

UNIVERSIDAD DE SALAMANCA

GRUPO DE INVESTIGACIÓN EN FRACTURA E INTEGRIDAD ESTRUCTURAL



TESIS DOCTORAL

**PAPEL DE LA CARGA CÍCLICA Y DEL AMBIENTE
EN LA FRACTURA DE ACERO PERLÍTICO
TREFILADO**

por:

LETICIA AGUADO FERREIRA
Ingeniero de Materiales

Directores de Tesis:

JESÚS ANDRÉS TORIBIO QUEVEDO
Doctor Ingeniero de Caminos, Canales y Puertos

VIKTOR KHARIN SERAFIMOVICH
Doctor en Ciencias Técnicas

2015

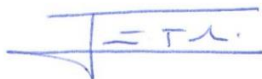
Zamora, diciembre de 2015

EL TESISANDO

A handwritten signature in blue ink, consisting of a large, stylized initial 'L' followed by several loops and a long horizontal stroke.

Fdo: Leticia Aguado Ferreira

LOS DIRECTORES DE LA TESIS

A handwritten signature in blue ink, featuring a stylized 'J' followed by 'T' and 'Q' with a horizontal line underneath.

Fdo: Jesús Toribio Quevedo

A handwritten signature in blue ink, starting with a large 'V' and 'K' followed by a long, sweeping horizontal line.

Fdo: Viktor Kharin Serafimovich

RESUMEN

Este trabajo estudia la influencia de las sollicitaciones cíclicas y del ambiente agresivo en el comportamiento en fractura de aceros eutectoides. El estudio se realiza mediante ensayos en probetas prefisuradas por fatiga con diferentes niveles de carga así como a través de la simulación numérica del proceso.

En el *primer capítulo* se muestra una revisión bibliográfica de los antecedentes científicos de estudio de los diversos fenómenos a tratar en esta investigación, además de exponer los objetivos perseguidos en este trabajo.

En el *segundo capítulo* se expone la fase experimental del trabajo. Se obtienen las propiedades mecánicas de los dos aceros objeto de estudio mediante su caracterización. Posteriormente se analiza su comportamiento en ambiente agresivo; un ambiente con condiciones catódicas y un ambiente con condiciones anódicas. Para comprender el efecto de las sollicitaciones cíclicas las probetas objeto de estudio se someten a una prefisuración a fatiga con distintos niveles de carga. De esta manera al someterlas a fractura en ambiente agresivo se analiza la influencia de esta prefisuración cíclica en la fractura final. Los ensayos a fractura se realizan de dos maneras diferentes: una con una sollicitación de velocidad de desplazamiento constante y otra con una sollicitación de carga constante. Una vez realizado los ensayos a fractura de todos los casos analizados se hace un estudio microfractográfico para visualizar los pasos de fractura que ha sufrido cada muestra analizada; así se puede intuir los mecanismos de fractura que ha sufrido la probeta en cada paso. Para ver la influencia de la prefisuración por fatiga en las probetas se analiza la susceptibilidad a la acción del ambiente agresivo tanto en términos de tiempo como en carga de rotura. La influencia del nivel de prefisuración queda reflejado en las longitudes de fisura que se determinan de manera cuantitativa al analizar la superficie fracturada.

En el *tercer capítulo* se pretende completar los resultados del segundo capítulo mediante el análisis de variables no observables experimentalmente (estados tenso-deformacionales, que permiten complementar estos resultados). Para lo cual se han utilizado simulaciones numéricas de los procesos que se han llevado a cabo en los ensayos. Esto es, los procesos mecánicos y el proceso de difusión de hidrógeno asistido por el estado tensodeformacional. En un principio se analizarán los estados tenso-deformacionales generados en los distintos ensayos realizados de forma experimental: la prefisuración realizada a las probetas de alambión y acero de pretensado mediante una serie de ciclos de fatiga con diferentes niveles

de carga (representados mediante el factor de intensidad de tensiones) y los ensayos realizados posteriormente en ambiente agresivo a estas probetas; bien sea en condición de carga constante, bien velocidad de desplazamiento hasta rotura impuesta. Posteriormente estos estados tenso-deformacionales generados en los ensayos de fractura en ambiente agresivo servirán para el análisis de la difusión de hidrógeno en el material. Para el análisis de efecto de la difusión de hidrógeno en el acero se han estudiado los dos tipos de sollicitación empleados en la corrosión bajo tensión; velocidad de desplazamiento constante y carga constante. En el primer caso se considera un análisis donde el estado tenso-deformacional es variable y, por otro lado, el segundo análisis la difusión de hidrógeno se realiza bajo un estado tenso-deformacional estacionario en el tiempo.

En el *cuarto capítulo* se trata de analizar los resultados obtenidos de los apartados anteriores. Esto es, se ha realizado el estudio de los mecanismos de fractura que tiene lugar en los dos ambientes agresivos analizados: disolución anódica localizada (un ambiente anódico) y fisuración asistida por hidrógeno (ambiente catódico). Si bien en el primero solo se obtienen los resultados de su análisis experimental, en el segundo se puede comprender mejor su mecanismo mediante el análisis numérico del proceso. Se analiza en este capítulo la susceptibilidad de los aceros analizados a los dos ambientes analizados así como la influencia de diferentes parámetros en el comportamiento a fractura. De esta manera, se muestra la influencia de la microestructura en el comportamiento a fractura en ambiente agresivo debido a la anisotropía generada en el acero mediante el trefilado. Se ha podido observar como esta anisotropía genera en el material grandes deflexiones en el camino de la fisura dando lugar a *fracturas marcadamente anisótropas* (FMA). Por otro lado, se expone la influencia del tipo de sollicitación y el nivel de prefisuración por fatiga empleado. Del análisis de los micromecanismos de fractura mediante el análisis fractográfico se ha podido observar como en el caso del ambiente catódico se caracteriza la zona de fractura debido a mecanismos de corrosión bajo tensión mediante la *tearing topography Surface* (TTS), característica de estos mecanismos. En fracturas llevadas a cabo en ambiente anódico el mecanismo que tiene lugar es la disolución anódica localizada que se muestra en el análisis fractográfico como una zona donde se produce una topografía característica: *dissolution topography Surface* (DTS), topografía característica de la disolución preferente de un componente.

En el *quinto capítulo* se exponen las diversas conclusiones a las que se ha llegado con el desarrollo de esta Tesis, sobre el papel de la carga cíclica y del ambiente en la fractura de acero perlítico trefilado.

APORTACIONES ORIGINALES

- El efecto barrera de las tensiones residuales de compresión producidas por la prefisuración se anula, a diferencia del efecto de las deformaciones plásticas, que son acumulables y no lineales.
- Se ha desarrollado e implementado en un programa general de cálculo matemático una subrutina que permite simular el proceso de difusión asistido por el estado tensional en geometrías 2D en deformación plana.
- Se ha desarrollado e implementado en un programa general de cálculo matemático una subrutina que permite simular el proceso de difusión asistido por el estado tensional en geometrías 3D.
- Se ha desarrollado e implementado en un programa general de cálculo matemático una subrutina que permite simular el proceso de difusión asistido por el estado tenso-deformacional en geometrías 2D en deformación plana.
- Se ha desarrollado e implementado en un programa general de cálculo matemático una subrutina que permite simular el proceso de difusión asistido por el estado tenso-deformacional en geometrías 3D.
- Se ha desarrollado e implementado en un programa general de cálculo matemático una subrutina que permite la simulación de la difusión asistida por las tensiones y deformaciones bajo condiciones variables en el tiempo, mediante una aproximación en escalones de tiempo en geometrías 2D (*modelo pseudo-transitorio*).
- Se ha demostrado que el factor más influyente en la difusión de hidrógeno es el estado tensional; no obstante, el efecto de la deformación plástica queda implícito en el campo tensional debido al endurecimiento por deformación del material.
- Se ha descubierto que en probetas prefisuradas y fracturadas por FAH aparece un aumento en la extensión de la zona TTS en los bordes del frente de fisura debido a la entrada lateral del hidrógeno.
- Se han observado y descrito tres tipos de crecimiento subcrítico en los ensayos realizados: *microdúctil*, *microfrágil* y *químico-frágil*.
- Dentro del área dañada por el hidrógeno se han observado zonas anómalas donde aparecen facetas de clivaje sin rastro de fragilización por hidrógeno (*islas de clivaje*), y se ha justificado su existencia.
- Se ha demostrado que la existencia de islas de clivaje dentro de la zona TTS o *tearing topography surface* está asociada con un proceso general de difusión de hidrógeno dentro del material.

- Se ha demostrado la importancia de la microestructura del acero en los procesos de CBT. Tanto es así, que la fractura del acero de pretensado, cuya microestructura está fuertemente orientada, da lugar a una altísima deflexión en el camino de fractura (*fractura marcadamente anisótropa*, FMA).
- Se ha diseñado y programado una subrutina que permite obtener las propiedades mecánicas de un material a partir de su curva tensión deformación verdadera de forma automatizada.
- Se ha observado que la distribución laminar orientada del acero de pretensado, sumada a la existencia de inclusiones y pseudocolonias perlíticas genera en el material caminos preferentes para su fisuración anisótropa.
- Se ha observado la aparición, en la dirección perpendicular a la carga aplicada, de microhuecos distribuidos en las paredes verticales de la fisura deflectada.
- Se ha propuesto un modelo micromecánico que justifica y explica el proceso por el cual se generan dichos microhuecos.
- Se ha demostrado que el mecanismo de daño asociado a la DAL no está directamente condicionado por el estado tenso-deformacional, sino que se trata de un proceso predominantemente cinético y por tanto fuertemente dependiente del tiempo de exposición al ambiente agresivo.
- Se ha descrito y justificado el micromecanismo de fractura en ambiente anódico, identificando las fases que se desarrollan durante un fenómeno de DAL.
- Se ha identificado y definido una superficie característica de la disolución preferente de la ferrita, asociada al fenómeno de DAL, la cual se ha dado en denominar DTS (*disolution topography surface*).
- Se ha detectado que el crecimiento subcrítico de la fisura por DAL es transcolonial y viene precedida de la eliminación de la ferrita por disolución.
- Se ha visto que a mayor nivel de prefisuración hay mayor extensión de la zona afectada por el ambiente agresivo, tanto en ambiente catódico (FAH) como en ambiente anódico (DAL), ya sea por los estados tenso-deformacionales o por el tiempo de exposición.

AGRADECIMIENTOS

La autora desea expresar su más sincera gratitud a todas aquellas personas que han contribuido de una forma u otra a la realización de la presente Tesis, en especial a los que se nombran a continuación:

Al Dr. Jesús A. Toribio Quevedo y al Dr. Viktor Kharin Serafimovich por haber ideado las bases de este trabajo desarrollado con la inestimable ayuda de su orientación, así como de sus valiosas aportaciones e ideas.

Al Dr. Francisco Javier Ayaso Yáñez, primero por su colaboración y valiosas ideas en la realización del análisis microscópico y los ensayos de laboratorio, y segundo, y más importante, por su apoyo continuo e incansable a lo largo de todo este tiempo.

