido en el analizador LECO tras 3 h de carga

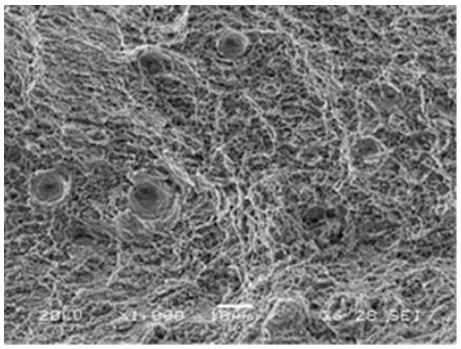
De nuevo se comprueba que a medida que disminuye la velocidad de desplazamiento el índice de fragilización aumenta. Además, en estos ensayos se ha inducido una fragilización mucho mayor. Por ejemplo, para una misma carga de hidrógeno (1.2 ppm), e igual velocidad de desplazamiento (0.4 mm/min), con las precargas gaseosa y electroquímica se han alcanzado respectivamente índices de fragilización de 4.3% y 7.5%, mientras que al utilizar la carga *in-situ* se obtuvo un IF igual a 19.6%. Por otro lado, en los ensayos con carga *in-situ* utilizando el electrolito sin As_2O_3, la fragilización por hidrógeno seguía siendo muy notable (16.2% en el caso de la velocidad más lenta, 0.05 mm/min), a pesar del bajo contenido de hidrógeno medido en esta condición de carga (0.5 ppm).

La justificación de estos resultados se expone a continuación. En la extracción de las probetas precargadas en el reactor con hidrógeno a presión se producen pérdidas significativas de hidrógeno en el enfriamiento, que serán especialmente significativas en la región del frente de la entalla en la que se inicia el proceso de rotura, mientras que el hidrógeno estará uniformemente distribuido en las probetas precargadas electroquímicamente. Por otro lado, cuando se introduce el hidrógeno al tiempo que la probeta se carga mecánicamente, la carga de hidrógeno tiene lugar mientras el acero se está deformando plásticamente (la deformación plástica en el frente de la entalla alcanza valores muy altos), siendo un hecho bien conocido que el hidrógeno absorbido aumenta notablemente con la deformación plástica del acero, por lo que la cantidad de hidrógeno que se introduce en los ensayos *in-situ* es mucho mayor que la que se ha medido [15].

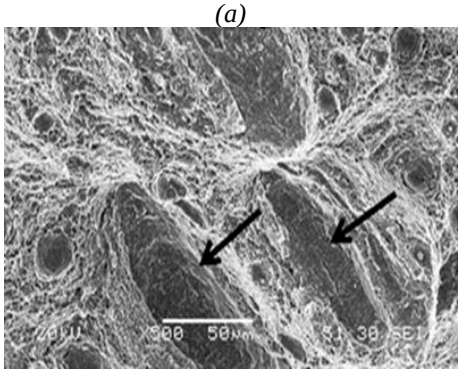
3.3.4. Análisis fractográfico

La superficie de fractura de todas estas probetas se observó en el SEM con objeto de identificar los

micromecanismos de fractura operativos. En los ensayos realizados sin carga de hidrógeno el mecanismo fue totalmente dúctil, caracterizado por la coalescencia de microhuecos (CMH), como se puede observar en la figura 5(a). En el caso de las probetas precargadas en el reactor con hidrógeno a presión, el micromecanismo observado fue igualmente dúctil (CMH), en el que la actuación del hidrógeno solo se evidencia en la presencia de zonas alargadas, como las que se pueden ver en la figura 5 (b), que denotan la actuación del mecanismo HELP [12]. Un mecanismo similar también se observó en las probetas precargadas catódicamente.



(a)

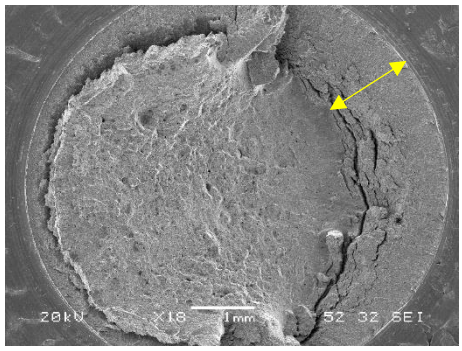


(b)

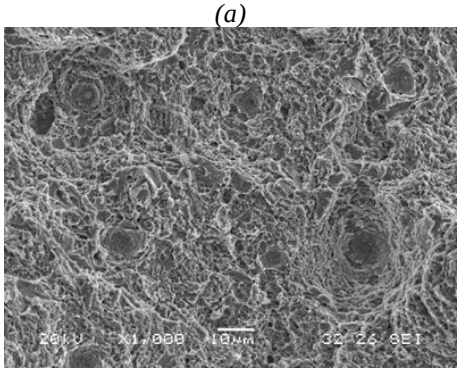
Figura 5. Micromecanismos de fractura (a) probeta ensayada sin hidrógeno, (b) ensayada con precarga gaseosa (1.2 ppm de H)

En la figura 6 se puede ver un ejemplo de las superficies de fractura observadas en las probetas con carga de hidrógeno *in-situ*. En todas ellas se ha observado la existencia de dos zonas con mecanismos de fallo diferenciados (figura 6a), fractura dúctil en el centro (CMH, figura 6b) y fractura transgranular de aspecto frágil en la región periférica que se extiende desde el frente de la entalla. Un detalle de esta región puede verse en la figura 6c). Corresponde a la actuación del mecanismo fragilizador conocido como HEDE, en este caso descohesión de las intercaras entre las lajas martensíticas (DLM) [12, 16].

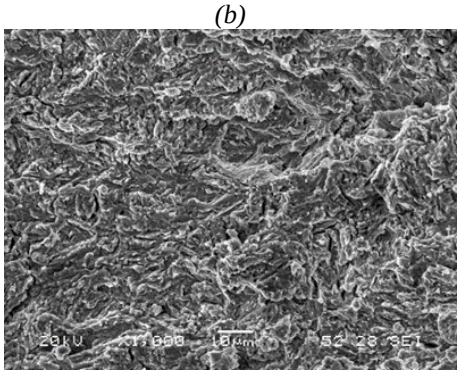
La rotura de las probetas en los ensayos realizados con carga de hidrógeno *in-situ* se inicia en la región situada delante de la entalla, en la que se genera un máximo en las tensiones locales normal e hidrostática, al tiempo que va teniendo lugar progresivamente la acumulación de hidrógeno a lo largo de todo el proceso de carga.



(a)



(b)



(c)

Figura 6. Micromecanismos de fractura en la probeta ensayada con carga in-situ a 0.5 mA/cm^2 aplicando una velocidad de desplazamiento de 0.05 mm/min (0.96 ppm H) (a) General a 18x, (b) mecanismo CMH a 1000x, y (c) mecanismo DLM a 1000x.

Finalmente, en la figura 7 se puede apreciar la relación directa que existe entre la profundidad afectada por el mecanismo fragilizador inducido por el hidrógeno, DLM, y el índice de fragilización medido.

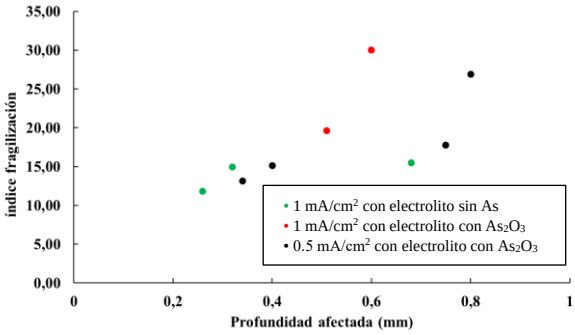


Figura 7. Variación del índice de fragilización frente a la profundidad afectada por el mecanismo DLM

4. CONCLUSIONES

Los índices de fragilización obtenidos utilizando probetas de tracción entalladas precargadas con hidrógeno, bien en un reactor con hidrógeno a presión o mediante carga electroquímica, y los que se obtienen realizando ensayos con carga de hidrogeno *in-situ* son muy diferentes. Cuando se introduce el hidrógeno al tiempo que la probeta se carga mecánicamente, la entrada de hidrógeno tiene lugar mientras el acero se está deformando plásticamente, de manera que el hidrógeno absorbido aumenta notablemente con la deformación plástica del acero, siendo así que la cantidad de hidrógeno que entra en la probeta en los ensayos *in-situ* es mucho mayor que la que lo hace en las probetas precargadas, aunque en éstas se haya incluso medido una concentración de hidrógeno mayor.

En los ensayos realizados con carga de hidrógeno *in situ* se ha observado siempre (independientemente de la cantidad de hidrógeno introducida) una región situada en el frente de la entalla, donde tiene lugar la concentración de tensiones, el hidrógeno se acumula y tienen lugar la actuación del micromecanismo de fallo HEDE, que se concreta en este acero en la descohesión de las intercaras entre las lajas martensíticas (DLM). La profundidad en la que se ha observado la actuación de este mecanismo fragilizador es directamente proporcional al índice de fragilización por hidrógeno medido.

5. REFERENCIAS

[1] J.P. Hirth, Effects of hydrogen on the properties of iron and Steel. Metallurgical transactions.A (1980) 11: 861-890

[2] A.M. Brass, J. Colet-Lacoste, Surface phenomena on pure iron during electrochemical permeation tests, Hydrogen transport & cracking in metals. The Institut of Materials (1995) 142-154.

[3] F. Gutiérrez-Solana, M. Elices, High pressure hydrogen behavior of pipeline steels, Current solutions to hydrogen problems in steels. ASM (1982) 181–185.

[4] H.K. Birnbaum, P. Sofronis, Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture. Materials Science and Engineering: A (1994) 176: 191-202

[5] H.K. Birnbaum, Mechanisms of Hydrogen Related Fracture of Metals. Technical report. Illinois University at Urbana department of materials science and engineering (1989).

[6] Y. Jagodzinski, H. Hanninen, O. Tarasenko, S. Smuk, Interaction of hydrogen with dislocation pile-ups and hydrogen induced softening of pure iron. Scripta Materialia. (2000) 43: 245-251.

[7] Z. Tarzimoghadam, M. Rohwerder, S.V. Merzlikin, A. Bashir, L. Yedra, S. Eswara, D. Ponge, D. Raabe, Multi-scale and spatially resolved hydrogen mapping in a NieNb model alloy reveals the role of the d phase in hydrogen embrittlement of alloy 718. Acta Materialia (2016) 109: 69-81

[8] L.B. Pfeil, The effect of occluded hydrogen on the tensile strength of iron. Proceedings of the Royal Society of London (1926) 112: 182-95

[9] S.P. Lynch, Environmentally assisted cracking - overview of evidence for an adsorption-induced localized-slip process. Acta Metallurgica (1988) 36: 2639-2661

[10] M. Nagumo, Hydrogen related failure of steels - a new aspect. Materials Science and Technology (2004) 20: 940-950

[11]T. Das, S.K. Rajagopalan, S.V.Brahimi, X. Wang, S. Yue, A study on the susceptibility of high strength tempered martensite steels to hydrogen embrittlement (HE) based on incremental step load (ISL) testing methodology. Materials Science and Engineering: A (2018) 716:189-207

[12] A. ZafraL, B. Peral, J. Belzunce, C. Rodríguez, Effect of hydrogen on the tensile properties of 42CrMo4 steel quenched and tempered at different temperaturas. International Journal of Hydrogen Energy (2018) 43: 9068-9082

[13] ASTM G146. Evaluation of disbonding of bimetallic stainless alloy/steel plate for use in high-pressure, high temperature refinery hydrogen service, Annual Book of ASTM Standards, (2013)

[14] T. Zakroczymski, Adaptation of the electrochemical permeation technique for studying entry, transport, and trapping og hydrogen in metals (2006) 51: 2261-2266

[15] S. Lee, J. Lee, S. Lee, H. Kim, J. Suh, J. Shim, U. Baek, S. Nahm, J. Lee, B. Hwang, Tensile and fracture behaviors of austenitic high-manganese steels subject to different hydrogen embrittlement test methods (2019) 766: 138367

[16] Y. Takeda, CJ. McMahon Jr, Strain controlled vs. stress controlled hydrogen induced fracture in a quenched. Metallurgical Transactions. A (1981) 12: 1255-66

INFLUENCIA DE LA FRECUENCIA EN LA VIDA A FATIGA EN COMPRESIÓN DE MORTEROS DE CAL HIDRÁULICA NATURAL

L. Garijo[1], J.J. Ortega[2], G. Ruiz[3], A. De la Rosa[3], X.X. Zhang[3,4]

[1]University of Minho, ISISE, Department of Civil Engineering, Campus de Azurém, 4800 Guimarães, Portugal
[2]ETSI de Minas y Energía, Universidad Politécnica de Madrid, C/ Alenza, 4, 28003 Madrid, España
[3]ETSI Caminos, C. y P., Universidad de Castilla-La Mancha, Avda. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real, España
[4]Escuela de Ingeniería Minera e Industrial de Almadén, Universidad de Castilla-La Mancha, Plaza Manuel Meca 1, Almadén, 13400 Ciudad Real, España

RESUMEN

En este trabajo estudiamos la influencia de la frecuencia de aplicación de carga cíclica en la vida a fatiga en compresión de morteros de cal. El objetivo es analizar el efecto de acciones dinámicas, tales como sismos, ráfagas de viento y tráfico de distinta intensidad. Concretamente, se ha estudiado un mortero de cal hidráulica natural bajo tres frecuencias distintas: 0.05 Hz, 0.5 Hz y 5 Hz. Las tensiones máxima y mínima aplicadas fueron del 85% y 20%, respectivamente, de su resistencia a compresión. Los resultados muestran que los morteros de cal son sensibles a la frecuencia, en concreto, se observa que la vida a fatiga aumenta, de media, de 215 a 3200 y a 62100 ciclos cuando pasamos de una frecuencia de 0.05 Hz a 0.5 Hz y a 5 Hz. Además, las probetas supervivientes experimentaron maduración por fatiga. Su resistencia a compresión residual fue mayor que la resistencia original. Las porosimetrías del material fatigado muestran que las cargas cíclicas aceleran los procesos de hidratación. Finalmente, dada la dispersión experimental obtenida, se ha hecho un tratamiento probabilístico de los resultados.

PALABRAS CLAVE: Morteros de cal, Fatiga, Compresión, Frecuencia

ABSTRACT

The paper studies the influence of the loading frequency on the fatigue life in compression of lime mortars. The objective is to analyse the effect of dynamic actions such as earthquakes, wind gust and traffic of different intensity. More specifically, it is studied a natural hydraulic lime mortar under three different frequencies: 0.05 Hz, 0.5 Hz and 5 Hz. The maximum and minimum stresses applied were, respectively, 85% and 20% of the compressive strength. The results show that the lime mortars are sensitive to the frequency; in detail, it is observed that the fatigue life increases, on average, from 215 to 3200 and 62100 cycles when changing from a frequency of 0.05 Hz to 0.5 Hz and 5 Hz, respectively. Moreover, the runout specimens present an increased strength induced by fatigue. Their residual compressive strength is higher than the original one. The porosimetry of the fatigued material shows that the cyclic loads promote the hydration processes. Furthermore, given the obtained experimental dispersion, it is performed a probabilistic treatment of the results.

KEYWORDS: Lime mortars, Fatigue, Compression, Frequency

1. INTRODUCCIÓN

Los morteros de cal se emplean habitualmente para la construcción de muros de obra de fábrica formando parte de las juntas existentes entre las piezas de ladrillo o piedra de los mismos. Estos materiales se han empleado tradicionalmente en construcciones históricas y, recientemente, su uso se está extendiendo, especialmente en el ámbito de la restauración de dichas construcciones. El motivo se debe a su óptima compatibilidad, tanto en términos físicos, químicos como mecánicos, con los materiales de sustrato del muro que tradicionalmente se emplean.

Conocer las propiedades mecánicas de los morteros de cal es importante para garantizar una adecuada compatibilidad con el resto de materiales de la obra de fábrica, así como garantizar un adecuado comportamiento de las construcciones históricas tras la intervención de restauración. Recientemente, los autores de este trabajo han publicado varios artículos donde se ha estudiado la influencia del tipo de dosificación en las propiedades mecánicas [1], la evolución de las mismas con el tiempo [2, 3] así como los efectos de escala [4] y de la velocidad de solicitación [5] en las propiedades en fractura de los morteros de cal.

El comportamiento a fatiga de los morteros de cal es otro aspecto de suma importancia. Existen numerosas

construcciones históricas, como puentes, torres, etc., que están frecuentemente sometidas a cargas cíclicas tales como tráfico, ráfagas de viento o sismos. Los estudios sobre fatiga en otros materiales de construcción como el hormigón [6-8] y el acero [9] son numerosos. Sin embargo, en morteros de cal dicho estudio es, que sepamos, inexistente. Casas [10] desarrolló un modelo probabilista a fatiga en compresión para obra de fábrica. Demostró que la distribución de probabilidad de Weibull ajustaba con gran precisión los datos experimentales empleados para calibrar el modelo.

Respecto a la fatiga, un aspecto de gran interés es el estudio de la frecuencia de solicitación para tener en cuenta cómo afectan las cargas de distinta intensidad. Además, como los elementos de la obra de fábrica trabajan principalmente a compresión, en este caso resulta de suma utilidad hacer este análisis en compresión. En este sentido, destaca el trabajo que Medeiros *et al.* [8] realizaron en hormigón reforzado con fibras. En concreto, ensayaron un total de 123 probetas cúbicas bajo cuatro frecuencias: 4 Hz, 1 Hz, 1/4 Hz y 1/16 Hz. Observaron que, en general, la vida a fatiga a frecuencias bajas era menor que a frecuencias altas. Además, las fibras mejoraban significativamente el comportamiento a fatiga bajo bajas frecuencias de solicitación.

En este trabajo se estudia la influencia de la frecuencia de solicitación en la vida a fatiga en compresión de un mortero de cal hidráulica natural. El análisis se ha realizado empleando tres frecuencias de solicitación distintas: 0.05 Hz, 0.5 Hz y 5 Hz. El objetivo es analizar el comportamiento de uno de los elementos más importantes de la obra de fábrica histórica bajo cargas cíclicas de distinta intensidad. El resto del artículo se estructura en las siguientes partes: el siguiente apartado describe el procedimiento experimental, los resultados se presentan seguidamente y finalmente, en el último apartado, se destacan las principales conclusiones.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se ha empleado un mortero realizado a base de cal hidráulica natural, del tipo NHL 3.5, y árido calizo de machaqueo de tamaño 0/4 mm, en proporción 1/3 en volumen. La relación agua/cal, también en volumen, fue de 0.9. Los detalles sobre la fabricación del material se encuentran descritos en [5].

En total, se ensayaron 30 probetas prismáticas de aproximadamente 40 × 40 × 80 mm^3 obtenidas como mitades de las empleadas en el ensayo a flexión en tres puntos según norma EN 1015-11 [11] para morteros de albañilería. La edad de las probetas en el momento de los ensayos fue de, aproximadamente, dos años y cuatro meses. Primero, se realizaron seis ensayos a compresión estática en una máquina Instron servo-hidráulica 8805. La velocidad empleada fue de 50 N/s de acuerdo con la norma EN 1015-11 [11]. La resistencia media a compresión obtenida fue de 4.9 MPa con una desviación típica de 0.5 MPa. Seguidamente, se realizaron los ensayos de fatiga. Se emplearon ocho probetas para cada una de las frecuencias analizadas: 0.05 Hz, 0.5 Hz y 5 Hz. Se emplearon dichas frecuencias tomando como referencia la frecuencia de vibración de los elementos de obra de fábrica bajo cargas sísmicas de distinta intensidad [12, 13]. Se eligió un rango de tensiones máxima y mínima de 0.85 f_c y 0.20 f_c, es decir, 4.20 MPa y 0.99 MPa, respectivamente. La amplitud y la media fueron, respectivamente, 1.60 MPa y 2.59 MPa. Tanto en los ensayos estáticos como en los de fatiga, se dispuso una rótula debajo de la probeta para centrar la carga y corregir las posibles excentricidades [14], ver Figura 1. Además, en los ensayos de fatiga bajo las frecuencias de 0.05 Hz y 0.5 Hz se dispusieron dos LVDT (de las siglas, en inglés, de *Linear Variable Differential Transducers*) para medir las deformaciones (Figura 1). Bajo la frecuencia más alta, la de 5 Hz, no se emplearon los LVDT para evitar dañarlos.

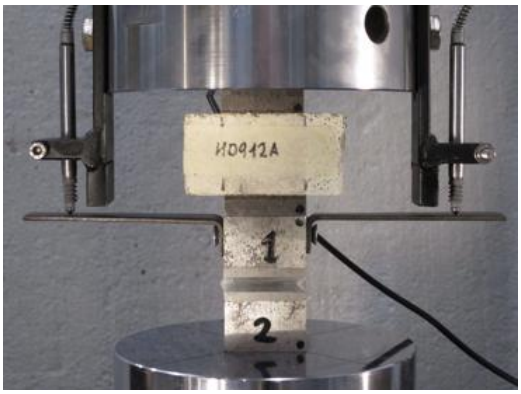


Figura 1. Dispositivo experimental del ensayo a fatiga en compresión en morteros de cal.

El límite de supervivencia se fijó aproximadamente en tres días, es decir, a los 10^4, 10^5 y 10^6 ciclos, para cada una de las tres frecuencias ensayadas. Las probetas que no rompieron a fatiga, es decir, los supervivientes, se ensayaron seguidamente a compresión estática.

Además, una vez finalizados los ensayos mecánicos, se realizaron dos porosimetrías de mercurio en una probeta superviviente, fatigada a la frecuencia de 0.5 Hz, y en otra sin ensayar. En términos generales, la porosimetría de mercurio nos da información sobre el tamaño de poro y su distribución en una muestra de un material.

3. RESULTADOS

3.1. Influencia de la frecuencia en la vida a fatiga de morteros de cal

Para estudiar cómo influye la frecuencia en la vida a fatiga de los morteros de cal, se ha representado el número de ciclos que han resistido las probetas, *N*, para cada una de las tres frecuencias ensayadas, *f*, ver Figura 2.

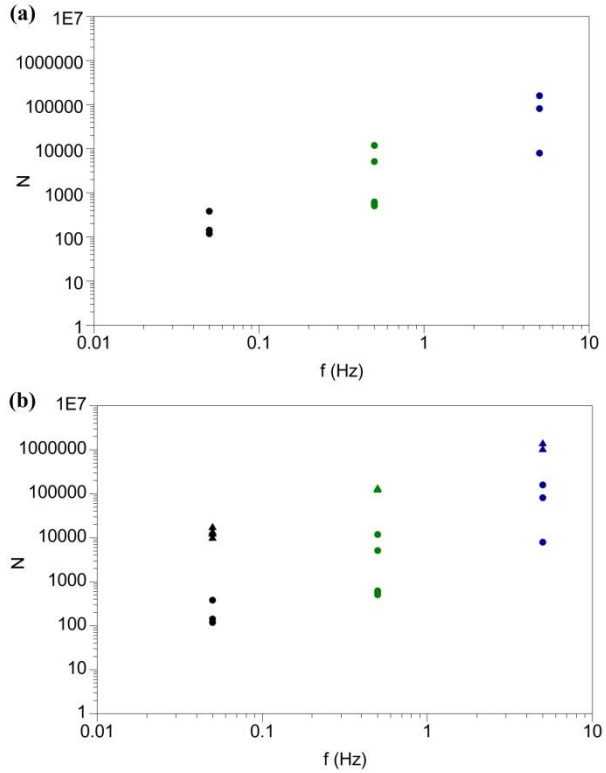


Figura 2. Influencia de la frecuencia en la vida a fatiga. (a) Sin considerar supervivientes. (b) Considerando supervivientes (símbolos triangulares).

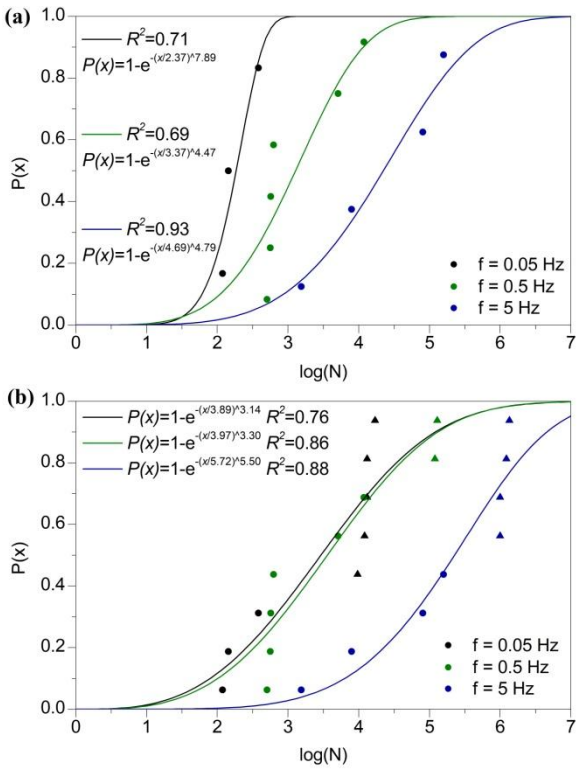


Figura 3. Ajuste de resultados a la función de probabilidad de Weibull de 2 parámetros. (a) Sin considerar supervivientes. (b) Considerando supervivientes (símbolos triangulares).

En el primer caso, Figura 2(a), no se han considerado los supervivientes mientras que en la Figura 2(b) sí. En ambos casos se observa que, a medida que aumenta la frecuencia, las probetas mejoran su resistencia a fatiga. En concreto, se observa que la vida a fatiga aumenta, de media, de 215 a 3200 y a 62100 ciclos cuando pasamos de una frecuencia de 0.05 Hz a 0.5 Hz y a 5 Hz para el caso de no considerar supervivientes. En ambos casos es evidente que los morteros de cal son sensibles a la frecuencia.

3.2. Tratamiento estadístico de los resultados

Los resultados de los ensayos a fatiga suelen presentar una gran dispersión. En el caso del hormigón, se ha observado que probetas del mismo material pueden resistir un número de ciclos con tres órdenes de magnitud de diferencia [6]. Para los morteros de cal ensayados en esta investigación, también se ha observado una dispersión similar. Por este motivo, se ha realizado un tratamiento probabilístico de los resultados. En concreto, se ha ajustado el logaritmo del número de ciclos resistidos por las probetas a una función de probabilidad de Weibull de dos parámetros [6], sin considerar supervivientes, Figura 3(a), y considerándolos, Figura 3(b). En ambos casos, los coeficientes de correlación obtenidos son próximos o superiores a 0.70, y mejoran cuando se consideran los supervivientes ya que la muestra es mayor.

3.3. Maduración por fatiga

Como se ha comentado en el apartado 2, las probetas supervivientes, que no rompieron por fatiga después de aproximadamente tres días, se ensayaron a compresión estática. La resistencia a compresión media obtenida en dichas probetas fue de 6.8 MPa con una desviación de 0.7 MPa. Esto supone un aumento de resistencia de alrededor del 40% con respecto a la resistencia obtenida en las probetas ensayadas estáticamente antes de realizar los ensayos de fatiga. Esta tendencia es similar en las tres frecuencias ensayadas.

Analizando dicho aumento de resistencia, nuestra hipótesis principal es que se produce una maduración inducida por fatiga. Es decir, con los ciclos de fatiga, el agua libre del interior de las probetas (alrededor del 1% calculada tras comparar el peso de una probeta antes y después de ser secada en estufa durante 48 horas) estaría sometida a presiones muy elevadas que la moverían e hidrataría parte de los compuestos químicos aun no hidratados. Precisamente la hidratación de dichos compuestos daría como resultado un aumento de la resistencia a compresión tras la fatiga. Con el fin de poder estudiarlo en detalle y poder verificarlo, se hicieron dos porosimetrías de mercurio, en una probeta sin ensayar y en otra superviviente, ver Figura 4. En la misma, se observa que los poros pequeños, de menos de 0.2 μm, no se rellenan de nuevos compuestos hidratados, ambas curvas se encuentras prácticamente

solapadas en ese tramo. Es muy probable que a altas velocidades de solicitación y en conductos finos, la tensión superficial sea muy fuerte y pueda no dejar que el líquido se mueva. Por otro lado, parece que la fatiga provoca una disminución de poros de un poco más de 1 µm hasta las 2 µm. La disminución es grande porque la curva tiene mucha pendiente, y la curva que está más baja en ese rango es la de la probeta superviviente. Quizá la resistencia a la compresión dependa más de ese tamaño de poro y no tanto de los más pequeños; y, por tanto, la hidratación de compuestos favorecida por la fatiga haya cerrado dichos poros con el consiguiente aumento en la resistencia a compresión.

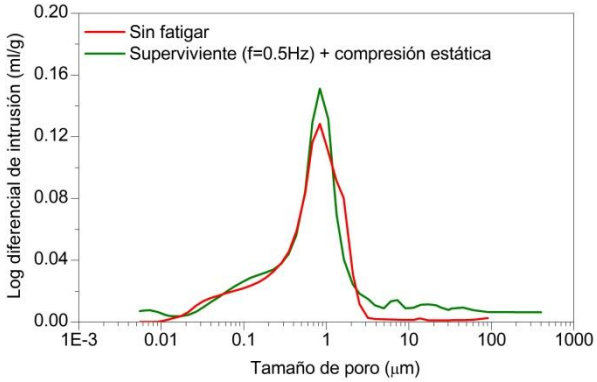


Figura 4. Resultados de porosimetría de mercurio en probetas fatigada y superviviente.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha estudiado cómo influye la frecuencia de solicitación en la vida a fatiga en compresión de un mortero de cal hidráulica natural. El objetivo es estudiar el efecto de cargas cíclicas, como sismos, ráfagas de viento o tráfico, de distinta intensidad. Se han ensayado un total de treinta probetas, seis a compresión estática para determinar los parámetros de fatiga y ocho bajo tres frecuencias distintas: 0.05 Hz, 0.5 Hz y 5 Hz. Los resultados muestran que los morteros de cal son sensibles a la frecuencia de solicitación, en concreto, la vida a fatiga de estos materiales aumenta de 215 a 3200 y a 62100 ciclos de media cuando pasamos de una frecuencia de 0.05 Hz a 0.5 Hz y 5 Hz. Además, dada la dispersión de resultados, se ha hecho un tratamiento probabilista de los mismos. Se ha comprobado que los resultados podrían ajustarse a una función de probabilidad de Weibull de dos parámetros con coeficientes de correlación próximos o superiores a 0.70.

Finalmente, las probetas supervivientes, que no rompieron a fatiga tras aproximadamente tres días, se ensayaron estáticamente. Se ha comprobado que la resistencia a compresión aumenta en dichas probetas alrededor del 40% con respecto a las probetas no fatigadas. Las porosimetrías de mercurio realizadas en una probeta sin ensayar y otra superviviente confirman que se podría estar produciendo una maduración inducida por la fatiga.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer la financiación del Ministerio de Ciencia e Innovación a través de las ayudas PID2019–110928RB–C31 y RTC–2017–6736–3 y a la Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha por la ayuda SBPLY/19/180501/000220.

REFERENCIAS

[1] Garijo L, Zhang XX, Ruiz G, Ortega JJ, Wu ZM. The effects of dosage and production process on the mechanical and physical properties of natural hydraulic lime mortars. Construction and Building Materials. 2018;169:325-34.

[2] Garijo L, Zhang XX, Ruiz G, Ortega JJ. Age effect on the mechanical properties of natural hydraulic and aerial lime mortars. Construction and Building Materials. 2020;236.

[3] Garijo L, Azenha M, Ramesh M, Lourenco PB, Ruiz G. Stiffness evolution of natural hydraulic lime mortars at early ages measured through EMM-ARM. Construction and Building Materials. 2019;216:405-15.

[4] Garijo L, Zhang XX, Ruiz G, Ortega JJ, Yu RC. Advanced mechanical characterization of NHL mortars and cohesive simulation of their failure behavior. Construction and Building Materials. 2017;153:569-77.

[5] Zhang XX, Garijo L, Ruiz G, Ortega JJ. Loading-Rate Effect on the Fracture Response of Natural Hydraulic and Aerial-Lime Mortars. Journal of Materials in Civil Engineering. 2020;32(9).

[6] Ortega JJ, Ruiz G, Yu RNC, Afanador-Garcia N, Tarifa M, Poveda E, Zhang XX, Evangelista F. Number of tests and corresponding error in concrete fatigue. International Journal of Fatigue. 2018;116:210-9.

[7] Saucedo L, Yu RC, Medeiros A, Zhang XX, Ruiz G. A probabilistic fatigue model based on the initial distribution to consider frequency effect in plain and fiber reinforced concrete. International Journal of Fatigue. 2013;48:308-18.

[8] Medeiros A, Zhang XX, Ruiz G, Yu RC, Velasco MDL. Effect of the loading frequency on the compressive fatigue behavior of plain and fiber reinforced concrete. International Journal of Fatigue. 2015;70:342-50.

[9] Jie ZY, Berto F, Susmel L. Fatigue behaviour of pitted/cracked high-strength steel wires based on the SED approach. International Journal of Fatigue. 2020;135.

[10] Casas JR. A probabilistic fatigue strength model for brick masonry under compression. Construction and Building Materials. 2009;23(8):2964-72.

[11] BS EN 1015-11. Methods of test for mortar for masonry – Part 11: Determination of flexural and compressive strength of hardened mortar: BSI; 1999/A1:2006. p. 12.

[12] Mendes N, Lourenco PB, Campos-Costa A. Shaking table testing of an existing masonry building: assessment and improvement of the seismic performance. Earthquake Engineering & Structural Dynamics. 2014;43(2):247-66.

[13] Lopez S, D'Amato M, Ramos L, Laterza M, Lourenco PB. Simplified Formulations for Estimating the Main Frequencies of Ancient Masonry Churches. Frontiers in Built Environment. 2019;5.

[14] Tarifa M, Ruiz G, Poveda E, Zhang XX, Vicente MA, Gonzalez DC. Effect of uncertainty on load position in the fatigue life of steel-fiber reinforced concrete under compression. Materials and Structures. 2018;51(1).

EFECTO DE ESCALA EN LA FATIGA A COMPRESIÓN DE HORMIGÓN CON FIBRAS

J. J. Ortega[1], G. Ruiz[2], E. Poveda[2], D. C. González[3], M. Tarifa[4], X. X. Zhang[5], R. C. Yu[2], M. Á. Vicente[3], Á. de la Rosa[2], L. Garijo[6]

[1] ETSI Minas y Energía, Universidad Politécnica de Madrid, C/ Alenza 4, 28003 Madrid-España
[2] ETSI Caminos, C. y P., Universidad de Castilla-La Mancha, Av. Camilo José Cela s/n, 13071 Ciudad Real-España
[3] E. Politécnica Superior, Universidad de Burgos, Campus Milanera (Edif. D), C/ Villadiego s/n, 09001 Burgos-España
[4] ETSI Aeronáutica y del Espacio, Universidad Politécnica de Madrid, Pza. Cardenal Cisneros 3, 28040 Madrid-España
[5] EI Minera e Industrial de Almadén, Universidad de Castilla-La Mancha, Pza. Manuel Meca 1, 13400 Almadén-España
[6] Instituto ISISE, Escola de Engenharia, Universidade do Minho, Campus de Azurém, 4800-058 Guimarães-Portugal

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia experimentalmente el efecto de escala en la vida a fatiga a compresión de cubos de hormigón reforzado con fibras de acero. Para ello, se fabricaron probetas de tres tamaños distintos, con lados de 40 mm, 80 mm y 150 mm. Se empleó un tipo de fibra corta de 13 mm para garantizar la homogeneidad del material en las probetas pequeñas. Los valores medios de resistencia a compresión resultaron los mismos para los tres tamaños. Este resultado se debe a la ductilidad que le confiere el refuerzo de fibras a la matriz de hormigón en este rango de tamaños. Sin embargo, la distribución probabilista de los valores de ciclos hasta el fallo obtenidos con los cubos de 40 mm de lado muestra una vida a fatiga muy superior a la de los otros dos tamaños de probeta. Además, la resistencia a compresión tras el ensayo de fatiga dada por las probetas supervivientes de 40 mm aumentó de media un 42% con respecto al valor de referencia original. Esto se debe a una maduración inducida por la aplicación de la carga cíclica no observada en los dos tamaños grandes.