A su compañero y ante todo amigo Dr. Miguel Ángel Lorenzo Fernández por estar siempre dispuesto a prestar su ayuda desinteresadamente, por aportar sabios consejos e ideas y por mostrar su apoyo de forma continuada.

A su amiga y compañera Dña. Rocío Rodríguez Gómez por su apoyo incondicional, por tender la mano y por dar otra perspectiva a los problemas, tan necesaria en determinados momentos.

A su amigo y compañero Dr. Diego Vergara Rodríguez por su ayuda y por mostrar la realidad cuando uno lo necesita, por su eterna sinceridad.

A la Dra. Beatriz González Martín y al Dr. Juan Carlos Matos Franco por su colaboración en la realización de los ensayos de prefisuración por fatiga de los aceros estudiados en esta Tesis.

A D. Juan José Morillo, técnico de los Laboratorios de Ensayos Mecánicos y de Análisis Microestructural, por estar siempre disponible y dispuesto a ayudar.

Por último, y no menos importante, a la familia, y sobre todo quiere dedicar la Tesis a quien llegó en medio de este trayecto, Íker.

A todos ellos, muchas gracias.

ÍNDICE

CAPÍTULO I: INTRODUCCIÓN

1. DESCRIPCIÓN DEL FENÓMENO.....	1
2. ANTECEDENTES.....	5
2.1. Acero perlítico eutectoide trefilado.....	5
2.2. Análisis tensional en un alambre fisurado.....	6
2.3. Fatiga en aceros de pretensado	9
2.4. El fenómeno de corrosión bajo tensión (CBT).....	10
3. OBJETIVOS Y PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO.....	20

CAPÍTULO II: FASE EXPERIMENTAL

1. INTRODUCCIÓN.....	21
2. EQUIPAMIENTO EXPERIMENTAL.....	21
3. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL.....	25
3.1. Material ensayado.....	25
3.2. Ensayo de tracción simple.....	29
3.3. Resultados de la caracterización mecánica.....	35
4. PREFISURACIÓN POR FATIGA.....	38
4.1. Descripción de los ensayos	38
4.2. Resultados experimentales.....	40
5. ENSAYOS DE FRACTURA EN AMBIENTE AGRESIVO.....	44
5.1. Descripción de los ensayos	44
5.2. Resultados experimentales.....	47
5.3. Análisis macrofractográfico.....	51
5.4. Análisis microfractográfico.....	59
5.4.1. Alambrón, E0 (FAH, velocidad de desplazamiento constante).....	59
5.4.2. Alambrón, E0 (FAH, carga constante).....	67
5.4.3. Acero de pretensado, E7 (FAH, velocidad de desplazamiento constante)	70
5.4.4. Alambrón, E0 (DAL, velocidad de desplazamiento constante).....	77
5.4.5. Acero de pretensado, E7 (DAL, velocidad de desplazamiento constante)	83
5.5. Análisis fractográfico cuantitativo	93

CAPÍTULO III: SIMULACIÓN NUMÉRICA

1. INTRODUCCIÓN.....	105
2. ESTADOS TENSO-DEFORMACIONALES GENERADOS EN EL MATERIAL	106
2.1. Modelización mecánica.....	106
2.2. Estados tenso-deformacionales producidos por la prefisuración por fatiga	111
2.2.1. <i>Estados tenso-deformacionales residuales en el alambrón</i>	112
2.2.2. <i>Estados tenso-deformacionales residuales en el acero de pretensado</i> ..	121
2.3. Estados tenso-deformacionales generados en los procesos de CBT.....	127
2.3.1. <i>CBT a velocidad de desplazamiento constante</i>	128
2.3.2. <i>CBT a carga constante</i>	132
3. MODELIZACIÓN DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN METALES ASISTIDA POR EL ESTADO TENSO-DEFORMACIONAL.....	134
3.1. Modelo teórico de la difusión de hidrógeno.....	134
3.2. Condición de contorno y condición inicial del problema de difusión	139
3.3. Aproximación numérica del problema de difusión asistida por las tensiones y deformaciones.....	140
3.3.1. <i>Aproximación unidimensional</i>	146
3.3.2. <i>Aproximación bidimensional; cuadriláteros de cuatro nodos (Q4)</i>	150
3.3.3. <i>Aproximación tridimensional</i>	153
3.4. Comprobación de las aproximaciones numéricas planteadas.....	160
3.5. Casos de estudio	161
4. DISTRIBUCIONES DE CONCENTRACIÓN DE HIDRÓGENO.....	162
4.1. Alambrón, E0 (FAH, velocidad de desplazamiento constante).....	162
4.2. Alambrón, E0 (FAH, carga constante)	169
4.3. Acero de pretensado, E7 (FAH, velocidad de desplazamiento constante).....	173

CAPÍTULO IV: DISCUSIÓN

1. FISURACIÓN ASISTIDA POR HIDRÓGENO (FAH).....	177
1.1. Alambrón, E0 (velocidad de desplazamiento constante).....	177
1.2. Alambrón, E0 (carga constante).....	193
1.3. Acero de pretensado, E7 (velocidad de desplazamiento constante).....	203

2. DISOLUCIÓN ANÓDICA LOCALIZADA (DAL)	218
2.1. Alambrón, E0 (velocidad de desplazamiento constante).....	218
2.2. Acero de pretensado, E7 (velocidad de desplazamiento constante).....	223
CAPÍTULO V: CONCLUSIONES.....	231
1. INFLUENCIA DE LA PREFISURACIÓN POR FATIGA EN LA FISURACIÓN ASISTIDA POR HIDRÓGENO (FAH).....	231
2. INFLUENCIA DE LA PREFISURACIÓN POR FATIGA EN LA DISOLUCIÓN ANÓDICA LOCALIZADA (DAL).....	236
3. MICROMECHANISMOS DE FRACTURA EN AMBIENTE AGRESIVO.....	238
BIBLIOGRAFÍA.....	241
ANEXOS	249

SÍMBOLOS Y ACRÓNIMOS

a	Longitud de fisura o semieje menor de la elipse que conforma el frente de fisura.
a_{DTS}	Longitud de fisura generada por disolución anódica localizada.
a_{total}	Longitud de fisura total.
a_{TTS}	Longitud de fisura generada por fisuración asistida por hidrógeno.
a_x	Proyección de la fisura en el eje de abscisas.
a_y	Proyección de la fisura en el eje de ordenadas.
[A]	Matriz de coeficientes del sistema de ecuaciones planteado en el proceso de solución del <i>mapping</i> .
A_0	Área transversal inicial de la probeta.
A_{acum}	Variaciones en las áreas de la sección transversal respecto al inicial.
A_{DTS}	Área de la superficie DTS (<i>dissolution topography surface</i>).
A_{esp}	Variaciones en las áreas de la sección transversal respecto al anterior.
A_{fat}	Área de la superficie de fatiga.
ASM	<i>American standard metals</i> .
ATT	Ammonium thiocyanate test. Ensayo en tiocianato amónico.
A_{TTS}	Área de la superficie TTS (<i>tearing topography surface</i>).
b	Semieje mayor de la elipse que forma el frente de fisura.
b_0	Tamaño de la apertura de la fisura.
b_t	Relación de apertura de la fisura.
[B]	Matriz derivada de las funciones de forma.
B_i	Nodo i del elemento finito en coordenadas locales.
C	Concentración de hidrógeno.
C	Flexibilidad.
$C _q$	Concentración de hidrógeno en el incremento q .
\dot{C}	Velocidad de acumulación de hidrógeno.
C_∞	Concentración de hidrógeno a tiempo infinito.
C_0	Concentración inicial de hidrógeno en el alambre libre de tensiones y deformaciones.
C_{eq}	Concentración de hidrógeno de equilibrio.
C_Γ	Concentración de hidrógeno en la superficie Γ .

CBT	Corrosión bajo tensión.
CF	Corrosión fatiga.
CMH	Coalescencia de microhuecos.
CTOD	<i>Crack tip opening displacement</i> . Desplazamiento de apertura de la punta de la fisura.
d_i	Diámetro del alambre correspondiente al paso i de trefilado.
D	Coefficiente de difusión de hidrógeno en el acero.
$D^{(i)}(r)$	Coefficiente de difusión correspondiente al paso i de trefilado.
$\langle D \rangle^{(i)}$	Valor promedio del coeficiente de difusión de hidrógeno del paso i de trefilado.
D_A	Difusividad de hidrógeno en el acero.
D_{e0}	Coefficiente de difusión de hidrógeno en el elemento e_0 .
D_x	Coefficiente de difusión en el incremento x .
DAL	Disolución Anódica Localizada.
DFH	Decohesión Favorecida por el Hidrógeno.
DTS	<i>Disolution Topography Surface</i> . Topografía característica de la disolución preferente de un componente.
e	Deformación ingenieril.
E	Módulo de elasticidad.
E	Potencial electroquímico.
ECS	Electrodo de calomelanos saturado.
E _i	Alambre de acero de la familia E correspondiente al paso i del proceso de trefilado.
$f_{ij}(\theta)$	Funciones conocidas de θ .
$[f]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de difusión.
F	Fuerza aplicada.
[F]	Matriz ensamblada empleada en la ecuación matricial de difusión.
F_0	Fuerza de rotura en aire.
F_R	Fuerza de rotura en ambiente agresivo.
FAH	Fisuración asistida por hidrógeno.
Fe_α	Estado alotrópico del acero α .
Fe_β	Estado alotrópico del acero β .
Fe_γ	Estado alotrópico del acero γ .
Fe_δ	Estado alotrópico del acero δ .
FH	Fragilización por hidrógeno.

FIP	Federación internacional de pretensado.
FIT	Factor de intensidad de tensiones.
GIFIE	Grupo de investigación en fractura e integridad estructural.
H_i	Función de forma del nodo i .
[H]	Matriz de las funciones de forma de un elemento finito.
HS_i	Función de forma en la superficie i .
[HS]	Matriz de las funciones de forma de un elemento finito de la superficie.
HV	Dureza Vickers.
i	Contador.
I	Valor de la integral calculada por la cuadratura de Gauss.
ISO	<i>International standardization organization</i> . Organización internacional de estandarización.
$ J $	Jacobiano.
\bar{J}	Vector flujo de hidrógeno.
J_f	Flujo de hidrógeno en la superficie f .
\bar{J}_Γ	Flujo de hidrógeno en el contorno Γ .
k_1	Grados de libertad del nodo.
$[k]_e$	Matriz elemental ensamblada.
$[k_1]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de concentración de hidrógeno.
$[k_{2k}]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de la solubilidad de hidrógeno.
$[k_{2s}]_e$	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno dependiente del gradiente de tensiones hidrostáticas.
K	Factor de intensidad de tensiones.
K_C	Tenacidad de fractura.
K_{CBT}	FIT empleado en los ensayos de corrosión bajo tensión.
K_I	FIT en modo I.
K_{IC}	Tenacidad de fractura en modo I.
K_{IC0°	Tenacidad de fractura en modo I obtenida en el acero de pretensado para un ángulo de 0° con respecto al eje de abscisas.
$K_{IC35.6^\circ}$	Tenacidad de fractura en modo I obtenida en el acero de pretensado para un ángulo de 35.6° con respecto al eje de abscisas.

K_{IC90°	Tenacidad de fractura en modo I obtenida en el acero de pretensado para un ángulo de 90° con respecto al eje de abscisas.
K_{ISCC}	FIT umbral de fisuración por corrosión bajo tensión.
$K_{m\acute{a}x}$	FIT máximo empleado en la prefisuración por fatiga.
$K_{m\acute{i}n}$	FIT mínimo empleado en la prefisuración por fatiga.
K_s	Solubilidad de hidrógeno en el acero.
$K_{s\varepsilon}$	Término de la solubilidad de hidrógeno dependiente de la deformación plástica.
$K_{s\varepsilon 0}$	Término de la solubilidad de hidrógeno dependiente de la deformación plástica inicial.
K_{th}	FIT umbral de propagación de fisuras por fatiga.
K_T	FIT de transición.
[K]	Matriz ensamblada K.
[K ₁]	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de concentración de hidrógeno.
[K _{2K}]	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de la solubilidad de hidrógeno.
[K _{2S}]	Término de la matriz ensamblada K dependiente del gradiente de la tensión hidrostática.
[K ₃]	Término de la matriz ensamblada K aplicado a la superficie.
L	Longitud del alambre.
L_0	Longitud de referencia en los ensayos tracción simple.
L2	Elementos lineales de dos nodos.
L_e	Longitud del elemento 1D.
m	Inversa del coeficiente de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
m_0	Deformación plástica utilizada en el método de corrimiento.
m_0	Desfase utilizado en el cálculo del límite elástico.
m_e	Numero de nodos por elemento.
[m] _e	Matriz elemental empleada en la ecuación matricial de la difusión de hidrógeno.
M_{ijk}	Matriz de coeficientes de Shin y Cai.
[M]	Matriz ensamblada M.
MAF	<i>Markedly anisotropic fracture</i> . Fractura marcadamente anisótropa.
MEB	Microscopio electrónico de barrido.

MEF	Método de los elementos finitos.
MFEL	Mecánica de fractura elástica lineal.
MTS	<i>Material testing system.</i>
MVC	<i>Microvoid coalescence.</i> Coalescencia de microhuecos.
n	Cociente de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
\bar{n}	Vector normal a la superficie del volumen V.
n_{Gauss}	Número de puntos de Gauss utilizados en la cuadratura de Gauss.
n_i	Número de divisiones del estudio de convergencia numérico.
n_n	Número de nodos.
n_{ne}	Número de nodos por elemento.
$N_i^{(e)}$	Funciones de forma del elemento (e).
N_T	Número total de nodos de la discretización del MEF.
pH	Logaritmo de la concentración de protones de una disolución.
P	Parámetro de endurecimiento por deformación (Ramberg-Osgood).
P_i	Pesos del punto de Gauss i.
P_i^*	Pesos modificados del punto de Gauss i.
q70p40	Carga constante del ensayo de CBT de $0.70 K_{IC}$ en probetas prefisuradas por fatiga al $0.40 K_{IC}$.
q70p60	Carga constante del ensayo de CBT de $0.70 K_{IC}$ en probetas prefisuradas por fatiga al $0.60 K_{IC}$.
q80p60	Carga constante del ensayo de CBT de $0.80 K_{IC}$ en probetas prefisuradas por fatiga al $0.60 K_{IC}$.
q80p80	Carga constante del ensayo de CBT de $0.80 K_{IC}$ en probetas prefisuradas por fatiga al $0.80 K_{IC}$.
r	Coordenada polar radial con origen en el extremo de la fisura.
r_K	Radio de la zona de dominio de K.
r_p	Radio de la zona plástica.
r_{pc}	Radio de la zona plástica cíclica.
R	Constante universal de los gases perfectos.
R	Relación entre la tensión mínima y máxima.
s	Tensión ingenieril.
s_0	Espaciado interlaminar.
S	Superficie exterior del contorno del volumen V.
S	Disolución que rodea la probeta.

S_{eq}	Porción de la superficie de la entalla en contacto con el ambiente agresivo.
S_f	Porción de la superficie de la entalla sobre la que se define una condición de contorno en forma de flujo.
S_L	Fracción de la superficie de la entalla sobre la que se aplica la carga exterior.
$S_{T(i)}$	Sección nominal del alambre del acero correspondiente al paso i de trefilado.
t	Tiempo.
t_0	Instante inicial de la simulación de difusión.
t_0	Tiempo de rotura en aire.
t_H	Tiempo de activación del hidrógeno.
t_q	Instante de tiempo correspondiente al incremento q del cálculo de difusión.
t_R	Tiempo de rotura en ambiente agresivo del alambre.
T	Temperatura absoluta.
$T3$	Elementos triangulares de 3 nodos.
TDR	Tensiones y deformaciones residuales.
TR	Tensiones residuales.
TS	Tracción simple.
TTS	<i>Tearing topography surface</i> . Topografía de desgarro característica del daño producido por el hidrógeno a nivel microestructural.
TTT	Temperatura-tiempo-transformación o Diagramas de las “S”.
u	Desplazamiento.
u_i	Valor nodal (nodo i) de la variable U .
u_{pref}	Desplazamiento empleado en la prefisuración por fatiga.
U	Variable genérica.
$U_{d,m}$	Velocidad de desplazamiento de mordazas.
UNE	Una norma española.
$USAL$	Universidad de Salamanca.
UTS	<i>Ultimate tensile strength</i> . Tensión última de rotura.
v_H	Volumen parcial molar de hidrógeno.
v	Velocidad de fisuración.
V	Volumen.
V_e	Volumen de un elemento de las mallas.
w_i	Pesos utilizados en la cuadratura de Gauss.
$W_i(x)$	Funciones de peso utilizadas en el método de los residuos ponderados.

W_p	Energía de deformación máxima en el instante de carga máxima en el ensayo Bauschinger.
W_s	Energía de deformación almacenada en el ensayo Bauschinger.
wt%	Porcentaje en peso del carbono en el acero.
x	Profundidad medida desde la punta de la entalla.
x/h	Distancia desde un punto del frente de fisura al eje de simetría de la misma adimensionalizada con la distancia entre el punto del frente situado en el borde y el eje de simetría de la fisura.
x_{cr}	Posición del foco de fractura.
x_e	Posición del primer nodo del elemento unidimensional.
x_{max}	Profundidad del punto de máxima tensión hidrostática.
x_{TTS}	Profundidad de la zona TTS.
\vec{X}_D	Fuerza motriz de la difusión de hidrógeno.
Y	FIT adimensional.
z	Coordenada cilíndrica axial.
ZPF	Zona de proceso de fractura.
α_a	Ángulo que forma la fisura con el eje de abscisas.
α_i	Constante de las funciones de interpolación.
α_T	Coefficiente de dilatación térmica.
β_i	Constante de las funciones de interpolación.
Γ	Contorno del volumen analizado.
δ	Densidad.
$\delta(x)$	Función delta de Dirac.
$\delta_{m\acute{a}x}$	CTOD máximo.
δ_t	CTOD.
Δa	Desplazamiento de apertura de la fisura.
Δa	Avance de la punta de la fisura
Δa_p	Avance plástico de la punta de la fisura.
ΔF	Rango de cargas aplicadas en fatiga.
ΔK	Intervalo de oscilación del FIT (prefisuración por fatiga).
Δu	Rango de desplazamiento.
$\Delta \sigma$	Rango de tensiones.
ε	Deformación verdadera.

$\bar{\varepsilon}$	Deformación equivalente.
$\bar{\varepsilon}$	Deformación equivalente.
$\underline{\underline{\varepsilon}}$	Tensor de deformaciones.
ε^e	Deformación elástica.
ε_H^i	Coefficiente de interacción del Hidrógeno-Metal (trampas de hidrógeno).
$\underline{\underline{\varepsilon}}^P$	Tensor de deformaciones plásticas.
$\bar{\varepsilon}_P$	Deformación plástica equivalente.
ε^P	Deformación plástica.
$\varepsilon_P^{\text{acum}}$	Deformación plástica acumulada.
$\{\varepsilon_P^{\text{nodales}}\}$	Deformaciones plásticas nodales.
ε_R	Deformación de rotura.
ϑ	Constante de intercambio de masa.
η	Coordenada local.
θ	Coordenada polar angular.
λ	Constante material.
μ_H	Potencial químico de hidrógeno.
ν	Coefficiente de Poisson.
ξ	Coordenada local.
ξ_P	Velocidad de deformación plástica.
σ	Tensión verdadera.
$\bar{\sigma}$	Tensión equivalente.
$\underline{\underline{\sigma}}$	Tensor de Tensiones.
σ_Γ	Tensión en la superficie del alambre.
σ_{ij}	Componentes del tensor de tensiones.
σ_{pref}	Tensión remota empleada en la prefisuración por fatiga.
σ_R	Tensión de rotura.
σ_{VM}	Tensión de von Mises.
σ_{xx}	Componente xx del tensor de tensiones.
σ_{yy}	Componente yy del tensor de tensiones.
σ_Y	Límite elástico del material.
σ_Y	Límite elástico convencional.

σ_z	Tensión axial.
τ	Constante de estabilidad del algoritmo de solución de la aproximación según el MEF del problema de difusión de hidrógeno asistida por el estado tenso-deformacional.
τ_{xy}	Componente xy del tensor de tensiones.
ϕ_i	Funciones de forma del nodo i .
ψ	Ángulo de difracción utilizado en el método $\sin^2\psi$.
Ψ_f	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [F].
Ψ_{k1}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K ₁].
Ψ_{k2k}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K _{2k}].
Ψ_{k2s}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K _{2s}].
Ψ_{k3}	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [K ₃].
Ψ_m	Función utilizada en la integración de Gauss de la integral de la matriz [M].
Ω	Constante que multiplica a las tensiones en el exponente de la ecuación de la solubilidad de hidrógeno.

I. INTRODUCCIÓN

1. DESCRIPCIÓN DEL FENÓMENO

Las estructuras utilizadas en ingeniería civil requieren el uso de técnicas que permitan optimizar el comportamiento mecánico de los materiales utilizados como elementos estructurales. Las técnicas más extendidas son el pretensado y el postensado de las denominadas armaduras activas. La primera de ellas, utilizada ampliamente, consiste en aplicar a un cable de acero una carga inicial, previa al vertido del hormigón, que se mantiene hasta que éste alcance su consistencia mecánica después del proceso de fraguado. Al finalizar dicho proceso la carga externa aplicada al alambre de acero se elimina, provocando así que éste intente recuperar sus dimensiones iniciales. Debido a la unión entre el alambre y el hormigón producida por el fraguado, la recuperación de las deformaciones elásticas del alambre se ve imposibilitada, lo que genera un estado de compresión en el hormigón y de tracción en el acero gracias a la condición de compatibilidad de deformaciones en el material compuesto acero-hormigón. De esta forma se evita que el hormigón trabaje a tracción y a su vez que el acero soporte sollicitaciones de compresión.