PALABRAS CLAVE: Efecto de escala, Fatiga de hormigón, Resistencia residual

ABSTRACT

The present work experimentally studies the size effect on the compressive fatigue life obtained from cubes of steel fibre-reinforced concrete. For that purpose, specimens of three different sizes were produced, with edge lengths of 40 mm, 80 mm and 150 mm. A short fibre type of 13 mm was used to guarantee the homogeneity of the material in the smallest specimens. The mean values of compressive strength resulted the same for the three sizes. This result is due to the ductility provided by the fibre reinforcement to the concrete matrix within this range of sizes. However, the probabilistic distribution of the values of cycles to failure obtained from the cubes of edge length 40 mm shows a much higher fatigue life compared to the other two specimen sizes. Furthermore, the compressive strength obtained after the fatigue test from run-out specimens of 40 mm increased a 42% in average with respect to the original reference value. This is due to a curing effect induced by the application of the cyclic load that is not observed in the two larger sizes.

KEYWORDS: Size effect, Concrete fatigue, Residual strength

1. INTRODUCCIÓN

Una característica de los materiales con un comportamiento mecánico cuasifrágil es que el resultado de distintos tipos de resistencia dependen del tamaño del elemento [1], como es el caso de la resistencia a compresión en hormigón [2]. El origen principal de este fenómeno se halla en la liberación de energía en la zona de fractura que se forma previamente a la propagación de fisuras completamente abiertas. El efecto de escala en hormigón se ha estudiado especialmente en condiciones de carga cuasiestática [2]. Sin embargo, las investigaciones sobre cómo se manifiesta este efecto bajo cargas cíclicas son mucho más escasas y suelen estar centradas en la fractura en flexión [3-5].

En este estudio se analiza el efecto del tamaño en los resultados de vida a fatiga en compresión. Además, el material empleado es un hormigón reforzado con fibras. Este refuerzo afecta a su vez al comportamiento que este tipo de hormigón presenta en fractura, incluyendo el fallo por fatiga [6, 7]. De este modo, se puede analizar el efecto de escala superpuesto al de la adición de fibras.

2. MATERIAL

El material estudiado es un hormigón autocompactante reforzado con fibras de acero. Las fibras eran rectas y lisas, de 13 mm de longitud y 0.20 mm de diámetro, y la proporción en volumen de fibras en el hormigón era del 0.3%. Esa longitud, junto con un tamaño máximo de árido de 8 mm, permite mantener homogéneo el material para todas las probetas.

Para estudiar el efecto de escala en este hormigón, se fabricaron probetas de tres tamaños diferentes. Todas eran probetas cúbicas, siendo los lados de 40 mm, 80 mm y 150 mm, respectivamente. La Figura 1(a) muestra una imagen de la comparación entre los tres tipos de probeta. Estas probetas se cortaron a partir de prismas de 750 mm × 150 mm × 150 mm. De este modo, se lograba minimizar el efecto de pared en la mayoría de las probetas frente a la opción de emplear moldes cúbicos del tamaño correspondiente. De cada tamaño, se prepararon 10 cubos para obtener su resistencia a compresión y 15 cubos para ensayarlos a fatiga.

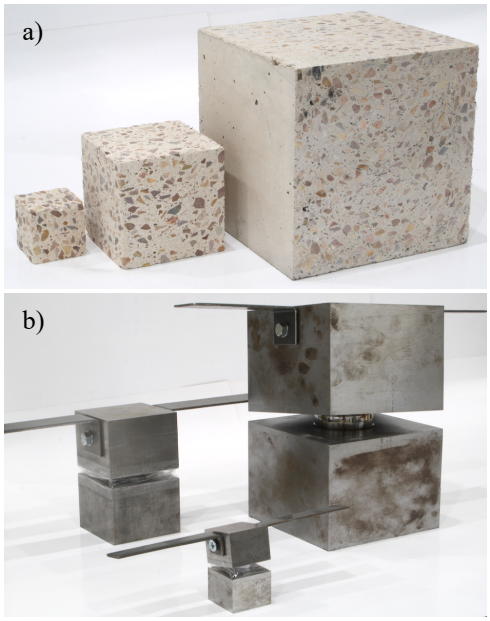


Figura 1. (a) Probetas de los tres tamaños estudiados y (b) rótulas utilizadas escaladas proporcionalmente.

3. MÉTODO DE ENSAYO

Con cada tamaño de probeta, se obtuvo en primer lugar la resistencia a compresión f_c. Para ello, la fuerza se aplicaba en control de posición a una velocidad de 0.05 mm/min para las probetas de 40 mm de lado, a 0.10 mm/min para las de 80 mm y a 0.20 mm/min para las de 150 mm.

A continuación, se realizaron los ensayos de fatiga usando niveles de tensión constantes correspondientes con un 85% y 20% de f_c. Tras una rampa inicial de carga de 4 minutos, comenzaba a aplicarse la carga cíclica a 0.25 Hz. Se estableció el límite de duración del ensayo en estas condiciones en dos días, por tanto, en 43200 ciclos. Algunas probetas que alcanzaban ese punto se seguían ensayando subiendo la frecuencia a 10 Hz. Las probetas dadas como supervivientes se rompían a continuación en compresión cuasiestática para comprobar su resistencia residual tras la aplicación de la carga cíclica.

Tanto en los ensayos de compresión como en los de fatiga se emplearon los mismos elementos y montaje. Por un lado, se utilizaron unas rótulas destinadas a minimizar la posible excentricidad de la carga aplicada sobre las probetas y reducir su efecto negativo en la vida a fatiga [8]. Estas rótulas eran de acero y estaban compuestas por dos piezas prismáticas macizas conectadas a través de un rodamiento que les permite rotar en todas las direcciones. La base de estas piezas debía ser de la misma forma y tamaño que la probeta, por lo que se fabricaron tres rótulas escaladas proporcionalmente en función del tamaño de probeta correspondiente. En la Figura 1(b) se muestran las tres rótulas empleadas. En cada ensayo, la probeta se colocaba sobre la rótula de manera que la carga quedaba totalmente centrada en su eje vertical.

Por otro lado, se emplearon dos LVDT de 5 mm de rango para medir los desplazamientos verticales experimentados por la probeta durante el ensayo. Los LVDT se colocaban en lados opuestos de la probeta de modo que el promedio de su medida da la deformación media de la probeta.

Los ensayos se realizaron en dos máquinas servohidráulicas, Instron 8800 y 8805, en función del tamaño y carga necesaria para romper la probeta. Las células de carga empleadas para las probetas de 150 mm, 80 mm y 40 mm tenían una capacidad de 1000 kN, 250 kN y 100 kN, respectivamente.

4. RESULTADOS

4.1. Resistencia a compresión

Los valores de f_c obtenidos con cada tamaño de probeta se resumen en la Figura 2, donde se muestra el rango completo cubierto por los datos según los extremos de las barras y algún punto que queda más alejado del resto así como los valores donde se concentra el 50% de los datos, según se indica por la caja cerrada. Los valores medios de f_c, de menor a mayor tamaño de probeta, son 30.5 MPa, 30.6 MPa y 30.7 MPa. Tanto a partir de estos valores como según la distribución de los datos que se refleja en la figura, no se observa una diferencia en f_c en función del tamaño de probeta.

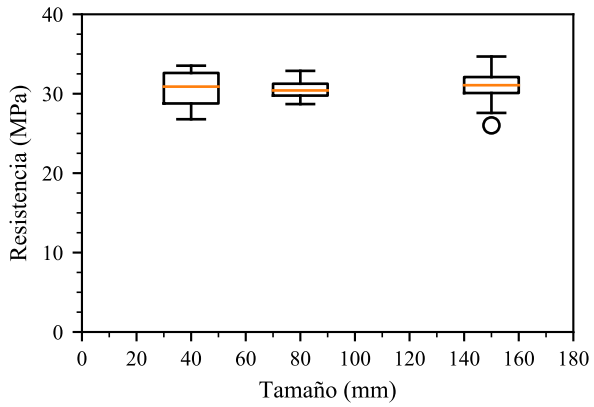


Figura 2. Resistencia a compresión por tamaños.

Esta observación contrasta con lo esperado en hormigones ya que, debido a su comportamiento mecánico cuasifrágil, la resistencia a compresión tiende a reducirse según aumenta el tamaño del elemento estudiado [2]. La explicación hay que encontrarla en el hecho de que el hormigón reforzado con fibras posee una capacidad muy superior de mantener una resistencia alta tras el pico de carga durante un desarrollo grande de la deformación. Por tanto, en dicha situación, el comportamiento del material es más dúctil que cuasifrágil y entonces el fallo mecánico es de tipo plástico, en el que no hay efecto de escala [1].

La Figura 3 muestra de forma superpuesta las bandas de dispersión experimental de las curvas de tensión-deformación de los tres tamaños de probeta. La tendencia de las curvas prueban que estas probetas se encuentran en el rango de tamaños en el que se da la situación descrita, especialmente en los casos de L = 40 mm y L = 80 mm. La caída de resistencia tras la carga máxima que se observa en las probetas de 150 mm indica que ese tamaño ya se encuentra en un entorno en el que comenzaría a detectarse el efecto de escala. En su distribución de valores de f_c ya se aprecia una mayor dispersión experimental que podría estar enmascarando todavía este efecto en el valor medio.

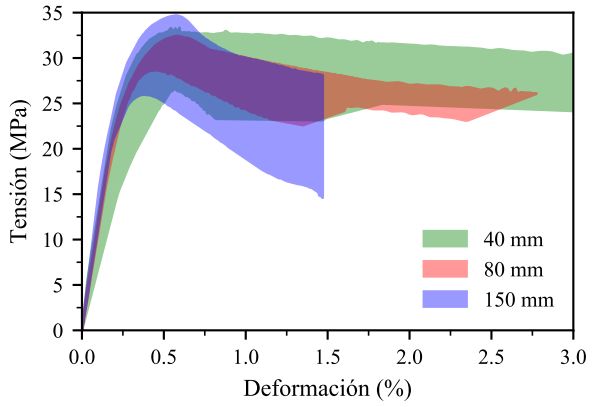


Figura 3. Bandas de dispersión de las curvas de tensión-deformación de los ensayos de compresión.

4.2. Resistencia a fatiga

La resistencia a fatiga se mide en función del número N de ciclos resistidos hasta el fallo. Estos valores se representan como puntos en la Figura 4 en forma de probabilidad acumulada de su logaritmo decimal (P-log N). En el caso de las probetas de L = 40 mm, muchas de ellas resultaron supervivientes a la fatiga y se representan con triángulos.

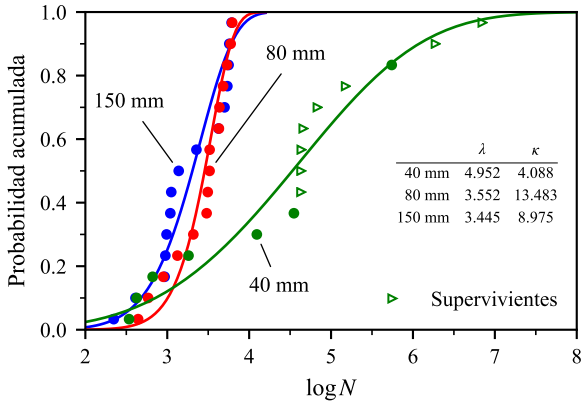


Figura 4. Distribución de la probabilidad de fallo en fatiga.

Estos resultados muestran un cambio claro de tendencia entre el tamaño menor de probeta y los otros dos tamaños. Mientras que la vida a fatiga de estos dos últimos está comprendida entre log N = 2 y log N = 4, un 70% de los valores obtenidos con las probetas de 40 mm superan ampliamente ese intervalo aproximándose la probeta superviviente que más tiempo se dejó ensayándose a un valor de log N = 7. Por tanto, pese a que el tamaño de la probeta no influye en f_c para este rango de dimensiones, se determina que sí hay un efecto de escala en cuanto al número de ciclos hasta el fallo. Esta conclusión advierte sobre la necesidad de establecer un tamaño de probeta suficientemente grande para evitar sobreestimar la capacidad de este tipo de material bajo cargas de fatiga.

Otro factor que se puede analizar es la distribución de los valores obtenidos. La alta dispersión de los resultados, de varios órdenes de magnitud incluso dentro de cada grupo de datos, deja patente el carácter probabilista de la fatiga. En particular, este fenómeno puede modelarse a través de la distribución de Weibull, que es un tipo de distribución de valores extremos [9]. La definición empleada de esta función es la de dos parámetros, que sigue la siguiente expresión:

$$\mathrm{P}(log\ N) = 1 - \exp\{-[(log\ N)/\lambda]^{\kappa}\} \qquad (1)$$

donde λ es el parámetro de escala y κ el de forma.

Las distribuciones ajustadas a los resultados de cada tamaño se incluyen en la Figura 4 como curvas continuas junto con los valores correspondientes de los parámetros. Los resultados de las probetas supervivientes se han incluido en el ajuste de la distribución para el tamaño de

40 mm ya que, aunque no aportan información completa, marcan el límite inferior de vida a fatiga alcanzado.

4.3. Resistencia residual

Las probetas supervivientes, todas de 40 mm de lado, se ensayaron a compresión tras el ensayo de fatiga para obtener su resistencia residual. Los resultados obtenidos se muestran de forma gráfica en la Figura 5, en comparación con los resultados previos de los ensayos realizados para obtener f_c para ese tamaño. La resistencia media de los cubos supervivientes fue de 43.4 MPa, lo que supone un incremento del 42% con respecto a la media original.

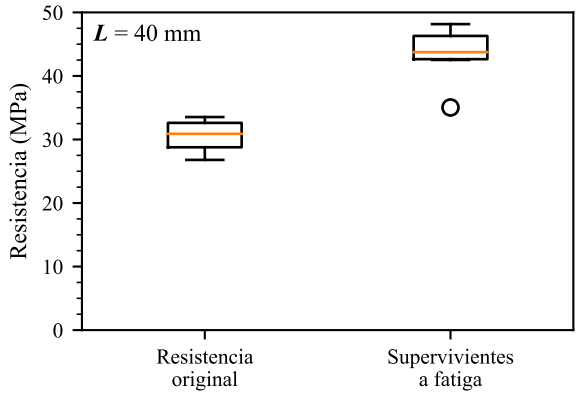


Figura 5. Comparación de la resistencia antes y después de la fatiga.

Este resultado destaca al considerar que se trata de probetas que han resistido entre 4×10^4 y 7×10^6 ciclos, aproximadamente. Por tanto, en estos casos, los esfuerzos de fatiga aplicados no han dañado el material sino que han ayudado a mejorarlo. Otros autores han advertido un fenómeno similar [10, 11]. Una hipótesis para explicar este incremento es que la aplicación de la carga, si no llega a desencadenar la rotura antes, favorece el movimiento del agua atrapada en poros a través de las microfisuras generadas, de modo que puede reaccionar con cemento todavía sin hidratar dentro de la matriz del hormigón y reforzar así la microestructura, con la consiguiente mejora de las propiedades mecánicas. De hecho, este incremento de resistencia puede explicar en parte que se alcancen más ciclos, al reducirse consecuentemente el nivel efectivo de tensión aplicada al mantener constantes durante el ensayo los límites de carga iniciales.

En los resultados obtenidos en esta investigación, este fenómeno se restringe a los cubos de $L = 40$ mm, por lo que es parte del efecto de escala observado en la resistencia a fatiga.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se estudia la influencia del tamaño de probeta en el comportamiento a fatiga de un tipo de hormigón reforzado con fibras de acero. Para ello, se han empleado probetas cúbicas de 40 mm, 80 mm y 150 mm de lado.

La resistencia a compresión obtenida es la misma para los tres tamaños. Esto obedece a que el comportamiento mecánico que presenta este material para este rango de tamaños es, en realidad, de tipo plástico gracias a la ductilidad aportada por las fibras de refuerzo. En este tipo de fallo no hay efecto de escala. La ductilidad del material se constata a partir de las curvas tensión-deformación de los ensayos, con tendencia a mantener una meseta de resistencia alta tras la carga máxima.

Con respecto a la vida en fatiga, sí se observa una diferencia clara de comportamiento entre las probetas de los dos tamaños mayores, con resistencias inferiores a 10^4 ciclos, y las de 40 mm, con vidas a fatiga de hasta varios millones de ciclos, con una cantidad elevada de supervivientes. Por tanto, hay un efecto de escala en la fatiga a compresión del hormigón con fibras.

Finalmente, la resistencia a compresión dada por los supervivientes resultó un 42% superior a la resistencia de partida. Esto puede deberse a la reacción de partículas de cemento sin hidratar al entrar en contacto con el agua intersticial impulsada a través de microfisuras por la carga cíclica aplicada.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen la financiación recibida del Ministerio de Ciencia e Innovación a través de las ayudas PID2019–110928RB–C31 y RTC–2017–6736–3 y de la Junta de Comunidades de Castilla-La Mancha mediante la ayuda SBPLY/19/180501/000220.

REFERENCIAS

[1] Z. P. Bažant, J. Planas. Fracture and size effect in concrete and other quasibrittle materials. CRC Press, Boca Raton, Florida, EE. UU., 1998.

[2] J. R. del Viso, J. R. Carmona, G. Ruiz. Shape and size effects on the compressive strength of high-strength concrete. Cement and Concrete Research (2008) 38 (3): 386-395.

[3] Z. P. Bažant, K. M. Xu. Size effect in fatigue fracture of concrete. ACI Materials Journal (1991) 88 (4): 390-399.

[4] K. Kirane, Z. P. Bažant. Size effect in Paris law and fatigue lifetimes for quasibrittle materials: Modified theory, experiments and micro-modeling. International Journal of Fatigue (2016) 83 (2): 209-220.

[5] J. Zhang, V. C. Li, H. Stang. Size effect on fatigue in bending of concrete. Journal of Materials in Civil Engineering (2001) 13 (6): 446-453.

[6] A. D. Morris, G. G. Garret. A comparative study of the static and fatigue behaviour of plain and steel fibre reinforced mortar in compression and direct tension. The International Journal of Cement Composites and Lightweight Concrete (1981) 3 (2): 73-91.

[7] E. Poveda, G. Ruiz, H. Cifuentes, R. C. Yu, X. X. Zhang. Influence of the fiber content on the compressive low-cycle fatigue behavior of self-compacting SFRC. International Journal of Fatigue (2017) 101: 9-17.

[8] M. Tarifa, G. Ruiz, E. Poveda, X. X. Zhang. M. Á. Vicente, D. C. González. Effect of uncertainty on load position in the fatigue life of steel-fiber reinforced concrete under compression. Materials and Structures (2018) 51: 31.

[9] J. J. Ortega, G. Ruiz, R. C. Yu, N. Afanador-García, M. Tarifa, E. Poveda, X. X. Zhang, F. Evangelista. Number of tests and correspondig error in concrete fatigue. International Journal of Fatigue (2018) 116: 210-219.

[10] S. E. D. F. Taher, T. M. Fawzy. Performance of very-high-strength concrete subjected to short-term repeated loading. Magazine of Concrete Research (2000) 52 (3): 219-223.

[11] A. L. F. Taliercio, E. Gobbi. Effect of elevated triaxial cyclic and constant loads on the mechanical properties of plain concrete. Magazine of Concrete Research (1997) 49 (181): 353-365.

ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO CUANTITATIVO DE ALAMBRES DE PRETENSADO COMERCIAL SOMETIDOS A ENSAYOS DE CORROSIÓN BAJO TENSIÓN

Fco. Javier Ayaso, Antonio Fernández-Viña y Jesús Toribio

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

RESUMEN

En este artículo se realiza un análisis fractográfico cuantitativo de la superficie de fractura que muestran probetas, inicialmente lisas, de alambres de acero de pretensado comercial sometidas a solicitaciones de tracción en presencia de un ambiente agresivo. Las condiciones de ensayo tienen en cuenta dos variables principales: la velocidad de solicitación y el potencial empleado. En cuanto a la velocidad de solicitación, para llevar a cabo el presente estudio se han empleado dos velocidades de ensayo, una velocidad moderadamente rápida (0,1 mm/min) y una velocidad moderadamente lenta (0,01 mm/min). En cuanto al potencial electroquímico, se ha empleado desde –400 hasta –1400 mV, abarcando condiciones anódicas y catódicas. El objetivo del presente trabajo se centra en el estudio de la superficie de fractura que presentan aquellas probetas que han fallado como una clara consecuencia del ambiente agresivo (dentro de la célula de corrosión), realizando un análisis cualitativo y cuantitativo de la mencionada superficie de fractura.

PALABRAS CLAVE: acero perlítico, trefilado, corrosión bajo tensión.

ABSTRACT

This paper contains a quantitative fractographic analyses of the fracture surface of initially-smooth samples of commercial prestressing steel wires subjected to tensile tests in aggressive environment promoted by a corrosion cell. Two testing rates were used: one moderately fast (0,1 mm/min) and another moderately slow (0,01 mm/min). The electro-chemical potential used covers a wide range (from –400 to –1400 mV SCE), thus including from anodic to cathodic conditions. The main objective is focused on the study of the fracture surface for those specimens that failed due to the aggressive environment (inside corrosion cell). The analysis of the fracture surface is made from a quantitative and qualitative point of view.

KEYWORDS: pearlitic steel, cold drawing, stress corrosion cracking.

1. INTRODUCCIÓN

En este artículo se realiza un análisis fractográfico cuantitativo de la superficie de fractura que muestran distintos alambres de acero perlítico trefilado comercial, sometidos a ensayos de corrosión bajo tensión (CBT). El estudio se lleva a cabo mediante ensayos bajo solicitación de tracción hasta fractura sobre probetas representativas del acero perlítico trefilado (producto comercial, listo para su puesta en servicio). Los ensayos se realizan con la presencia de una célula de corrosión para simular las condiciones electro-químicas que existen en la punta de una fisura presente en el acero perlítico en su puesta en servicio como armadura activa del hormigón. Los ensayos se han llevado a cabo bajo dos velocidades de solicitación (0.1 y 0.01 mm/min respectivamente), con la presencia de una disolución corrosiva (pH = 12.5) y empleando diversos potenciales ECS (*electrodo de calomelanos saturado*), desde –400 hasta –1400 mV, abarcando de esta forma tanto el estudio de la disolución anódica localizada (DAL) como de la fisuración asistida por hidrógeno (FAH).

El presente trabajo complementa estudios anteriores [1,2] que se han presentado en congresos anteriores organizados por el Grupo Español de Fractura (GEF). En el presente trabajo se hace un estudio cuantitativo de las distintas zonas que presenta la superficie de fractura de aquellas probetas que se han fracturado como una consecuencia de las propias condiciones de contorno del ensayo: corrosión bajo tensión. Para realizar dicho estudio ha sido necesario el empleo de técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) así como de análisis de imagen.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Las superficies de fractura examinadas han sido obtenidas mediante la realización de ensayos bajo solicitación de tracción, empleando para ello probetas lisas de acero perlítico correspondiente a la última etapa del proceso de trefilado, *i.e.*, alambre de pretensado comercial; las probetas tenían una longitud y un diámetro de 300 y 5 mm respectivamente. Para la realización de los ensayos de tracción hasta rotura se han empleado dos velocidades de solicitación (control de desplazamiento), una velocidad moderadamente rápida (0.1 mm/min) y otra moderadamente lenta (0.01 mm/min). Para estudiar la influencia del fenómeno de la corrosión bajo tensión (CBT) se han tenido en cuenta dos categorías básicas: los mecanismos catódicos y los anódicos, definiéndose ambos en función de su ubicación respecto a la línea de descarga de hidrógeno (H) mostrada mediante trazo discontinuo en el diagrama de Pourbaix tal y como se puede ver en la figura 1.

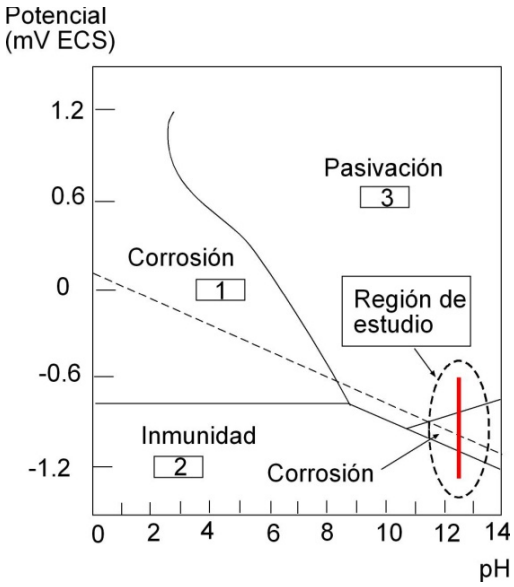


Figura 1. Diagrama de Pourbaix Fe-H_2O: se señala la región de estudio del presente trabajo.

Los mecanismos catódicos se establecen con una combinación de potencial electroquímico-pH de la disolución corrosiva por debajo de la línea de descarga de H, caracterizándose tales mecanismos mediante la absorción, difusión y fragilización por H (*i.e.*, fisuración asistida por hidrógeno, FAH). El paso de una corriente eléctrica a través de la disolución provoca la disociación del agua en iones H^+ los cuales se adherirán a la superficie de la probeta, penetrando en su interior y reduciendo su resistencia y ductilidad, efectos que se producen hasta alcanzar una concentración crítica que provoca la rotura final [3]. Cuando la combinación potencial electroquímico–pH se sitúa por encima de la línea de descarga de hidrógeno (H) el mecanismo es anódico, *i.e.*, la disolución corrosiva arranca átomos de la aleación en contacto, formándose sales y precipitados de hierro (disolución anódica localizada, DAL).

El pH de la disolución ha sido de 12.5, empleando valores del potencial desde –400 hasta –1400 mV ECS, con un incremento de 200 mV en cada tramo. La elección de los potenciales se ha realizado a partir de estudios previos [4-7]. El acero empleado es del tipo eutectoide, con la composición indicada en la Tabla 1. Con relación a sus propiedades mecánicas el acero posee los siguientes valores: E = 208 GPa, σ_Y = 1.49 GPa y σ_R = 1.83 GPa. En cuanto a la disolución corrosiva se refiere ésta se ha mantenido a un pH de 12.5 para todos los ensayos realizados, siendo una disolución en agua destilada de 0.2 gramos de $Ca(OH)_2$ y de 0.02 gramos de NaCl. En la figura 2 se representa el montaje de la probeta con su célula de corrosión de la máquina de ensayo. Cabe señalar en este punto que se han ensayado tres probetas para cada tipo de ensayo, función del potencial electro-químico y de la velocidad.

Tabla 1. Composición química (%) del acero eutectoide, el equilibrio es Fe.

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.79	0.68	0.21	0.01	0.01	0.003	0.22	0.06

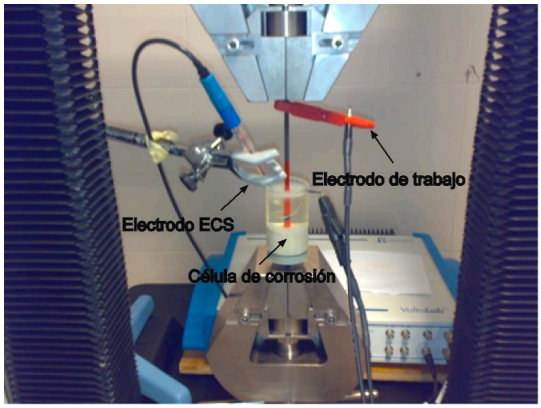


Figura 2. Disposición de la probeta y de la célula de corrosión en la máquina de ensayo.

En estudios previos [1,2] quedó patente que, en las condiciones de ensayo empleadas, las probetas sólo muestran signos de Corrosión Bajo Tensión cuando éstas son ensayadas con potenciales por debajo de –1100 mV. Desde el punto de vista de la respuesta mecánica de las probetas se observó una notoria merma de su capacidad para deformarse plásticamente a medida que el ensayo es más lento (0.01 mm/min), con total independencia del potencial empleado. En cuanto a la disminución de la carga de rotura, ésta se puede considerar despreciable para todos los casos estudiados y se observa un claro comportamiento anisótropo en fractura (muy distinto a la fractura en copa y cono en ambiente inerte) entre –1100 y –1400 mV ECS. Por otra parte, se propone [1] un mecanismo de difusión de hidrógeno a través del *límite del grano austenítico previo* como canal inductor del marcado comportamiento anisótropo en fractura del material,

provocando una fisuración progresiva y subcrítica (previa a la fractura final de las probetas) que genera una superficie de fractura *escalonada*.

El análisis fractográfico cuantitativo de las distintas superficies de fractura se centra en el caso concreto de aquellas probetas/muestras que han fallado como una clara consecuencia del fenómeno de la corrosión bajo tensión [1]: aquellas probetas que se fracturaron dentro de la célula de corrosión. El estudio queda por tanto limitado a las probetas ensayadas con potenciales de −1100, −1200 y −1400 mV. El análisis se ha llevado a cabo con técnicas de Microscopía Electrónica de Barrido (JEOL, JSM-5610 LV) y de un software comercial de análisis de imagen ANALISIS®.

3. RESULTADOS

3.1. Mecanismo de fractura.

En la figura 3 se muestra la superficie de fractura de un alambre de pretensado ensayado a la velocidad más lenta (0.01 mm/min) y bajo un potencial de −1200 mV ECS. En la misma figura se muestra un esquema de la superficie de fractura en el cual se incluyen las distintas zonas de esta que se han medido con ayuda del software de análisis de imagen.

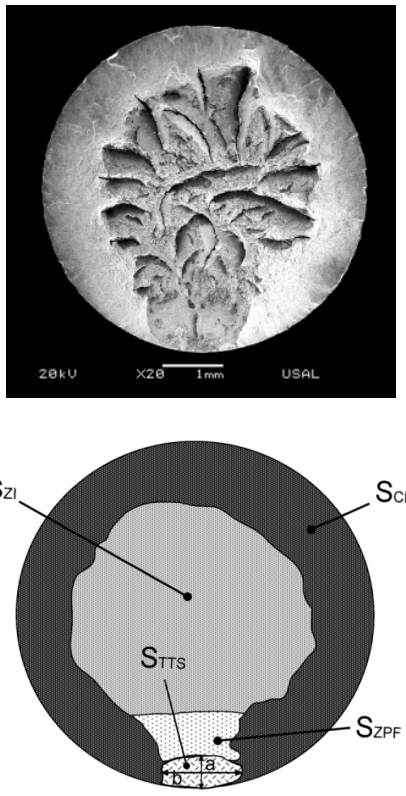


Figura 3. Superficie de fractura (arriba) y esquema con las medidas realizadas sobre la misma (abajo).

La forma de producirse la fractura en las probetas objeto de estudio siguen un mismo patrón con independencia de la velocidad de ensayo y del potencial empleado (para aquellas que han fracturado bajo influencia de la CBT). Todas las probetas que se han ensayado entre −1100 y −1400 mV ECS, para ambas velocidades de ensayo consideradas en este estudio (0.1 y 0.01 mm/min), muestran una superficie de fractura que comienza en la periferia de los alambres, mostrando una pequeña zona de la misma, denominada $S_{TTS,}$ en la que se puede observar (figura 4) una fractografía con topografía de desgarro o TTS (*Tearing Topography Surface*). El hidrógeno, a lo largo del ensayo de tracción, entra en el material principalmente por este lugar creando poco a poco una micro-fisura con una forma parecida a la de una elipse caracterizada por sus ejes a y b (menor y mayor respectivamente, figura 3). Pegada a la zona TTS se encuentra la Zona de Proceso de Fractura o S_{ZPF}, formada por coalescencia de micro-huecos CMH* (figura 5) de un tamaño claramente mayor que aquellos, denominados CMH, que se pueden encontrar tanto en la zona intermedia S_{ZI} (figura 6), como en la corona exterior S_{CE} (figura 7).

La fractura pues, de modo general para todos los casos analizados en este estudio, se incuba en la periferia S_{TTS} (TTS), se desarrolla en la zona de proceso de fractura S_{ZPF} (CMH*), para a continuación propagarse a través de la sección intermedia del alambre S_{ZI} hasta alcanzar la parte de la superficie de fractura correspondiente a la corona exterior S_{CE} formada por CMH de tamaño muy pequeño y uniforme. Como diferencia clave se tiene que en la S_{ZI} el CMH puede verse acompañado de pequeñas y aisladas facetas de fractura por clivaje.

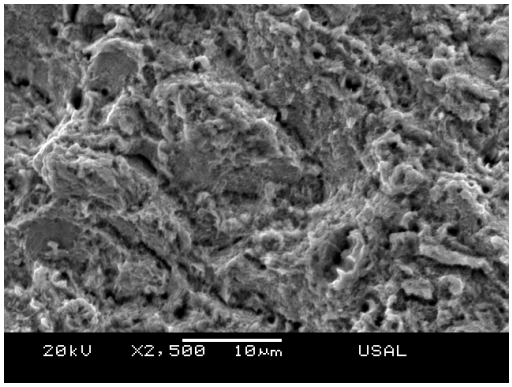


Figura 4. Fractografía de la zona TTS.

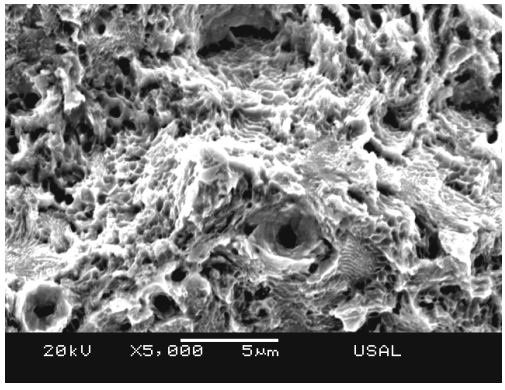


Figura 5. Zona de proceso de fractura: S_{ZPF}.

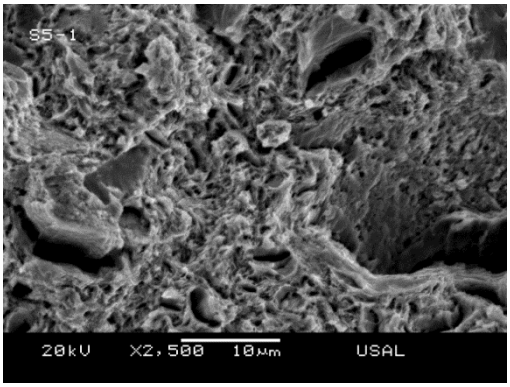


Figura 6. Fractografía de la zona intermedia S_{ZI}.

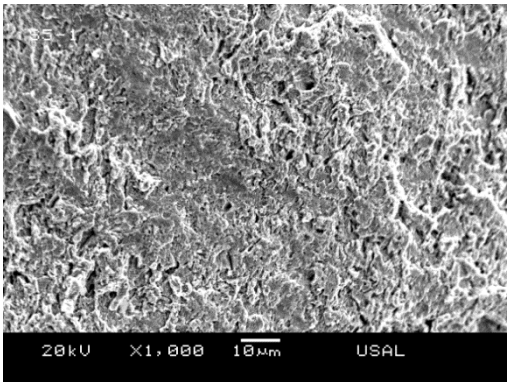


Figura 7. Fractografía de la corona exterior S_{CE}.

3.2. Análisis fractográfico cuantitativo.

El análisis cuantitativo de la superficie de fractura que presenta el acero perlítico trefilado cuando éste es ensayado bajo solicitación de tracción en ambiente inerte se encuentra recogido en trabajos anteriores [8,9]. En la tabla 2 se encuentran los resultados de dicho estudio, que pueden servir como referencia para poder comparar así el cómo afectan las condiciones de contorno al comportamiento en fractura del material. En la mencionada tabla S_0 y S_T son, respectivamente, el área transversal del alambre de pretensado antes y después del ensayo de tracción. Estos valores permiten calcular el porcentaje de reducción de área %Z o estricción, que es una medida de la ductilidad y que se obtiene mediante la ecuación (1).

$$\%Z = [(S_0 - S_T)/S_0] \cdot 100 \qquad (1)$$

Tabla 2. Alambre de pretensado bajo tracción simple en ambiente inerte: análisis de su superficie de fractura.

S_{ZPF} (mm^2)	S_{CE} (mm^2)	S_T (mm^2)	S_0 (mm^2)	Z (%)
0.33	5.53	15.35	19.35	23.05

En la tabla 2 se puede observar la carencia o falta del parámetro S_{TTS}, puesto que dicho parámetro es nulo cuando el ensayo se realiza en ambiente inerte.

En las siguientes gráficas (figuras 8 a 13) se muestran los resultados del estudio fractográfico cuantitativo con relación a las dos velocidades de ensayo empleadas (0.1 y 0.01 mm/min) y con relación al potencial representado en abscisas (de −1100 a −1400 mV ECS). Por establecer un orden lógico de estudio se comienza con la descripción de la variación del área final de fractura (S_T) y el porcentaje de reducción de área (%Z), para continuar con el área de la zona TTS (S_{TTS}), de la ZPF (S_{ZPF}), de la ZI (S_{ZI}), finalizando el estudio con la zona correspon-diente a la CE (S_{CE}).