Una técnica alternativa es el postensado, en la que una vez fraguado el hormigón se introduce la barra de acero por un orificio que se dejó en el hormigón y se le aplica una carga externa al alambre, a continuación se vierte hormigón para rellenar el hueco entre la barra y el hormigón ya fraguado y se espera hasta que fragüe. Al final del proceso se consigue un efecto similar al pretensado, tanto en el hormigón como en el acero, puesto que en realidad es un pretensado local. La utilización de esta técnica es muy amplia en ingeniería civil, como por ejemplo en puentes atirantados o colgantes (Fig. 1.1), o bien en muros pantalla con armadas activas, en presas...etc.



(a)



(b)

Fig. 1.1. Puente (a) atirantado sito en Barrios de Luna y (b) colgante de Portugalete.

Para optimizar esta técnica resulta esencial emplear como material de refuerzo del hormigón aceros de alta resistencia que permitan soportar dentro del régimen elástico cargas externas muy elevadas. Por este motivo se utilizan aceros de composición *perlítica* (con un contenido en carbono del 0.8%) sometidos a un proceso de *trefilado* (estirado en frío que provoca un endurecimiento por deformación en el material al hacer pasar el alambre a través de sucesivas hileras) que mejora de forma sustancial sus propiedades mecánicas, tanto en lo que se refiere a resistencia mecánica clásica (límite elástico y tensión de rotura) como en lo relativo a su resistencia a la rotura frágil (tenacidad de fractura).

Los aceros habitualmente utilizados en este proceso son aceros con una composición perlítica (TORIBIO, 2004) que están constituidos a nivel microestructural por una distribución de las denominadas colonias de perlita que, a su vez, están formadas por una serie de láminas alternadas de ferrita y cementita. Esta microestructura ordenada en forma de láminas confiere

al acero unas propiedades mecánicas excelentes que hacen que el comportamiento sea característico de este material.

Aparte de la aplicación fundamental de estos aceros (elementos de refuerzo en estructuras de hormigón), éstos son utilizados también como elementos de refuerzo en neumáticos, en pesca, en extracción minera (entre otras muy variadas aplicaciones). Para el caso de los refuerzos de neumáticos las dimensiones que tiene que alcanzar el alambre de acero al final del proceso son muy pequeñas (del orden de décimas de milímetro), lo que hace necesario dividir el proceso de trefilado en un gran número de etapas (de 10 hasta 20 etapas).

El proceso de trefilado consiste básicamente en someter a un alambre procedente de la acería (también denominado alambrón) a una serie de reducciones de sección progresivas al pasar por una serie de matrices denominadas *hileras de trefilado*. Durante este proceso se producen fuertes deformaciones plásticas en el alambre de acero causantes, a nivel macroscópico, del aumento de la resistencia del alambre al final del proceso. Este aumento se debe al fenómeno de *endurecimiento por deformación* del material mediante el cual su límite elástico (parámetro representativo de la resistencia del material) aumenta a medida que se deforma plásticamente. Para llegar a este fin es una práctica habitual realizar la reducción de la sección transversal del alambre de forma progresiva, dividiendo el proceso en una serie de partes denominadas etapas de trefilado.

El trefilado produce además importantes cambios a nivel microestructural que causan en el alambre un fuerte comportamiento anisótropo al final del proceso. Los principales cambios a nivel microestructural son la orientación progresiva de las colonias y las láminas de perlita en la dirección del trefilado, así como la reducción del espaciado interlaminar.

Los aceros de pretensado habitualmente están sometidos a sollicitaciones cíclicas, lo que provoca que gran parte de las causas de fallo de estos alambres se deba a los fenómenos de *fractura por fatiga* debido a la iniciación y propagación de fisuras. El análisis de este tipo de fallo se realiza empleando las técnicas desarrolladas en el marco de la moderna *Mecánica de Fractura* (MF) que sirven como base para los diferentes desarrollos realizados en la investigación sobre la iniciación y propagación de fisuras que conducen a establecer un control de los elementos estructurales para garantizar así la integridad de los componentes.

Además de la fractura producida por el crecimiento de fisuras dentro del régimen subcrítico por fatiga, el principal tipo de fallo de los alambres de pretensado se debe a la acción de un *ambiente agresivo*. Este tipo de daño se debe a la acción sinérgica del estado tensional y del medio ambiente que rodea el componente. La combinación de estos dos factores presenta un efecto más perjudicial que la acción de ambos de forma separada.

El análisis de este tipo de fallo también se encuadra dentro de la MF donde se puede clasificar atendiendo a diferentes criterios. Por un lado, en función de la parte mecánica se puede dividir en *corrosión bajo tensión* (CBT) y *corrosión fatiga* (CF), y esta última se diferencia en que la sollicitación mecánica a la cual está sometida el material es cíclica.

Por otro lado los procesos de fractura en ambiente agresivo se pueden clasificar atendiendo a las condiciones ambientales a las que está expuesto el material; de esta manera se clasifican en *procesos anódicos* (donde los aceros pueden sufrir la disolución anódica del material) y *procesos catódicos* en los que el material sufre el ataque del hidrógeno atómico generado en el ambiente en dichas condiciones.

En los procesos anódicos se produce una degradación del acero que consiste en la eliminación progresiva de hierro de la superficie por la formación de óxidos fuertemente influidos por el estado tensional. La formación de óxidos no aparece dentro del régimen catódico, pero bajo estas condiciones se genera un tipo de fractura que está relacionado con la reducción de la resistencia mecánica del acero (*fragilización*) debida a la acción de daño producido por el hidrógeno a nivel microestructural.

Los aceros de pretensado de alta resistencia son altamente susceptibles a los fenómenos de fractura relacionados con la acción sinérgica del estado tensional al que está sometido y el ambiente agresivo. En especial son altamente sensibles a la fractura producida por la *fragilización por hidrógeno* en la que la fractura catastrófica del elemento estructural se produce de forma súbita sin señales externas que permitan evitar el fatal desenlace.

2. ANTECEDENTES

2.1. Acero perlítico eutectoide trefilado

Los aceros eutectoides tienen una microestructura completamente perlítica. La transformación de austenita a perlita ocurre por la nucleación sobre las fronteras de grano austenítico, desarrollándose como capas alternas de ferrita y cementita. Las láminas de ferrita y cementita vecinas que crecen paralelas unas a otras constituyen una *colonia*. Por otro lado, el proceso de trefilado produce una gran modificación en la microestructura del acero perlítico. Las colonias se orientan progresivamente en la dirección axial a la vez que se hacen más esbeltas, pudiéndose modelizar como elipsoides (TORIBIO y OVEJERO, 1997; 1998c). Las láminas de perlita disminuyen su espaciado y se alinean progresivamente en la dirección de trefilado a medida que aumenta la deformación plástica (EMBURY y FISHER; 1966; LANGFORD, 1977; TORIBIO y OVEJERO, 1998a; 1998b).

Los aceros perlíticos trefilados han sido el objeto de numerosas investigaciones debido a la importancia de estos materiales en diversos campos de la ingeniería (TORIBIO y ELICES, 1991; ASM, 2004a; ELICES, 2004). El análisis realizado en estos trabajos de investigación es muy variado, abarcando desde el estudio macroscópico de los parámetros que controlan el proceso de trefilado (ATIENZA, 2001; HE *et al.*, 2003; ÖVERSTAM, 2006) hasta el análisis microestructural de los cambios que produce este proceso de conformado en frío en el acero (TORIBIO y OVEJERO; 1998c; CABALLERO, GARCÍA DE ANDRÉS y CAPDEVILA, 2000; AYASO *et al.*, 2005; TORIBIO *et al.*, 2006) así como el comportamiento en fatiga y fractura de estos aceros bajo condiciones de servicio tanto en aire (VALIENTE y ELICES, 1998; AYASO, 2001; TORIBIO y AYASO, 2001; GONZÁLEZ, 2007; MATOS; 2008) como en ambiente agresivo (OVEJERO, 1998; TORIBIO y OVEJERO, 1999a; 1999b; 1999c; VERGARA, 2007; LORENZO, 2009).

Una de las consecuencias más importantes del trefilado es la mejora sustancial de las propiedades mecánicas del acero. Diversos estudios relacionan esta mejora con los cambios producidos a nivel microestructural en el material. En particular estos cambios se reflejan en la reducción del espaciado interlaminar y la orientación progresiva de las láminas y colonias de perlita con el trefilado.

La orientación de las colonias y láminas de perlita convierten al acero trefilado en un material fuertemente anisótropo. Esta anisotropía se observó en diversas investigaciones (ZOLOTOREVVSKY y KRIVONOSOVA, 1996; OVEJERO, 1998; TORIBIO y AYASO, 2003; TORIBIO y VALIENTE, 2006) en las que se analizaron las superficies de fractura obtenidas en ensayos sobre probetas entalladas y fisuradas correspondientes al final de cada uno de los pasos de trefilado. En estos ensayos se vio cómo la orientación microestructural conduce a que el modo de fractura cambie de modo I a modo mixto a medida que el proceso de trefilado avanza.

2.2. Análisis tensional en un alambre fisurado

Según la *Mecánica de Fractura Elástico-Lineal* (MFEL), el factor de intensidad de tensiones (FIT) K para un cilindro con una fisura superficial semielíptica contenida en la sección transversal solicitada en modo I es (Fig. 1.2):

$$K = K(\text{geometría, posición}) = Y(\text{geometría, posición})\sigma\sqrt{\pi a} \tag{1.1}$$

donde Y es el FIT adimensional y σ la tensión remota.

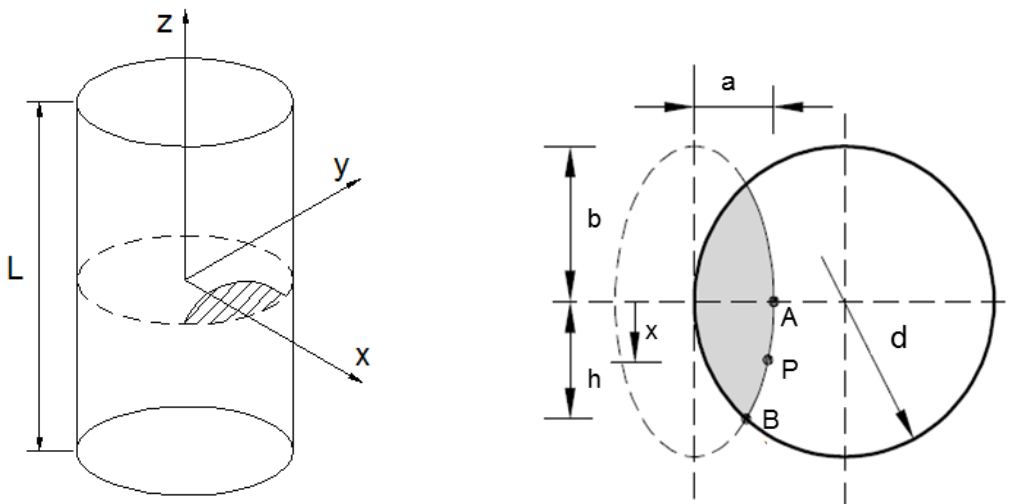


Fig. 1.2. Cilindro fisurado y esquema de la sección transversal con una fisura semielíptica.