En cuanto a la superficie transversal de fractura S_T y su correspondiente estricción %Z (figuras 8 y 9) se aprecian dos patrones con una tendencia similar. El valor de S_T *vs* E muestra dos tramos: un tramo inicial entre −1100 y −1200 mV ECS, donde aumenta S_T, y un segundo tramo, entre −1200 y −1400 mV ECS, donde disminuye. En la gráfica correspondiente a la medida de la estricción del material (%Z *vs* E; figura 9) se identifican los mismos tramos, invertidos respecto al caso anterior, viéndose que, a menor velocidad de solicitación, mayor área final de fractura y menor es la estricción generada.

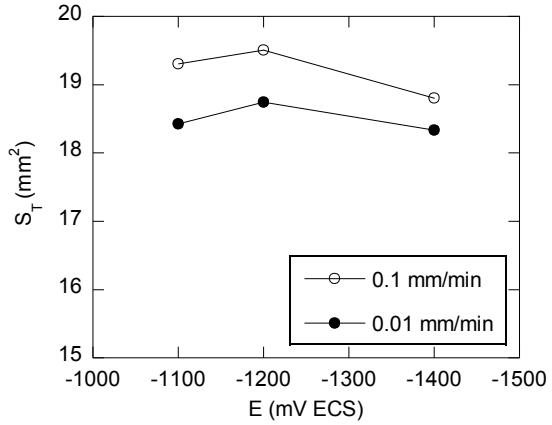


Figura 8. Superficie transversal de fractura: S_T.

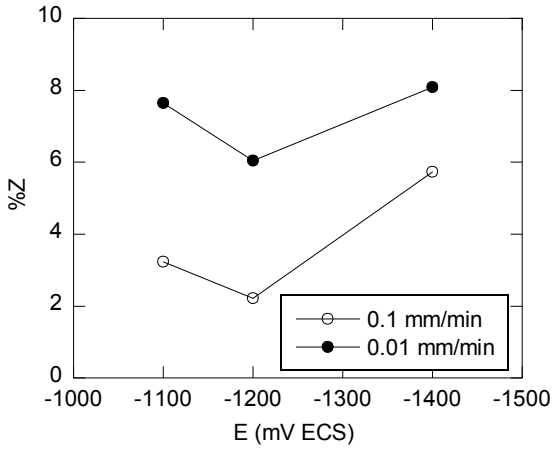


Figura 9. Estricción de las probetas %Z.

En la figura 10 se muestra el valor de la superficie de fractura por TTS para los casos analizados. En la gráfica se observa que dicha superficie S_{TTS} es mayor cuanto menor es la velocidad de ensayo empleada, salvo para potenciales altos (–1100 mV ECS), donde se muestran valores muy similares.

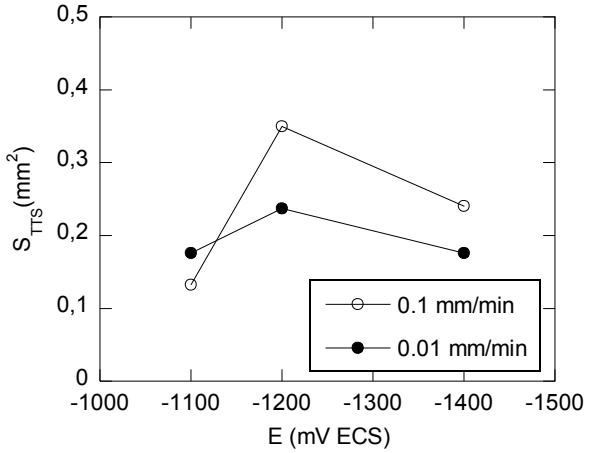


Figura 10. Superficie de fractura por TTS: S_{TTS}.

La superficie de fractura por TTS se encuentra situada en una zona en contacto con la pared externa de la probeta considerada (figura 3). El hidrógeno se introduce en el material creando dicha superficie de fractura por micro-desgarros. Anexa a ésta se encuentra la denominada zona de proceso de fractura o S_{ZPF}, denominada así por mostrar una fractografía idéntica a la que muestra el alambre de acero en su zona central cuando este es ensayado en ambiente inerte. Se trata de una superficie de fractura formada por microhuecos de gran tamaño y de aspecto fibroso [1,8,9] denominados CMH*. Los valores que muestra esta parte de la superficie de fractura S_{ZPF} se muestran en la figura 11, siendo similares para –1100 mV ECS y de distinto valor a medida que desciende el potencial empleado; correspondiéndose los valores más elevados con aquellos ensayos realizados a la velocidad de solicitación más lenta.

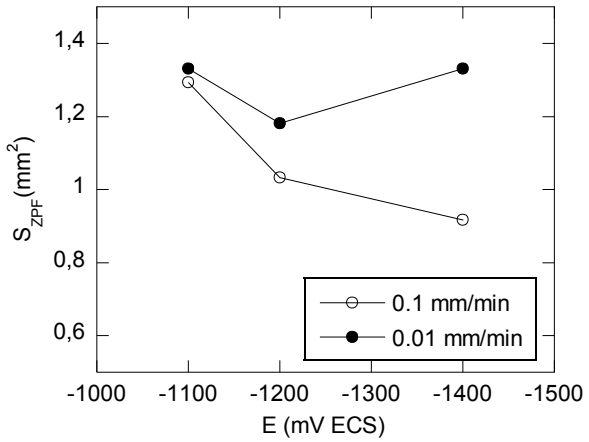


Figura 11. Zona de proceso de fractura: S_{ZPF}.

Una vez que las superficies S_{TTS} y S_{ZPF} alcanzan en conjunto un tamaño crítico se produce la súbita propagación de la fractura, de forma inestable, a través de la sección restante del alambre, atravesándolo por completo hasta alcanzar la corona exterior o labio dúctil. Esta propagación inestable de la fractura genera la superficie de fractura denominada zona intermedia (figura 3), de la cual se ha obtenido su valor S_{ZI} para los tres potenciales empleados y para las dos velocidades de ensayo utilizadas. Los resultados se muestran en la gráfica de la figura 12. La superficie de fractura relativa a la zona intermedia S_{ZI} es de mayor cuantía para aquellos alambres ensayados a 0.1 mm/min.

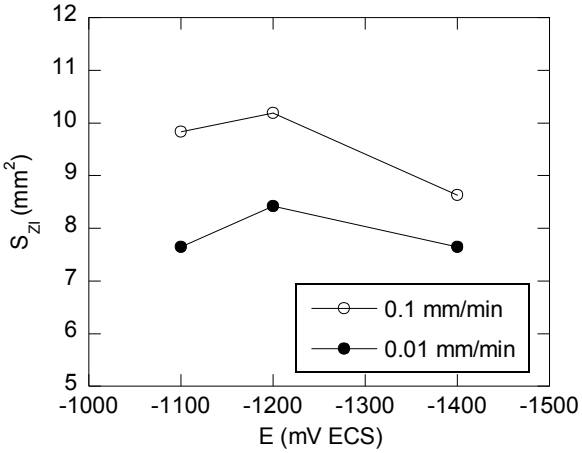


Figura 12. Superficie transversal de fractura de la zona intermedia: S_{ZI}.

Finalmente, en la figura 13, se muestran los valores de la superficie de fractura correspondiente a la corona exterior S_{CE} formada por crecimiento y coalescencia de microhuecos de pequeño tamaño o CMH clásico (figuras 3 y 7). En la gráfica de la figura 13 se puede observar que, dentro de valores razonables, el valor de la S_{CE} muestra una evolución similar para las dos velocidades de ensayo empleadas.

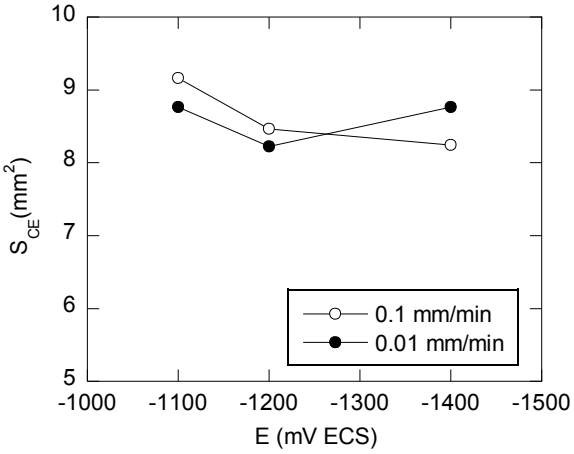


Figura 13. Superficie de fractura correspondiente a la corona exterior: S_{CE}.

4. DISCUSIÓN Y CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio de CBT sobre probetas lisas representativas de acero perlítico trefilado comercial bajo distintas condiciones de ensayo, en cuanto a velocidad y potencial electroquímico. En trabajos anteriores [1,2] se ha visto que el alambre de pretensar empleado muestra una disminución de su carga de rotura y de su capacidad para deformarse plásticamente, a medida que el ensayo de tracción es realizado con menor velocidad de solicitación. Dichos resultados se producen para potenciales inferiores a –1100 mV ECS.

Los ensayos de CBT realizados en este trabajo crean superficies de fractura marcadamente anisótropas, especialmente si se comparan con aquellas obtenidas a través de ensayos de tracción simple en ambiente inerte.

El efecto fragilizante del hidrógeno, desde el punto de vista del análisis fractográfico cuantitativo, queda patente al comparar diversas zonas de la superficie de fractura con relación a aquellos que se consiguen en ambiente inerte (tabla 2). De esta forma puede observarse que el hidrógeno produce una merma de la ductilidad del alambre de pretensar cuando éste es ensayado en condiciones de CBT, mostrando una estricción final en fractura claramente menor (figura 9). El tamaño de la zona de proceso de fractura es claramente superior para el caso del acero ensayado bajo CBT, especialmente si se tiene en cuenta que la zona de proceso de fractura en CBT puede ser considerada como la suma de las superficies de fractura que forman la S_{TTS} y la S_{ZPF}.

Los valores correspondientes a la S_{TTS} tienen que ser interpretados con cautela puesto que los alambres de acero ensayados son lisos, libres de entallas o fisuras iniciales. La no presencia de entallas o fisuras en el material provoca que el H_2 no tenga una entrada preferencial por la cual pueda acceder al interior del acero. Como consecuencia de ello existen varias zonas de la superficie externa del alambre de pretensar, aquella dentro de la célula de corrosión, que presenta múltiple micro-fisuración por TTS. No obstante, el análisis cuantitativo de la superficie de fractura final solo permite observar y medir una pequeña parte de la S_{TTS}, aquella que ha provocado la fractura por separación total de superficies.

Por último, cabe señalar, como caso curioso y particular, aquellos valores correspondientes a la superficie de la superficie de fractura correspondiente a la corona exterior o labio dúctil S_{CE}. Los valores obtenidos para aquellas probetas ensayadas bajo CBT, figura 13, son claramente mayores que los resultados obtenidos en ambiente inerte (tabla 2), con independencia de la velocidad de ensayo y del potencial considerado. La presencia del hidrógeno fragiliza el material desde el punto de vista de su respuesta mecánica [1], aunque desde un punto de vista microscópico, y relativo a la formación del labio dúctil en la corona exterior (fractura del tipo copa y cono) el hidrógeno no afecta a su formación. Los valores correspondientes a la superficie de la corona exterior S_{CE} son muy elevados si se compara con los resultados obtenidos en ambiente inerte (tabla 2). La razón a tal comportamiento puede deberse a que dicha superficie ha tenido mucho más tiempo para su formación durante los ensayos de CBT, puesto que los ensayos en ambiente inerte [8,9] se han realizado a una velocidad considerablemente mayor (2 mm/min.).

REFERENCIAS

[1] F.J. Ayaso, A. Fernández-Viña y J. Toribio. Fractura anisótropa de alambres de pretensado comercial sometidos a ensayos de corrosión bajo tensión. Anales de Mecánica de la Fractura (2010) 27: 467-472.

[2] M. Hredil, F.J. Ayaso y J. Toribio. Anisotropía de la fragilización por hidrógeno en alambres lisos de acero perlítico fuertemente trefilado. Anales de Mecánica de la Fractura (2020) 37, 265-270.

[3] V. Kharin, J.G. Ballesteros, J.A. Blanco, D. Vergara y J. Toribio. Influencia del campo residual tenso-deformacional en la fragilización por hidrógeno de aceros de pretensado. Anales de Mecánica de la Fractura (2006) 23-1: 207-212.

[4] R.N. Parkins, M. Elices, V. Sánchez-Gálvez and L. Caballero. Environment sensitive cracking of pre-stressing steels. Corros. Sci. (1982) 22: 379-405.

[5] V. Sánchez-Gálvez, L. Caballero y M. Elices. The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete. ASTM STP 866 (1985): 428-436.

[6] A.M. Lancha. Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid. Madrid: 1987.

[7] E. Ovejero. Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Tesis Doctoral, Universidad de La Coruña. La Coruña: 1998.

[8] F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara, M. Lorenzo y J. Toribio. Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados. Anales de Mecánica de la Fractura (2005) 22 128-133.

[9] J. Toribio, F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara and M. Lorenzo. Tensile fracture behavior of progressively drawn pearlitic steels. Metals (2016) 6/5: 114-1 - 114-18.

ESTUDIO EXPERIMENTAL A FATIGA DE LAMINADOS UNIDIRECCIONALES A 90º

S. Sánchez-Carmona[1], E. Correa[1], A. Barroso[1], F. París[1]

[1] Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, Departamento de Mecánica de Medios Continuos y Teoría de Estructuras, Escuela Técnica Superior de Ingeniería, Universidad de Sevilla, Camino de los Descubrimientos 41092 Sevilla

RESUMEN

La vida a fatiga de laminados unidireccionales a 90º (UD-90) ha sido estudiada ante distintas condiciones de carga cíclica Tracción-Tracción (R=0.1). En primer lugar, el efecto de la porosidad se ha evaluado usando dos laminados UD-90 diferentes, curándolos a diferentes presiones en autoclave. En segundo lugar, la importancia del acabado superficial en laminados UD-90 ha sido estudiada. Y, por último, el efecto de la frecuencia se ha analizado también a través de curvas S-N. Los resultados de vida a fatiga de cada caso mediante curvas S-N han sido considerados como punto de partida para la investigación actual de la predicción del comienzo del daño a fatiga en la evaluación de distintos laminados *cross-ply* $[0_m/90_n]_s$ ante carga cíclica. Dichos estudios futuros irán ligados al análisis del comportamiento a fatiga de láminas ultra delgadas en la capa de 90º de los laminados *cross-ply* con el fin de identificar el efecto escala.

PALABRAS CLAVE: Vida a fatiga, Grieta transversal, Materiales compuestos, Porosidad, Efectos de frecuencia, Laminados unidireccionales

ABSTRACT

Fatigue life of unidirectional 90º laminates (UD-90) at different conditions under Tension-Tension loading (R=0.1) are studied. Firstly, the effect of the porosity is evaluated using two different UD-90 laminates cured at different pressures in an autoclave. Secondly, the importance of the surface finishing in UD-90 laminates is studied. And finally, the effect of the frequency is analysed by means of the S-N curves. The results of fatigue life of the different case studies (S-N curves) are considered as the starting point of the current research for the prediction of the onset of transverse cracks in the assessment of different cross-ply laminates under cycling loading. These future studies are going to be developed to analyse the fatigue behaviour of ultrathin plies in the 90º ply of cross-ply laminates with the aim of identifying the scale effect.

KEYWORDS: Fatigue life, Transverse cracking, Composites, Voids, Frequency effects, Unidirectional laminates

1. INTRODUCCIÓN

La fatiga de los materiales compuestos actualmente es un área de investigación en desarrollo continuo, a diferencia de la fatiga en metales, la cual está estudiada en mayor profundidad y cuyas técnicas de análisis y predicción están mucho más desarrolladas.

Como es conocido, existen varias formas de presentar la ecuación de una curva S-N, la cual puede ser lineal en sistema de coordenadas log-log o semi-log [1]. Una de las más usadas (y que se empleará en el desarrollo de este trabajo), es la siguiente ley lineal en sistema semi-log:

$$\frac{\sigma_{max}}{\sigma_R} = k - m\, logN \qquad (1)$$

donde σ_{max} es el máximo nivel tensional de la curva cíclica sinusoidal, σ_R es la resistencia última a tracción del material compuesto (en este trabajo se ha utilizado la resistencia transversal última a tracción del material, Y_T), N es el número total de ciclos en su vida a fatiga, y k y m son parámetros constantes del material, los cuales se obtienen mediante métodos de regresión. Además, es interesante desde un punto de vista estadístico el análisis de los resultados experimentales a fatiga [2]. Muchos son los autores que realizan estudios estadísticos para cualquier tipo de modelado predictivo a fatiga, tanto en modelos fenomenológicos ([3]–[5]) como en modelos de daño progresivo ([6]–[9]).

Para una precisa evaluación experimental del comportamiento a fatiga de materiales compuestos, tanto parámetros de ensayo como de fabricación tienen que ser considerados adecuadamente [2]. Uno de los parámetros significativos en la evaluación de ensayos cíclicos es la

frecuencia de aplicación de la carga [10]. Posteriormente otros autores ([1], [11], [12]) han analizado sus efectos en la vida a fatiga de distintos laminados de material compuesto. También son muchos los parámetros de fabricación a tener en cuenta durante el conformado de materiales compuestos para alcanzar propiedades mecánicas adecuadas y, por consiguiente, aceptables de cara a su comportamiento a fatiga. Uno de los factores críticos es la presencia de defectos en materiales compuestos. Un ejemplo claro es el notable efecto perjudicial de la porosidad en cuanto a la disminución acusada de las propiedades mecánicas a fatiga [13].

Actualmente, el efecto escala en materiales compuestos sometidos a carga estática es un tema de gran actualidad, como se observa en la reciente publicación [14]. Cabe por tanto plantearse si dicho efecto existe en el caso de carga cíclicas y qué implicaciones conlleva. Por ello, laminados *cross-ply* $[0_m/90_n]_s$ serán analizados en busca de dicho objetivo. Con tal fin, tal y como [15] explica, las propiedades a fatiga de laminados UD-90 pueden ser utilizadas para predecir el comienzo de grietas transversales a fatiga. Debido a ello, el objetivo principal de este trabajo se basa en el estudio de la vida a fatiga de distintos laminados UD-90 bajo distintas condiciones de fabricación y ensayo para evaluar las diferencias observadas.

2. EXPERIMENTACIÓN

2.1. Casos de estudio

El análisis del comportamiento a fatiga de laminados UD-90 se ha realizado mediante 3 casos de estudios. El primero ha tenido como objetivo evaluar el efecto de la porosidad en su vida a fatiga tras curar 2 paneles idénticos en autoclave a 2 presiones distintas, 3 y 7 bares, ambas recomendadas por el fabricante, aunque para aplicaciones diferentes. El segundo caso ha analizado la importancia del acabado de la superficie externa en laminados UD-90. Y el tercero ha evaluado el efecto de la frecuencia en la curva S-N de todos los laminados analizados.

2.2. Definición de las probetas

Los laminados UD-90 se han fabricado con prepreg de cinta unidireccional CYCOM 970/T300 de 190gsm suministrada por Solvay. En su ficha técnica [16] se indica que dicho material debe ser curado a 7bar, pero puede ser también curado a 3bar en el caso de usarlo como pieles de un panel sándwich. Con el fin de comprobar si dicha presión de curado conlleva cierta defectología en el panel fabricado, como podría ser porosidad, se han fabricado 2 tipos de laminados UD-90 distintos, uno a 3bar (3bC) y otro a 7bar (7bC).

El curado de ambos laminados se ha realizado en autoclave mediante bolsa de vacío. Con el objetivo de analizar la importancia del acabado en la superficie externa de los laminados UD-90, el curado de los laminados 7bC se ha realizado en una misma bolsa de vacío, colocando ciertos paneles con contra-molde y otros sin él (Figura 1). Al utilizar contra-moldes, las superficies de ambas caras de los paneles quedan totalmente lisas, mientras que, al no utilizarlos, una de las caras queda con cierta rugosidad debido al *airwave* que se coloca como capa superior antes de cerrar la bolsa de vacío. Dicha idea se visualiza en los acabados mostrados en Figura 2.

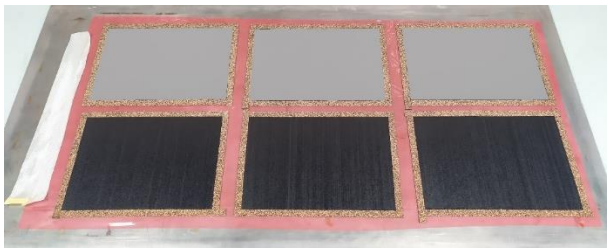


Figura 1. Mesa de curado para laminados 7bC con y sin contra-molde, superior e inferior respectivamente.

Figura 2. Acabados superficiales obtenidos con contra-molde (superior) y sin contra-molde (inferior) en la cara superior de los laminados.

A partir de este momento, los paneles sin contra-molde se designan como rugosos y los que llevan contra-molde como lisos. En la leyenda de las curvas S-N, las probetas obtenidas de los paneles rugosos se designan con R y las obtenidas de los lisos con L.

Tras la fabricación de los distintos laminados, se han pegado tacos de vidrio tanto por delante como por detrás de éstos para reforzar las zonas de agarre de las mordazas durante ensayo, evitando el fallo prematuro durante los mismos. La última etapa para la obtención de las probetas ha sido su mecanizado en un equipo de corte con disco de diamante, dando lugar a las probetas mostradas en Figura 3. Las dimensiones usadas han sido w=25mm, L_s=180mm y t=2,15mm, además de L_t=50mm, siguiendo las indicaciones de la norma [17].

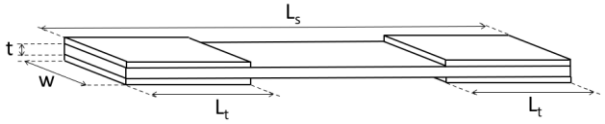


Figura 3. Esquema de probeta con dimensiones.

De manera paralela y con el objetivo de garantizar que el grado de curado de ambos tipos de laminados ha sido adecuado, se han realizado 2 ensayos de DMA siguiendo las indicaciones de la norma [18]. Los resultados obtenidos de temperatura de transición vítrea, T_g, han sido 181ºC para 3bC y 185ºC para 7bC, siendo la diferencia de 4ºC no significativa.

Ciertas probetas aleatorias de los laminados 3bC y 7bC fueron preparadas metalográficamente mediante una secuencia específica de lijas y paños de pulido. La observación microscópica ha sido necesaria para identificar si ambos laminados mostraban porosidad en su superficie libre de bordes. Mientras que 7bC no ha mostrado poros en su superficie, 3bC ha mostrado cierta porosidad, como se puede ver en Figura 4.

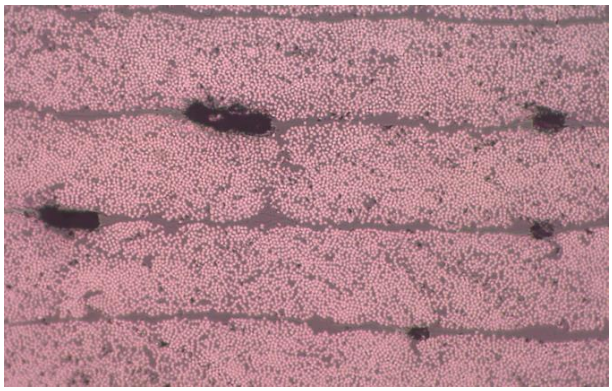


Figura 4. Porosidad en laminado UD-90 3bC.

El efecto perjudicial de la porosidad en la vida a fatiga es bastante acusado y, por ello, la cantidad de poros ha sido medida detalladamente mediante un análisis automático de imagen, siguiendo la pauta técnica [19]. Los resultados han mostrado que únicamente existe un 0.3% de porosidad tras el curado a la presión más baja empleada.

2.3. Definición de ensayos

Diferentes ensayos se han realizado con el fin de evaluar la vida a fatiga de los laminados UD-90. Por un lado, se han usado ensayos estáticos para obtener el módulo de elasticidad transversal (E_2) y la resistencia transversal a tracción (Y_T) de ambos laminados. Y, por otro lado, ensayos cíclicos tracción-tracción (T-T) se han realizado para obtener las curvas S-N de cada caso de estudio.

Los ensayos estáticos se han realizado en una máquina electromecánica Instron 4482 mediante control en desplazamiento a una velocidad de 0.5mm/min. Durante dichos ensayos, se ha usado un extensómetro 2630-112 / 84 para medir las deformaciones necesarias para el cálculo de E_2.
Los ensayos a fatiga se han realizado en una máquina hidráulica Instron 8801 a temperatura ambiente mediante control en carga a través de una función sinusoidal, cuya ratio de carga (R) ha sido 0.1. Dicha R se define como el cociente de la tensión mínima aplicada dividida por la tensión máxima aplicada. Con el fin de evaluar el efecto de la frecuencia, se han realizado ensayos cíclicos a ambos tipos de laminados con distintas frecuencias, comprendidas entre 10 y 20 Hz. Además, cada tipo de laminado se ha evaluado a distintos niveles de carga, definidos en tanto por uno como el cociente entre la tensión máxima a fatiga entre Y_T de cada laminado. Durante los ensayos cíclicos, un termopar K se ha adherido a la superficie de las probetas con cinta de alta temperatura para comprobar si se han producido incrementos térmicos significativos durante los ensayos. Siguiendo las recomendaciones de la norma [20], el máximo incremento térmico permitido se ha marcado como 10ºC, siendo el valor a partir del que ciertos materiales han mostrado degradación significativa de sus propiedades.

2.4. Caracterización

La rigidez, E_2, y la resistencia, Y_T, medidas para cada laminado se muestran en la Tabla 1.

Tabla 1. Propiedades transversales de rigidez y resistencia a tracción de cada laminado.

	3bC			7bC		
Propiedad	Media	DST	CV (%)	Media	DST	CV (%)
Y_T (MPa)	69.07	±4.88	7.07	73.16	±4.92	6.73
E_2 (GPa)	7.29	±0.07	0.97	7.26	±0.21	2.88

2.5. Ensayos cíclicos

En la primera campaña experimental a fatiga, probetas de 3bC se han ciclado a 2 frecuencias distintas, 10 y 15 Hz, y bajo 3 niveles de carga distintos, 0.8, 0.7 y 0.65 de Y_T. Todas ellas han sufrido un incremento máximo de temperatura de 5ºC, cumpliendo el valor límite tomado. Las curvas S-N obtenidas a partir de dichos ensayos para cada una de las frecuencias se muestran en Figura 5.

En probetas UD-90 se espera que la rotura ocurra cuando la primera grieta transversal se produzca. Y así ha ocurrido para cada una de las roturas ocasionadas. Aunque se podría esperar que la grieta transversal apareciese cerca de los tacos por la concentración que allí se produce, tres cuartos del total de las roturas se han producido en el entorno de la zona central de las probetas, como se indica en Tabla 2. Las distintas zonas de rotura especificadas en dicha tabla se detallan en Figura 6.

Tabla 2. Porcentajes de aparición de las fracturas en función de las distintas zonas de las probetas de 3bC.

Zona rotura (mm)	Aparición (%)
Superior cercana a taco (1)	21.1
Superior (2)	15.8
Centro (2)	36.8
Inferior (2)	21.1
Inferior cercana a taco (1)	5.3

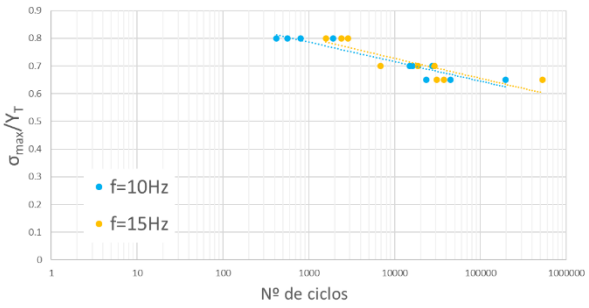


Figura 5. 1ª campaña experimental - Curvas S-N (semi-log) de laminados UD-90 3bC a frecuencias 10 y 15Hz.

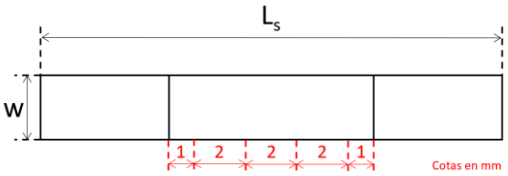


Figura 6. Esquema de las posibles zonas de rotura en probetas UD-90 ensayadas a fatiga.

En la segunda campaña experimental cíclica, probetas de 7bC han sido ensayadas a 2 frecuencias distintas, 15 y 20 Hz, bajo 3 niveles de carga distintos (0.8, 0.65 y 0.5). En este caso, todas las probetas ensayadas han mostrado un incremento máximo de temperatura de 7ºC, cumpliendo también con el valor límite definido. Las curvas S-N para cada una de las frecuencias y cada uno de los acabados superficiales fabricados se muestran en la Figura 7. La flecha con la etiqueta *run-out* indica que hay probetas que no han roto tras alcanzar 10^7 ciclos, momento en el cual sus ensayos se han parado. Esta misma indicación de *run-out* es usada posteriormente en otras gráficas S-N con este mismo significado.

Tabla 3. Porcentajes de aparición de las fracturas en función de las distintas zonas de las probetas de 7bC.

Zona rotura (mm)	Aparición (%)
Superior cercana a taco (1)	27.5
Superior (2)	24.8
Centro (2)	4.2
Inferior (2)	26.8
Inferior cercana a taco (1)	16.7

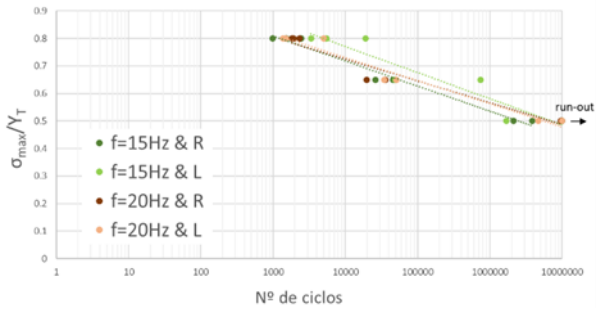


Figura 7. 2ª campaña experimental - Curvas S-N (semi-log) de laminados UD-90 7bC a distintas frecuencias (15 y 20 Hz) y distintos acabados superficiales (R y L).

En esta campaña la aparición de las fracturas también ha ocurrido variadamente en las zonas indicadas en Figura 6, tal y como se detalla en la Tabla 3.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Cada caso de estudio va a analizarse independientemente en los siguientes apartados. Antes de ello, es interesante obtener las líneas de tendencia y sus coeficientes de determinación (R^2) para cada una de las curvas S-N mostradas en la Figura 5 y la Figura 7. Aunque R^2 proporciona una somera estimación de la bondad del ajuste, dicha variable estadística se ha obtenido únicamente para dar una indicación de la variabilidad de los resultados. Los parámetros *k* y *m* de la ecuación (1) y R^2 de cada una de las curvas S-N indicadas se muestran en la Tabla 4.

Tabla 4. Estadística de datos de las curvas S-N para ambas campañas experimentales.

Caso de estudio	*k*	*m*	R^2
3bC 10Hz	0.9972	0.031	0.8773
3bC 15Hz	1.0175	0.031	0.7438
7bC 15Hz Rugoso	1.0817	0.040	0.9803
7bC 15Hz Liso	1.1512	0.041	0.8986
7bC 20Hz Rugoso	1.0428	0.034	0.9531
7bC 20Hz Liso	1.0660	0.036	0.9622

Como se puede observar, los valores de R^2 de los casos 3bC son menores que los de los casos 7bC. Aunque el caso "7bC 15Hz Liso" está más cercano al 3bC, el resto tienen valores de R^2 bastante aceptables teniendo en cuenta la cantidad de probetas ensayadas. En cualquier caso, hay que analizar estos resultados teniendo en cuenta la alta dispersión que se produce en ensayos de laminados UD-90.

3.1. Efecto de la porosidad

Como se ha indicado anteriormente, y a pesar de la impresión que transmitía la primera exploración micrográfica de las muestras, la cantidad de poros en 3bC es muy reducida. Debido a ello la vida a fatiga de ambos laminados, 3bC y 7bC, es muy similar como se aprecia en la comparativa de resultados experimentales obtenidos a una frecuencia de 15Hz, Figura 8. En cualquier caso, en dicha figura se observa una ligera disminución de la pendiente de la curva S-N para el caso del laminado 3bC lo que se asocia a dicha porosidad del 0.3% obtenida.

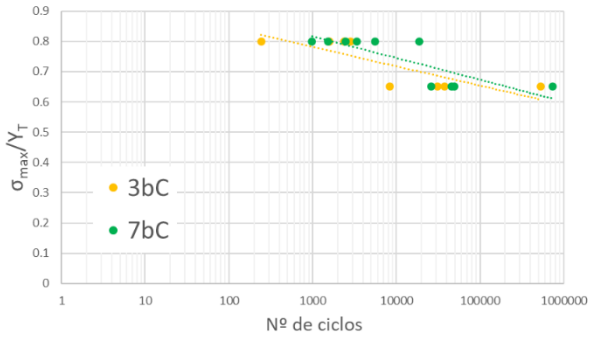


Figura 8. Comparativa de curvas S-N de laminados 3bC y 7bC a 15Hz.

3.2. Efecto del acabado superficial

Las observaciones microscópicas de las probetas UD-90 obtenidas de los laminados rugosos parecen mostrar que las roturas se producen en ciertas zonas con irregularidades, que pueden conllevar cierta concentración de tensiones, debido a la rugosidad obtenida sin contra molde (Figura 9).

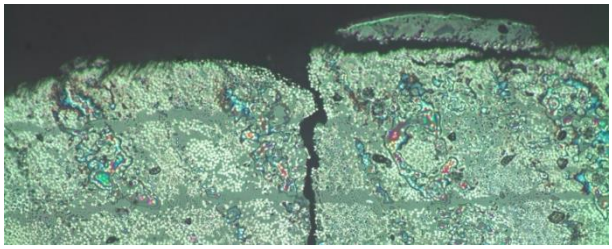


Figura 9. Roturas de probetas UD-90 obtenidas de laminado 7bC rugoso que ocurren en zonas irregulares.

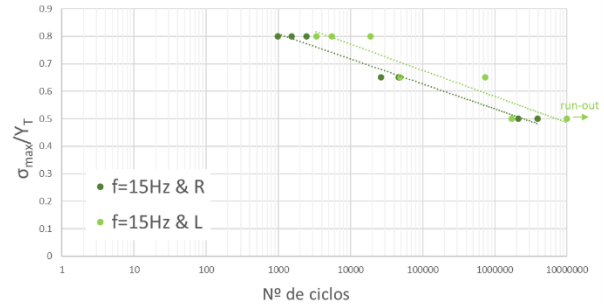


Figura 10. Comparativa de curvas S-N entre laminados 7bC rugoso (R) y liso (L) a frecuencia 15Hz.

Los resultados de la vida a fatiga de la 2ª campaña experimental se detallan a continuación separando las curvas S-N en función de la frecuencia ensayada. Así, observando la Figura 10 y la Figura 11, se puede detectar si el efecto de un acabado superficial rugoso en una de las superficies de la probeta influye en los resultados experimentales obtenidos.

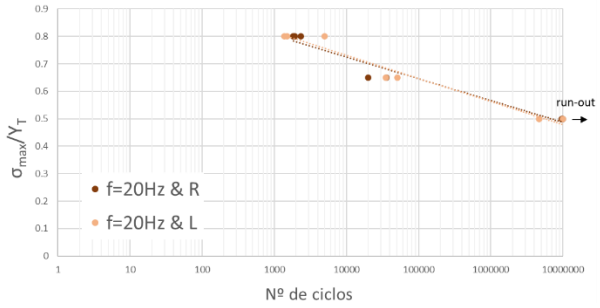


Figura 11. Comparativa de curvas S-N entre laminados 7bC rugoso (R) y liso (L) a frecuencia 20Hz.

Es cierto que la Figura 10 parece mostrar que existe mejora en la vida a fatiga de este laminado si ambas superficies de las probetas son lisas; sin embargo, observando la Figura 11 se puede apreciar cómo ambas líneas de tendencia se superponen. Teniendo en cuenta la dispersión de los resultados experimentales a fatiga en laminados unidireccionales y que la diferencia entre las líneas de tendencia de la Figura 10 es pequeña, rugosidades pronunciadas de la superficie provocada por el *airwave* pueden descartarse de ser consideradas como origen de la grieta transversal que produce la rotura del laminado UD-90. Por tanto, la distinción entre laminado 7bC rugoso y liso puede ser descartada.

En base a la conclusión anterior en el siguiente apartado los datos experimentales representados para 7bC serán considerados sólo en función de la frecuencia a la cual se han ensayado cíclicamente.

3.3. Efecto de la frecuencia

En cada una de las campañas experimentales se han realizado los ensayos a fatiga a distintas frecuencias con el objetivo de analizar cuál es la mayor frecuencia a la que los laminados UD-90 se pueden ensayar experimentalmente para agilizar los ensayos, sin alcanzar un incremento térmico significativo que implique cambios de comportamiento del material ante efectos viscosos derivados. Como se ha comentado anteriormente, ninguna de las frecuencias usadas ha provocado incrementos térmicos superiores a 7ºC. Por tanto, al no superar el valor límite definido de 10ºC, todas las curvas S-N comentadas hasta el momento pueden ser tomadas como válidas.

Por un lado, los resultados experimentales de 3bC, Figura 5, muestran tendencias de comportamiento similares a ambas frecuencias ensayadas (10 y 15 Hz). Es interesante recalcar que la dispersión experimental obtenida para 15Hz a $0.65Y_T$ ha provocado una disminución del valor de R^2; este hecho nos corrobora que dicho parámetro estadístico puede dar una indicación de la bondad de los resultados con la cantidad de probetas ensayadas siguiendo las recomendaciones recogidas en [2].

Y, por otro lado, la vida a fatiga de 7bC obtenida tras la 2ª campaña de ensayos se ha representado en la Figura 12 diferenciando únicamente los resultados en función de la frecuencia usada (15 y 20 Hz). Observando dichas curvas S-N se concluye que ambas frecuencias pueden ser usadas para evaluar la vida a fatiga de laminados UD-90 al tener líneas de tendencias muy similares.

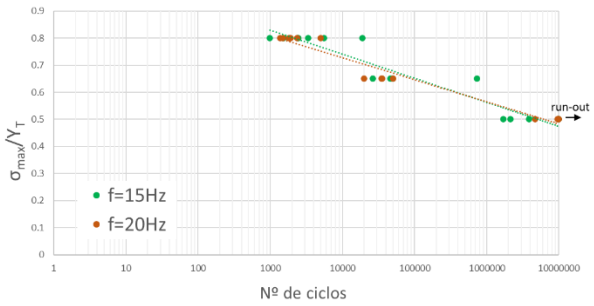


Figura 12. 2ª campaña experimental - Curvas S-N (semi-log) de laminados UD-90 7bC a distintas frecuencias (15 y 20 Hz).

4. CONCLUSIONES

El principal objetivo de este trabajo ha sido obtener la vida a fatiga de distintos laminados UD-90 bajo distintas condiciones de fabricación y ensayo para evaluar las diferencias observadas. Los resultados recabados serán aprovechados en futuros estudios para el análisis y la predicción del comportamiento cíclico de láminas ultra delgadas en la capa de 90º de laminados cross-ply $[0_m/90_n]_s$ con el fin de identificar la importancia del efecto escala ante cargas cíclicas.

Para cada una de las curvas S-N obtenidas experimentalmente se ha calculado una línea de tendencia lineal, ecuación (1), en sistema de coordenadas semi-log. Los resultados de los parámetros k y m se recogen en la Tabla 4 junto con el valor de su coeficiente de determinación para cada campaña experimental. Mediante dicha estadística básica, se ha analizado la variabilidad de los resultados en función de cada caso de estudio.

Teniendo en cuenta los resultados, se pueden asumir ciertas consideraciones. En primer lugar, la cantidad de poros es tan pequeña tras curar en autoclave a 3bar que su efecto en la vida a fatiga de los laminados UD-90 3bC es despreciable. Ello implica que la fabricación de estos laminados a 3 bares es aceptable en caso de ser usado en aplicaciones cíclicas. En segundo lugar, se ha comprobado que la fabricación mediante bolsa de vacío puede ser realizada indistintamente con relación al uso de contra-molde debido a que la vida a fatiga no se ha visto considerablemente afectada tras el uso de este. Y, por último, se ha corroborado que los laminados UD-90 pueden ser ensayados hasta frecuencias de 20Hz a temperatura ambiente sin sufrir alteraciones en su vida a fatiga. Por tanto, dichos ensayos pueden ser acelerados sin perder fiabilidad y precisión, economizando tanto el tiempo de ensayo como el material auxiliar utilizado para ellos.

AGRADECIMIENTOS

Este trabajo ha sido realizado gracias a un contrato PIF de la convocatoria VIPPIT-2018-II.2 otorgado por la Universidad de Sevilla y al proyecto de investigación PY18-3360, otorgado por la Junta de Andalucía en el marco de ayudas a proyectos I+D+i PAIDI2020.

REFERENCIAS

[1] H. S. Chen and S. F. Hwang, "Accelerated fatigue properties of unidirectional carbon/epoxy composite materials," *Polym. Compos.*, vol. 27, no. 2, pp. 138–146, 2006, doi: 10.1002/pc.20181.

[2] B. Harris, *Fatigue in composites*. Woodhead Publishing, 2003.

[3] J. Chiachio, M. Chiachio, S. Sankararaman, A. Saxena, and K. Goebel, "A robust modeling approach for fatigue damage in composites based on bayesian model class selection," 2014.

[4] L. Takacs, L. Kovacs, and T. Olajos, "Numerical tool with mean-stress correction for fatigue life estimation of composite plates," *Eng. Fail. Anal.*, vol. 111, no. October 2019, p. 104456, 2020, doi: 10.1016/j.engfailanal.2020.104456.

[5] F. Taheri-Behrooz, M. M. Shokrieh, and L. B. Lessard, "Residual stiffness in cross-ply laminates subjected to cyclic loading," *Compos. Struct.*, vol. 85, no. 3, pp. 205–212, 2008, doi: 10.1016/j.compstruct.2007.10.025.

[6] H. Ben Kahla, Z. Ayadi, F. Edgren, A. Pupurs, and J. Varna, "Statistical model for initiation governed intralaminar cracking in composite laminates during tensile quasi-static and cyclic tests," *Int. J. Fatigue*, vol. 116, no. January, pp. 1–12, 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.05.030.

[7] G. Just, I. Koch, M. Thieme, and M. Gude, "Inter fibre cracking behaviour of CFRP under very high cycle fatigue loading: Experimental and analytical multi-scale approach," in *20th International Conferences on Composite Materials*, 2015, no. July, pp. 19–24.

[8] J. M. Berthelot, A. El Mahi, and J. F. Le Corre, "Development of transverse cracking in cross-ply laminates during fatigue tests," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 12, pp. 1711–1721, 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00068-9.

[9] P. A. Carraro and M. Quaresimin, "Fatigue damage and stiffness evolution in composite laminates: A damage-based framework," *Procedia Eng.*, vol. 213, no. 2017, pp. 17–24, 2018, doi: 10.1016/j.proeng.2018.02.003.

[10] G. C. Tsai, J. F. Doyle, and C. T. Sun, "Frequency Effects on the Fatigue Life and Damage of Graphite/Epoxy Composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 21, no. 1, pp. 2–13, Jul. 1987, doi:

10.1177/002199838702100101.

[11] J. C. Marin, J. Justo, F. París, and J. Cañas, "The effect of frequency on tension-tension fatigue behavior of unidirectional and woven fabric graphite-epoxy composites," *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 26, no. 17, pp. 1430–1436, 2019, doi: 10.1080/15376494.2018.1432814.

[12] X. R. Xiao, "Modeling of load frequency effect on fatigue life of thermoplastic composites," *J. Compos. Mater.*, vol. 33, no. 12, pp. 1141–1158, Jul. 1999, doi: 10.1177/002199839903301205.

[13] S. Sisodia, E. K. Gamstedt, F. Edgren, and J. Varna, "Effects of voids on quasi-static and tension fatigue behaviour of carbon-fibre composite laminates," *J. Compos. Mater.*, vol. 49, no. 17, pp. 2137–2148, 2015, doi: 10.1177/0021998314541993.

[14] F. París, M. L. Velasco, and E. Correa, "The scale effect in composites: An explanation physically based on the different mechanisms of damage involved in failure," *Compos. Struct.*, vol. 257, p. 113089, Feb. 2021, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.113089.

[15] A. Hosoi, S. Sakuma, Y. Fujita, and H. Kawada, "Prediction of initiation of transverse cracks in cross-ply CFRP laminates under fatigue loading by fatigue properties of unidirectional CFRP in 90° direction," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 68, pp. 398–405, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.022.

[16] Technical Data Sheet from SOLVAY, "Cycom ® 970 PREPREG." pp. 1–4.

[17] "ASTM D3039/D3039M: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials," *Annu. B. ASTM Stand.*, pp. 1–13, 2014, doi: 10.1520/D3039.

[18] "ASTM D7028-07: Standard Test Method for Glass Transition Temperature (DMA Tg) of Polymer Matrix Composites by Dynamic Mechanical Analysis (DMA)," *Annu. B. ASTM Stand.*, pp. 1–14, 2012, doi: 10.1520/D7028-07E01.2.

[19] "TMS PT 2701: Determinación del contenido de poros en plásticos reforzados con fibras usando Análisis Automático de Imágenes."

[20] "ASTM D3479/D3479M: Standard Test Method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials," *Annu. B. ASTM Stand.*, vol. 96, no. August, p. 6, 2012, doi: 10.1520/D3479.

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. Cicero[1], K. Mottershead[2], R. Cicero[3], A. McLennan[2], S. Courtin[4], C. Huotilainen[5]

[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

INCENFA-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. EPRI está llevando a cabo una serie de ensayos de fatiga ambiental a escala de componente, que se espera que avancen significativamente en la disponibilidad de datos. Sin embargo, la capacidad de abordar la aplicabilidad de los datos de ensayos en laboratorio a componentes con geometría y cargas reales sigue estando restringida por el limitado número de datos. Este déficit de conocimiento es abordado por INCEFA-SCALE mediante: 1) la comprensión mecánica mediante un examen detallado de probetas ensayadas a fatiga y análisis de datos (INCEFA-PLUS, USNRC, EPRI, MHI y AdFaM); 2) ensayos centrados en aspectos particulares de las cargas cíclicas aplicadas a componentes. En paralelo, se llevará a cabo una campaña de ensayos para cubrir las necesidades detectadas. Finalmente, el proyecto proporcionará una guía para aplicar en componentes a escala real los datos obtenidos en laboratorio. Este artículo describe los antecedentes del proyecto y los avances realizados en el análisis de datos, comportamiento mecánico y necesidades de ensayo.

PALABRAS CLAVE: fatiga asistida por el ambiente, reactor de agua presurizada, centrales nucleares, operación a largo plazo, acero inoxidable

ABSTRACT

INCENFA-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 NPPs components subjected to environmental assisted fatigue. EPRI is developing a series of component-scale environmental fatigue tests, which are expected to significantly advance data availability. However, the ability to address the applicability of laboratory test data to components with real geometry and loads remains restricted by the limited number of data. INCEFA-SCALE addressed this knowledge gap by: 1) developing a comprehensive mechanical understanding through detailed examination of fatigue-tested specimens and data analysis (INCEFA-PLUS, USNRC, EPRI, MHI and AdFaM); 2) conducting tests focused on particular aspects of cyclical loads applied to components. At the same time, a test campaign will be carried out to cover the detected needs. Finally, the project will provide a guidance for using the laboratory data in full-scale components. This article describes the background of the project and the advances made in data analysis, mechanical understanding and testing needs.

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 proyecto INCEFA-PUS, 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), avanzando en la capacidad de predecir el tiempo de vida de los componentes de centrales nucleares afectados por este fenómeno.

Los operadores de centrales nucleares han observado que los fallos atribuibles a EAF son menores que los estimados por los métodos de cálculo actuales [1]. Una de las posibles causas de esta discrepancia es la transferibilidad entre los resultados de los ensayos en laboratorio y 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 teniendo una limitación en 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.

Actualmente, el proyecto se encuentra en la fase de análisis de la gran cantidad de datos existentes en la base de datos MatDB, alojada por el JRC (procedentes del proyecto INCEFA-PLUS y de otras fuentes externas, como USNRC, EPRI, MHI y el proyecto AdFaM). El programa experimental se está definiendo durante este primer año de proyecto y se desarrollará durante tres años. Finalmente, el proyecto generara 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'Energie Atomique et aux Energies 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
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 los métodos para predecir el tiempo de vida de los componentes en centrales nucleares y, más importante aún, completar el déficit de conocimiento respecto a la aplicación de los datos obtenidos mediante ensayos de laboratorio al comportamiento y las condiciones reales de carga de los componentes. Este déficit de conocimiento has 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 [2] 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, sin embargo, su capacidad de transferibilidad está limitada.

La estrategia del proyecto 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 de los ensayos disponible en MatDB.
2) Un programa de ensayos centrado en aspectos característicos de las cargas cíclicas en los componentes. Esta campaña de ensayos será definida durante el primer año, en paralelo a la minería de datos, y se desarrollará durante tres años.

Finalmente, el proyecto facilitará una guía sobre la transferibilidad de los datos obtenidos en laboratorio a escala de componente y condiciones de carga 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. Además de su exposición a alta temperatura y presión, y al agua de refrigeración acondicionada químicamente, estos materiales experimentan condiciones de cargas dinámicas no uniformes. Mientras que un importante número de ensayos en laboratorio han sido llevados a cabo para evaluar el efecto de distintos parámetros del material, ambiente y solicitaciones mecánicas en el límite de vida a fatiga del acero inoxidable en condiciones simuladas de PWR, la transferibilidad de estos resultados al comportamiento a escala de componente en planta continúa siendo un tema de interés e insuficiente conocimiento [1]. Una mejora del conocimiento de los mecanismos involucrados en la fatiga asistida por el ambiente es fundamental para proporcionar una guía que permita aplicar los avances en la transferencia de los datos obtenidos en laboratorio al comportamiento de los componentes. El proyecto INCEFA-SCALE aborda esta cuestión.

El proyecto INCEFA-PLUS, antecesor de INCEFA-SCALE, 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 (*hold time*) y velocidad de deformación, así como sus interacciones. Se realizaron más de 250 ensayos en aire y en ambiente PWR, la Figura 1 muestra el resultado de 170 de ellos, correspondientes al programa principal de ensayos. 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 [3]. No se observó ningún efecto en la aplicación de deformación media o *hold time*.

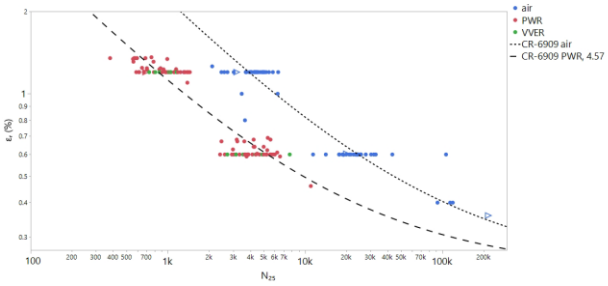


Figura 1. Curvas de referencia del NUREG/CR-6909 [4] *y datos experimentales de INCEFA-PLUS* [3].

Distintos subprogramas se realizaron en el marco del proyecto:

- Se estudió el efecto dela deformación media sin encontrar sinergia entre esta y el ambiente [5].
- Se modificación de las condiciones iniciales de *hold time*, aunque no se encontró un efecto beneficioso [3], como sí ocurría en otros estudios [6].
- La velocidad de deformación y la temperatura se modificaron, comprobando que el aumento en la vida a fatiga esperado coincidía con la predicción del NUREG/CR-6909 [3].
- También se realizaron ensayos de fatiga biaxial [7].

Por otro lado, se analizó el efecto del factor de acabado superficial en los procedimientos para la evaluación de la fatiga, concluyendo que se podría reducir el conservadurismo cuanto se aplica a ambientes PWR [8].

Por último, se comprobó que los resultados obtenidos no estaban influenciados ni por la geometría de la probeta empleada ni por el laboratorio que realizó el ensayo [9].

A continuación, se explicarán los objetivos del proyecto INCEFA-SCALE, describiendo el proyecto en detalle y mostrando su estado actual se resumirá el estado del proyecto.

5. DESCRIPCIÓN DEL PROYECTO

5.1. Organización del proyecto

El proyecto se compone de seis paquetes de trabajo (WP). Las interrelaciones entre los distintos WP se muestran en la Figura 2. Otra característica de INCEFA-SCALE es su relación con entidades externas, con lo que se quiere garantizar la máxima relevancia para los resultados del proyecto (ver Figura 3). Algunas de estas relaciones ya están consolidadas gracias a los avances llevados a cabo durante el proyecto INCEFA-PLUS.

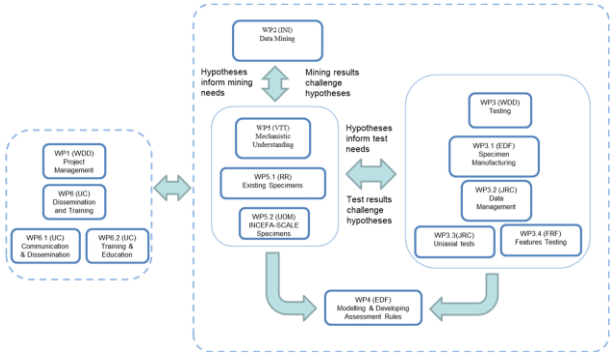


Figura 2. Interacciones entre distintos WPs del proyecto INCEFA-SCALE.

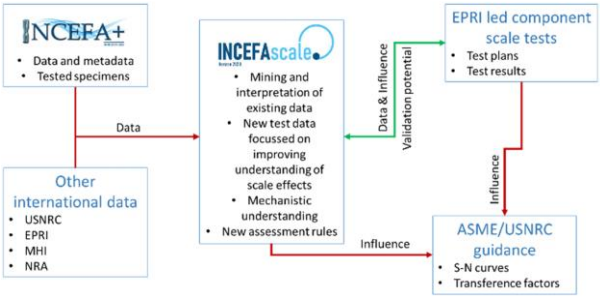


Figura 3. Relaciones externas de INCEFA-SCALE.

5.2. Descripción del proyecto

El consorcio del proyecto INCEFA-SCALE está formado por diecisiete organizaciones, de las que catorce tiene capacidad para realizar ensayos EAF, cubriendo tanto ensayos al aire como ensayos en agua simulada de primario. Las tres organizaciones que no realizaran ensayos, centraran su trabajo en el desarrollo de metodologías para evaluar la fatiga y en la comprensión mecánica mediante la caracterización de alta resolución de materiales. Las organizaciones participantes son las siguientes:

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)
Universidad de Manchester (Reino Unido)

La mayoría de los ensayos se llevará 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 concreto por su propio interés nacional. Esto permitirá que la variabilidad entre laboratorios cuantificada durante el proyecto INCEFA-PLUS sea estudiada en más profundidad [9], además de las diferencias entre el anterior material ensayado (304L) y el nuevo material que se va a caracterizar.

Siguiendo la practica 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-SACALE tendrá diversos métodos de ensayo; y en publicar los datos en el sistema MatDB, administrado por el JRC.

Además de los ensayos uniaxiales en probetas cilíndricas sólidas y huecas, habrá un incremento significativo de otros métodos, como ensayos de membrana o carga bidireccional y el uso de probetas entalladas en ensayos uniaxiales o probetas ensayadas con ondas complejas, para explorar respuestas particulares que diferencian el comportamiento entre los ensayos de laboratorio y los componentes completos frente al fenómeno de EAF. La composición concreta de los ensayos a desarrollar estás siendo definida durante este primer año. Estas decisiones serán tomadas en base a las deficiencias encontradas durante el análisis de datos y en el desarrollo, en paralelo, de su comprensión mecánica. Se ha sido cuidadoso durante la redacción del proyecto para asegurar que el consorcio disponga de una gama suficiente de métodos de ensayo que cubran todas las necesidades.

La amplitud y la complejidad de los ensayos disponibles implica que se debe ser cuidados para evitar estudiar más fenómenos de los que se puedan abordar desde un punto de vista estadístico. Por otro lado, dado que algunos de los métodos que se desarrollaran no son estándar, es importante comprender cómo se pueden combinar estos resultados con los resultados estandarizados existentes para ampliar el conocimiento; este es un reto que debe abordar el proyecto en su primera etapa.

Tradicionalmente, la evaluación de la EAF ha tenido una base experimental, y esto ha sido así en el trabajo realizado en INCEFA-PLUS. Centrarse en la compresión mecánica de la fatiga es uno de los atractivos de INCEFA-SCALE. Un mejor conocimiento mecánico es esencial para extrapolar los resultados de laboratorio a la escala de geometría y condiciones de operación de los componentes en condiciones reales de planta. Como el comportamiento de EAF está muy afectado por la condición del material y por la distribución de las cargas, se realizará un análisis de alta resolución de la microestructura, junto con un análisis de elementos finitos (FEA).

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 mecánica adquiridas hasta ahora. Apoyándose en la experiencia adquirida durante INCEFA-PLUS [10], los socios analizaran 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. Se desarrollarán nuevas curvas S-N (tensión frente a número de ciclos) de vida a fatiga para diferentes condiciones. Se estudiarán nuevas respuestas, a partir de la comprensión mecánica, y sus efectos serán analizados, incluyendo su influencia en los factores de la fatiga ambiental. Estos son los primeros pasos para conocer la influencia y el peso de estos parámetros en los procesos de envejecimiento por fatiga y, de nuevo, favorecer la transferencia de los resultados de laboratorio a los componentes en planta. Hay que remarcar que para el desarrollo de nuevas curvas S-N se incorporaran al análisis datos provenientes de proyectos diferentes a INCEFA-PLUS e INCEFA-

SCALE. 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).

La buena cooperación y comunicación fue una característica distintiva de INCEFA-PLUS y es muy importante que esta estrecha colaboración continúe en INCEFA-SCALE. Como muestra la Figura 2, hay una importante interdependencia entre las actividades de minería de datos, ensayo, modelado y comprensión mecánica. Esto es especialmente decisivo durante el primer año de proyecto. Durante INCEFA-PLUS, una buena práctica ha sido la realización de reuniones frecuentes, según las necesidades. Estas reuniones se realizaban virtualmente y, cuando era necesario, presencialmente. Esto continuará durante INCEFA-SCALE, en las condiciones que sea posible, y añadiendo las reuniones semestrales del proyecto en su conjunto.

6. PROCEDIMIENTO DE EVALUACIÓN DE LA FATIGA

Al finalizar el proyecto, todo el conocimiento generado a lo largo del mismo será recogido en el procedimiento de evaluación de la vida a fatiga asistida por el ambiente. El FAP incluirá la siguiente información:

- Parámetros que afectan al envejecimiento de los componentes en comparación con las probetas empleadas en laboratorio.
- Conjunto de curvas de fatiga obtenidas a partir del programa experimental.
- Recopilación de las curvas de fatiga más representativas a partir del análisis de datos existentes.
- Ecuaciones que incluyan los diferentes parámetros analizados.
- 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. Este documento se pudiera dividir en los siguientes puntos:

- Introducción.
- Curvas S-N de fatiga.
- Influencia de nuevos parámetros.
- Nuevas expresiones para el factor ambiental.
- Guía para la evaluar la fatiga.

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 [11].

7. ESTADO DEL PROYECTO

Originalmente, el proyecto estaba programado para comenzar en junio de 2020, pero se retrasó hasta octubre debido al impacto de la pandemia de Covid-19. Sin embargo, para mantener la inercia positiva de las actividades de INCEFA-PLUS recientemente finalizadas, el consorcio acordó realizar actividades preparatorias antes del inicio formal del proyecto. Por ello, cuando el proyecto comenzó formalmente, fue capaz de beneficiarse de los dispositivos ya disponibles en los laboratorios y de la preparación de ideas sobre la comprensión mecánica, así como planear los ensayos.

Desde que el proyecto comenzó se han celebrado siete reuniones virtuales de subgrupos con intereses en la comprensión mecánica de la fatiga o en el análisis de datos existentes. Como ya se ha mencionado, estas reuniones frecuentes fueron planificadas y se consideran necesarias durante el primer año del proyecto. Los logros hasta el momento (mayo de 2021) han sido:

- Acordar la colaboración con EPRI, bajo acuerdo de confidencialidad (pendiente de firma). La disponibilidad de ensayos a escala de componente para contribuir a INCEFA-SCALE también ha sido confirmada.
- En condiciones similares, se ha establecido la colaboración con NNL, bajo acuerdo de confidencialidad (en preparación). Este laboratorio también dispone la capacidad de ensayar a escala de componente.
- Los miembros del WP sobre comprensión mecánica han intercambiado ideas sobre los mecanismos de interés y su relevancia para los objetivos del proyecto. Esta línea se está desarrollando actualmente.
- A partir de los intereses sobre la comprensión mecánica, ha comenzado análisis de datos existentes. Se ha avanzado en el desarrollo de un *software* que facilite esta minería de datos mediante la extracción y procesamiento de los datos almacenados en MatDB. Además, un importante número de ensayos de colaboradores externos estarán disponibles. Mientras se trabaja para superar los retos del desarrollo un acuerdo comercial para una Base de Datos Internacional de Fatiga, se espera que se incorporen datos provenientes de EPRI, USNRC (EE. UU.) y NRA (Japón).
- Se han comenzado a priorizar los ensayos de acuerdo con su relevancia para alcanzar los objetivos establecidos. Las idas para priorizar los ensayos han estado influenciadas por la necesidad de desarrollar una mejor comprensión mecánica; por otro lado, también se verán influenciadas por las deficiencias identificadas a partir del análisis de datos existente. Se ha acordado que el primer año de ensayos estará dedicado a ensayos de fatiga estándar para dar tiempo a identificar las necesidades a partir del conocimiento mecánico y el

análisis de datos. Por tanto, se ha dado prioridad a la determinación de las necesidades para ensayos estándar del proyecto, permitiendo el comienzo de la fabricación de las probetas en marzo de 2021.

- 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. Reuniones virtuales frecuentes y constructivas se están llevando a cabo durante este primer año con el fin de establecer las necesidades de ensayo del proyecto, priorizando las líneas que permitan alcanzar los objetivos establecidos. Se está realizando la tarea 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 ha comenzado en marzo de 2021, mientras que la campaña experimental comenzará en octubre. Se han establecido colaboraciones con EPRI y NNL (pendientes de la ratificación de sus respectivos acuerdos de confidencialidad) 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] D. A. Steininger *et al.*, “Component Testing Proposal to Quantify Margins in Existing Environmentally Assisted Fatigue (EAF) Requirements,” Jul. 2017, doi: 10.1115/PVP2017-65995.

[3] 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.

[4] 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.

[5] P. Spätig, J.-C. Le Roux, M. Bruchhausen, and K. Mottershead, “Mean Stress Effect on the Fatigue Life of 304L Austenitic Steel in Air and PWR Environments Determined with Strain- and Load-Controlled Experiments,” *Metals (Basel).*, vol. 11, no. 2, Jan. 2021, doi: 10.3390/met11020221.

[6] H. E. Karabaki, J. P. Solin, M. Twite, M. Herbst, J. Mann, and G. Burke, “Fatigue with hold times simulating npp normal operation results for stainless steel grades 304L and 347; PVP2017-66097,” *Am. Soc. Mech. Eng. Press. Vessel. Pip. Div. PVP*, vol. 1A-2017, p. V01AT01A031, Jul. 2017, doi: 10.1115/PVP2017-66097.

[7] C. Gourdin, G. Perez, H. Dhahri, L. De Baglion, and J.-C. Le Roux, “Environmental Effect on Fatigue Crack Initiation under Equi-Biaxial Loading of an Austenitic Stainless Steel,” *Metals (Basel).*, vol. 11, no. 2, p. 203, Jan. 2021, doi: 10.3390/met11020203.

[8] S. Cuvilliez, A. McLennan, K. Mottershead, J. Mann, and M. Bruchhausen, “Incefa-Plus Project: Lessons Learned From the Project Data and Impact on Existing Fatigue Assessment Procedures,” *J. Press. Vessel Technol.*, vol. 142, no. 6, Dec. 2020, doi: 10.1115/1.4047273.

[9] A. McLennan *et al.*, “INCEFA-PLUS Project: The Impact of using Fatigue Data generated from Multiple Specimen Geometries on the Outcome of a Regression Analysis; PVP2020-21422,” *Am. Soc. Mech. Eng. Press. Vessel. Pip. Div. PVP*, 2020.

[10] 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.

[11] INCEFA-PLUS Consortium *et al.*, *INCEFA-PLUS findings on Environmental Fatigue*. INCEFA-PLUS Project, 2020.

COMPARACIÓN DE LA INTEGRIDAD FRENTE A FATIGA DE LA POLIAMIDA 12 PROCESADA MEDIANTE SINTERIZADO SELECTIVO POR LÁSER Y MEDIANTE MOLDEO POR INYECCIÓN

A. Cano*, A. Salazar, J. Rodríguez

Grupo de Durabilidad e Integridad Mecánica de Materiales Estructurales
Escuela Superior de Ciencias Experimentales y Tecnología. Universidad Rey Juan Carlos.
C/ Tulipán s/n, 28933 Móstoles-España
* Persona de contacto: alberto.cano@urjc.es

RESUMEN

Este trabajo tiene como objetivo el estudio y comparación del comportamiento a fatiga de la poliamida 12 procesada mediante la técnica de fabricación aditiva de Sinterizado Selectivo por Láser (SLS) y la fabricada mediante la técnica convencional de Moldeo por Inyección (MI). Se ha empleado la herramienta del diagrama de Kitagawa-Takahashi con la ampliación de El Haddad para la realización del estudio. La representación se ha obtenido a partir del límite a fatiga, el umbral de propagación de grietas por fatiga, la tensión de cedencia y la tenacidad a fractura, utilizando para la descripción la integración de la ley de Paris y la ecuación de Basquin.

PALABRAS CLAVE: poliamida 12, Sinterizado Selectivo por Láser, fatiga, análisis del fallo

ABSTRACT

This work aims to study and to compare the fatigue behaviour of polyamide 12 processed using the additive manufacturing technique of Selective Laser Sintering and that manufactured using the conventional Injection Molding technique. This was accomplished by the construction of the Kitagawa-Takahashi diagram and El Haddad modification. The representation has been obtained from the fatigue limit, the fatigue crack propagation threshold, the yield stress and the fracture toughness, using the integration of the Paris law and the Basquin equation for the description.

KEYWORDS: polyamide 12, Selective Laser Sintering, fatigue, failure analysis

1. INTRODUCCIÓN

El desarrollo de la fabricación aditiva ha supuesto una gran revolución en el mundo del procesado de materiales, con una enorme influencia en sectores tan diversos como el energético, el aeronáutico, el de automoción, el sanitario o el de defensa. Las principales ventajas ya conocidas son la versatilidad de la técnica y la facilidad con la que pueden abordarse diseños complejos y singulares [1]. Los materiales procesados por fabricación aditiva se caracterizan por una estructura de capas que puede condicionar su comportamiento mecánico y su resistencia a la fractura y a la fatiga [2]. Los aspectos que a priori pueden considerarse más críticos son el carácter anisótropo y los defectos que puedan generarse y propagarse en las zonas más débiles del material. Por estas razones, es científica y tecnológicamente muy relevante comparar el comportamiento de los materiales procesados por técnicas de fabricación aditiva con aquellos otros fabricados por técnicas anteriores que normalmente dan lugar a microestructuras más homogéneas.

Las diferentes variantes de la poliamida han sido una de las familias de materiales poliméricos más utilizadas en fabricación aditiva, en particular la poliamida 12 [3]. Hay bastantes trabajos centrados en el comportamiento mecánico de poliamidas procesadas por técnicas de fabricación aditiva [4], [5], menos artículos orientados hacia el estudio de la resistencia a la fractura [5] y muy pocos que estudien el comportamiento frente a la fatiga [6].

Las propiedades más habituales para describir el comportamiento mecánico son aquellas que pueden determinarse mediante ensayos de tracción: el módulo elástico, la resistencia a tracción y el alargamiento a rotura. Los resultados publicados en la literatura muestran diferencias moderadas en los valores de módulo de elasticidad y de resistencia a tracción entre las poliamidas fabricadas por inyección y las de fabricación aditiva [2]. Sin embargo, el alargamiento a rotura de las probetas inyectadas alcanza valores muy superiores a los correspondientes a las de fabricación aditiva. Estas conclusiones han sido confirmadas en numerosas publicaciones [2], [5], [7].

Por otra parte, la tenacidad de fractura mide la resistencia del material a la propagación de grietas macroscópicas Tampoco en esta propiedad se observan grandes diferencias entre las probetas fabricadas por inyección o por fabricación aditiva. Dentro de estas últimas la influencia de la orientación es también pequeña. Los valores habituales de J_{IC} están alrededor de los 7 kJ/m^2 [5], [8].

La resistencia a la fatiga se caracteriza mediante propiedades como el límite de fatiga, las curvas S-N, el umbral de la oscilación del factor de intensidad de tensiones y la ley de propagación de grietas por fatiga. Parte de los resultados obtenidos por los autores en probetas de poliamida 12 fabricadas por sinterizado láser selectivo (SLS) han sido ya publicados previamente en este mismo congreso [9], [10]. Algunas de estas propiedades se refieren a sólidos agrietados y otras a sólidos lisos.

El diagrama de Kitagawa-Takahashi utiliza los valores de límite de fatiga y del umbral de la oscilación del factor de intensidad de tensiones para caracterizar en una única gráfica el comportamiento de sólidos con grietas largas, donde la Mecánica de la Fractura es aplicable, y grietas física o microestructuralmente cortas [11]. En el diagrama de Kitawaga-Takahashi se representa la oscilación de la tensión, $\Delta\sigma$, en función del tamaño de grieta, a. La región de grietas cortas se describe con el límite de fatiga, $\Delta\sigma_{fl}$, y el de grietas largas con el valor de $\Delta\sigma$ que proporcional el uso del umbral de la oscilación del factor de intensidad de tensiones, ΔK_{th}.

$$\Delta\sigma = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi a}} \qquad (1)$$

En un diagrama logarítmico todo el espectro de grietas queda recogido mediante dos líneas rectas. El-Haddad [12] propuso una modificación del diagrama de Kitawaga-Takahashi en la zona de grietas intermedias basada en el uso de una longitud característica, l_0, determinada por la siguiente expresión:

$$l_0 = \frac{1}{\pi}\left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta\sigma_{fl}}\right)^2 \qquad (2)$$

En la modificación de El-Haddad se representa $\Delta\sigma$ frente al tamaño de grieta a según la siguiente expresión:

$$\Delta\sigma_{Hd} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(a + l_0)}} \qquad (3)$$

La idea original del diagrama de Kitagawa–Takahashi para describir el comportamiento frente a fatiga puede también utilizarse para la carga monótona, sin más que sustituir el límite de fatiga $\Delta\sigma_{fl}$ por la resistencia a tracción σ_t y el valor umbral de la oscilación del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} por la tenacidad de fractura K_{IC}.

El objetivo, por tanto, de este trabajo es comparar el comportamiento frente a fatiga de probetas de poliamida 12 fabricadas por la técnica aditiva de SLS con probetas fabricadas por moldeo por inyección. La herramienta principal de comparación será el diagrama de Kitagawa-Takahashi en su versión original y con la modificación de El-Haddad.

2. MATERIALES Y MÉTODOS

2.1 Materiales.

El material objeto de estudio en este trabajo ha sido una poliamida 12. Las muestras fabricadas por SLS se prepararon a partir de polvos PA2200 de la familia EOS con un intervalo de partícula entre 40 y 90 μm. La fabricación de las probetas se realizó en Prodintec (España) en un equipo EOS Formiga P-100 LS con láser de CO_2 desarrollando una potencia de 25 W. Durante el proceso de SLS la temperatura de la cámara fue de 135.5ºC y la temperatura de la cama de polvo de 171.5 ºC. Las probetas se fabricaron con un espesor de capa de 0.2 mm con dos orientaciones diferentes, una de ellas contenida en el plano de fusión y la otra perpendicular al mismo.

Las probetas fabricadas mediante moldeo por inyección (MI) fueron procesadas en España por Aries Industrias del Plástico, S.A. El material de partida empleado fue PA-12 Evonik Vestamid en forma de pellets. La temperatura del molde fue de 60°C y el material se inyectó con una velocidad de 6-8 mm/s, con una presión de 10 MPa y con un tiempo de llenado de 2.1s. En el molde se aplicó una fuerza de cierre de 1500 kN durante 6.5 s.