La solución para K más adecuada depende del número de parámetros involucrados en el análisis, de esta manera: (i) cuando se requiere únicamente un parámetro como la profundidad de fisura relativa (a/d) la solución más adecuada para fisuras de frente recto o ligeramente curvado es la proporcionada por VALIENTE (1980); (ii) cuando se necesita una solución biparamétrica, como la profundidad de fisura relativa (a/d) y la relación de aspecto de la

fisura (a/b) la solución de ASTIZ (1986) es la más adecuada para la obtención del FIT en el centro de la fisura, mientras que la solución de CARPINTERI (1992) proporciona buenos resultados en la superficie de la fisura; (iii) cuando se requiere tres parámetros, tales como la profundidad de fisura relativa (a/d), la relación de aspecto de la fisura (a/b) y la posición en el frente de la fisura (x/h), se recomienda la solución de SHIN y CAI (2004) puesto que es la única que considera extremos libres y constreñidos (TORIBIO *et al.*, 2009). Dichos autores obtuvieron la solución a partir del análisis tensional mediante el *método de los elementos finitos* (MEF) y utilizando una técnica numérica de *extensión virtual de fisura*.

Según SHIN y CAI (2004), el FIT adimensional Y para el problema de la Fig. 1.2 viene dado en función de los coeficientes M_{ijk} (Tabla 1.1) mediante:

$$Y = \sum_{i=0}^2 \sum_{j=0}^7 \sum_{k=0}^2 M_{ijk} \left(\frac{a}{b}\right)^i \left(\frac{a}{d}\right)^j \left(\frac{x}{h}\right)^k \quad (1.2)$$

Tabla 1.1. Coeficientes de SHIN y CAI (2004), M_{ijk} .

i	j	K=0	K=1	K=2
0	0	1.095	0.113	-0.896
0	1	-1.336	1.824	3.092
0	2	13.108	-21.709	-4.197
0	3	-43.689	105.483	-13.255
0	4	134.868	-271.225	51.548
0	5	-242.653	387.470	-59.329
0	6	254.093	-290.024	13.481
0	7	-108.196	88.387	10.854
1	0	-1.177	0.271	0.904
1	1	17.924	-11.649	0.701
1	2	-137.252	98.358	-32.641
1	3	545.816	-415.027	204.104
1	4	-1223.334	982.713	-568.407
1	5	1541.587	-1329.634	857.543
1	6	-1006.656	961.893	-657.659
1	7	264.206	-288.565	191.570
2	0	0.725	-0.388	0.008
2	1	-17.427	10.074	-4.883
2	2	134.652	-80.088	55.092
2	3	-551.902	328.165	-305.079
2	4	1239.493	-772.921	916.962
2	5	-1548.537	1055.952	-1545.428
2	6	969.388	-784.581	1372.595
2	7	-227.132	245.798	-485.556

Para poder aplicar la MFEL el tamaño de la zona plástica generada en la punta de la fisura durante la prefisuración por fatiga debe ser despreciable. Por este motivo resulta necesario determinar la extensión de su dominio. Existen varios modelos que permiten estimar el tamaño de la zona plástica en la punta de una fisura.

El tamaño de la zona plástica depende del valor de $K_{m\acute{a}x}$ pero (*máximo* FIT durante la prefisuración por fatiga del material) pero también de un segundo parámetro que normalmente es ΔK (*intervalo de oscilación* del FIT en fatiga); para tener en cuenta ambos factores se ha definido en trabajos anteriores (MATOS, 2008) esta dependencia con el factor $K_{m\acute{a}x}\Delta K$ como la solución más adecuada. Para representar el endurecimiento por deformación que presentan los aceros perlíticos se ha introducido en el denominador de la expresión de la zona plástica (1.3) el valor medio del límite elástico σ_Y y de la resistencia a tracción σ_R del material, dando lugar a la siguiente expresión para el alambión,

$$r_p = 0.15 \frac{K_{m\acute{a}x}\Delta K}{\left(\frac{\sigma_Y + \sigma_R}{2}\right)^2} \quad (1.3)$$

y para el caso del acero de pretensado:

$$r_p = 0.14 \frac{K_{m\acute{a}x}\Delta K}{\left(\frac{\sigma_Y + \sigma_R}{2}\right)^2} \quad (1.4)$$

2.3. Fatiga en aceros de pretensado

La propagación de fisuras por fatiga es un fenómeno de gran importancia, al tratarse del mecanismo fundamental de crecimiento subcrítico de fisuras de tipo mecánico. Consiste en la nucleación y desarrollo de defectos en el material producidos por sollicitación cíclica u oscilante, incluso muy por debajo de los niveles tensionales que conducen a la rotura del material (CARPINTERI, 1994). La vida de las fisuras pasa por varios estadios: *nucleación*, *crecimiento de fisuras cortas*, *crecimiento de fisuras largas* y *fallo final*. Los modelos de daño por fatiga deben incluir estas cuatro etapas para obtener una predicción de vida segura (VASUDEVAN, SADANANDA y GLINKA; 2001).

En microestructuras perlíticas el parámetro que tiene mayor efecto sobre la iniciación de la fisura de fatiga es el *espaciado interlaminar*, pues aunque las colonias y bordes de grano obstruyen las dislocaciones, la dificultad para que éstas atraviesen las intercaras de ferrita-cementita es el fenómeno dominante. Si disminuye el espaciado interlaminar el límite de resistencia a la iniciación de fisuras por fatiga se incrementa. Se ha observado que la fisura se inicia en inclusiones no metálicas sobre la superficie, mientras que la nucleación lo hace en los apilamientos de dislocaciones en la intercara inclusión-matriz (GRAY III, THOMPSON y WILLIAMS, 1985).

Las tensiones residuales son uno de los factores que controlan el umbral de fatiga (ELICES, 2004). La vida en fatiga para intervalos de oscilación de tensiones altos muestra poca dependencia de la tensión residual, pero en rangos cercanos al umbral tiene fuerte relación con las tensiones residuales, así como con la morfología de la fisura. Diversos estudios experimentales y simulaciones conducen a pensar que las tensiones residuales de tracción producen sólo un ligero incremento en la velocidad de propagación de las fisuras, mientras que las tensiones residuales de compresión crean una gran reducción en esta velocidad (TOYOSADA, NIWA y SAKAI, 1997). Una sobrecarga de tracción seguida de una sobrecarga de compresión produce la aceleración de la velocidad de crecimiento de fisuras por fatiga para valores negativos del factor R (MAKABE, PURNOWIDODO y MCEVILY, 2004).

El daño por fatiga es relativo a la existencia y desarrollo de deformación microplástica durante el proceso de la misma, siendo la resistencia a esta deformación permanente lo que caracteriza la resistencia al daño.

2.4. El fenómeno de corrosión bajo tensión (CBT)

Se puede considerar que la fractura en ambientes agresivos depende de la concurrencia de tres factores: la presencia de un estado tenso-deformacional adecuado, de un medio agresivo y un material sensible a ese medio (ELICES, 1997). En el caso de los aceros de pretensado analizados en esta Tesis se dan estos tres factores, y por tanto se puede considerar que el comportamiento en fractura es debido a la acción sinérgica del ambiente que lo rodea y la sollicitación mecánica a la que está sometido.

Dependiendo de la variación en el tiempo de la carga aplicada se diferencian dos tipos de fallos: la denominada *corrosión bajo tensión* (solicitación monótona) y la *corrosión fatiga* (solicitación cíclica). En ambos casos las condiciones electro-químicas del ambiente agresivo (pH y potencial electro-químico) permiten distinguir dos tipos de procesos claramente diferenciados: la *disolución anódica localizada* (DAL) que aparece dentro del régimen anódico y *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH) que aparece dentro del régimen catódico, ocasionando el fenómeno de *fragilización por hidrógeno* (FH) en el material.

Los fenómenos de FAH y DAL se pueden diferenciar claramente en los denominados *Diagramas de Pourbaix* donde se representan las zonas donde aparecen estos procesos expresadas en función de las condiciones electro-químicas del sistema material-ambiente agresivo analizado. En el caso del binomio Fe-H₂O la línea de disociación del agua (1.5) se establece como la frontera que delimita en el diagrama de Pourbaix los dos tipos de fallo en los aceros (Fig. 1.3). De esta forma, para un determinado pH, cuando los valores del potencial electro-químico se sitúan por encima de la línea de disociación del agua aparecen los fenómenos de DAL (régimen anódico) mientras que, por otro lado, cuando se sitúan por debajo, el fenómeno producido en el material es la FAH (régimen catódico).



En los procesos de DAL el acero actúa como ánodo en la reacción redox; ello supone que durante este proceso el ambiente agresivo reacciona con el acero formando óxidos, produciendo una pérdida progresiva de material (el acero actúa como ánodo cediendo electrones, lo que provoca su oxidación y paso a la disolución). Por otro lado, cuando el potencial electro-químico está situado por debajo de la línea de reducción del agua, el acero actúa como cátodo en la reacción, siendo

inmune a los fenómenos de DAL; de hecho esta zona también es conocida como zona de protección catódica. No obstante, al estar por debajo de la línea de disociación del agua, en el ambiente agresivo existe hidrógeno, dando lugar a los procesos de FAH en el material.

Las condiciones electro-químicas del ambiente que reproducen en mejor medida las condiciones que aparecen en los alambres de pretensado durante su vida en servicio ($\text{pH}=12.5$) han sido estudiadas por PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GÁLVEZ (1981), LANCHA (1987) y OVEJERO (1998). Bajo estas condiciones se comprobó que el potencial electro-químico más apropiados para el estudio de los fenómenos de DAL es -600mV medidos respecto a un electrodo de referencia de calomelanos saturado (ECS), mientras que para el análisis de los fenómenos de FAH el potencial electro-químico más adecuado es -1200mV medido respecto al mismo electrodo de referencia.

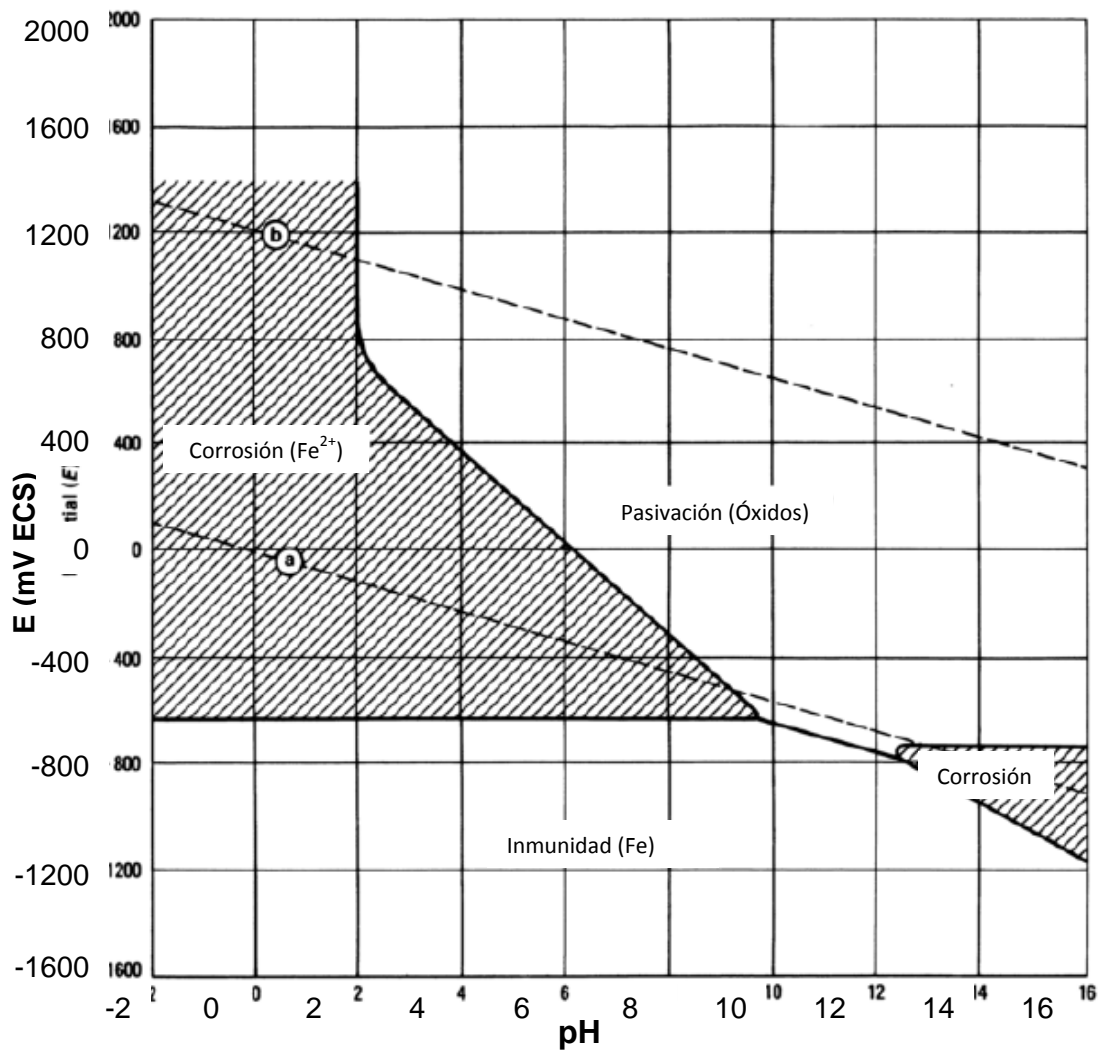


Fig. 1.3. Diagrama de Pourbaix (E-pH) del sistema hierro-agua. Las líneas a y b representan respectivamente las líneas de reducción y oxidación del agua (ASM, 2004d).

La secuencia de los fenómenos de los que se compone el proceso de CBT se puede dividir en tres etapas (Fig. 1.4): propagación próxima al umbral o etapa I, etapa II (*plateau*) o crecimiento uniforme de la fisura y (III) propagación de la fisura mecánica y fractura final. Estas tres etapas constituyen la denominada *curva de cinética del crecimiento de la fisura*, i.e., representa la velocidad de crecimiento de la fisura frente al FIT K , siendo éste la fuerza motriz. La separación entre las diferentes etapas no es clara, puesto que la transición de una a otra es continua y la división es a veces arbitraria. En algunos casos la etapa II no presenta una meseta (*plateau*, velocidad de crecimiento uniforme) sino que tiene una pendiente positiva, lo que convierte el proceso en más peligroso desde el punto de vista ingenieril. (TORIBIO y KHARIN, 1997a; 1997b; 1999).

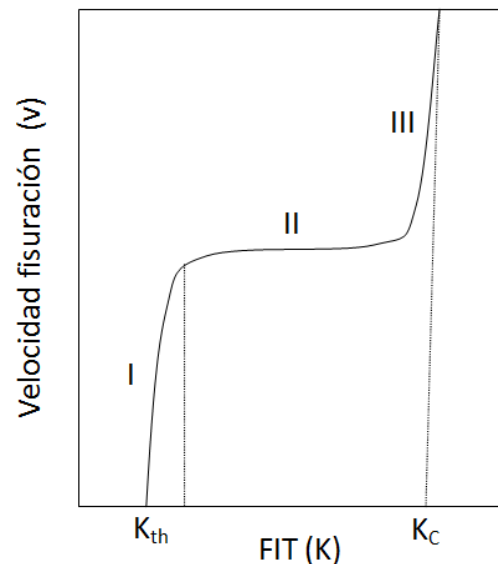


Fig. 1.4. Esquema de una curva de crecimiento de fisuras con la etapa próxima al umbral de iniciación (I), meseta (II) y etapa final de fractura (III).

La fiabilidad de las aproximaciones según la MF a la fisuración asistida por el ambiente están reflejadas en el trabajo de TORIBIO y KHARIN (1999), donde se puede recoger una rica colección de ejemplos experimentales del comportamiento ambiguo de la curva v - K y del FIT umbral K_{th} , con influencia de factores de servicio y del ensayo, tales como:

- *Precargas*: modo de prefisuración por fatiga y sobrecargas;
- *Geometría*: longitud de fisura, redondeo de la fisura y gradiente del FIT;
- *Cinemáticos*: carga inicial, interrupciones y velocidad de carga/deformación.

En el caso del régimen anódico es un problema real asociar el ataque químico evidente con el mecanismo de DAL, ya que es imposible descubrir si dicho ataque es simultáneo a los procesos de fractura por DAL o si se produce posteriormente, cuando la fisura ha crecido más allá como consecuencia del contacto entre la superficie libre del metal –creada recientemente– y la solución bajo potenciales electro-químicos anódicos.

En estudios anteriores se vio que el crecimiento subcrítico para los valores mínimos de FIT se produce por el ataque químico puramente dicho. Corresponde a los valores próximos al umbral FIT de propagación (K_{th} o K_{ISCC}), y la región fracturada aparece recubierta por productos de corrosión, que requieren una limpieza electro-química de la superficie para su posterior análisis mediante el microscopio electrónico de barrido (MEB). La micrografía MEB muestra la apariencia típica de la disolución producida por el ataque químico, pintando la microestructura laminar del acero.

Una topografía de transición consistente en facetas de clivaje con alguna evidencia de ataque químico se encontró a niveles de FIT altos. Esta apariencia se puede deber al ambiente electro-químico local en la punta de la fisura que genera los productos de corrosión y el ataque anódico. Para los valores del FIT próximos a la tenacidad de fractura, la velocidad crítica por clivaje aparece sin muestras del proceso de disolución, probablemente debido a que no hay tiempo suficiente para que se desarrolle.

En el trabajo de TORIBIO y OVEJERO (2005) se establece un micromecanismo de fractura en condiciones de DAL para los aceros perlíticos con un ligero grado de trefilado. En estos aceros, el proceso se compone de una primera fase en la que el medio agresivo disuelve iones Fe^{2+} del acero para formar óxidos y otros productos, los cuales quedan adheridos a la superficie del metal, formando una barrera natural frente al ataque del medio agresivo. Esta superficie se denomina capa pasiva y actúa como un protector frente a la corrosión. No obstante, debido a la acción de la carga mecánica, las altas tensiones que aparecen en la punta de la fisura producen la rotura de la capa pasiva más frágil, lo que supone un avance de la fisura que deja material desprotegido (sin capa pasiva formándose de nuevo) expuesto al ambiente agresivo. El proceso se repite dando lugar a un cierto crecimiento subcrítico de la fisura, acompañado por un redondeo de la punta de la misma como consecuencia del proceso en sí.

La fractografía típica de este tipo de propagación por DAL es el clivaje para grados de trefilado pequeños (al igual que en aire). No obstante, y a diferencia de la rotura en aire, el clivaje asociado al fenómeno de DAL se podría llamar clivaje inducido por la capa pasiva.

El modelo de DAL propuesto por TORIBIO (2006) establece los diferentes mecanismos de fractura producidos bajo las condiciones de DAL en aceros perlíticos trefilados. En este estudio se plantea que en condiciones de disolución anódica se produce una película de óxido que tiene la función de proteger el material contra la disolución. Esta película pasiva al acero, impidiendo la disolución de los iones del metal en contacto con el líquido agresivo.

Los resultados de los ensayos realizados por OVEJERO (1998) demostraron que la formación de la capa pasiva hace que las cargas de rotura de los ensayos en ambiente agresivo en condiciones de DAL sean superiores a las obtenidas en aire, por lo que se podría considerar que el propio mecanismo de DAL mejora el comportamiento en fractura del alambre frente a la situación en aire.

Los procesos de FH en metales están constituidos por una serie de etapas (TORIBIO y KHARIN, 1999; ASM, 2004c): adsorción del hidrógeno presente en el ambiente, absorción superficial y entrada en el interior del alambre, y finalmente transporte de hidrógeno en el interior del metal hacia determinados puntos (futuros núcleos de fractura) donde se acumula de forma progresiva, promoviendo el daño local que conduce a la fractura final (Fig. 1.5).

La primera fase del fenómeno (penetración del hidrógeno en el metal) se compone a su vez de los procesos de adsorción de las especies químicas que contienen hidrógeno en la superficie del metal, la disociación de hidrógeno atómico o quimisorción y su disolución en las capas superficiales. De forma general se puede considerar que la fase de absorción superficial de hidrógeno es un proceso dependiente del tiempo. No obstante en las condiciones habituales en las que se producen estos fenómenos en los aceros de pretensado se puede considerar que la actividad química del hidrógeno (TORIBIO y KHARIN, 1998a; 1998b) es muy elevada, y por tanto resulta factible asumir que la absorción de hidrógeno en la superficie del acero es prácticamente instantánea.