2.2. Caracterización microestructural, física y térmica

La poliamida 12 es un material semicristalino cuya fase cristalina se presenta en forma de esferulitas. Para la determinación del tamaño de esferulita, se extrajeron láminas de 3 a 15 μm de espesor con un microtomo Leica RM2250 y se inspeccionaron con un microscopio óptico con luz transmitida.

El grado de cristalinidad χ_C, la temperatura de transición vítrea T_g, la temperatura de cristalización T_c y la temperatura de fusión T_f, se determinaron mediante Calorimetría Diferencial de Barrido con velocidades de calentamiento y enfriamiento de 10 ºC/min.

Para las medidas de rugosidad, se utilizó un rugosímetro Mitutoyo SJ-301 cuyo detector presentaba una punta con un radio de 60 μm.

2.3. Caracterización mecánica y a fractura

Las principales propiedades mecánicas se determinaron en ensayos de tracción sobre probetas halterio de tipo IV

según la norma ASTM E638. Las probetas se dimensionaron con un fuste de 33 mm, un ancho de 6 mm y un espesor de 4 mm. Para los ensayos de fractura se emplearon probetas compactas según la norma ASTM E1820 con 40 mm de ancho, 10 mm de espesor y una entalla inicial de 16 mm de longitud. La agudización de la entalla se realizó mediante golpe seco de cuchilla en entalla (tapping), hasta obtener una relación longitud de grieta inicial frente a la anchura de entre 0.45 y 0.7. En el caso de las probetas SLS, se realizaron ensayos en probetas con dos orientaciones diferentes.

Para los ensayos de tracción y fractura se utilizó una máquina hidráulica universal de ensayos mecánicos MTS 810 Materials Testing. Los ensayos se realizaron en control de posición a una velocidad del puente de 5 mm/min y a 23ºC. Para la medida de fuerza se empleó una célula de carga de ±5 kN, mientras que las medidas de deformación se realizaron con un extensómetro de contacto (MTS 634.12F-54) y con un videoextensómetro VIC 2D. Por último, en los ensayos de fractura, la apertura de la grieta se midió con un transductor de desplazamiento acoplado en el extremo de la entalla de +3.9 mm/-2 mm de recorrido (MTS 632.02F-20). Se ensayaron 5 probetas por tipo de procesado y por orientación en las probetas SLS en cada caracterización.

2.4. Caracterización a fatiga

Para la obtención de las curvas S-N, se utilizó la configuración halterio con las siguientes dimensiones: 4 mm de espesor, 6 mm de ancho y 33 mm de longitud del fuste. Se ensayaron 32 probetas fabricadas mediante SLS con orientación 0º y 37 con 90º, a 23ºC en una máquina hidráulica universal de ensayos mecánicos MTS 810 *Materials Testing* con una célula de carga de ± 5 kN. La deformación se midió con un extensómetro de contacto con un recorrido de +4 mm/-2 mm (MTS 634.31F-24). Los ensayos se realizaron en amplitud de carga constante, imponiendo una onda de carga sinusoidal con una relación de cargas R=0.1 y a una frecuencia de 1 Hz, siguiendo el procedimiento de la norma ASTM D7791. Se ensayaron 12 niveles de carga, con tensiones máximas de ciclo, σ_{max}, comprendidas entre $0.5875\sigma_t$ y $0.85\sigma_t$, con un mínimo de dos repeticiones por nivel. La duración máxima de estos ensayos fue de 10^6 ciclos. Las curvas se ajustaron a la ecuación de Basquin.

Las curvas de propagación de grietas por fatiga se obtuvieron ensayando probetas compactas semejantes a las de fractura, con la única diferencia de la longitud de entalla (8 mm en vez de 16 mm). El proceso de agudización también fue similar, garantizando el crecimiento de una grieta natural de al menos 2 mm para evitar el efecto de la entalla mecanizada. El equipamiento empleado fue el mismo que en los ensayos de tracción y fractura. Los ensayos de propagación de grietas se realizaron a 23 ºC, frecuencia de 1 Hz, relación de cargas, R=0.1 y onda de carga sinusoidal, siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E647. La curva de propagación se obtuvo a partir de ensayos con una amplitud de carga constante y el valor umbral de la oscilación del factor de intensidad de tensiones a partir de ensayos con amplitud de carga decreciente, con un escalón de decrecimiento o variación normalizada del parámetro de control de -0.05 mm^{-1}.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La tabla 1 muestra los valores de rugosidad superficial y, como se observa, las probetas moldeadas por inyección son mucho más lisas que las procesadas por SLS, siendo este un aspecto que puede tener importancia en el comportamiento a fatiga. Además, se han incluido en la Tabla 1 los valores del tamaño medio de esferulita, es decir de las zonas cristalinas. Dependiendo del grado de cristalinidad del material el papel de las esferulitas como barrera a la propagación de grietas puede ser relevante, aunque en este caso la fase amorfa es muy abundante. El tamaño de esferulitas está en las 50 μm, aproximadamente, en los materiales procesados por SLS. Las esferulitas son mucho más pequeñas en las probetas moldeadas por inyección, con tamaño medio de 13 μm.

Tabla 1. Rugosidad media aritmética, Ra, media de las distancias pico-valle obtenidas, Rz, y tamaño medio de esferulita, $\overline{\boldsymbol{D}}$, para la PA-12 procesada por moldeo por inyección (MI) y por SLS en las orientaciones 0° y 90°.

	Ra (μm)	**Rz** (μm)	$\overline{\boldsymbol{D}}$ (μm)
MI	0.4 ± 0.2	3 ± 2	13±3
SLS 0°	12 ± 1	69 ± 8	48±12
SLS 90°	12 ± 4	60 ± 20	49±12

En la Tabla 2 se incluyen las propiedades térmicas de los materiales analizados. Se puede concluir que no hay diferencias significativas en ninguna de ellas. En todos los casos (MI, SLS 0º y SLS 90º) se trata de materiales con un grado de cristalinidad semejante, entre 32-37%, siendo un poco mayor en el material moldeado por inyección. Las T_g se sitúan en el entorno de los 50-55ºC, claramente por encima de la temperatura de ensayo.

Tabla 2. Propiedades térmicas de PA-12 procesada por moldeo por inyección (MI) y por SLS en las orientaciones 0° y 90°.

	χ_c (%)	T_g (ºC)	T_c (ºC)	T_f (ºC)
MI	37	50.6	151.3	180.7
SLS 0°	32.8	55.4	137.7	183.1
SLS 90°	32.7	54.6	140.2	184.0

En la Tabla 3 se presentan las principales propiedades mecánicas y de resistencia a la fractura. La diferencia observada que destaca sobre las demás es el alargamiento a rotura, ε_R, ya que las probetas inyectadas pueden soportar deformaciones por encima del 60% antes de romper. Los ensayos realizados en este trabajo indican

que el material inyectado es menos rígido y resistente, pero más tenaz que el fabricado por SLS.

Tabla 3. Propiedades mecánicas de la PA-12 fabricada por moldeo por inyección (MI) y por SLS en las orientaciones 0° y 90°[13].

	Tracción				Fractura
	E (GPa)	**υ**	**σ_Y (MPa)**	**ε_R (%)**	**J_{IC} (kJ/m²)**
MI	1.34 ± 0.04	0.46 ± 0.02	41 ± 1	64 ± 4	8.1 ± 1.2
SLS 0°	1.64 ± 0.03	0.43 ± 0.02	47 ± 1	27 ± 2	7.4 ± 0.04
SLS 90°	1.58 ± 0.04	0.41 ± 0.01	44 ± 2	10 ± 4	6.7 ± 1.2

Para estudiar el comportamiento en fatiga se ha determinado el límite de fatiga y el umbral de oscilación del factor de intensidad de tensiones. En la Tabla 4 se incluyen los resultados obtenidos junto con los parámetros de la ecuación de Basquin y de la ley de propagación de grietas por fatiga. En este último caso se ha utilizado como variable de control o fuerza impulsora la oscilación de la raíz de la tasa de liberación de energía, $\Delta\sqrt{G}$, magnitud equivalente a ΔK en polímeros [13].

Tabla 4. Parámetros de la ecuación de Basquin, $\Delta\sigma = B(N^m)$, y de la ley de Paris, $da/dN = C\left(\Delta\sqrt{G}\right)^n$ (Unidades en MPa, mm, ciclo).

	Vida a fatiga			Propagación de grietas en fatiga		
	$\Delta\sigma_{fl}$	**B**	**m**	**$\Delta\sqrt{G}_{th}$ (kJ/m²)$^{1/2}$**	**C**	**n**
IM	28 ±1			1.8 ±0.2	$3\cdot10^{-8}$	9 ± 1
SLS 0°	26 ±1	111	-0.11	1.8 ±0.2	$2\cdot10^{-6}$	7 ± 2
SLS 90°	23 ±1	83	-0.09	1.76 ±0.03	$6\cdot10^{-7}$	9 ± 2

Los resultados experimentales obtenidos pueden combinarse en diagramas de integridad frente a fatiga en función del tamaño de grieta. En la Figura 1 se muestra el diagrama correspondiente a la poliamida 12 moldeada por inyección, incluyendo los resultados experimentales disponibles y los modelos empíricos de Kitawaga-Takahashi (línea continua) y El Haddad (línea discontinua). Por debajo de la curva verde se garantiza la integridad frente a fallos por fatiga para todo el intervalo de tamaños de grieta. La curva roja se corresponde a ensayos de carga monótona (fallo en el primer ciclo) y se ha construido con los valores de la tenacidad de fractura y de la resistencia a tracción. Para mantener la coherencia de la representación en la curva roja, la ordenada en el origen es $(1\text{-}R)\sigma$. Entre ambas curvas se sitúa la región de propagación subcrítica. Las Figuras 2 y 3 son similares, pero con los datos de las probetas de poliamida 12 fabricadas por SLS a orientaciones de 0º y 90º, respectivamente.

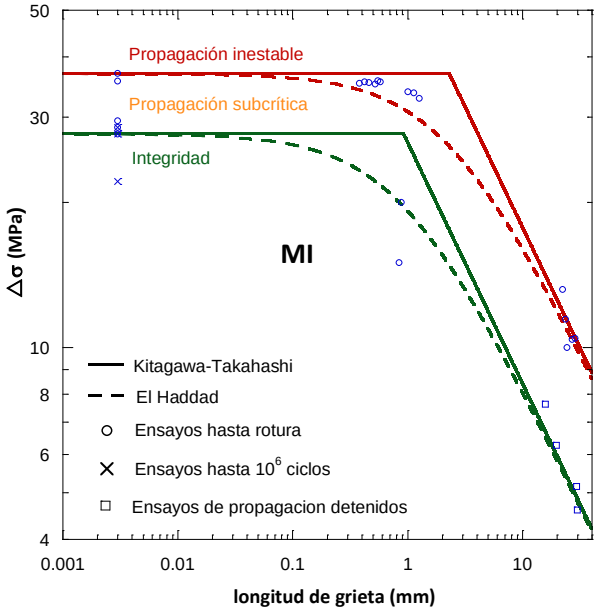


Figura 1. Diagrama de vida a fatiga con los modelos empíricos de Kitagawa-Takahashi y El Haddad para la PA-12 procesada mediante MI. Incluye las zonas de integridad, propagación subcrítica de grieta y propagación inestable.

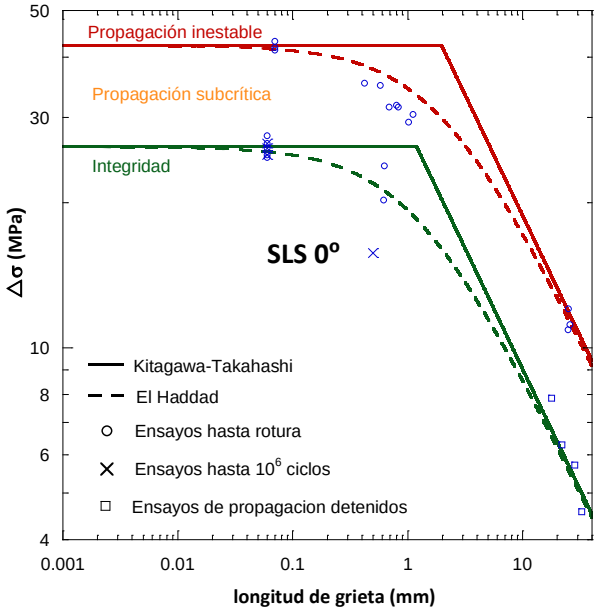


Figura 2. Diagrama de vida a fatiga con los modelos empíricos de Kitagawa-Takahashi y El Haddad para la PA-12 procesada mediante SLS en orientación 0°. Incluye las zonas de integridad, propagación subcrítica de grieta y propagación inestable.

En los diagramas de integridad se ha utilizado la longitud característica introducida por El Haddad. Esta longitud se calcula según la expresión de la ecuación (2) para las curvas verdes, l_0, y utilizando la tenacidad de fractura y la resistencia a tracción en las curvas rojas, l_0^s. Los valores obtenidos se han recogido en la Tabla 5.

Tabla 5. Dimensión característica obtenida para cada material mediante el uso del modelo de El Haddad para el caso resistencia residual, l_0^s, y para el caso del límite de integridad a la fatiga, l_0.

	l_0^s (μm)	l_0 (μm)
MI	1.9	0.92
SLS 0°	1.5	1.2
SLS 90°	1.4	1.4

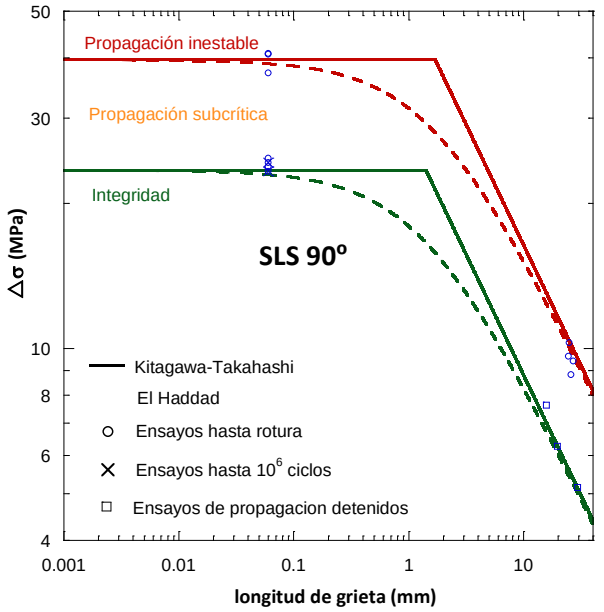


Figura 3. Diagrama de vida a fatiga con los modelos empíricos de Kitagawa-Takahashi y El Haddad para la PA-12 procesada mediante SLS en orientación 90°. Incluye las zonas de integridad, propagación subcrítica de grieta y propagación inestable.

Las figuras anteriores pueden agruparse mediante un proceso de normalización. En el caso de la carga monótona, la Figura 4 representa la resistencia normalizada, σ/σ_Y, frente al tamaño de grieta normalizado, a/l_0^s. En la Figura 5, correspondiente al caso de fatiga, se representa la amplitud normalizada, $\Delta\sigma/\Delta\sigma_{fl}$, frente al tamaño de grieta normalizado que, en este caso, se calcula como a/l_0. Los parámetros l_0 y l_0^s son puramente empíricos, aunque podrían estar condicionados por las características microestructurales de los materiales.

Las Figuras 4 y 5 indican que el diagrama de El Haddad describe de un modo satisfactorio el comportamiento de las probetas fabricadas por SLS. Los resultados de las probetas inyectadas muestran una mayor discordancia, tanto en los ensayos de fatiga como en los de carga monótona. Las implicaciones del parámetro l_0 necesitan un estudio en mayor profundidad que permita concluir si las diferencias microestructurales existentes tienen o no influencia en este parámetro. Un análisis de los mecanismos de fallo en cada material y condición podría justificar los diferentes valores de l_0 obtenidos. En trabajos anteriores, los autores han identificado la formación y crecimiento de *crazes* como el mecanismo de deformación y rotura predominante, siendo las superficies de fractura de las probetas SLS más rugosas y con más porosidad que las moldeadas por inyección.

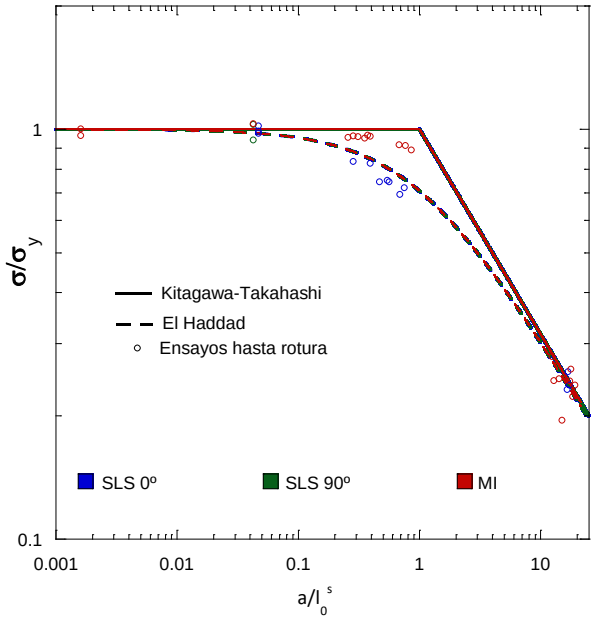


Figura 4. Diagrama de resistencia residual normalizado según la tensión de cedencia de cada material y de su longitud característica l_0^s, incluyendo los modelos empíricos de Kitagawa-Takahashi y El Haddad para la PA-12 procesada mediante MI y por SLS en orientación 0° y 90°.

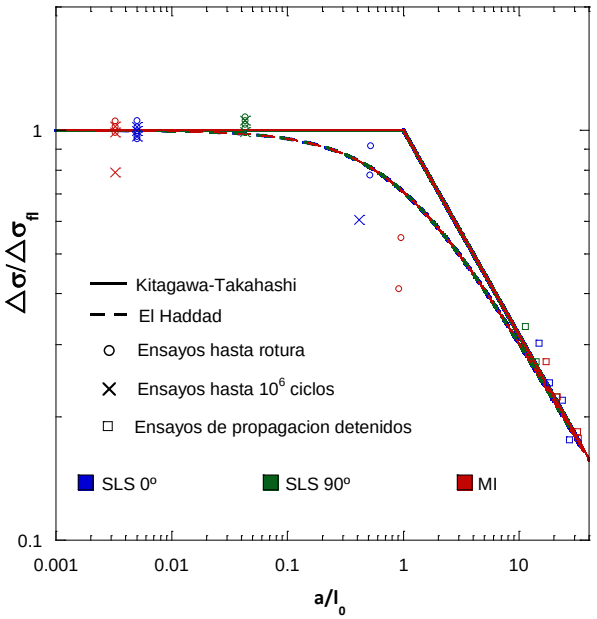


Figura 5. Diagrama de vida a fatiga normalizado según el límite a fatiga de cada material y de su longitud característica l_0, incluyendo los modelos empíricos de Kitagawa-Takahashi y El Haddad para la PA-12 procesada mediante MI y por SLS en orientación 0° y 90°.

En todo caso, los diagramas de Kitagawa-Takahashi y la modificación de El Haddad son una forma útil de representación del comportamiento en fatiga de la poliamida 12, al incluir en una única figura los resultados de probetas con grietas largas y cortas. En su forma

normalizada permiten agrupar los resultados de varios materiales y facilitan una discusión sistemática del comportamiento frente a cargas cíclicas.

4. CONCLUSIONES

En este trabajo se han comparado características microestructurales, propiedades térmicas, propiedades mecánicas, comportamiento en fractura y comportamiento frente a la fatiga de poliamida 12 fabricada por SLS y por moldeo por inyección.

Aunque se observan diferencias microestructurales importantes entre los dos tipos de probetas (especialmente en el tamaño medio de esferulita), el comportamiento en fatiga es bastante similar y no se aprecia una respuesta anisótropa significativa en los resultados obtenidos en las probetas de SLS. El valor umbral de la oscilación del factor de intensidad de teniones es muy semejante en todos los materiales estudiados y las diferencias en el límite de fatiga son menores. La única diferencia, ya confirmada en múltiples ocasiones, entre las probetas fabricadas por SLS y las inyectadas es el alargamiento a rotura.

Los diagramas de Kitawaga-Takahashi con la modificación de El Haddad son herramientas de utilidad para describir de una manera sistemática el comportamiento de este tipo de materiales frente a cargas cíclicas.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer al Ministerio de Economía y Competitividad la financiación a través del proyecto DPI2016-80389-C2-1-R.

REFERENCIAS

[1] Wohlers Associates, *Wohlers Report*. 2019.

[2] B. Van Hooreweder, D. Moens, R. Boonen, J. P. Kruth, and P. Sas, “On the difference in material structure and fatigue properties of nylon specimens produced by injection molding and selective laser sintering,” *Polym. Test.*, vol. 32, no. 5, pp. 972–981, 2013, doi: 10.1016/j.polymertesting.2013.04.014.

[3] S. Yuan, F. Shen, C. K. Chua, and K. Zhou, “Polymeric composites for powder-based additive manufacturing: Materials and applications,” *Prog. Polym. Sci.*, vol. 91, pp. 141–168, 2019, doi: 10.1016/j.progpolymsci.2018.11.001.

[4] T. Stichel *et al.*, “A Round Robin study for Selective Laser Sintering of polyamide 12: Microstructural origin of the mechanical properties,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 89, no. July 2016, pp. 31–40, 2017, doi: 10.1016/j.optlastec.2016.09.042.

[5] A. Salazar, A. Rico, J. Rodríguez, J. Segurado Escudero, R. Seltzer, and F. Martin De La Escalera Cutillas, “Monotonic loading and fatigue response of a bio-based polyamide PA11 and a petrol-based polyamide PA12 manufactured by selective laser sintering,” *Eur. Polym. J.*, vol. 59, pp. 36–45, 2014, doi: 10.1016/j.eurpolymj.2014.07.016.

[6] B. Van Hooreweder and J. P. Kruth, “High cycle fatigue properties of selective laser sintered parts in polyamide 12,” *CIRP Ann. - Manuf. Technol.*, vol. 63, no. 1, pp. 241–244, 2014, doi: 10.1016/j.cirp.2014.03.060.

[7] B. Caulfield, P. E. McHugh, and S. Lohfeld, “Dependence of mechanical properties of polyamide components on build parameters in the SLS process,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 182, no. 1–3, pp. 477–488, 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.09.007.

[8] D. J. Hitt, B. Haworth, and N. Hopkinson, “Fracture mechanics approach to compare laser sintered parts and injection mouldings of nylon-12,” *Proc. Inst. Mech. Eng. Part B J. Eng. Manuf.*, vol. 225, no. 9, pp. 1663–1672, Sep. 2011, doi: 10.1177/0954405411402141.

[9] A. J. Cano, A. Salazar, and J. Rodríguez, “Propagación de grietas por fatiga en Poliamida 12 fabricada mediante Sinterizado Selectivo por Láser ‘SLS,’” in *Anales de la Mecánica de la Fractura 35*, 2018, pp. 165–170.

[10] A. J. Cano, A. Salazar, J. Rodríguez, and M. Martínez, “Propagación de grietas por fatiga de la PA-12: SLS vs Moldeo por inyección,” in *Anales de la Mecánica de la Fractura 36*, 2020, pp. 297–303.

[11] H. Kitagawa and S. Takahashi, “Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage,” in *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials.*, 1976, pp. 627–631.

[12] M. H. El Haddad, K. N. Smith, and T. H. Topper, “Fatigue Crack Propagation of Short Cracks.,” *Am. Soc. Mech. Eng.*, no. 78-Mat-7, 1978, doi: 10.1016/b0-08-043152-6/00516-7.

[13] A. J. Cano, A. Salazar, and J. Rodríguez, “Evaluation of different crack driving forces for describing the fatigue crack growth behaviour of PET-G,” *Int. J. Fatigue*, vol. 107, no. October 2017, pp. 27–32, 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.013.

MICRO-DAÑO ASISTIDO POR HIDRÓGENO EN PROBETAS AXISIMÉTRICAS DE ACERO PERLÍTICO PROGRESIVAMENTE TREFILADO CON ENTALLA EN FORMA DE "V"

I. Balboa*, P. Santos, F. J. Ayaso, B. González, J. C. Matos, J. Toribio

GIFIE Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural, Universidad de Salamanca
E. P. S., Campus Viriato, Avda. Requejo nº 33, 49022, Zamora, España
* Correo-e: balboa@usal.es

RESUMEN

Este artículo aborda la fragilización por hidrógeno (o fractura asistida por hidrógeno) en probetas axisimétricas entalladas de acero perlítico progresivamente trefilado. Se han utilizado probetas con distintos tipos de entallas en "V" para generar diferentes niveles de triaxialidad (constreñimiento) en las proximidades del fondo de la entalla, así como distintos gradientes de tensión hidrostática que gobierna la difusión de hidrógeno en la muestra. Los alambres objeto de estudio pertenecen a diversos pasos de una cadena real de fabricación, incluyéndose el alambrón inicial (sin trefilar), el acero de pretensado comercial (fuertemente trefilado) y dos pasos intermedios de dicho proceso de fabricación mediante endurecimiento por deformación. Los resultados muestran que el micro-daño asistido por hidrógeno (MDAH) se produce en forma de superficie con topografía de desgarro (STD) o, en inglés, tearing topography surface (TTS), de forma que la extensión y forma de la zona TTS (o zona de MDAH) depende de las variables de ensayo, a saber, angulosidad de la entalla y radio en el fondo de la entalla, puesto que controlan la distribución tenso-deformacional en el fondo de la entalla, y en particular la tensión hidrostática y su gradiente.

ABSTRACT

This paper deals with the hydrogen embrittlement (or hydrogen assisted fracture) in notched samples of progressively drawn pearlitic steel. Different "V"-notches samples were used in order to generate distinct triaxial states (constraint) in the vicinity of the notch tip, as well as distinct hydrostatic stress gradients governing hydrogen diffusion. The wires used in this work were taken from diverse stages of a real drawing chain, including the initial hot rolled bar (not cold drawn), the commercial prestressing steel wire (heavily drawn) and two intermediate steps of the manufacturing process by means of strain hardening. Results show that hydrogen-assisted micro-damage (HAMD) develops in the form of tearing topography surface (TTS), so that the extension and shape of the TTS zone (or HAMD area) depends on the test variables, namely, the notch "V"-angle and the notch-tip radius, since they control the stress-strain distribution in the vicinity of the notch tip, and particularly the hydrostatic stress and its gradient.

PALABRAS CLAVE: Acero perlítico, Trefilado, Muestras entalladas, Triaxialidad tensional, Fragilización por hidrógeno, Micro-daño asistido por hidrógeno, Superficie con topografía de desgarro.

1. INTRODUCCIÓN

La microestructura del acero perlítico de composición eutectoide está formada plenamente por colonias de perlita orientadas al azar que le confieren un comportamiento mecánico de tipo isótropo. Este material, mediante un mecanismo de endurecimiento por deformación en frío denominado trefilado, sufre cambios microestructurales, tales como una reorientación de las colonias de perlita y de las láminas que las conforman, una disminución progresiva del espaciado interlaminar y un aumento de la esbeltez de las mismas [1, 2]. Un gran número de aceros de alta resistencia son susceptibles de corroerse, especialmente frente a iones cloruro [3]. Estos iones suelen estar en contacto con las estructuras de hormigón, en las que se emplea el acero estudiado. Por este motivo, cabe pensar que puede darse un fallo debido al fenómeno de fisuración asistida por hidrógeno (FAH).

Para llevar a cabo el estudio, se han preparado probetas cilíndricas entalladas para ser sometidas a ensayos de fractura bajo solicitación de tracción en ambiente agresivo. Estas entallas poseen axisimetría de revolución y tienen forma de "V". Con el fin de obtener diversos estados de triaxialidad tensional decisivos para facilitar, en mayor o menor medida, la entrada de átomos de hidrógeno en el interior del material, se han mecanizado entallas con diferentes valores para el ángulo de abertura entre flancos y para el radio de curvatura en el fondo de éstas.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Material empleado y geometrías

El material empleado ha sido acero perlítico de composición eutectoide. La nomenclatura utilizada por el Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural de la Universidad de Salamanca para la identificación del acero estudiado depende de la composición química. En este caso, se trata de acero E. Procede de la cadena real de fabricación de la empresa Trefilerías Quijano S. A. Concretamente, además del alambrón inicial (E0) y del alambre de pretensado fuertemente trefilado (E7), se han incluido dos aceros con grado de trefilado intermedio correspondientes al tercer y al cuarto paso (E3 y E4, respectivamente). La Tabla 1 contiene el diámetro (D) de los alambres, el límite elástico (σ_Y) y la resistencia a tracción ($\sigma_{máx}$) 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
$\sigma_{máx}$ (GPa)	1.23	1.41	1.50	1.83

Las probetas cilíndricas utilizadas llevan mecanizada una entalla en forma de "V" (Fig. 1) con diferentes geometrías. El ángulo de abertura entre flancos de la entalla (θ) toma dos valores diferentes (30 y 90º). 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.

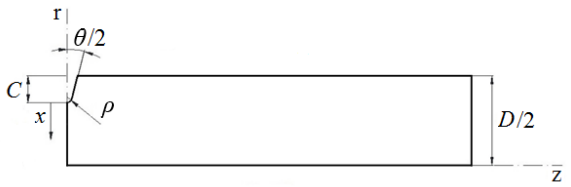


Fig. 1. Esquema de la probeta entallada

Las medidas ideales de las entallas que se enviaron a mecanizar al taller Maximino Seoane S. L. se pueden observar 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 abertura toma valores de 30 y 90º. Siguiendo con la terminología usada, a continuación de la primera parte, se indica el radio de curvatura y con un subíndice, el ángulo de abertura.

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

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

2.2. Método de ensayo

Para estudiar las probetas de acero, se realizaron una serie de ensayos de fractura bajo solicitación de tracción a velocidad de desplazamiento constante hasta alcanzar la fractura final del material. Este tipo de ensayo permite obtener el diagrama carga-desplazamiento propio del acero ensayado y analizar la influencia del radio de curvatura y de la angulosidad de la entalla. Para realizar el ensayo, se aplica una tensión de tracción a la probeta hasta que ésta rompe. Los experimentos se llevaron a cabo con una máquina de ensayo universal servomecánica MTS, modelo Alliance RT/100, con una capacidad de 100 kN.

Para estudiar la fisuración asistida por hidrógeno (FAH), la parte entallada de las probetas se sumergió dentro de una célula de corrosión en una disolución saturada de $Ca(OH)_2$ con NaCl, que simulaba las condiciones del medio agresivo. En los ensayos realizados, se fijaron los siguientes valores: un potencial de -1200 mV [3], un pH = 12.5 [4] y una velocidad de ensayo de 0.001 mm/min [5], que es la más lenta que permite la máquina empleada y que garantiza la acumulación de una concentración crítica de hidrógeno para que tenga lugar la FAH.

Una vez ensayadas las probetas, se han analizado sus superficies de fractura mediante el uso de un microscopio óptico modelo NIKON SMZ800. Se ha podido observar que existe en todas las muestras una zona de desgarro producida por el hidrógeno, que se denomina Tearing Topography Surface (TTS) [6]. La zona TTS presenta una coloración distinta a la del resto de la zona de proceso de fractura (ZPF), lo que hace posible su identificación. Esta zona es generada debido a la acción del medio agresivo (átomos de hidrógeno) durante el ensayo bajo solicitación de tracción, potenciada por la generación de campos tenso-deformacionales creados por la presencia de entallas en el material.

Se han analizado las imágenes empleando el software de tratamiento de imágenes AnalySIS, que ha permitido realizar una serie de mediciones para obtener los datos del área total de la superficie de fractura (S_t) y de la TTS, así como el espesor máximo ($x_{MÁX}$) y medio (x_m) de la TTS (profundidades máxima y media).

3. RESULTADOS Y CONCLUSIÓN

Cuando se estudian las dimensiones de la superficie de fractura y las de la zona TTS de las probetas (Tabla 3), se pueden realizar las conjeturas siguientes: la superficie de fractura es mayor cuando el ángulo de abertura es de 30° y la superficie de fractura va en aumento a medida que disminuye el radio en el fondo de la entalla en las probetas con un ángulo de 30°.

Tabla 3. Superficie de la ZPF y de la TTS

Muestra	St (mm^2)	S_{TTS} (mm^2)	$x_{MÁX}$ (mm)	x_m (mm)
$E0I_{30}$	47.538	2.140	0.460	0.320
$E0I_{90}$	46.075	3.720	0.705	0.385
$E0II_{30}$	49.212	6.455	0.670	0.385
$E0II_{90}$	47.824	3.105	0.705	0.335
$E0III_{30}$	59.970	6.060	0.715	0.435
$E0III_{90}$	46.723	3.960	0.565	0.345

Conociendo el área total de la superficie de fractura, S_t, y la sección inicial neta de la misma medida en el fondo de la entalla, S_0, se puede calcular la reducción de área, Z, que es una medida de la deformación plástica transversal que puede tolerar el material antes de la rotura. Al realizar el cálculo de Z, se ha observado que todas las probetas estudiadas presentan una reducción de su área transversal prácticamente nula, lo que demuestra que el medio agresivo y la entalla han provocado la fragilización del material.

Las Figs. 2 a 5 muestran las superficies de fractura de diversas muestras. En ellas se observa la existencia de la TTS con su característica morfología de lúnula invertida, indicando que la penetración de hidrógeno, en principio con simetría axial, se concentra en un área determinada de la corona anular.

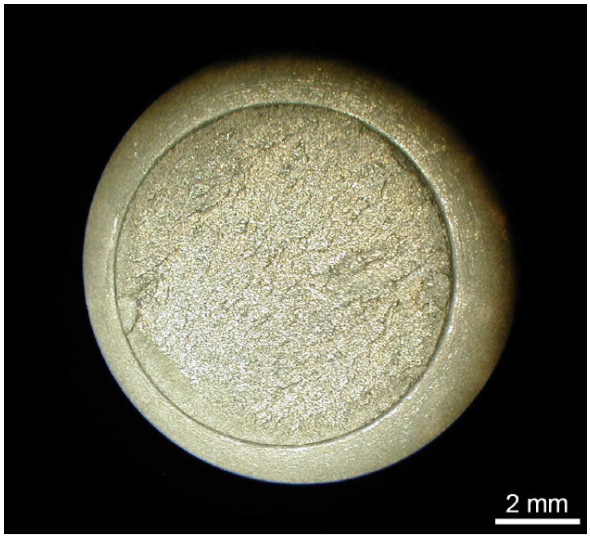


Fig. 2. Superficie de fractura de la probeta $E0II_{30}$

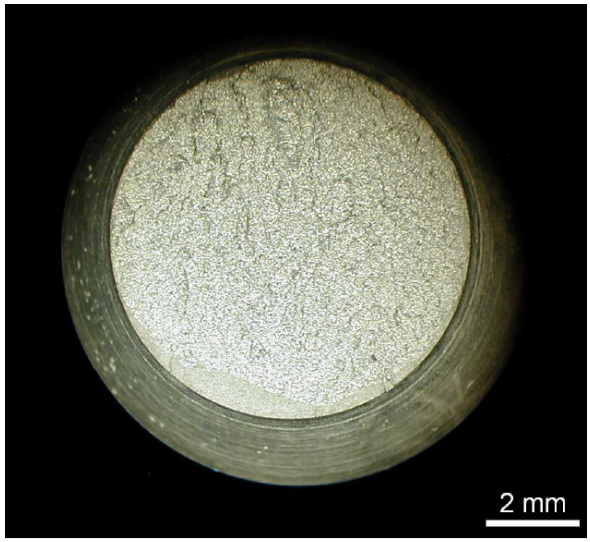


Fig. 3. Superficie de fractura de la probeta $E0II_{90}$

Fig. 4. Superficie de fractura de la probeta $E0III_{30}$

Fig. 5. Superficie de fractura de la probeta $E0III_{90}$

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MICYT-FEDER (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MICINN (Proyectos BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (Proyectos SA078/04, SA067A05 y SA111A07) y USAL (Proyecto USAL 2005-09). Además, agradecen a Juan Monar el suministro de acero por parte de TREFILERÍAS QUIJANO S. A. (Cantabria).

REFERENCIAS

[1] J. Toribio, E. Ovejero, Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation, *Materials Science and Engineering* A234-236, 579-582, 1997.

[2] J. Toribio, E. Ovejero, Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation, *Journal of Materials Science Letters* 17, 1037-1040, 1998.

[3] R. E. Peterson, Stress Concentration Factors, John Wiley & Sons, New York, 1974.

[4] G. E. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill, New York, 1986.

[5] R. W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials, John Wiley & Sons, New York, 1996.

[6] S. Suresh, Fatigue of Materials, Cambridge University Press, Cambridge, 1991.

RETARDO EN LA PROPAGACIÓN POR FATIGA INDUCIDA POR PLASTICIDAD DEBIDO A LA DEFLEXIÓN DEL EXTREMO DE FISURA

Juan-Carlos Matos, Beatriz González, Jesús Toribio

Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE), Universidad de Salamanca (USAL), E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España

RESUMEN

En este artículo se estudia el efecto de retardo en la velocidad de propagación de fisura por fatiga inducida por plasticidad en un acero de resistencia media-baja, debido a la existencia de micro-deflexiones en el camino de la fisura. Para ello, se ha modelizado la fisura con el extremo deflectado (para varios ángulos y longitudes proyectadas iniciales) mediante el método de los elementos finitos (MEF) en una placa sometida a distintos intervalos de oscilación del factor de intensidad de tensiones (FIT). Los resultados permitieron calcular la relación entre la velocidad de propagación por fatiga de la fisura deflectada (fatiga multiaxial a nivel microscópico) respecto a la velocidad de la fisura totalmente recta (fatiga uniaxial), obteniéndose que el efecto de retardo aumenta con el incremento del ángulo inicial del extremo deflectado de fisura y de su longitud inicial proyectada, así como con la disminución del intervalo de oscilación del FIT.

PALABRAS CLAVE: Deflexión del extremo de fisura, Método de los elementos finitos, Propagación de fisura por fatiga inducido por plasticidad, Fenómeno de retardo, Factor retardo

ABSTRACT

This article studies the retardation effect in plasticity-induced fatigue crack growth rate for a low-medium strength steel due to the appearance of micro-deflections in the crack path. To this end, the finite element method (FEM) was used to model the crack with its kinked tip (for several initial angle and initial projected length) in a plate under several stress intensity factor (SIF) ranges. The results allowed to calculate the ratio between the fatigue crack propagation rate for the crack deflected (multiaxial fatigue behaviour at the microscopic level) and for the totally straight crack (uniaxial fatigue), obtaining that the retardation effect increases with the initial kinked crack tip angle and its initial projected kinked crack tip length, as well as with the decrease of the SIF range.

KEYWORDS: Crack tip deflection, Finite element method, Plasticity-induced fatigue crack growth, Retardation phenomenon, Retardation factor

1. INTRODUCCIÓN

Durante la propagación por fatiga en modo I de aceros se observa que a nivel microscópico la fisura presenta múltiples deflexiones y bifurcaciones producidas por la microestructura del material [1]. En mecánica de fractura, la configuración de la fisura no-lineal (deflectada, curvada o ramificada) debería tenerse en cuenta en relación con los aspectos morfológicos de la fisura [2]. Así, la deflexión de fisura induce cambios en la velocidad de propagación que se pueden discutir en términos del avance local de fisura, de la fuerza motriz efectiva, etc. [3].

Simulaciones elasto-plásticas (realizadas con el método de los elementos finitos) del avance de fisura por fatiga se han usado para estudiar la propagación de fisura por plasticidad y el llamado fenómeno de cierre de fisura. En ellas, la propagación por fatiga ocurre de acuerdo al concepto físico de Laird-Smith [4] (uno de los mecanismos aceptados de propagación por fatiga), con transferencia de material desde la punta de fisura hacia los flancos [5,6]. Con la modelización de un único cristal [7] se obtuvo que la formación de estrías de fatiga depende de la dirección de propagación (tal y como se observado de forma experimental).

En estas modelizaciones, la velocidad de avance (por ciclo) reproduce tendencias comunes de la dependencia de la fisuración por fatiga con el intervalo de carga y las sobrecargas, donde la velocidad de propagación cíclica disminuye después de los ciclos de sobrecarga [8], así como el hecho de que un ciclo o varios ciclos periódicos de subcarga compresiva tienden a aumentar la velocidad

de propagación cíclica [9]. El avance de fisura por fatiga para cargas de amplitud constante cumple la ley de París y muestra una dependencia típica con el factor R [10,11].

En relación al cierre de fisura inducido por plasticidad en la fatiga, existe un trascendente debate científico con posiciones opuestas entre grupos de investigación. En Ref. [12] se estableció que el cierre de fisura ocurre bajo condiciones de deformación plana pura, siendo la longitud total de la fisura cerrada con carga mínima una pequeña fracción de la longitud total de fisura. En Ref. [13] se observó que la apertura del extremo de fisura experimenta un comportamiento transitorio típico, sin cierre de fisura durante muchos ciclos, antes de que comience a desarrollarse gradualmente un estado estable donde este aparece. En Refs. [5,6,8,10] se sostiene que no existe cierre de fisura inducido por plasticidad, así que las supuestas consecuencias de este fenómeno sobre el crecimiento de fisuras por fatiga (retardo por sobrecarga y efectos de la tensión residual compresiva) se observan igualmente sin que ésta ocurra.

Las discrepancias en los resultados con respecto al cierre de fisura podrían ser asociados con el uso de distintos elementos, técnicas de remallado, intervalos de carga y número de ciclos de carga aplicados [7]. Así, simulaciones elasto-plásticas en elementos finitos con grandes deformaciones de la fisura bajo carga cíclica han puesto en evidencia una notoria sensibilidad a la malla [14]. Las diferencias en el método utilizado para generar la malla también pueden ser la razón por la que el plegado no siempre aparezca en la superficie de fisura [15].

El factor de intensidad de tensiones (FIT) que se produce en una fisura deflectada ha sido calculado con diversas consideraciones [16,17]. La modelización de la morfología de fisura como un camino periódicamente deflectado mostró una reducción en la velocidad de propagación por fatiga en el rango de Paris cuando el ángulo de deflexión aumenta [18]. El efecto de retardo por sobrecarga es, en parte, debido a la aparición de microrrugosidad y ramificaciones en la fisura, y la aplicación de una sobrecarga única de tracción podría deflectar y bifurcar la fisura [19].

2. PROCEDIMIENTO NUMÉRICO

Con el propósito de estudiar la propagación por fatiga a través del avance plástico de fisura se realizó una simulación con el método de los elementos finitos (MEF) usando el programa comercial MSC Marc. El material fue caracterizado como elástico/perfectamente-plástico con el criterio de plastificación de Von-Mises. Además, se consideraron grandes deformaciones y grandes cambios geométricos, con una formulación Lagrangiana actualizada.

Las propiedades del material fueron las siguientes: módulo de Young E = 200 GPa, coeficiente de Poisson v = 0.3 y límite elástico efectivo σ_Y = 300 MPa (asociado con un acero de resistencia media-baja). El límite elástico efectivo se asocia con algún nivel de saturación de la tensión (dado por el endurecimiento por deformación), no con la tensión correspondiente al comienzo de la deformación plástica en el ensayo de tracción simple [5].

El modelo consistió de un panel con dos fisuras de borde simétricas sometido a carga cíclica de tracción remota (Figura 1a). La fisura inicial (no deformada) fue una ranura con flancos paralelos de anchura b_0, donde la longitud de la parte final (Figura 1b) estaba deflectada un ángulo α_0 en relación a la longitud de fisura principal. La longitud proyectada del extremo deflectado de fisura se ha designado l_0'.

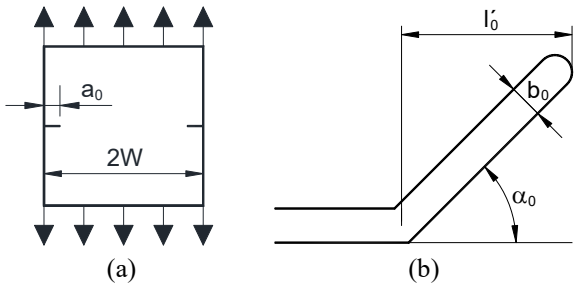


Figura 1. Geometría inicial de la placa: (a) vista general; (b) detalle del extremo de fisura deflectado.

El final de la fisura presenta una geometría semicircular [20], así que la fisura fue tratada como una entalla aguda con un radio pequeño (pero no cero), evitando la singularidad físicamente irreal en su extremo [21]. La anchura de la placa ($2W$) y su altura tuvieron el mismo valor y la longitud de fisura (a_0) fue 0.2 veces la semi-anchura de la placa ($a_0 = 0.2W$) y 15000 veces la anchura de fisura ($a_0 = 15000b_0$).

En un material con ciertas propiedades mecánicas (E, υ, σ_Y) que contiene una ranura y está sometido a fatiga en modo I, la velocidad de crecimiento por fatiga plástica depende del ancho de la muesca b_0 y del nivel de tensiones (para una geometría dada). Cuando las deformaciones son bastante grandes en comparación con el ancho de la ranura (es decir, cuando el intervalo de oscilación del FIT ΔK es lo suficientemente alto), se producen campos tenso-deformacionales en el extremo de la ranura similares a las de la región autónoma. Cuando esto ocurre, la ranura antes mencionada podría considerarse una fisura en cuanto al uso de la mecánica de fractura, y por debajo de este ancho, ranuras de diferentes anchos se comportan de la misma manera (como una fisura).

Bajo cargas cíclicas, esta cuestión es mucho más complicada, porque la evolución del campo tenso-deformacional durante cada ciclo de carga no solo depende de la geometría inicial, sino también de lo que sucede en cada ciclo de carga anterior (las tensiones residuales después de cada ciclo de carga, los caminos tenso-deformacionales en plasticidad, etc.), es decir, del historial de carga mecánica.

Se ha encontrado que bajo carga monótona, una entalla podría ser tratada como una fisura cuanto la correspondiente apertura de fisura δ_t [22,23] sea:

$$\delta_t = \beta \frac{K_I^2}{E\sigma_Y} \geq 2b_0 \quad (1)$$

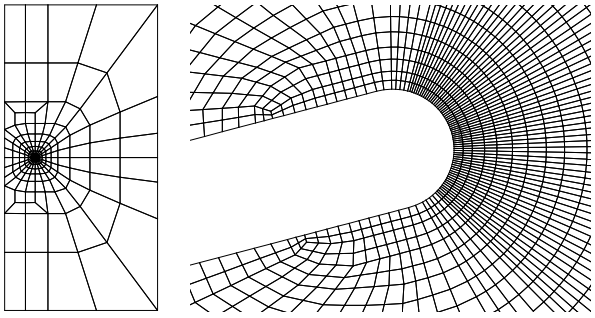
donde K_I es el FIT y β un coeficiente que ha sido obtenido a través de simulaciones elasto-plásticas. Para el acero de resistencia media-baja empleado en este trabajo, la anchura de fisura inicial que se ha usado en la modelización ha sido b_0 = 5 µm, buscando que sea lo suficientemente pequeña como para que se produzca el control del FIT sobre el problema analizado.

Para el caso de estudio, un panel con dos fisuras de borde simétricas de profundidad $a_0 = 0.2W$ sometido a carga de tracción remota, la expresión para calcular el FIT es [24]:

$$K_I = 1.158\sigma\sqrt{\pi a_0} \quad (2)$$

donde σ es la tensión remota aplicada. En el cálculo del FIT K_I no se ha tenido en cuenta el pequeño crecimiento de fisura Δa.

Se ha modelizado la mitad del problema (Figura 2a) con las condiciones de contorno necesarias para simular la simetría del problema. Se usaron elementos cuadriláteros isoparamétricos de 4 nodos con integración completa, para aplicaciones de deformación plana. En relación al tamaño de la malla de elementos finitos (Figura 2b), los lados de los elementos más pequeños próximos a la punta de fisura midieron $0.04b_0$ [5].



(a) (b)

Figura 2. Malla de elementos finitos: (a) vista general; (b) detalle del extremo de fisura deflectado.

3. AVANCE POR FATIGA EN LA FISURA RECTA

La deformación plástica equivalente acumulada ε^p_{acum} (una de las variables claves comúnmente usada para caracterizar las deformaciones en fatiga, y considerada como la variable mecánica candidata para monitorizar la acumulación del daño por fatiga [25]), se define a través de la siguiente ecuación:

$$\varepsilon^p_{acum} = \int \left(\frac{2}{3} d\varepsilon^p_{ij} d\varepsilon^p_{ij} \right)^{1/2} \quad (3)$$

donde ε^p_{ij} son los componentes del tensor deformación plástica. La integración para calcular la deformación plástica equivalente acumulada se realizó a través del historial de carga mecánica.

La Figura 3 muestra la deformación plástica equivalente acumulada en la geometría deformada del extremo de la fisura después de aplicar 20 ciclos de carga, junto con el perfil de la fisura inicial. En la modelización, la fisura avanza de acuerdo al mecanismo de Laird-Smith, con transferencia de material desde la punta de fisura hacia los flancos. Además, el extremo de fisura deformado suelen adquirir una forma de *ojo de cerradura* después de la descarga [26]. En las modelizaciones no se ha observado cierre de fisura [5-7].

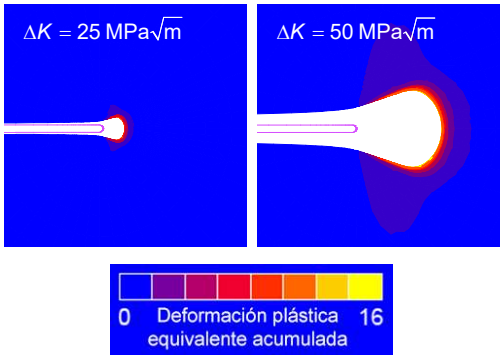


Figura 3. Extremo de fisura inicial y deformado después de 20 ciclos de carga (con las bandas de contorno correspondientes a la deformación plástica equivalente acumulada), para la fisura totalmente recta.

La modelización del panel con las dos fisuras simétricas de borde completamente rectas, sometido a carga remota cíclica de tracción ha permitido determinar la curva de propagación de fisura por fatiga $(da/dN)_0$ - ΔK (velocidad de crecimiento de fisura por fatiga *vs.* intervalo de oscilación del FIT) en el régimen de Paris (factor R = 0) para el material de estudio (Figura 4).

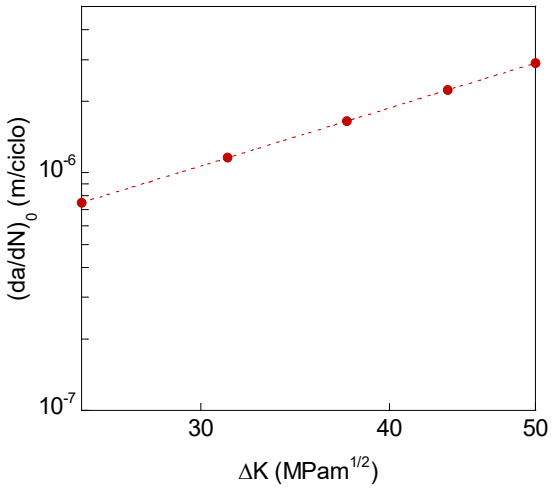


Figura 4. Curva de propagación de fisura por fatiga inducida por plasticidad, en el régimen de Paris.

La velocidad de propagación causada por el flujo plástico de la fisura localizada en el panel sometido a varios intervalos de oscilación del FIT (incluyendo ΔK = 25, 37.5 y 50 MPam$^{1/2}$) se calculó, para cada uno de ellos, como el valor medio de la velocidad de avance medido después de aplicar 20 ciclos de carga. Los resultados (Figura 4) mostraron un excelente acuerdo con una función tipo potencial que podría fácilmente relacionarse con la ley de Paris [27]:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_0 = C\Delta K^m \qquad (4)$$

lo cual permitiría realizar una estimación de los parámetros de Paris del material (C and m).

4. RETARDO POR LA DEFLEXIÓN DE FISURA

Este estudio sobre el efecto que la micro-deflexión del extremo de fisura produce sobre el crecimiento de fisura ha mostrado como, independientemente del ángulo de deflexión inicial, la fisura tendió a propagarse en modo I cuando la placa estaba sometida a carga remota de tracción en modo I (apertura). Además, la deflexión local del extremo de fisura provocó un *efecto de retardo* en la velocidad de propagación de la fisura por fatiga en modo I global [28]. Este fenómeno se caracterizó mediante el *factor retardo* $(da/dN)/(da/dN)_0$, donde $(da/dN)_0$ es la velocidad de propagación por fatiga para la fisura completamente recta y (da/dN) la velocidad de propagación por fatiga para la fisura con el extremo deflectado, ambos asociados al valor medio evaluado después de aplicar sobre la muestra 20 ciclos de carga.

Para la fisura con su extremo deflectado, en la Figura 5 se representa el factor retardo $(da/dN)/(da/dN)_0$ frente al ángulo inicial de dicho extremo deflectado de fisura (α_0 = 15°, 30° y 45°) para varias longitudes proyectadas iniciales del extremo deflectado de fisura (l_0' = 25, 50 y 75 µm). El intervalo de oscilación del FIT fue ΔK = 25, 37.5 y 50 MPam$^{1/2}$ (valores asociados con el régimen de Paris de la propagación de fisuras por fatiga), el factor R igual a 0 y el material un acero de media-baja resistencia (σ_Y = 300 MPa). Los resultados muestran como el efecto de retardo aumenta (y por lo tanto, el factor retardo se reduce) con la disminución del intervalo de oscilación del FIT ΔK y con el incremento del ángulo inicial del extremo deflectado de fisura α_0 y de su longitud proyectada inicial l_0'.

Previos trabajos experimentales de investigación realizados en varios aceros por los autores [1] mostraron que se produce una disminución en la velocidad de propagación de fisura al aumentar el ángulo de la tortuosidad microscópica de la fisura de fatiga, estando relacionado el valor de este ángulo de deflexión con la microestructura del material. Además, se ha encontrado que el aumento del intervalo de oscilación del FIT incrementa la microrrugosidad del perfil del camino de fatiga debido a que la longitud entre deflexiones es mayor [1].

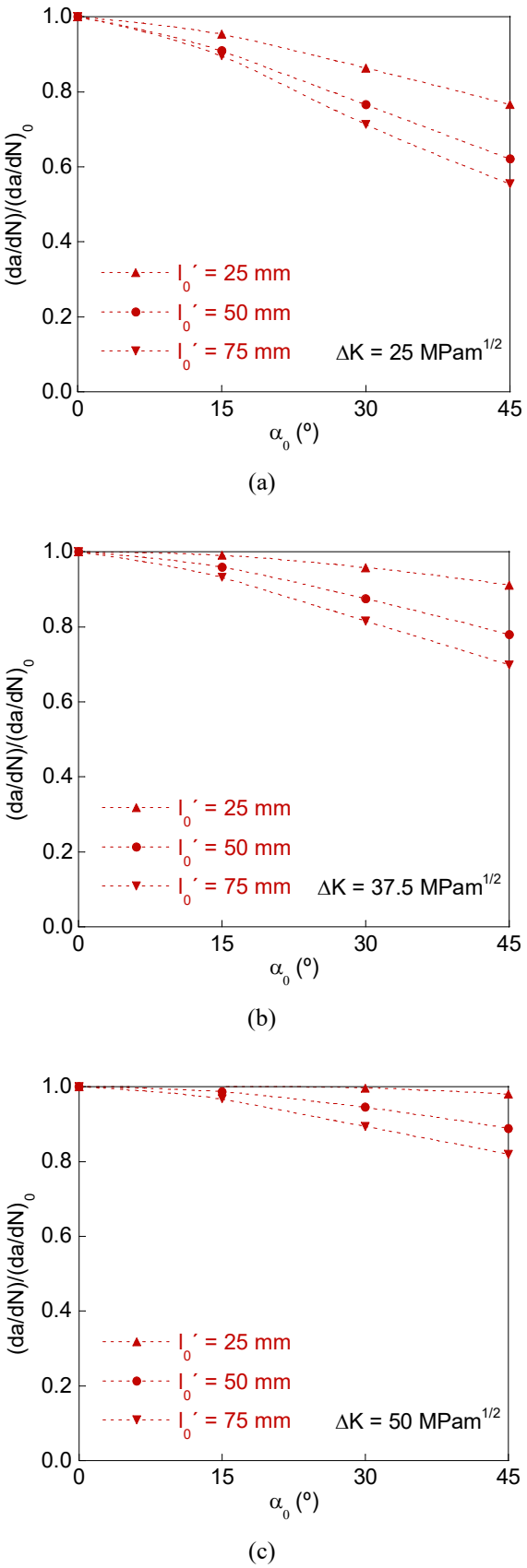


Figura 5. Factor retardo de la propagación de fisura por fatiga para: (a) ΔK = 25 MPam$^{1/2}$; (b) ΔK = 37.5 MPam$^{1/2}$; (c) ΔK = 50 MPam$^{1/2}$.

Las Figuras 6 y 7 muestran la distribución de la deformación plástica equivalente acumulada en la geometría deformada del sólido fisurado (extremo de fisura deflectado) después de aplicar 20 ciclos de carga, para $\Delta K = 25$ y 50 MPam$^{1/2}$. La geometría inicial del sólido antes de la carga (perfil de fisura inicial) también aparece en ellas. La deformación plástica equivalente acumulada es más elevada y presenta una distribución más asimétrica cuando el ángulo inicial del extremo de fisura aumenta.

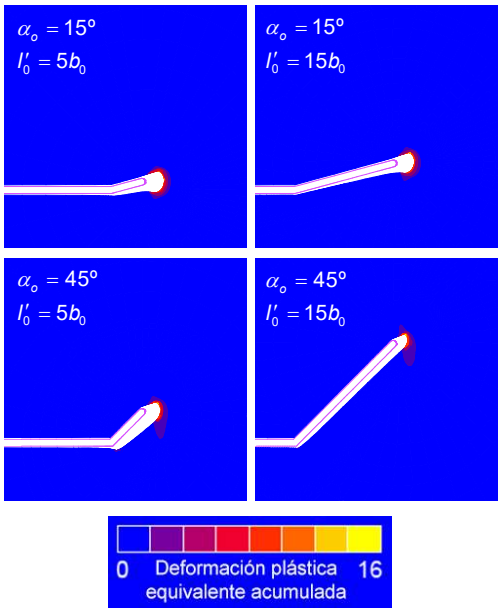


Figura 6. Extremo de fisura inicial y deformado después de 20 ciclos de carga (con las bandas de contorno correspondientes a la deformación plástica equivalente acumulada), para la fisura deflectada y $\Delta K = 25$ MPam$^{1/2}$.

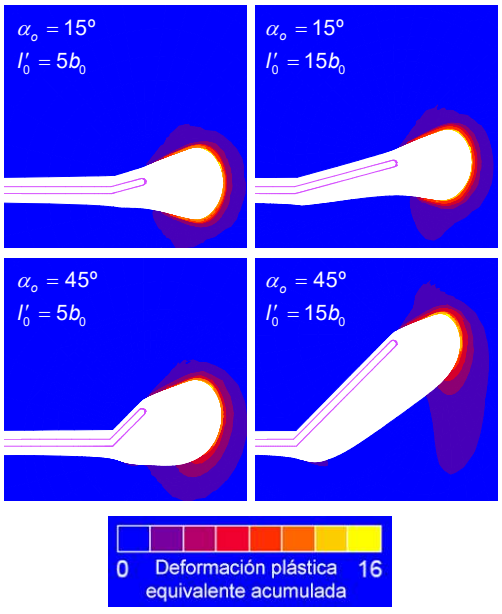


Figura 7. Extremo de fisura inicial y deformado después de 20 ciclos de carga (con las bandas de contorno correspondientes a la deformación plástica equivalente acumulada), para la fisura deflectada y $\Delta K = 50$ MPam$^{1/2}$.

A medida que aumentó el intervalo de oscilación del FIT y disminuyó la longitud proyectada inicial del extremo deflectado de fisura, se redujo el efecto de retardo. Esto podría asociarse con una mayor disminución del ángulo del extremo deflectado para la fisura propagada (con respecto al extremo deflectado inicial de la fisura) y la aparición de una mayor apertura de fisura (COD) en esta zona. Así, se han observado variaciones del COD en fisuras deflectadas producidas en aceros sometidos a carga cíclica de tracción [1].

5. CONCLUSIONES

Las siguientes conclusiones sobre el efecto producido por la deflexión del extremo de la fisura sobre el crecimiento de fisura por fatiga inducido por plasticidad pueden ser extraídas de este trabajo:

(i) Fisuras con el extremo deflectado en una placa sometida a fatiga con carga de tracción remota en modo I (apertura) exhiben avance de fisura por plasticidad que tiende hacia el modo I global.

(ii) La deflexión del extremo de fisura produce un *efecto de retardo* sobre el crecimiento de fisura por fatiga, cuando es comparado con la fisura totalmente recta.

(iii) El efecto de retardo aumenta con el ángulo de deflexión del extremo de fisura y con su longitud inicial proyectada, mientras disminuye con el intervalo de oscilación del factor de intensidad de tensiones (FIT).

(iv) Un menor efecto de retardo puede ser asociado con la disminución del ángulo de propagación del extremo deflectado de fisura y con un incremento en la apertura de fisura (COD).

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean agradecer el apoyo económico de las siguientes instituciones: MICYT (MAT2002-01831), MEC (BIA2005-08965), MICINN (BIA2008-06810 y BIA2011-27870), JCyL (SA111A07, SA039A08 y SA132G18) y Fundación Memoria de D. Samuel Solórzano Barruso (FS/9-2019).

REFERENCIAS

[1] J. Toribio, J.C. Matos and B. González. A macro- and micro-approach to the anisotropic fatigue behaviour of hot-rolled and cold-drawn pearlitic steel. Eng Fract Mech (2014) 123:70–76.

[2] H. Kitagawa, R. Yuuki and T. Ohira. Crack-morphological aspects in fracture mechanics. Eng Fract Mech (1975) 7:515–529.

[3] S. Suresh. Crack deflection: Implications for the growth of long and short fatigue cracks. Metall Mater Trans A (1983) 14:2375–2385.

[4] C. Laird and G.C. Smith. Crack propagation in high stress fatigue. Philos Mag (1962) 8:847–857.

[5] J. Toribio and V. Kharin. Simulations of fatigue crack growth by blunting–re-sharpening: Plasticity induced crack closure *vs*. alternative controlling variables. Int J Fatigue (2013) 50:72–82.

[6] J. Toribio and V. Kharin. Finite-deformation analysis of the crack-tip fields under cyclic loading. Int J Solids Struct (2009) 46:1937–1952.

[7] V. Levkovitch, R. Sievert and B. Svendsen. Simulation of fatigue crack propagation in ductile metals by blunting and re-sharpening. Int J Fract (2005) 136:207–220.

[8] J. Toribio and V. Kharin. Large crack tip deformations and plastic crack advance during fatigue. Mater Lett (2007) 61:964–967.

[9] V. Tvergaard. Effect of underloads and overloads in fatigue crack growth by crack-tip blunting. Eng Fract Mech (2006) 73:869–879.

[10] J.M. Hunnell and D. Kujawski. Numerical simulation of fatigue crack growth behavior by crack-tip blunting. Eng Fract Mech (2009) 76:2056–2064.

[11] J. Toribio, V. Kharin, F.J. Ayaso, B. González, J.C. Matos, D. Vergara and M. Lorenzo. Numerical and experimental analyses of the plasticity-induced fatigue crack growth in high-strength steels. Constr Build Mater (2011) 25:3935–3940.

[12] R.C. McClung, B.H. Thacker and S. Roy. Finite element visualization of fatigue crack closure in plane stress and plane strain. Int J Fract (1991) 50:27–49.

[13] V. Tvergaard. On fatigue crack growth in ductile materials by crack–tip blunting. J Mech Phys Solids (2004) 52:2149–2166.

[14] J. Toribio and V. Kharin. Comments on simulations of fatigue crack propagation by blunting and re-sharpening: The mesh sensitivity. Int J Fract (2006) 140:285–292.

[15] V. Tvergaard. Mesh sensitivity effects on fatigue crack growth by crack-tip blunting and re-sharpening. Int J Solids Struct (2007) 44:1891–1899.

[16] M. Benedetti, V. Fontanari, B.D. Monelli and M. Beghini. A fully parametric weight function for inclined edge cracks with a kink. Eng Fract Mech (2015) 136:195–212.

[17] Y. Li, T. Sun, Q. Gao and C. Tan. A stress intensity factor estimation method for kinked crack. Eng Fract Mech (2018) 188:202–216.

[18] A. Carpinteri, A. Spagnoli, S. Vantadori and D. Viappiani. Influence of the crack morphology on the fatigue crack growth rate: A continuously-kinked crack model based on fractals. Eng Fract Mech (2008) 75:579–589.

[19] S. Suresh. Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads. Eng Fract Mech (1983) 18:577–593.

[20] K.J. Handerhan and W.M. Garrison Jr. A study of crack tip blunting and the influence of blunting behavior on the fracture toughness of ultra high strength steels. Acta Metall Mater (1992) 40:1337–1355.

[21] J.T.P. Castro, M.A. Meggiolaro and A.C.O. Miranda. Singular and non-singular approaches for predicting fatigue crack growth behaviour. Int J Fatigue (2005) 27:1366–1388.

[22] J.R. Rice and D.M. Tracey. Computational Fracture Mechanics. In: Numerical and Computer Methods in Structural Mechanics. Academic Press: New York, USA, 1973, pp. 585–623.

[23] R.M. McMeeking. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture. J Mech Phys Solids (1977) 25:357–381.

[24] M.P. Savruk. Stress Intensity Factors in Solids with Cracks, Naukova Dumka: Kiev, Ukraine, 1988. (In Russian).

[25] S. Suresh. Fatigue of Materials (2nd edition), Cambridge University Press: Cambridge, UK, 1994.

[26] N.A. Fleck. Finite element analysis of plasticity-induced crack closure under plane strain conditions. Eng Fract Mech (1986) 25:441–449.

[27] P.C. Paris and F. Erdogan. A critical analysis of crack propagation laws. J Basic Eng (1963) 85D:528–534.

[28] J. Toribio, J.C. Matos and B. González. Influence of crack micro-roughness on the plasticity-induced fatigue propagation in high strength steel. Frat Integrità Strutt (2017) 41:62–65.

FATIGA POR CONTACTO DE RODADURA ASISTIDA POR HIDRÓGENO EN RODAMIENTOS UTILIZADOS EN AEROGENERADORES DE ENERGÍA EÓLICA

Víktor Kharin, Miguel Lorenzo, Diego Vergara, Jesús Toribio

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

RESUMEN

Este trabajo analiza los efectos de la fatiga por contacto de rodadura, asistida por hidrógeno, sobre los rodamientos de aerogeneradores eólicos. A tal fin, el ensayo normalizado de rodadura entre esferas y cilindro, diseñado para evaluar la susceptibilidad al fenómeno descrito, se simuló mediante el método de los elementos finitos para obtener el estado tenso-deformacional en el material, considerando condiciones reales de servicio. Los resultados permiten una estimación simple de la cantidad de hidrógeno en los lugares potenciales de fractura.

PALABRAS CLAVE: aerogeneradores, rodamientos, fatiga por contacto de rodadura, fragilización por hidrógeno.

ABSTRACT

This work analyses the effects of hydrogen-assisted rolling-contact fatigue on bearings of wind turbines. To this end, the well-known ball-on-rod test to evaluate the resistance to rolling-contact fatigue was simulated by the finite element method for obtaining the stress-strain state undergone by the bearings considering their in-service conditions. Results allow a simple estimation of the hydrogen amount in potential fracture zones.

KEYWORDS: wind turbines, bearings, hydrogen-assisted rolling-contact fatigue, hydrogen embrittlement.

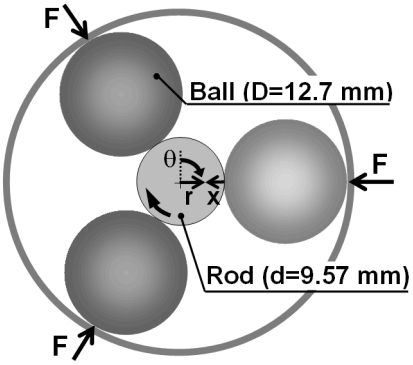
1. INTRODUCCIÓN

La presencia de hidrógeno en rodamientos para turbinas de energía eólica causa una reducción de la tenacidad de fractura del material, lo cual puede comprometer su integridad estructural ante el fenómeno de fatiga por contacto de rodadura asistido por hidrógeno (FCR-AH) [1]. Los factores que contribuyen a la presencia de hidrógeno en el material son: (i) el uso de lubricantes con aditivos; (ii) el deterioro de los rodamientos; (iii) los ambientes salinos.

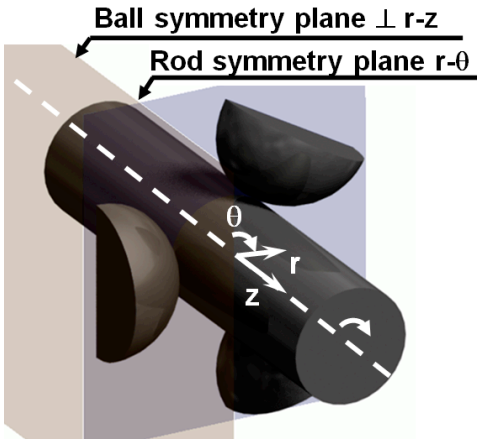
Este artículo estudia el fenómeno de FCR-AH mediante simulación numérica del ensayo de FCR del tipo *esferas sobre cilindro* [2-4], que se usa frecuentemente para verificar la fiabilidad de rodamientos para turbinas en ambiente de hidrógeno.

2. MODELIZACIÓN NUMÉRICA

La simulación numérica mediante el método de los elementos finitos (MEF) fue utilizada para obtener el estado tenso-deformacional. La geometría analizada consiste en una barra cilíndrica de acero de longitud L= 6 mm y diámetro d = 9.53 mm que rota en contacto con tres esferas de acero equidistantes de diámetro D = 12.70 mm aplicando una fuerza puntual F = 300 N en la superficie de la barra cilíndrica (Fig. 1a). La geometría puede simplificarse considerando los planos de simetría de los (Fig. 1b). Se consideró endurecimiento isótropo y formulación lagrangiana. Se utilizaron las siguientes propiedades mecánicas del material del cilindro y las esferas:: E (módulo de Young) = 206 GPa, ν (coeficiente de Poisson) = 0.3 y σ_Y (tensión de cedencia) = 2065 MPa.



(a)



(b)

Fig. 1. Ensayo de esferas sobre cilindro (a) y vista 3D (b).

A partir de los resultados de los ensayos de simulación, puede estimarse la difusión de hidrógeno desde los puntos sobre la superficie hacia el interior del material, en función de los gradientes de tensión hidrostática (σ) y solubilidad de hidrógeno (K_s) [5-7]:

$$\mathbf{J} = -D(\bar{\varepsilon}_P)\left\{\nabla C - C\left[\frac{V_H}{RT}\nabla\sigma + \frac{\nabla K_{S\blacklozenge}(\bar{\varepsilon}_P)}{K_{S\blacklozenge}(\bar{\varepsilon}_P)}\right]\right\} \quad (1)$$

donde D es la difusividad de hidrógeno, R la constante universal de los gases perfectos, V_H el volumen parcial molar y T la temperatura absoluta. Se considerar una relación lineal entre deformación plástica y solubilidad de hidrógeno [5-7].

La concentración de hidrógeno de equilibrio (para tiempo infinito) es la solución estacionaria de la ecuación diferencial siguiente, cf. [5-7]:

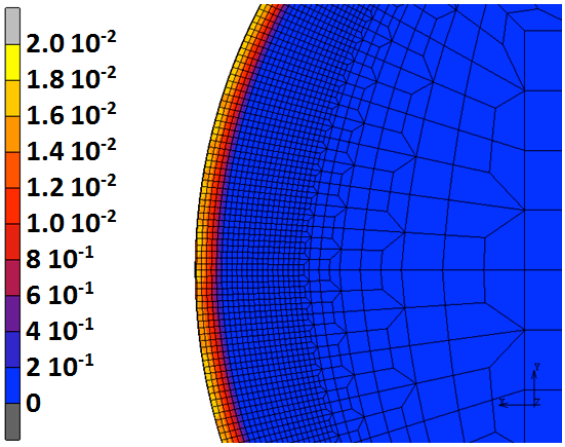
$$C_{eq} = C_0 K_{S\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P)\exp\left[\frac{V_H}{RT}\nabla\sigma\right] \quad (2)$$

donde C_0 es la concentración de hidrógeno de equilibrio para el material libre de tensiones.