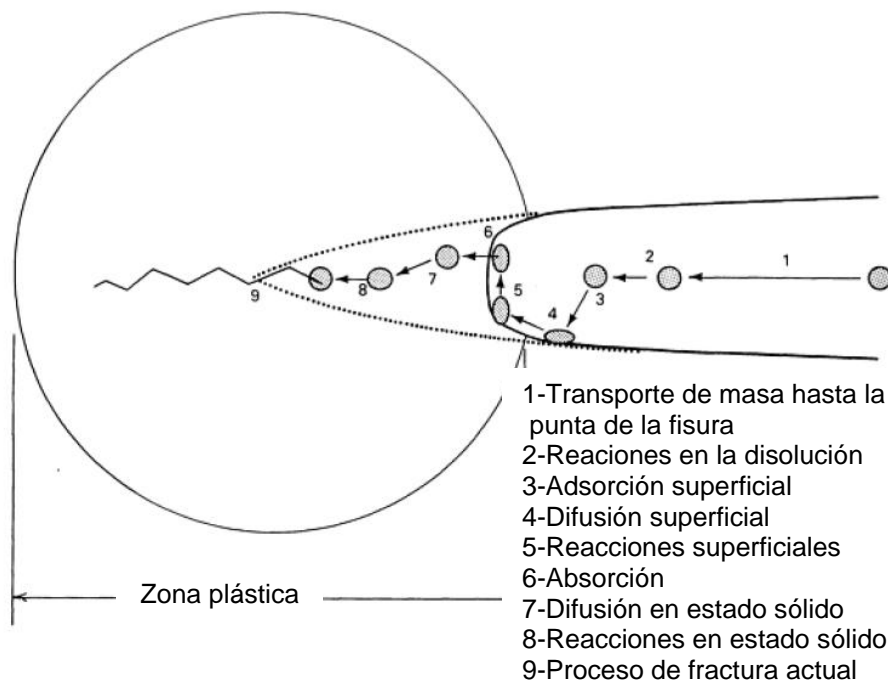


Fig. 1.5. Esquema de las etapas de interacción metal-hidrógeno en el transcurso del crecimiento de una fisura por FAH (ASM, 2004c).

El transporte y acumulación de hidrógeno dentro del material es la más lenta de todas las etapas que constituyen el proceso de fragilización por hidrógeno, y por tanto su análisis determina la acumulación de hidrógeno en el metal y la velocidad de crecimiento de la fisura. Diversos estudios (TORIBIO y KHARIN, 1998a; 1999) consideran que la etapa de transporte de hidrógeno hacia los lugares donde aparece el daño producido por este hidrógeno se puede realizar de dos formas distintas: por movimiento de dislocaciones en las denominadas atmósferas de Cottrell o por difusión a través de la red cristalina del metal. El primer modo de transporte se observa exclusivamente en sollicitaciones mecánicas. En este tipo de transporte la velocidad de deformación plástica gobierna el proceso. Por otro lado, el transporte de hidrógeno por difusión se realiza de forma continua. Este tipo de transporte depende no sólo del gradiente de concentración de hidrógeno, sino también del estado tenso-deformacional que presenta el material, bien sea estacionario o transitorio.

De forma general se considera que el transporte y acumulación de hidrógeno en los lugares donde se produce el daño se debe a la acción de los dos mecanismos de transporte descritos previamente. No obstante, bajo determinadas condiciones mecánicas, carga constante o cuasi estática, la sobresaturación local de hidrógeno producida por el movimiento de dislocaciones desaparece por difusión de corto alcance, y por tanto se podría considerar despreciable el

transporte por dislocaciones. Por tanto, se puede asumir que el principal mecanismo de transporte de hidrógeno desde la superficie hasta los futuros núcleos de fractura se realiza por difusión de hidrógeno de largo alcance.

Otro aspecto interesante en el análisis de los procesos de FAH son las denominadas *trampas de hidrógeno*, cuyo descubrimiento surgió de una observación experimental en la que los tiempos de difusión de hidrógeno eran mayores a los calculados con los valores de la difusividad de hidrógeno en hierro puro. Este retardo se justificó estableciendo que en determinados puntos del material el hidrógeno se veía atrapado, y por tanto se reducía su movilidad en el acero lo que causaba a nivel macroscópico una disminución de la difusividad (D_A). Esos puntos donde el hidrógeno se acumula, las denominadas trampas de hidrógeno, se deben a la interacción de los átomos de hidrógeno con los defectos cristalinos, impurezas o elementos aleantes. Esta interacción depende de múltiples factores: la acción de campos eléctricos locales, campos tensionales o pozos de potencial químico. Las trampas de hidrógeno se pueden clasificar siguiendo diferentes criterios.

Atendiendo a su movilidad se pueden clasificar en trampas móviles (dislocaciones, vacantes intersticiales) o estacionarias (bordes de grano, partículas de carburos, etc.). También se pueden clasificar en trampas reversibles (o trampas de corta duración) o irreversibles (o trampas de larga duración) dependiendo de la energía que necesita el átomo de hidrógeno para abandonar la trampa (energía de interacción, ε_H^i).

En la actualidad el método de ensayo más extendido para evaluar experimentalmente la susceptibilidad de los aceros de pretensado a la FAH (FIP-78, 1981) es el ensayo en tiocianato amónico (también conocido por su acrónimo en inglés, ATT, *Ammonium Thiocyanate Test*) propuesto por la Federación Internacional de Pretensado (FIP). Este método de ensayo se considera que es el más adecuado para el control y aceptación del acero de pretensado (PARKINS, ELICES y SÁNCHEZ-GÁLVEZ, 1981) a pesar de tener serios inconvenientes como la gran dispersión que aparece en los tiempos de rotura.

El ensayo FIP recogido en las normas ISO 15630-3 (ISO, 2002) y UNE 36464 (UNE, 1986) consiste en someter simultáneamente la probeta de acero de pretensado a la acción del medio agresivo y a una carga mecánica constante en tracción correspondiente al 80% de la resistencia a tracción del acero hasta la rotura del mismo. El medio agresivo empleado es una

solución acuosa a temperatura constante durante el ensayo (50°C) con el 20% en peso de tiocianato amónico (NH₄SCN) y el 80% restante de agua (VALIENTE, 2006). El resultado del ensayo es el tiempo transcurrido hasta la rotura de la probeta.

La explicación de la alta dispersión observada en los tiempos de rotura obtenidos en los ensayos FIP se atribuye a la presencia de tensiones residuales en la superficie de los alambres de acero (TORIBIO y ELICES, 1991). En esta zona próxima a la superficie es donde cabe esperar el daño producido por el hidrógeno que actuará de diferente forma en función de las tensiones residuales que presenta el alambre (TORIBIO y ELICES, 1991; ATIENZA, RUÍZ-HERVÍAS y ELICES, 2008a; 2008b).

El análisis microestructural de los efectos del hidrógeno es una cuestión clave en el estudio de los procesos de FH. Por este motivo gran parte de las investigaciones relacionadas con este proceso están centradas en el análisis fractográfico. Los micromecanismos de fractura producidos en los aceros perlíticos debidos a la acción del hidrógeno se ven influidos claramente por diferentes variables microestructurales, tales como el grano austenítico previo o el espaciado interlaminar (PARK y BERNSTEIN, 1979; LEWANDOWSKI y THOMPSON, 1986).

La observación de las superficies de fractura obtenidas en ensayos en ambientes agresivos bajo condiciones de FH de aceros perlíticos han permitido identificar un modo microscópico de fractura diferente de los convencionales: la denominada *tearing topography surface* (TTS). Este tipo de fractura es característica de los aceros perlíticos y se asocia a la zona de daño producida por el hidrógeno a nivel microestructural en la estructura perlítica del acero (TORIBIO, LANCHA y ELICES, 1991; 1992).

Las dimensiones de la zona TTS dependen tanto de las condiciones electro-químicas como de las condiciones mecánicas en las que se ha realizado el ensayo. En el estudio de TORIBIO, LANCHA y ELICES (1992) se observó que la zona TTS aumentaba al disminuir el potencial electro-químico, mientras que apenas sufría un aumento significativo al disminuir el pH del medio agresivo. Por otro lado también se observó que el tamaño de la zona TTS disminuye a medida que aumenta la velocidad de deformación, y con el valor de la carga máxima aplicada en el proceso de prefisuración por fatiga en los ensayos de probetas prefisuradas. Pero realmente el parámetro clave en el análisis de las dimensiones de la zona TTS es la posición del máximo de la distribución de tensiones hidrostáticas, tal como puso de manifiesto el

trabajo de TORIBIO, LANCHI y ELICES, 1992. Esta observación experimental resultó clave en el desarrollo del modelo matemático que representa la difusión de hidrógeno en un metal asistida por el estado tenso-deformacional que se expondrá en esta Tesis.

Para explicar los resultados experimentales obtenidos en función del grado de trefilado obtenidos en el trabajo de TORIBIO y OVEJERO (2005) se propuso un modelo de FH basado en la microestructura del material. En aceros altamente trefilados, los micro-mecanismos de fractura por FH son denominados también TTS. Este modo microscópico de fractura no convencional está indudablemente asociado al proceso de microdaño asistido por el hidrógeno en aceros perlíticos y consiste en una nucleación de huecos o defectos muy próximos entre sí. Es decir, el modo de fractura TTS es una derivación de la topografía de coalescencia de microhuecos (CMH) debida a la presencia del hidrógeno como un agente de daño. De esta manera, el modo microscópico de fractura pasa de ser CMH a TTS, cuando en determinados puntos de nucleación hay suficiente cantidad de hidrógeno como para provocar el daño.

Cuando el grado de trefilado aumenta, el comportamiento se vuelve anisótropo y se requiere un modelo micro-mecánico capaz de considerar los grados de trefilado (TORIBIO, 2006). Éste está basado en dos modelos– (i) el modelo de Miller y Smith de fractura de la microestructura perlítica por fisuración cortante de las láminas de cementita; (ii) el mecanismo de decohesión favorecida por el hidrógeno (DFH, forma de modo de fractura promovido por el hidrógeno). Para el caso de la microestructura perlítica, sería una delaminación favorecida por el hidrógeno (o desviación) entre dos unidades microestructurales similares (colonias o láminas).

La importancia de los micromecanismos descritos de DFH en el proceso de fractura por FAH de los aceros altamente trefilados es incluso mayor debido a la estructura laminar del acero (marcadamente orientada), que produce una anisotropía que se manifiesta en la fractura y en la difusión de hidrógeno, por la cual el hidrógeno se difunde preferentemente en la dirección de las láminas y puede realentizarse en las interfases entre láminas de ferrita y cementita (que son los eslabones más débiles incluso antes de la presencia del hidrógeno), de esta manera la deslaminación entre dos unidades microestructurales similares, i. e. la interfase ferrita-cementita o las fronteras de colonias de perlita, contribuye a la fractura inducida por el hidrógeno.

3. OBJETIVOS Y PLANTEAMIENTO DEL TRABAJO

El objetivo principal de esta Tesis es determinar la influencia de la carga cíclica y del ambiente agresivo en el comportamiento en fractura de alambres de acero perlítico trefilado. Para alcanzar este objetivo se ha planteado el trabajo en las siguientes fases:

- *Fase 1:* Realización de diferentes ensayos aplicados a probetas de alambros y de acero de pretensado en diversas condiciones. Para ello las probetas estarán prefisuradas con unos determinados niveles de carga en fatiga con el fin de obtener diferentes estados tenso-deformacionales residuales. Se realizarán ensayos de fractura sobre estas probetas en diferentes condiciones, tanto ambientales como mecánicas.
- *Fase 2:* Análisis cuantitativo y cualitativo de los parámetros de fractura y de las superficies de fractura obtenidas en cada uno de los ensayos realizados.
- *Fase 3:* realización de la simulación numérica de la parte mecánica para cuantificar los estados tenso-deformacionales, tanto residuales (prefisuración por fatiga) como producidos durante el ensayo propiamente dicho. Además, se han desarrollado diversas subrutinas que permiten la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno dentro del metal.