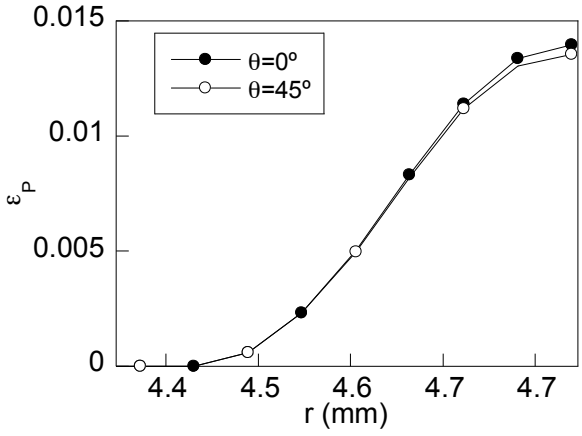
3. ESTADOS TENSO-DEFORMACIONALES

La simulación numérica permite determinar el estado tenso-deformacional bajo carga cíclica o de fatiga. Las distribuciones de las variables clave en la difusión de hidrógeno –tensión equivalente y tensión hidrostática (cf. eq. 1)–, fueron calculadas tras completar el primer ciclo del ensayo (Fig. 2 y Fig. 3 respectivamente) para dos coordenadas cilíndricas: (i) θ = 0º representa la zona de contacto (ii) θ = 45º, un plano suficientemente lejos de la zona de contacto.

La primera fuerza motriz para la difusión de hidrógeno, el gradiente de deformación plástica equivalente, es negativo y sólo afecta al anillo de deformación plástica cerca de la superficie del cilindro (Fig. 2b, profundidad máxima desde la superficie de 340 μm).



(a)

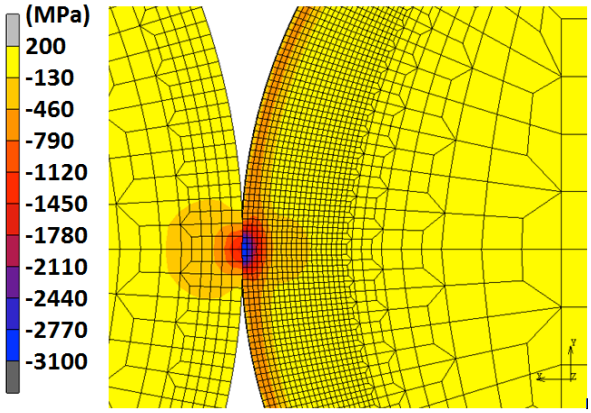


(b)

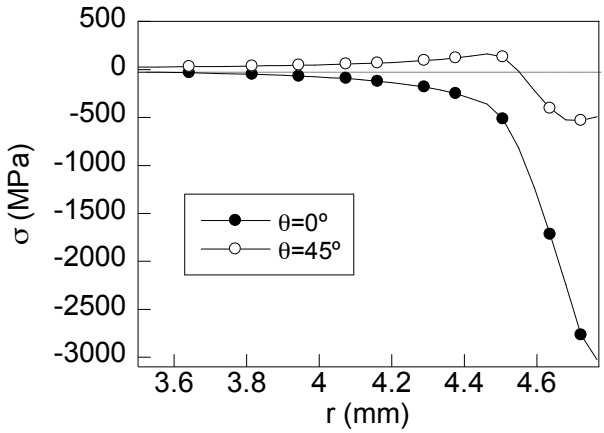
Fig. 2. Distribución de deformación plastica (acumulada) equivalente en el cilindro tras un ciclo de ensayo: (a) vista en detalle de la zona de contacto; (b) distribución radial,

Con respecto a la segunda fuerza motriz para la difusión de hidrógeno, el gradiente de la tensión hidrostática, en el plano de contacto (θ = 0º) se obtiene una distribución de naturaleza compresiva de tal variable en dirección radial, que decrece progresivamente con la profundidad, hasta una profundidad de 1 mm desde la superficie del cilindro.

Lejos del plano de contacto (θ = 45º) la tensión hidrostática de compresión en la superficie de la barra es menor. Además de esto, para una profundidad de aproximadamente 250 μm aproximadamente la tensión se hace positiva (de tracción), alcanzando el máximo valor de la distribución y decreciendo progresivamente con la profundidad hasta alcanzar el núcleo del cilindro.



(a)



(b)

Fig. 3. Distribución de tensión hidrostática en el cilindro tras un ciclo en el ensayos de esferas sobre cilindro: (a) vista en detalle en la zona de contacto; (b) distribución radial.

4. ACUMULACIÓN DE HIDRÓGENO

Se ha obtenido la distribución estacionaria de concentración de hidrógeno a lo largo del radio del cilindro (Fig. 4) usando la eq, (2) y teniendo en cuenta tanto la tensión hidrostática como la deformación plástica equivalente.

Según la Fig. 4, la concentración de hidrógeno en la vecindad de la superficie del cilindro (profundidades desde la superficie de la barra inferiores a 1 mm) exhibe una notable reducción (90%) en las esferas de contacto debido a la presencia de tensiones compresivas y gradiente de entrada negativo de tensión hidrostática, observado en la Fig. 3b.

Este efecto sólo se observa en puntos situados cerca de la superficie del cilindro, puesto que las concentraciones para profundidades superiores a 1 mm son iguales a C_0 (la concentración de hidrógeno en material virgen libre de tensión y deformación). Para puntos de la barra fuera de la zona de contacto (θ = 45º) aparece una reducción del 30%. Sin embargo, una concentración de hidrógeno 15% superior a C_0 se alcanza para una profundidad desde la superficie del cilindro de 300 μm. Así pues, en dichos puntos se podría esperar daño por hidrógeno.

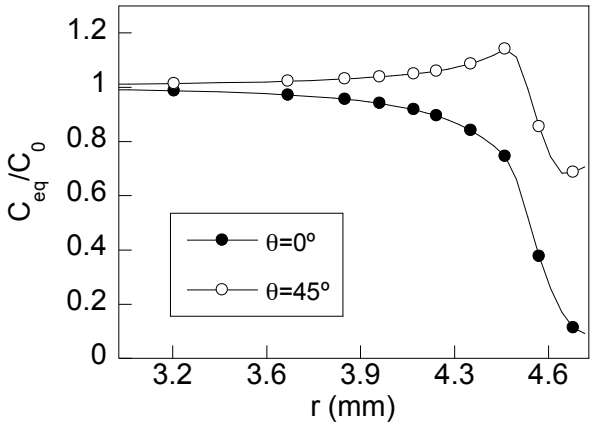


Fig. 4. Distribución radial de concentración de hidrógeno para las coordenadas anulares referidas a dentro (θ=0º) y fuera (θ =45º) del plano de contacto.

5. CONCLUSIONES

En este artículo se ha realizado una estimación simple de la acumulación de hidrógeno en rodamientos para turbinas eólicas para tiempos largos de exposición al ambiente hidrogenante, considerando los estados tenso-deformacionales clave obtenidos mediante simulación numérica del ensayo de esferas sobre cilindro.

Los resultados revelan una deformación plástica situada en la superficie del cilindro y su vecindad, e importantes tensiones hidrostáticas compresivas en el plano de contacto entre el cilindro y las esferas de presión.

Tales niveles de tensión hidrostática influyen en la acumulación de hidrógeno en el cilindro, apareciendo de este modo una considerable reducción de hidrógeno en el plano de contacto, para una profundidad de 1 mm, mientras que para planos lejanos respecto a la zona de contacto la reducción es menor.

Sin embardo, un máximo de concentración de hidrógeno aparece para una profundidad respecto a la superficie del cilindro de 300 μm. Así pues, esta posición podría ser considerada como la zona prospectiva de daño desde el punto de vista de la fragilización por hidrógeno.

Agradecimientos

Los autores agradecen la financiación proporcionada por el Proyecto Europeo MultiHy (http://multihy.eu): Multiscale modelling of hydrogen embrittlement of crystalline materials (EU-FP7-NMP Project No. 263335).

REFERENCIAS

[1] Y. Kadin: Proc. Eng. Vol. 66 (2013), p. 415

[2] A.S. Pandkar, N. Arakere and G. Subhash: Int. J. Fatigue Vol. 63 (2014), p. 191

[3] A. Bhattacharyya, G. Subhash and N. Arakere: Int. J. Fatigue Vol. 59 (2014), p. 102

[4] N.K. Arakere and G. Subhash: Mater. Sci. Tech. Vol. 28 (2012), p. 34

[5] J. Toribio, V. Kharin, D. Vergara and M. Lorenzo: Adv. Mater. Res. Vol. 138 (2010), p. 117

[6] J. Toribio, M. Lorenzo, D. Vergara and V. Kharin: Corros. Vol. 67 (2011), p. 075001

[7] J. Toribio, V. Kharin, M. Lorenzo and D. Vergara: Corros. Sci. Vol. 53 (2011), p. 3346

VARIABLES MECÁNICAS Y AMBIENTALES QUE GOBIERNAN EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MEZCLAS BITUMINOSAS EN CALIENTE

Rubén Tino, Beatriz González, Juan-Carlos Matos, Jesús Toribio

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

RESUMEN

Este artículo ofrece una revisión de investigaciones previas de los autores por medio del análisis de variables mecánicas y ambientales que gobiernan el comportamiento mecánico de mezclas bituminosas en caliente, con especial énfasis en *daño, degradación y fractura*. Con respecto a los factores mecánicos que afectan la respuesta estructural de las mezclas, se pueden mencionar la carga cíclica (*fatiga mecánica*.) y los vehículos pesados. En lo que se refiere a factores ambientales que influyen en tal respuesta (*daño & fractura*), la lista es como sigue: (i) sales anti-hielo, (ii) condiciones climáticas, incluyendo oscilaciones de temperatura (*fatiga térmica*), agua de lluvia y presencia de hielo. Los resultados se presentan de forma sistemática para extraer conclusiones y recomendaciones aplicables al tráfico real de vehículos en carreteras.

PALABRAS CLAVE: mezclas bituminosas en caliente, comportamiento mecánico, variables mecánicas, variables ambientales.

ABSTRACT

This paper offers a review of previous research by the authors by means of the analysis of mechanical and environmental variables governing the mechanical behavior of hot bituminous mixtures, with special emphasis on *damage, degradation and fracture*. With regard to the mechanical factors affecting the structural performance of the mixtures, one can mention cyclic loading (*mechanical fatigue*) and heavy vehicles. In the matter of environmental factors influencing such a mechanical (*damage & fracture*) performance, the list is as follows: (i) de-icing salts, (ii) weather conditions, including temperature cycles (thermal fatigue), rainfall and presence of ice. Results are presented in systematic manner to draw conclusions and recommendations applicable to real traffic of vehicles in roads.

KEYWORDS: hot bituminous mixtures, mechanical behaviour, mechanical variables, environmental variables.

1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento mecánico de mezclas bituminosas en caliente (MBC) es fundamental para asegurar la fiabilidad y durabilidad de carreteras sometidas a las solicitaciones de servicio provocadas por el tráfico [1].

Aparte de los ensayos normalizados de laboratorio, utilizados para evaluar la degradación del firme tras su puesta en servicio, recientemente se ha empezado a utilizar la técnica de análisis por elementos finitos para evaluar el comportamiento de las capas de firme. Con ella se están consiguiendo significativos avances en el análisis numérico, aunque todavía existen grandes disparidades entre la respuesta prevista por los modelos numéricos y la que se observa *in situ* sobre la carretera sometida a las solicitaciones del tráfico real y a los efectos climáticos y ambientales, lo que refuerza la idea de la dificultad de modelizar de un modo adecuado el comportamiento en servicio de MBC, tal como se analiza en la Ref. [2].

Este artículo ofrece una revisión de trabajos científicos previos de los autores sobre variables de naturaleza mecánica y ambiental que condicionan la respuesta en servicio de las MBC utilizadas en firmes de carreteras.

2. COMPORTAMIENTO EN FATIGA DE MBC PARA REFUERZO DE FIRMES

La Ref. [3] versa sobre el comportamiento en fatiga de MBC para refuerzo de firmes. Los ensayos se realizaron sobre una serie de probetas-testigo del firme puesto en obra (figura 1), para reproducir lo más fielmente posible sus condiciones reales de funcionamiento, es decir, se obtuvieron las probetas mediante extracción con sonda rotativa de la mezcla bituminosa de la carretera.

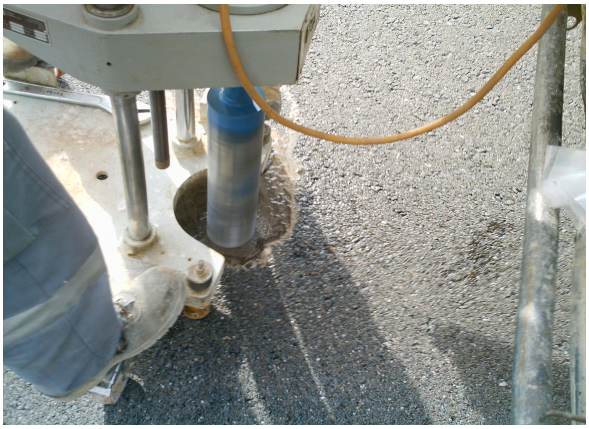


Figura 1. Extracción de testigo de MBC.

Las cargas aplicadas estuvieron comprendidas en un rango de 0.2 a 5 kN, no aplicándose la carga mínima de 0 kN para evitar que se produjera despegue entre la probeta y los platos de compresión (figura 2).

Figura 2. Ensayo de fatiga.

Se utilizaron dos tipos de ondas al aplicar las cargas sobre las probetas. El primer tipo consistió en una onda senoidal a una frecuencia de 10 Hz. El segundo tipo de onda, que se denominó senoidal compleja, se ejecutó a una frecuencia de 1 Hz, aplicándose un ciclo de carga senoidal durante un tiempo de 0.1 s y manteniéndose 0.9 s en reposo, para simular las cargas reales del tráfico sobre el material y la estructura del firme (figura 3).

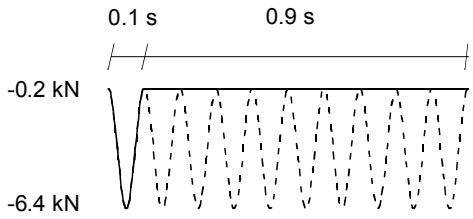


Figura 3. Tipos de onda: senoidal (discontínua) y compleja (contínua).

Los ensayos se realizaron en control de carga, midiendo los desplazamientos. La temperatura del ensayo fue de 20ºC y se adoptaron valores tipo estimados de 1.6 kN de carga para vehículos ligeros y 6.4 kN de carga para vehículos pesados, utilizándose sólo ésta última por haberse considerado despreciable el daño producido por los primeros frente a los segundos.

Durante el ensayo, inicialmente disminuye el Δu, como consecuencia de la recolocación del material y la consiguiente eliminación de huecos o vacíos del interior de su seno. Posteriormente se produce una zona de estabilidad en la que el incremento de desplazamiento se mantiene constante (ensayos con onda senoidal), o crece ligeramente (ensayos con onda compleja).

La rigidez del material se estabiliza una vez efectuados los primeros ciclos, en torno a los 55 kN/mm en los ensayos realizados con onda simple y próxima a los 40 kN/mm en los de onda compleja. Esta diferencia puede explicarse por el comportamiento viscoso de la mezcla bituminosa, puesto que al utilizar una onda compleja la rigidez del material es menor debido a la existencia de un periodo de ausencia de carga en cada ciclo.

El parámetro más adecuado para evaluar la evolución del material a lo largo del tiempo es la *deformación permanente acumulada*. En dicha variable existen dos fases de comportamiento claramente diferenciadas. Una primera fase en la que la deformación evoluciona muy rápidamente, que se corresponde con el periodo de acomodación del material y la consiguiente eliminación de huecos en su interior. La segunda fase es de comportamiento lineal, tanto con onda simple como con onda compleja, que permitiría calcular una equivalencia entre ambas ondas, facilitando apreciablemente los estudios de fatiga en MBC sometidas a un alto número de ciclos.

El comportamiento en fatiga de la MBC varía según la frecuencia utilizada y la temperatura a la que se encuentre. Así, para frecuencias altas (tiempos de aplicación muy pequeños ~0.1 s) y temperaturas bajas (<10ºC) su comportamiento es de tipo elástico lineal. Sin embargo, para temperaturas y tiempos de aplicación mayores su deformación aumenta a la vez que lo hace su ángulo de desfase, por lo que se puede decir que el comportamiento es de tipo plástico y viscoso.

3. EFECTO DE LA SAL SOBRE EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE MBC

La Ref. [4] analiza el efecto de la sal sobre el comportamiento mecánico de MBC. Por lo que se refiere a la aparición de fisuras, comienzan a ser apreciables (varios milímetros) en todos los testigos (obtenidos de obra) sumergidos en agua y disolución salina a partir de las 48 horas (figuras 4 a 6), mientras que en las probetas de laboratorio no se observaron a simple vista durante los días que duraron los ensayos.

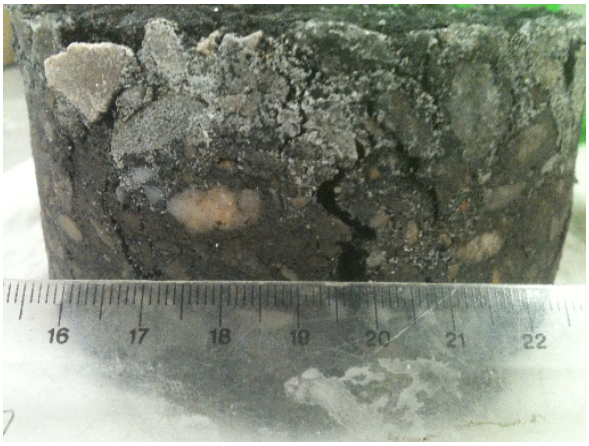


Figura 4. Progresión de fisuras en testigos sumergidos en solución salina el día 3.

Figura 5. Testigos sumergidos 7 días. De izqda. a dcha.: en solución salina a 4 ºC, en solución salina a 23 ºC y en agua a 23 ºC.

En los testigos se ha podido apreciar de una forma muy temprana la aparición de fisuras, hinchamiento y posterior disgregación del material, lo que inhabilita al material para su función.

En las probetas fabricadas en laboratorio no se ha apreciado la aparición temprana de fisuras mientras que en los testigos sí, lo que es indicativo de su diferente comportamiento. Se recomienda por tanto el estudio sobre testigos, ya que reflejan de una forma mucho más fiel las características de las MBC colocadas en obra

Figura 6. Testigo no sumergido (izqda.) vs. testigo sumergido en agua durante 35 días (dcha.).

4. INFLUENCIA DE FACTORES EXTERNOS SOBRE LA RESPUESTA MECÁNICA DE MBC

La Refs. [5-6] estudian respectivamente la influencia de los agentes externos y de las condiciones de contorno sobre la respuesta mecánica de MBC.

Del estudio realizado se deduce que conforme la temperatura de la MBC aumenta, la carga máxima necesaria para su rotura disminuye.

Las altas temperaturas, así como la presencia de agua, son los agentes climatológicos más negativos a los que se ven sometidas las MBC.

El efecto perjudicial de la humedad y salinidad sobre las MBC se agrava sustancialmente cuando la aplicación de dichos factores se realiza en forma repetitiva.

5. INFLUENCIA DEL TRÁFICO PESADO SOBRE LA RESPUESTA MECÁNICA DE MBC

La Ref. [7] analiza la influencia del tráfico pesado sobre la respuesta mecánica de MBC. La normativa española, y en concreto la Norma 6.3-IC de *Rehabilitación de firmes* aprobada por Orden FOM/3459/2003 [8], con el fin de evitar dispersiones por la utilización de distintos procedimientos que podrían llevar a interpretaciones erróneas, estipula (para la medición de las deflexiones) como deflexión patrón normalizada la obtenida con un deflectómetro estático simple, como es la viga Benkelman (Fig. 7). Este dispositivo permite leer la deformación que sufre el firme al aplicar la carga sobre el extremo de la misma. Se define de esta forma la deflexión como la recuperación elástica de la superficie del firme al retirarse un par de ruedas gemelas de un eje simple tipo, siendo las características fundamentales del ensayo la utilización de una carga normalizada de 13 t (128 kN) y como condiciones atmosféricas, 20 ºC de temperatura en la superficie del pavimento y la máxima humedad en la explanada.

Fig. 7. Toma de datos de las deflexiones.

Debido a las características del ensayo, la toma de datos con viga Benkelman es lenta, lo que afecta de forma negativa a la circulación en tramos abiertos al tráfico, por lo que no constituye un sistema práctico desde el punto de vista de la seguridad vial. Por este motivo, en la Dirección General de Carreteras del Ministerio de Fomento se ha desarrollado en los últimos años una intensa labor de correlación y calibración de distintos sistemas de medida para desarrollar otros nuevos de alto rendimiento que permitan obtener el número necesario de deflexiones en relativamente cortos espacios de tiempo. Estos equipos de medida son deflectógrafos tipo Lacroix, curviámetros y deflectómetros de impacto, que emplean distintos procesos de medida y análisis.

REFERENCIAS

[1] P. Garnica, J.A. Gómez, J.A. Sesma, *Mecánica de materiales para pavimentos (Publicación Técnica Nº 197)*, Instituto Mexicano del Transporte, Méjico, 2002.

[2] R.M. Mulungye, P.M.O. Owende, K. Mellon, Finite element modelling of flexible pavements on soft soil subgrades, *Materials and Design* **28**, (2007) 739-756.

[3] R. Tino, B. González, J. Toribio, Comportamiento en fatiga de mezclas bituminosas en caliente para refuerzo de firmes. *Anales de Mecánica de la Fractura* **25** (2008) 730-735.

[4] R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio, Efecto de la sal sobre el comportamiento mecánico de mezclas bituminosas en caliente. *Anales de Mecánica de la Fractura* **28** (2011) 687-692.

[5] R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio, Influencia de los agentes externos sobre el comportamiento de un pavimento de carretera. *Anales de Mecánica de la Fractura* **29** (2012) 547-552.

[6] R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio, Influencia de las condiciones de contorno en la respuesta mecánica de mezclas bituminosas en caliente. *Anales de Mecánica de la Fractura* **30** (2013) 445-448.

[7] R. Tino, B. González, J.C. Matos, J. Toribio, Evolución de la capacidad de una mezcla bituminosa en caliente para soportar el tránsito de vehículos pesados en carreteras de montaña. *Anales de Mecánica de la Fractura* **32** (2015) 508-513.

[8] Ministerio de Fomento, Orden FOM/3459/2003, Norma 6.3-IC: Rehabilitación de firmes, *BOE 297*, 44244-44274, 2003.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DEL VALOR ΔK UMBRAL INTRÍNSECO Y CARACTERIZACIÓN DE VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE GRIETAS EN FATIGA EN PROBETAS DE ACERO EN MINIATURA

S. Blasón, T. Werner, J. Kruse, D. Gilli, M. Madia

Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung (BAM) – Division 9.4 – Weld Mechanics, Germany

RESUMEN

Se presenta una guía completa del procedimiento experimental para la determinación del valor umbral ΔK_{th} intrínseco y caracterización de curvas FCGR sobre el acero de alta resistencia S960QL empleando probetas de pequeña escala. El análisis se realiza comparando probetas SENB de diferentes geometrías, distinguiendo entre "convencionales" y "miniatura". Las primeras con espesor (B) de 6 mm y anchura (W) de 19, y las segundas con $B = 3$ y dos valores distintos de W, 4 y 6 mm. A fin de identificar el valor umbral ΔK_{th} intrínseco, la relación de cargas (R) aplicada en todos los ensayos fue 0,8. La técnica de caída de potencial (*DCPD*) se utilizó para la monitorización del tamaño de grieta a lo largo de los ensayos.

La evaluación de los resultados experimentales confirma la equiparación de resultados entre las distintas geometrías y configuraciones de ensayo practicadas, así como la viabilidad de emplear probetas de pequeña escala en la determinación del valor umbral ΔK_{th} intrínseco. Esto abre nuevas perspectivas en lo relativo al empleo de probetas de reducidas dimensiones en la caracterización de materiales a fatiga. A su vez, permite ofrecer una serie de recomendaciones para reproducir con éxito ensayos semejantes utilizando probetas de pequeñas dimensiones de acero y otros materiales metálicos.

PALABRAS CLAVE: probetas miniatura; determinación ΔK_{th} intrínseco; curvas FCGR; acero alta resistencia; recomendaciones procedimiento de ensayo

ABSTRACT

A complete guide to the experimental procedure for the determination of the intrinsic ΔK_{th} threshold value and characterisation of FCGR curves on S960QL high-strength steel using small-scale specimens is presented. The analysis is carried out by comparing SENB specimens of different geometries, distinguishing between "conventional" and "miniature". The former with a thickness (B) of 6 mm and a width (W) of 19, and the latter with $B = 3$ and two different values of W, 4 and 6 mm. To identify the intrinsic ΔK_{th} threshold value, the load ratio (R) applied in all tests was 0.8. The direct current potential drop (*DCPD*) technique was used to monitor the crack size throughout the tests.

The evaluation of the experimental results confirms the matching between the different test geometries results and configurations used, as well as the feasibility of using small-scale specimens in the determination of the intrinsic ΔK_{th} threshold value. This opens up new perspectives regarding the use of small specimens in the characterisation of materials under fatigue. At the same time, a list of recommendations is provided for the successful reproduction of similar tests using small specimens of steel and other metallic materials.

KEYWORDS: small scale specimens; intrinsic ΔK_{th} evaluation; FCGR curves; high-strength steel; test procedure recommendations

1. INTRODUCCIÓN

El mayor porcentaje de vida de componentes bajo condiciones de carga de fatiga se consume durante el desarrollo de grietas cortas y la fase inicial de grietas largas. El empleo de Mecánica de Fractura en la caracterización de las curvas de velocidad de crecimiento de grietas por fatiga (FCGR) se ha demostrado como una herramienta útil y adecuada en la predicción de tiempos de vida a fatiga siempre que ciertas condiciones sean satisfechas. Todo lo anterior implica la necesidad de un metódico y preciso procedimiento de evaluación de la respuesta del material digno de estudio para poder lograr una predicción fiable de los tiempos de vida en componentes en condiciones de seguridad, basado en el enfoque de tolerancia al daño. Solo así es posible un

apropiado diseño y evaluación (incluyendo la definición de protocolo de intervalos de inspección) en términos de integridad estructural.

Paralelamente, la optimización de diseños apoyados en el desarrollo tecnológico hace que con el paso del tiempo los espesores con que se fabrican componentes sometidas a altas exigencias mecánicas muestren cada vez mayores diferencias respecto a los comúnmente estudiados y definidos en normativas y guías de diseño, así como a los estudios experimentales que pueden ser encontrados en la literatura actualmente. Algunos ejemplos de componentes con paredes delgadas son álabes de turbinas o ciertas piezas fabricadas aditivamente donde, además, pueden producirse localmente variaciones en las propiedades del material que conviene también ser analizadas. Esto alienta la necesidad de analizar la respuesta de espesores cada vez más reducidos y el análisis de posibles efectos relacionado con el tamaño.

Asimismo, la posibilidad de extracción de pequeñas probetas directamente sobre componentes en servicio supone un aspecto importante a considerar. La implementación de técnicas *no invasivas* de análisis permite el estudio de la respuesta del material en localizaciones que, conocidas las condiciones de solicitación, son susceptibles de propiciar la pérdida de mínimas exigencias de seguridad y de integridad estructural. El *Small Punch Test* (SPT) constituye un ejemplo de técnica experimental que puede catalogarse como *no destructiva* (NDT), si bien a fecha de hoy su ámbito de aplicación se circunscribe fundamentalmente a la caracterización ante esfuerzos estáticos. En este sentido, el empleo de probetas en miniatura para el estudio del comportamiento bajo cargas de fatiga se considera un campo de investigación en desarrollo y con amplio margen de exploración.

Consecuentemente, este trabajo surge del planteamiento de un hipotético cambio en la respuesta del material al confrontar su rendimiento entre espesores de probeta sensiblemente distintos y condiciones controladas en laboratorio. Se presenta la determinación experimental del valor umbral ΔK_{th} intrínseco y, en general, caracterización de curvas FCGR sobre el acero de alta resistencia S960QL recurriendo a probetas de geometría similar, aunque con distintos espesores. En todos los casos el análisis se ciñe al régimen de *grietas largas*. A su vez, se aceptan como válidas condiciones predominantemente elástico-lineales durante todos los ensayos, por lo que la variable ΔK es admitida como fuerza motriz (*driving force*) del proceso de daño.

Finalmente, se detalla las principales características del procedimiento experimental, se describen ciertas diferencias con respecto a las recomendaciones definidas en las normativas de referencia. Adicionalmente, se detallan las principales limitaciones a tener en cuenta al llevar a cabo este tipo de estudios.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Ámbito de aplicación y relación de cargas (R)

El estudio que se presenta se limita al régimen de grietas largas y entre sus objetivos figura el de identificar el valor umbral $\Delta K_{th,eff}$ intrínseco del material. A tal fin, la relación de cargas (R) aplicada en todos los ensayos fue 0,8. Se considera que, en consonancia con diversos estudios preliminares, ante valores de $R \geq 0{,}8$ todo el rango del factor de intensidad de tensiones, $\Delta K = (K_{max} - K_{min})$, puede considerarse efectivo (ΔK_{eff}). De ahí que con $R = 0{,}8$ pueda asignarse $\Delta K_{th} = \Delta K_{th,eff}$. De esta forma, se asumen despreciables los efectos de cierre de grieta y, por tanto, no se evalúa ninguna característica del material en términos de la curva cíclica-R. Contrariamente, con $R < 0{,}8$ la estimación de ΔK_{th} debe contemplar los efectos de cierre de grieta, de donde $\Delta K_{th} = (\Delta K_{th,eff} + \Delta K_{op})$. No obstante, debe señalarse que, incluso ante el valor relativamente alto de relación de cargas ensayado ($R = 0{,}8$), ciertos efectos de cierre de grieta han podido apreciarse en las proximidades de ΔK_{th} achacables probablemente a efectos de oxidación, si bien sin trascendencia a efectos prácticos en la estimación de los valores umbral, de ahí que no queden reflejados en este artículo.

2.2. Caracterización en proximidades del valor umbral $\Delta K_{th,eff}$

Las condiciones de carga, en términos de fuerza, tanto para la estimación del valor umbral ΔK_{th} como en la descripción del tramo inferior de las curvas FCGR se mantuvo constante a lo largo de la totalidad del ensayo, es decir, ΔF=cte. Esto se contrapone a las recomendaciones de ISO 12108 [1] y ASTM 647 [2], las dos normativas de referencia que se contemplan habitualmente a este respecto. En ambas se promueve el procedimiento de K-decreciente en el estudio de valores de velocidad da/dN por debajo de 10^{-5} [mm/ciclo]. Aunque, a su vez, advierten sobre la influencia que el gradiente de reducción de velocidad $d\Delta K/da$ (denotado en las dos normas como $C = 1/K \cdot dK/da$) puede tener en los resultados, dejando la responsabilidad sobre el análisis de su sensibilidad al usuario. Otras metodologías de ensayo para la determinación de ΔK_{th} son factibles y existen estudios que analizan las diferencias entre ellas [3].

De esta manera, una vez superada la fase de preagrietamiento, el ensayo prosigue buscando el valor de ΔF que permita el inicio de la propagación sin solución de continuidad. Así, necesariamente la metodología implica cierta exploración inicial, con reducidos incrementos graduales cuando no se detecta extensión de grieta transcurridos un número "prudente" de ciclos, de manera similar a la propuesta en [4]. Al estar aplicándose un valor de R suficientemente alto para admitir la totalidad del rango ΔK como efectivo desde el arranque

de grieta, no cabría esperar detención de propagación alguna debida a la acumulación de los efectos de cierre.

Se entiende, por tanto, que la sensibilidad del procedimiento está condicionada, en parte, por la magnitud de los sucesivos pasos incrementales hasta alcanzar un valor de ΔK tal que la propagación de comienzo. En este estudio se fijó como medida de avance 0,1 MPa·m$^{1/2}$.

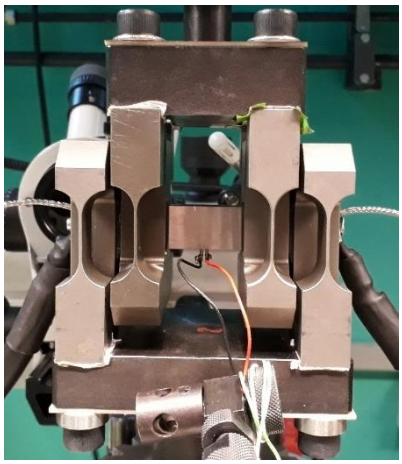
En cualquier caso, no es correcto identificar directamente en cada ensayo el valor de ΔK en el que la grieta comienza a propagar (de forma, presumiblemente, incesante) como ΔK_{th}, ya que la definición del valor umbral está sujeto a criterios un tanto arbitrarios.

2.3. Geometrías y configuración de ensayos

El estudio se ha completado en su totalidad recurriendo a probetas de flexión SENB, comparando diferentes geometrías, distinguiendo entre las catalogaciones de "convencional" y "miniatura". Las primeras mecanizadas con un espesor (B) de 6 mm y anchura (W) de 19 mm. Las probetas de escala reducida analizadas en este trabajo tuvieron un espesor de 3 mm y dos anchuras diferentes, 4 y 6 mm.

Las probetas convencionales se mecanizaron con entalla recta, posteriormente afilada por medio de una cuchilla oscilante. En las de escala reducida, con el fin de minimizar propagaciones asimétricas de grieta, se recurrió a entalla Chevron, con un ángulo de 150º, producida a través de descarga eléctrica (EDM).

En los test sobre probetas de geometría convencional se empleó la configuración de ensayo de flexión en 4 y 8 puntos. Por su parte, las probetas en miniatura se ensayaron en la configuración de flexión en 3 y 4 puntos. La figura 1 muestra sendas fotografías de montaje relativas a la configuración SEN B8 y SEN B3, respectivamente.



a)

b)

Figura 1. Montaje experimental: a) configuración SEN B8 (probeta 19x6 mm); b) configuración SEN B3 (probeta 4x3 mm).

Las probetas convencionales se ensayaron en máquina de resonancia dinámica RUMUL de 100 kN de capacidad de carga. En contraste, para las probetas en miniatura se empleó máquina servohidráulica universal de ensayos Schenck, con célula de carga de 10 kN y sistema de control de la marca MTS.

2.4. Medición y condiciones de ensayo

La técnica de caída de potencial en corriente continua (DCPD), incluyendo la compensación de los efectos de temperatura en la resistividad del material, ha sido utilizada para la monitorización del tamaño de grieta a lo largo de todos los ensayos. De esta forma, la monitorización de la longitud de grieta se relaciona con la caída de potencial, V, conforme a la expresión (1) [5]. En ella, el tamaño de grieta y el potencial eléctrico inicial se denotan como a_0 y V_0, respectivamente; la variable 'y' simboliza la equidistancia entre el plano de la grieta y cada uno de los pines conductores situado a ambos lados del mismo.

$$\frac{a}{W}=\frac{2}{\pi}\cos^{-1}\left\{\frac{\cosh\left(\frac{\pi y}{2W}\right)}{\cosh\left(\frac{V}{V_0}\cosh^{-1}\left[\frac{\cosh\left(\frac{\pi y}{2W}\right)}{\cos\left(\frac{\pi a_0}{2W}\right)}\right]\right)}\right\} \quad (1)$$

En las probetas de flexión en 8 puntos la pregrieta se efectuó poniendo en práctica el método de "compresión-compresión", de acuerdo a [3]. En el resto de los casos, la fase de pregrietamiento se realizó empleando una R = 0,1, reduciendo paulatinamente la carga en 4 etapas con ΔF = cte, con la precaución de que al final de esta etapa el valor K_{max} no excediese el previsto inicialmente al comienzo del ensayo con R = 0,8. El tamaño de la pregrieta en las probetas reducidas se limitó, en general, a 1 mm de extensión, aunque ello no satisficiera la recomendación de las normas. De acuerdo con los

cánones estandarizados se debiera haber producido una pregrieta mínima correspondiente a la suma de la longitud de entalla y 1 mm adicional, a fin de evitar cualquier influencia que la forma del frente de grieta o la historia de cargas durante el preagrietamiento pudiera provocar en la calibración de las expresiones analíticas que definen el valor de *K*. Los dos motivos fundamentales para refutar dicho requisito fueron *a)* disponer de un recorrido suficiente de valores experimentales para poder confrontar resultados en un tramo de aproximadamente dos órdenes de magnitud en términos d*a*/d*N*, y *b)* evitar un valor excesivamente pequeño de la amplitud de fuerzas durante los ensayos que provocara anomalías o imprecisiones en el rendimiento de la máquina.

Una anotación digna de mención es el hecho de que en los ensayos de probetas en miniatura el valor máximo de la amplitud de carga se situó en todos los casos por debajo de los 200 N, llegando incluso a valores tan bajos como 37 N. Por ello, mantener una variación contenida en los valores de F_{max} durante cada ensayo supuso un reto al trabajar con máquina servohidráulica de 10 kN de capacidad de carga. No obstante, se logró siempre mantener los errores de los valores pico en torno al ±1%, lo que cumple de forma holgada con las demandas en las normas (±2%).

Por otra parte, la frecuencia instantánea de ensayo en la máquina de fatiga de resonancia decrece progresivamente debido a la reducción de rigidez de la probeta a medida que se propaga la grieta. En el caso de la máquina servohidráulica, habitualmente la frecuencia se fija de antemano y permanece constante a lo largo del ensayo. El grueso de los ensayos en máquina servohidráulica se completaron trabajando a 50 Hz.

En cada ensayo, la superficie de fractura se analizó a través de microscopio óptico Keyence VHX-2000. Las mediciones particulares de tamaño de pregrieta y grieta final en cada ensayo se tuvieron en cuentas para realizar ligeras correcciones en los parámetros originalmente considerados en la expresión (1). Además, también se tuvieron en cuenta los reducidos efectos de mínimas desalineaciones (del orden de decenas de micras) entre el rodillo superior y el plano de la grieta en el caso de la configuración SEN B3, inevitables.

2.5. Corrección y evaluación

Dado que no es posible, a priori, conocer con certeza el tamaño inicial de entalla para alimentar de forma optimizada las variables intervinientes en la expresión (1), se precisa del análisis *post mortem* de las probetas en el microscopio para corregir el valor a_0 evaluado originalmente. Asimismo, el valor promedio del tamaño de grieta al final del ensayo permite, también, adaptar el valor inicial de '*y*' en dicha ecuación para compensar las diferencias registradas durante la monitorización.

Aunque generalmente las desviaciones al completar las correcciones no son importantes, se trata de una práctica recomendable para tratar de minimizar cualquier fuente de incertidumbre distinta de la que proviene de la propia dispersión inherente a la respuesta del material. Al aplicar dicha corrección, los valores de la fuerza motriz aumentarán o disminuirán ligeramente, según el sentido de la compensación. La figura 2 muestra un ejemplo de resultado de corrección evaluada en términos de tamaño de grieta frente al número de ciclos.

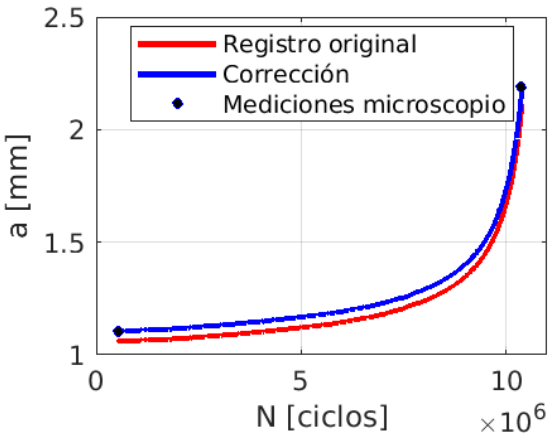


Figura 2. Ejemplo de corrección del registro experimental.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Criterio límite: ligamento

Cada ensayo se prolongó hasta el límite que permitiría eludir efectos de plastificación a gran escala. Dicha acotación viene definida por la configuración del ensayo y el límite elástico del material ($R_{p0,2}$), siendo 960 MPa el valor característico del acero estudiado. En el caso de probetas de flexión, la expresión (2) establece el tamaño máximo de grieta para que el uso de ΔK como fuerza motriz tenga validez. El valor λ es dependiente de la distancia entre apoyos de cada configuración de ensayo.

$$a \leq W - \left(\frac{3 \cdot \lambda \cdot F_{max}}{2 \cdot B \cdot R_{p0,2}}\right)^{1/2} \qquad (2)$$

3.2. Calibración de partida

Mientras que en el caso de las probetas de geometría convencional ya se disponían de resultados experimentales previos que cercioraban sobre el rendimiento óptimo de los dispositivos de medición y control, un ensayo inicial de *beach-marking* se practicó antes de desarrollar la campaña experimental sobre las probetas en miniatura. El objetivo de este primer ensayo fue verificar que los parámetros y funcionamiento de toda la instrumentación fuese la correcta. Dicha prueba se llevó a cabo alternando *R* de valor 0,1 y 0,7, con incrementos de grieta de 0,3 y 0,1 mm, respectivamente.

La figura 3 muestra la fractografía de este primer ensayo en concepto de puesta a punto.

Figura 3. Fractografía de ensayo de calibración beach-marking (probeta 3x6 mm).

3.3. Curvas FCGR

La figura 3 muestra una selección de los resultados obtenidos. Los valores de ΔK a los que tuvo lugar el inicio de la propagación en cada ensayo varían en el rango 2,5-2,7 MPa·m$^{1/2}$. Con las probetas de escala reducida apenas se pudo alcanzar el preámbulo de la franja de aceleración constante (*Paris*), quedando por debajo de 6 MPa·m$^{1/2}$ en todos los casos.

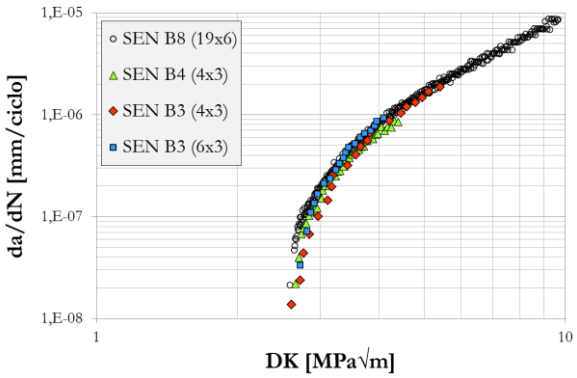
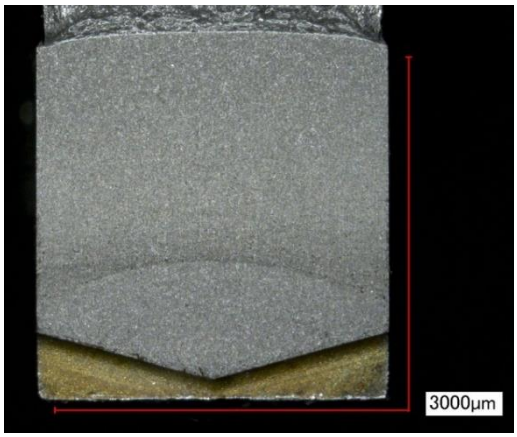


Figura 4. Curvas FCGR experimentales.

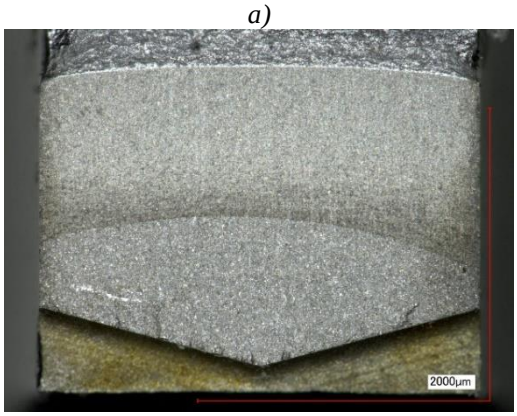
La campaña experimental ha sido más amplia, aunque a fecha de redacción de este trabajo resta evaluar aún algunos resultados; estarán todos disponibles en una publicación posterior más extensa, junto con detalles adicionales.

3.4. Fractografías

Cada probeta ensayada se analizó en microscopio óptico. La figura 5 muestra dos ejemplos de la superficie de fractura resultante en probetas de geometría reducida, W = 4 y 6mm. En ambos casos queda bien definida la marca que define la transición entre la pregrieta y la propagación propiamente dicha. También es clara la línea que determina la fractura estática final, una vez dado por concluido el ensayo. Además, queda patente la evolución simétrica de la grieta, favorecida por la entalla Chevron.



a)



b)

Figura 5. Fractografías, ejemplos de resultado en probeta de geometría: a) 3x4 mm; b) 3x6 mm.

4. ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1. Caracterización en proximidades de ΔK_{th} y evolución de curvas FCGR

A la vista de los resultados puede establecerse una satisfactoria concordancia entre los ensayos bajo distintas configuraciones. La dispersión entre las curvas está dentro de los márgenes habituales de la respuesta en fatiga de aceros de similares propiedades.

Respecto a los valores ΔK_{th}, debe notarse que el criterio de definición varía, arbitrariamente, según se considere la norma [1] o [2]. Hay otras propuestas, a juicio de los autores más razonables, que permiten una retroextrapolación de los valores experimentales para deducir los valores umbrales de manera más imparcial, junto con una evaluación completa de la curva FCGR. Tal es el caso de la propuesta original de Castillo-Canteli [6], cuyas ventajas de aplicación frente los modelos más recurrentes hoy en día, así como su capacidad para desarrollar evaluaciones ante distintas condiciones de carga R, se analizan en detalle en [7]. No obstante, los requisitos de espacio hacen que estas consideraciones queden fuera de los propósitos de este trabajo.

4.2. Limitaciones

La campaña experimental llevada a cabo permite, además, identificar una serie de limitaciones en lo relativo al uso de probetas de reducidas dimensiones para la caracterización de velocidad de propagación de grietas. Dichas restricciones vienen dadas, en su mayoría, de acuerdo con el ligamento máximo admisible para asegurar condiciones esencialmente elásticas, a saber:

a) *Sensibilidad de la técnica de medición*: resulta imprescindible contar con dispositivos de monitorización de tamaño de grieta capaces de detectar el avance de pocas micras, de lo contrario no podría caracterizarse la región en las inmediaciones del umbral ΔK_{th}. Según la experiencia de los autores y su grado de conocimiento acerca de las características de otros métodos de registro (galgas, *COD-compliance*, microscopio óptico), a fecha de hoy la técnica basada en la caída de potencial se muestra como la más recomendable al permitir sensibilidades por debajo de 10 µm, en contraposición al resto que posiblemente solo pueden alcanzar resoluciones por encima de 100 µm. A su vez, conviene destacar que no son recomendables para este fin los métodos ópticos, que únicamente permiten controlar el avance de grieta superficialmente.

b) *Límite elástico del material*: reproducir este tipo de análisis solo parece viable en materiales cuyo limite elástico sea relativamente elevado. De lo contrario, el avance de grieta admisible en condiciones elásticas sería exiguo.

c) *Relación de cargas*: la presencia de efectos de cierre de grieta en valores de R pequeños obliga a extensiones sensiblemente mayores de grieta hasta alcanzar el régimen de *long-cracks* si se compara con el caso expuesto de $R = 0{,}8$, donde puede admitirse que todo el rango ΔK es efectivo.

d) *ΔK decreciente*: con relación a la práctica basada en condiciones de ΔF=cte, la variante desarrollada conforme a valores decreciente de ΔK hace que su implementación resulte complicada debido a que precisa de extensiones de grieta mayores para poder alcanzar valores próximos a ΔK_{th}.

e) *Rango ΔK medible*: todas las apreciaciones anteriores ponen de manifiesto la dificultad para lograr capturar el comportamiento más allá de la zona comúnmente identifica como *región-I* de propagación. Por tanto, resulta prácticamente inviable el empleo de una sola probeta para obtener al mismo tiempo valores de la zona umbral y de la *región de Paris*.

Mención aparte merece, además, las exigencias de sensibilidad en los equipos de aplicación de carga. Las reducidas dimensiones de las probetas obligan a una calibración óptima de los sistemas de control de las máquinas para contener las variaciones de los picos de fuerza en márgenes admisibles.

5. CONCLUSIONES

La evaluación de los resultados experimentales confirma la buena correspondencia entre las distintas geometrías y configuraciones de ensayo practicadas, así como la viabilidad de emplear probetas de pequeña escala en la caracterización del valor umbral $\Delta K_{th,eff}$ (intrínseco) del material y región inicial de las curvas FCGR. Esto abre nuevas perspectivas en lo relativo al empleo de probetas de reducidas dimensiones en la caracterización de materiales a fatiga y, en particular, en el estudio de la respuesta extrayendo muestras directamente sobre componentes en servicio.

La campaña experimental llevada a cabo permite, a su vez, ofrecer una serie de recomendaciones para reproducir con éxito ensayos semejantes utilizando probetas de pequeñas dimensiones en acero y, previsiblemente, en otros materiales metálicos.

Son varias las limitaciones a considerar antes de abordar una campaña experimental basada en probetas de escala reducida, siendo el principal factor a tener en cuenta el ligamento máximo admisible para asegurar condiciones esencialmente elásticas que permitan el empleo de ΔK como fuerza motriz. Como consecuencia de lo anterior, valores reducidos de R, sensibles a los efectos de cierre de grieta, resultarían inviables.

REFERENCIAS

[1] ISO 12108. Metallic materials - Fatigue testing - Fatigue crack growth method. International Standard 2018.

[2] ASTM E647. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. American Society for Testing and Materials 2015.

[3] J.C.Newman Jr., Y. Yamada. Compression precracking methods to generate near-threshold fatigue-crack-growth-rate data. International Journal of Fatigue, 2010; 32: 879-885.

[4] Tabernig B, Pippan R. Determination of the length dependence of the threshold for the fatigue crack propagation. Engineering Fracture Mechanics 2002;69:899–907.

[5] H.H. Johnson. Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth. Mater Res Stand 1965;5:442–445.

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

[7] Blasón S., Phenomenological approach to probabilistic models of damage accumulation application to the analysis and prediction of fatigue crack growth, Tesis Doctoral, Universidad de Oviedo, 2019.

PREDICCIÓN DE VIDA A FATIGA MULTIAXIAL EN ACERO INOXIDABLE 316 MEDIANTE MÉTODOS DE PLANO CRÍTICO

A.S. Cruces[1*], P. Lopez-Crespo[1], B. Moreno[1], F. V. Antunes[2], T. Itoh[3]

[1]Escuela de Ingenierías Industriales, Universidad de Málaga, C/ Dr Ortiz Ramos s/n, 29071, Málaga, España
[2]Department of Mechanical Engineering, University of Coimbra, 3000-370 Coimbra, Portugal
[3]Department of Mechanical Engineering, College of Science & Engineering, Ritsumeikan University 1-1-1, Nojihigashi, Kusatsu-shi, Shiga 525-8577, Japan

[*] Persona de contacto: ascruces@uma.es

RESUMEN

En el presente trabajo se estudia el comportamiento a fatiga del acero inoxidable 316 empleando métodos de plano crítico. Para el estudio se emplearon un total de diez probetas huecas de tipo cilíndrico. Se evalúan cinco tipos de condiciones de carga, solo tensión axial, solo tensión circunferencial, combinación proporcional de tensión axial y circunferencial, combinación no proporcional de tensión axial y circunferencia en forma de cuadrada y combinación no proporcional de tensión axial y circunferencial en forma-L. El análisis de fatiga se realiza mediante cuatro teorías de plano crítico, denominadas Wang-Brown, Fatemi-Socie, Liu I y Liu II. Se realiza un estudio de las cuatro teorías se estudia en base a su capacidad de predicción de la vida a fatiga.

PALABRAS CLAVE: Acero inoxidable 316, métodos de plano crítico, Fatiga multiaxial

ABSTRACT

In this work the biaxial behavior of 316 stainless steel is studied applying critical plane approach. For this study, ten experiments were developed hollow cylindrical specimens made of type 316 stainless steel. Five different loading conditions were assessed, only axial stress, only hoop stress, proportional combination of axial and hoop stresses, non-proportional combination of axial and hoop stresses with square shape and non-proportional combination of axial and hoop stresses with L-shape. The fatigue prediction of Wang-Brown, Fatemi-Socie, Liu I and Liu II models were assessed. The efficiency of all four theories is studied in terms of the accuracy of their life predictions.

KEYWORDS: 316 stainless steel, critical plane method, multiaxial fatigue

1 INTRODUCCIÓN

En un primer paso en la caracterización de un material a fatiga, se evalúa su comportamiento bajo cargas de tipo uniaxial. Ensayos de fatiga multiaxial se aplicarán cuando se desee ahondar más en el conocimiento del comportamiento del material [1], [2]. Este tipo de condiciones serán las que habitualmente se encuentren los materiales cuando trabajen en los casos reales, donde a menudo también aparecen con cargas de amplitud variable [3]. Las predicciones de vida a fatiga de las teorías clásicas no son siempre conservadoras. Esto se debe a que no tienen en cuenta ciertas interacciones entre las cargas [4], [5]. Los métodos de plano crítico definen un parámetro de daño (DP) en el que se incluye información del estado tensional y de las interacciones entre las tensiones a lo largo del ciclo. Estos métodos se pueden clasificar como basado en tensión, basados en deformación y basados en energía. La capacidad de predicción de cada uno depende del material estudiado, de la información necesaria para definir cada modelo y del tipo de condiciones de carga [6]. Estos métodos muestran una buena capacidad de predicción de vida a fatiga con diferentes condiciones de carga y materiales.

En este trabajo se estudia el comportamiento a fatiga biaxial del acero inoxidable 316 mediante conocidos métodos de plano crítico. En el estudio se aplican diferentes caminos de carga en los que se evalúa el endurecimiento por carga no proporcional o la tensión media. El acero inoxidable 316 es un material común a nivel industrial, aplicado de modo estructural, para tuberías y aplicaciones de tipo offshore debido a su buen comportamiento frente a la corrosión [7]–[9]. Los

ensayos experimentales presentados en este trabajo usan probetas huecas cilíndricas sometidas a presiones internas y de tipo axial.

2 MATERIALES Y METODOS

2.1 Propiedades del acero inoxidable 316

El material investigado es el acero inoxidable 316. Las propiedades monotónicas y cíclicas son presentadas en la tabla 1 y en la tabla 2 [7] respectivamente.

Tabla 1. Propiedades monotónicas del acero inoxidable 316.

Límite elástico, σ_y	240 MPa
Módulo de Young, E	193 GPa
Módulo de cortadura, G	75 GPa
Tensión crítica de pandeo, σ_{cr}	348 MPa
Coeficiente de Poisson elástico, ν_e	0.3
Coeficiente de Poisson plástico, ν_p	0.5

Tabla 2. Propiedades cíclicas uniaxiales del acero inoxidable 316.

Coef. Resistencia cíclica, K’	899 MPa
Exp. Endurecimiento cíclico, n’	0.1901
Límite elástico cíclico, σ'_y	205 MPa
Coef. Resistencia fatiga, σ'_f	663.25 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b	-0.0903
Coef. ductilidad fatiga, ε'_f	0.1895
Exp. ductilidad fatiga, c	-0.4657

Tabla 3. Propiedades cíclicas torsionales del acero inoxidable 316.

Coef. Resistencia fatiga, τ'_f	382.92 MPa
Exp. Resistencia fatiga, b_γ	-0.0903
Coef. ductilidad fatiga, γ'_f	0.03282
Exp. ductilidad fatiga, c_γ	-0.4657

2.2 Datos experimentales de fatiga biaxial ST52-3N

Para el estudio se emplearon probetas cilíndricas con las dimensiones proporcionadas en la figura 1. La zona de medición fue pulida mediante partículas de alúmina de 1µm. La superficie interior de las probetas fue pulida mediante papel de lija #2000.

Los ensayos experimentales fueron realizados mediante una máquina de ensayos de tres actuadores. Los actuadores permiten la introducción de un fluido en el interior de la probeta, aplicar fuerzas de tracción y compresión y aplicar torsión. Además de la célula de carga para medir la fuerza y torsión aplicada la máquina incluye un manómetro para controlar la presión del fluido introducido en la probeta. Para más detalles sobre la parte experimental puede consultarse el trabajo de T. Takada [10].

La tabla 4 muestra los cinco caminos de carga estudiados, en los que se combinan cargas axiales y de presión del fluido en el interior de la probeta. En la primera columna se presenta un identificador para el ensayo, en el que se define con el número el tipo de camino de carga aplicado, mostrado en la figura 2, más una letra en caso de que se hayan realizado dos ensayos. Las siguientes tres columnas muestran por orden, la amplitud de la tensión axial, circunferencial y radial. La última columna es la vida a fatiga en ciclos. Para la forma de cuadrado, la frecuencia aplicada fue de 0,2Hz, para el resto de ensayos la frecuencia usada fue 0,4Hz. La presión interna introduce una tensión radial σ_r y circunferencial σ_θ que alcanza los valores máximos en el interior del tubo, la carga axial produce una tensión axial igual en toda la sección σ_z.

En este estudio, se aplica la ecuación de Ramberg-Osgood para obtener la deformación a partir de las tensiones aplicadas. El efecto de endurecimiento se tiene en cuenta modificando el coeficiente de resistencia cíclico K’ con la ecuación 1.

$$K'_{np} = K'(1 + \alpha F) \quad (1)$$

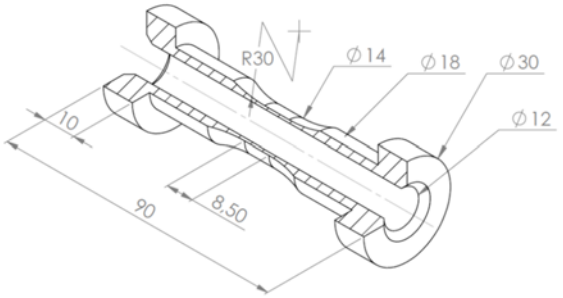


Figura 1. Geometría de la probeta. Todas las dimensiones en milímetros.

Tabla 4. Datos de ensayos de caminos de carga estudiados.

Id.	σ_{Za} (MPa)	$\sigma_{\theta a}$ (MPa)	σ_{Ra} (MPa)	N_f (Ciclos)
1A	256.35	0.88	0.5	122000
1B	227.57	1.024	0.46	159600
2	16.723	224.81	32.67	29300
3	442.9	0.969	0.47	785
4	188.08	206.6	30.7	8400
5	174.65	173.87	28.4	14486
6A	201.54	225.2	32.77	25770
6B	222.75	255.2	36.22	13542

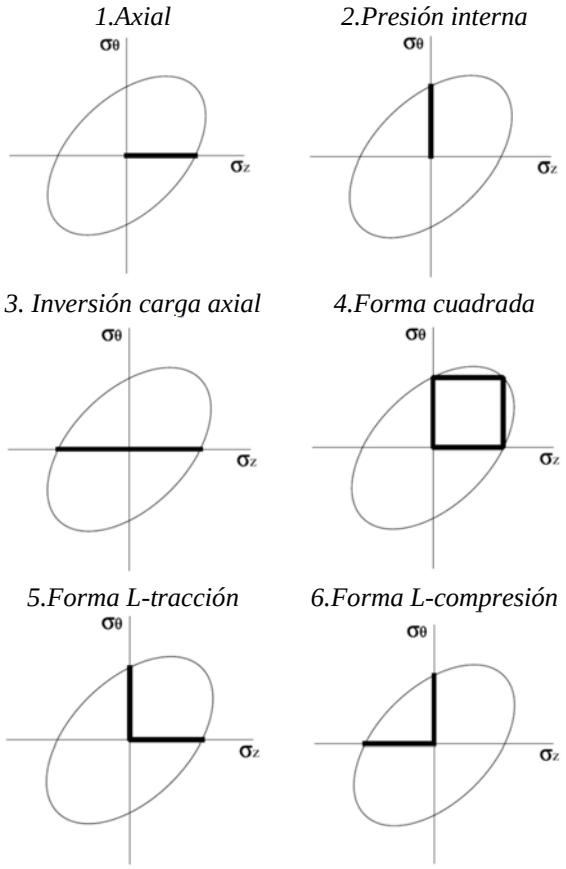


Figura 2. Caminos de carga aplicados.

3 MODELOS DE PLANO CRÍTICO

Los modelos de plano crítico se han desarrollado a partir de observaciones experimentales de la nucleación y el crecimiento de grietas durante historiales de carga más o menos complejos. En todos los modelos se va a buscar el plano de mayor solicitación en el ciclo, denominado plano crítico φ*, se cuantifica el daño DP que se está produciendo en cada ciclo y se compara con una curva que responde al comportamiento en ciclos de vida del material bajo dicha solicitación. Los modelos más comunes son los basados en deformación, donde la curva de respuesta del material se basa en la de Coffin-Manson ε-N. Para obtener los valores medio y de amplitud de tensión y deformación angular, se emplea la teoría del círculo circunscrito de Papadopoulus [11]. Además de las predicciones de vida a fatiga, los métodos de plano crítico dan una estimación del plano de crecimiento de grieta φ*, habiéndose observado en otro trabajo una buena aproximación para el acero inoxidable 316 [12].

4.1 Modelo de Wang-Brown

El modelo de Wang-Brown (WB) [13] ecuación 2 es de tipo deformación. El DP queda definido en el plano φ* en el que la amplitud de la de deformación angular Δγ es máxima. La deformación angular y normal en φ* expresan conjuntamente el parámetro de daño. De acuerdo con los autores, la explicación física de dicho criterio es el de que la nucleación de la grieta se debe a la deformación angular. Por otro lado, el crecimiento de la grieta es consecuencia de la deformación normal.

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2} + S\Delta\varepsilon_n = [(1+\nu_e) + S(1-\nu_e)]\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + \left[(1+\nu_p) + S(1-\nu_p)\right]\varepsilon'_f(2N_f)^c \quad (2)$$

El parámetro S ecuación 3 define la sensibilidad del material a la deformación normal en el crecimiento de grieta. Este parámetro es función de la vida a fatiga y de otros parámetros característicos del propio material.

$$S = \frac{\frac{\tau'_f}{G}(2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f(2N_f)^{c_\gamma} - (1+\nu_e)\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b - (1+\nu_p)\varepsilon'_f(2N_f)^c}{(1-\nu_e)\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + (1-\nu_p)\varepsilon'_f(2N_f)^c} \quad (3)$$

4.2 Modelo de Fatemi-Socie

El modelo de Fatemi-Socie (FS) [14] ecuación 4 es de tipo deformación, está basado en el modelo de Brown-Miller. El DP queda definido en el plano φ* en el que la amplitud de deformación angular Δγ es máxima. Dentro del DP introduce el efecto entre las tensiones normales y cortantes en el plano φ* a través del cociente entre la tensión normal máxima $\sigma_{n,max}$ en φ* y la amplitud de tensión cortante Δτ. Para σ<0 (compresión) el DP se reduce y para σ>0 viceversa, el criterio físico en el que se basa es en el bloqueo entre las caras de la grieta que facilita o dificulta las tensiones normales.

$$\frac{\Delta\gamma_{max}}{2}\left(1 + k\frac{\sigma_{n,max}}{\sigma_y}\right) = \frac{\tau'_f}{G}(2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f(2N_f)^{c_\gamma} \quad (4)$$

El coeficiente k/σ_y define la sensibilidad del material respecto a las tensiones normales en el plano de deslizamiento. Como primera aproximación es posible definir k=1 y cambiar σ_y por σ'_f. Se ha comprobado que el valor de k varía dependiendo del número de ciclos N_f[15] ecuación 5.

$$k = \left[\frac{\frac{\tau'_f}{G}(2N_f)^{b_\gamma} + \gamma'_f(2N_f)^{c_\gamma}}{(1+\nu_e)\frac{\sigma'_f}{E}(2N_f)^b + (1+\nu_p)\varepsilon'_f(2N_f)^c} - 1\right]\frac{\sigma'_y}{\sigma'_f(2N_f)^b} \quad (5)$$

4.3 Modelos de Liu 1 y Liu 2

Los modelos de Liu 1 ecuación 6 y Liu 2 [16] ecuación 7 es de tipo energía. Dependiendo del modo de fallo, Liu propone dos tipos de parámetros diferentes, uno para el fallo por tensión normal ΔW_I y uno para fallos por tensión cortante ΔW_{II}. Diferenciando los materiales con comportamiento frágil y dúctil. En fallos por tensión normal, el plano φ* será el que maximice el trabajo axial, $\Delta\sigma\Delta\varepsilon$. En fallos por tensión cortante, el plano φ* será el que maximice el trabajo cortante, $\Delta\tau\Delta\gamma$. Una vez

determinado φ*, el correspondiente parámetro de daño DP es obtenido en dicho plano.

$$(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n)_{max} + (\Delta\tau\Delta\gamma) = 4\sigma_f'\varepsilon_f'(2N_f)^{b+c} + \frac{4\sigma_f'^2}{E}(2N_f)^{2b} \quad (6)$$

$$(\Delta\sigma_n\Delta\varepsilon_n) + (\Delta\tau\Delta\gamma)_{max} = 4\tau_f'\gamma_f'(2N_f)^{b\gamma+c\gamma} + \frac{4\tau_f'^2}{G}(2N_f)^{2b\gamma} \quad (7)$$

5 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 3 y la figura 4 muestras la estimación de vida a fatiga para cada modelo para los caminos de carga uniaxial y biaxial. La línea sólida presenta aquellos puntos en los que hay una coincidencia entre la vida a fatiga experimental N_{exp} y la predicción del modelo N_{calc}. Las líneas discontinuas limitan las zonas con el doble (100%) y mitad (-50%) de desviación de las predicciones respecto a la real. Las estimaciones de FS se muestran con triángulos rojos, los de WB con círculos azules, los de Liu I con cuadrados negros y los de Liu II con cruces verdes. Por encima y por debajo de cada conjunto de estimaciones, se presenta el Id de cada ensayo.

En general se obtienen valores conservativos para los ensayos de tipo uniaxial. En este grupo de ensayos, WB muestra los valores más conservadores. Resultados similares a este se han obtenido para aceros de bajo contenido en carbono [15]. Se observa que el efecto del ratchetting a bajos ciclos para los ensayos de tipo 1 es bajo, esto parece coincidir con otros estudios en aceros inoxidables [17], sin embargo, la corrección de la tensión media de WB es el doble del método de Morrow[18]. Probablemente los resultados más conservadores devueltos por WB se deban a una excesiva ponderación de la tensión media.

Los modelos de Liu no incluyen ningún término adicional para incluir los efectos de la tensión o deformación media. En general las buenas predicciones de su modelo sugiere que la tensión media tenga baja influencia sobre las predicciones a fatiga en el acero inoxidable 316 en esos intervalos de vida a fatiga, como fue observado por Zhang et al [19] en el 316L.

Para evaluar la capacidad de predicción de cada modelo, se ha sumado los valores absolutos de desviación de los modelos para cada ensayo. Los valores obtenidos fueron: FS-6.2; WB; 3.45; Liu I; 17.68 y Liu II; 2.87. Considerando estos valores, las mejores estimaciones son obtenidas con el modelo de Liu II. Además, en la mayoría de los casos estas predicciones quedan del lado conservador. Tras Liu II, las mejores predicciones se obtienen con WB, seguidos por FS y Liu I. Estos resultados están en acuerdo con estudios previos realizados en el acero inoxidable 316 [16].

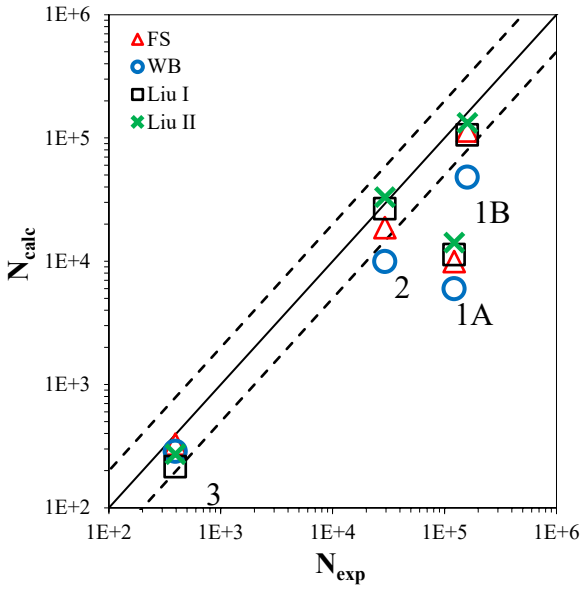


Figura 3. Estimaciones de vida para caminos de carga uniaxiales.

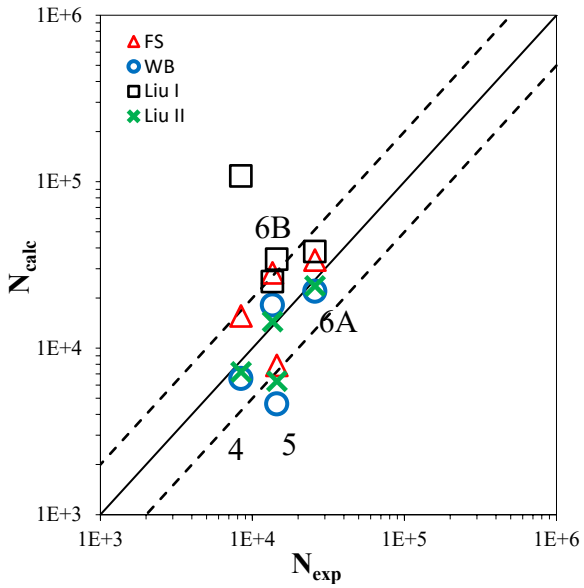


Figura 4. Estimaciones de vida para caminos de carga biaxiales.

6 CONCLUSIONES

Diferentes métodos de plano crítico han sido presentados. Las predicciones de vida a fatiga de cada uno de ellos fueron comparadas empleando casos de fatiga uniaxial y biaxial en distintos escenarios. El método basado en energía de Liu II devolvió el mejor resultado, estando de acuerdo con un estudio previo realizado en este mismo material.

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] 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," no. i, 2018.

[2] 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.

[3] B. Moreno, P. Lopez-Crespo, A. S. Cruces, and J. Dominguez, "Estimation of the opening load under variable amplitude loading," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 42, pp. 2195–2204, 2019.

[4] X. Chen, Q. Gao, and X. F. Sun, "Damage analysis of low-cycle fatigue under non-proportional loading," *Int. J. Fatigue*, vol. 16, no. 3, pp. 221–225, 1994.

[5] P. Lopez-Crespo and S. Pommier, "Numerical analysis of crack tip plasticity and history effects under mixed mode conditions," *J. Solid Mech. Mater. Eng.*, vol. 2, no. 12, pp. 1567–1576, 2008.

[6] D. F. Socie and G. B. Marquis, *Multiaxial fatigue*, 1st ed. Warrendale, PA (USA): Society of Automotive Engineers, Inc., 2000.

[7] L. H. Chou, Y. C. Chiou, C. C. Wu, and Y. J. Huang, "Predictions of stress-strain curve and fatigue life for AISI 316 stainless steel in cyclic straining," *J. Mar. Sci. Technol.*, vol. 24, no. 3, pp. 426–433, 2016.

[8] M. Turski, P. J. Bouchard, A. Steuwer, and P. J. Withers, "Residual stress driven creep cracking in AISI Type 316 stainless steel," *Acta Mater.*, vol. 56, no. 14, pp. 3598–3612, 2008.

[9] K. Tanaka, H. Takahash, and Y. Akiniwa, "Fatigue crack propagation from a hole in tubular specimens under axial and torsional loading," *Int. J. Fatigue*, vol. 28, no. 4, pp. 324–334, 2006.

[10] T. Takada, Y, Morishita, T, Itoh, "Effect of interchange in principal stress and strain directions on multiaxial fatigue strength of type 316 stainless steel," 2017.

[11] I. Papadopoulos, "A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals," *Int. J. Fatigue*, vol. 19, no. 3, pp. 219–235, 1997.

[12] A. S. Cruces, P. Lopez-Crespo, S. Bressan, and T. Itoh, "Investigation of the multiaxial fatigue behaviour of 316 stainless steel based on critical plane method," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 42, pp. 1633–1645, Mar. 2019.

[13] C. H. Chang and M. W. Brown, "A path-independent parameter for fatigue under proportional and non-proportional loading.," *Fatigue Fract Engng Mater Struct*, vol. 16, pp. 1285–1298, 1993.

[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] 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.

[16] K. Liu, "A method based on virtual strain energy parameters for multiaxial fatigue life prediction," *ASTM*, vol. STP 1191, pp. 67–84, 1993.

[17] X. Chen, K. An, and K. S. Kim, "Low-cycle fatigue of 1Cr-18Ni-9Ti stainless steel and related weld metal under axial, torsional and 90 out-of-phase loading," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 27, no. 6, pp. 439–448, 2004.

[18] M. Kamaya, "Influence of mean strain on fatigue of stainless steel (effect of constant and ratchetting mean strain)," in *ASME 2014 Pressure Vessels and Piping Conference*, 2014, pp. 1–8.

[19] W. Zhang and R. Akid, "Mechanisms and fatigue performance of two steels in cyclic torsion with axial static tension/compression," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 20, no. 4, pp. 547–557, 1997.