II. FASE EXPERIMENTAL

1. INTRODUCCIÓN

El capítulo experimental de la presente Tesis se ha dividido en tres apartados. En el primero de ellos se han realizado ensayos de tracción simple sobre alambres con distinto grado de trefilado para obtener sus propiedades mecánicas convencionales. El segundo apartado describe los ensayos de prefisuración por fatiga con diferentes niveles de carga máxima. Estos ensayos se han realizado en el material de partida del proceso de trefilado (alambrón, E0) y en el producto final (acero de pretensado, E7). Los ensayos de fractura en ambiente agresivo (tercer apartado de este capítulo), se han realizado sobre alambrón (E0) y acero de pretensado (E7) bajo distintas condiciones, tanto electro-químicas como mecánicas.

2. EQUIPAMIENTO EXPERIMENTAL

Los ensayos se han realizado con el equipamiento disponible en el Laboratorio de Ensayos Mecánicos del Grupo de Investigación en Fractura e Integridad Estructural (GIFIE) de la Universidad de Salamanca (USAL) que se describe a continuación.

En la *caracterización mecánica del material* se utilizaron los siguientes medios:

- Máquina universal de ensayos mecánicos de 200 kN Alliance RF/200 de *Material Testing Systems* (MTS) (Fig 2.1),
- Cuñas planas *Advantage 53-537-401* de MTS,
- Cuñas cilíndricas *Advantage 53-537-403* de MTS,
- Dos extensómetros dinámicos MTS, con bases de medida de 25 y 50 mm, (Fig. 2.2),
- Programa de registro de datos *MTS Testworks 4*,
- Cortadora *Labotom* de Struers.



Fig. 2.1. Máquina universal de ensayos MTS 200 kN.

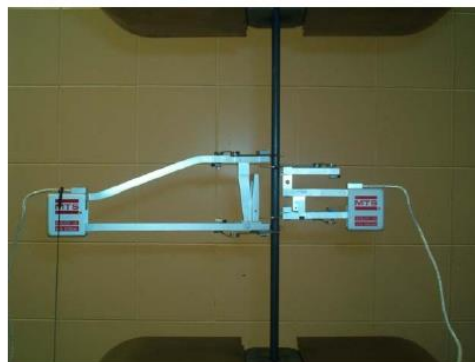


Fig. 2.2. Detalle de la disposición de los extensómetros MTS en el ensayo de tracción simple.

Para realizar la *prefisuración por fatiga* se dispuso del siguiente equipamiento:

- Máquina de ensayo servo-hidráulica MTS modelo 810 con una célula de carga de 100 kN, conectada a una unidad de potencia hidráulica con refrigeradora (Fig. 2.3), Para la realización de los ensayos de fatiga y fractura se realizaron varios programas con la aplicación *MultiPurpose TestWare* de MTS.
- Extensómetro axial MTS modelo 634.315F-24, con base de medida múltiple y rango de apertura +4.00/-2.00 mm.
- Extensómetro axial MTS modelo 634.25F-24, con base de medida 50 mm y rango de apertura +25.00/-5.00 mm.



Fig. 2.3. Máquina universal de servo-hidráulica de ensayos mecánicos utilizada en los ensayos de *prefisuración por fatiga* de los aceros estudiados.

En los *ensayos a fractura en ambiente agresivo* se emplearon los siguientes equipos:

- Máquina de ensayo universal servomecánica MTS[®] modelo RF/100 con una célula de carga de 100 kN de capacidad.
- Programa de adquisición de datos *TestWords 4* de MTS[®] que permite registrar y almacenar los datos del ensayo.
- Balanza de precisión *Ohaus*[®], modelo *Explorer*.
- Medidor digital de pH *MeterLab*[®] modelo PHM210 Standard (electrodo KCl·Ag).

- Célula de fabricación casera, compuesta por un recipiente cilíndrico de metracrilato, un electrodo de calomelanos saturado *Radiometer Analytical*[®] modelo XR100 (*electrodo de referencia*), un electrodo de platino (*electrodo auxiliar*).
- Potenciostato *Radiometer Analytical Voltalab* PGP 201.
- Programa de adquisición de datos *VoltaMaster* 4 v6.0 de *Radiometer Analytical*[®] que permite registrar y almacenar los datos de la celda electro-química durante el ensayo.

En el *análisis fractográfico* se utilizó:

- Cortadora de disco STRUERS modelo *Labotom*.
- Máquina de ultrasonidos STRUERS modelo *Metason* 120T, empleado para la limpieza del material aislante (AISLARCO[®]) que protege las superficies de fractura contra la corrosión hasta el momento de ser analizadas.
- Microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL modelo JSM-5610 LV, capaz de generar imágenes de electrones secundarios y de electrones retrodispersados acelerados (Fig. 2.4).
- Equipo de análisis de imágenes *Soft Imaging System GmbH* formado por un ordenador y un programa de análisis de imagen ANALYSIS[®] versión 3.1.
- Perfilómetro Nikon[®] modelo V-12B.



Fig. 2.4. MEB utilizado para la obtención de las micrografías.

3. CARACTERIZACIÓN MECÁNICA DEL MATERIAL

3.1. Material ensayado

Los aceros de pretensado analizados en este trabajo presentan un porcentaje de carbono (0.8% C) correspondiente al punto eutectoide del diagrama de fases Fe-C mostrado en la Fig. 2.5. En dicho punto aparece la denominada reacción eutectoide (Fig. 2.6) por la cual se transforman los granos de austenita (Fe_γ), una forma alotrópica del acero, en colonias de un compuesto denominado perlita que, a nivel microestructural, está constituido por una serie de láminas alternadas de ferrita (Fe_α) y cementita (Fe_3C , o carburo de hierro).

Las excelentes propiedades mecánicas que presentan los aceros eutectoides son atribuidas precisamente a esta microestructura ordenada en forma de láminas. Debido a esta disposición microestructural se podría considerar que estos materiales, a nivel microestructural, presentan un comportamiento mecánico similar al de los materiales compuestos laminados.

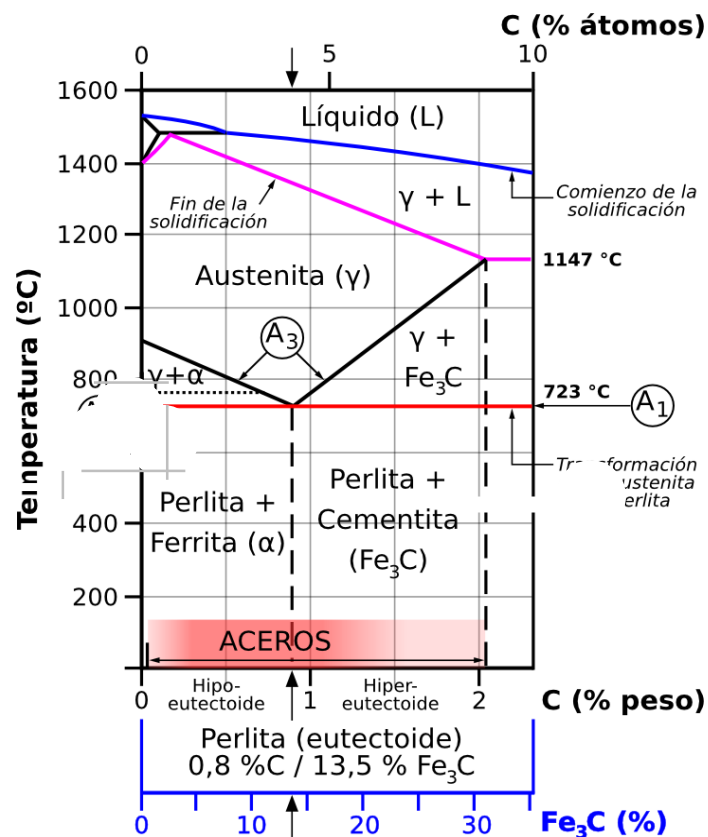


Fig. 2.5. Diagrama de equilibrio del sistema Fe-C (ASM, 2004a).

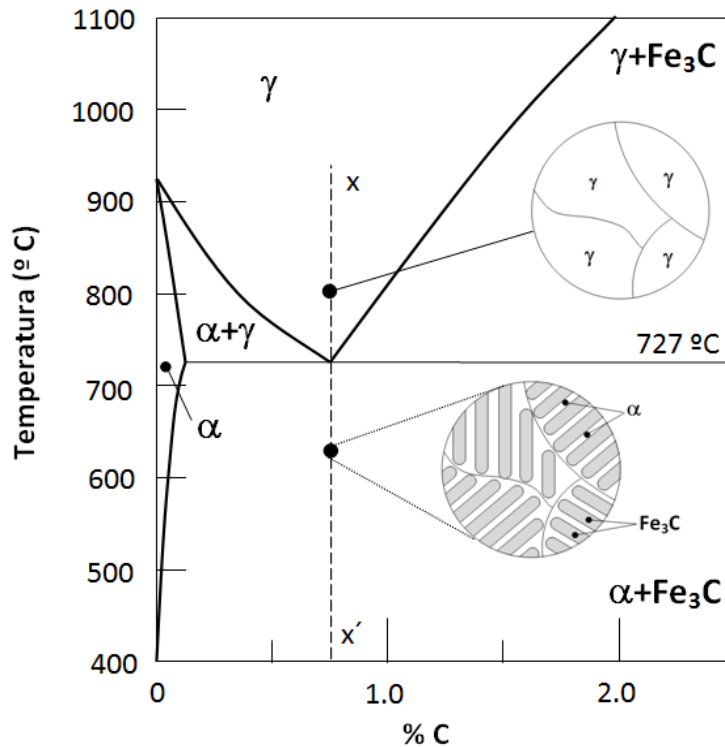


Fig. 2.6. Cambios microestructurales producidos durante la transformación eutéctica, formación de la perlita en el proceso de enfriamiento a lo largo de la trayectoria $x-x'$.

En el estudio de TORIBIO (2004) se estableció la relación entre la microestructura del acero (espaciado interlaminar) y sus propiedades mecánicas a nivel macroscópico (límite elástico y resistencia a tracción). La reducción de dicho espaciado con el trefilado es la responsable de la mejora de propiedades mecánicas del acero de pretensado tras su fabricación.

El material analizado en este trabajo corresponde a un acero perlítico cuya composición química se muestra en la Tabla 2.1. Este acero se somete a un proceso de conformación plástica en frío denominado trefilado durante el cual se reduce de forma progresiva la sección transversal y se aumenta la longitud del alambre en siete pasos tal como se muestra en la Fig. 2.7.

Para identificar cada uno de los alambres a la salida de cada paso de trefilado se ha utilizado un índice que indica el número de pasos o reducciones de sección consecutivas que ha sufrido dicho alambre, *i.e.*, el alambre E_i representa el alambre obtenido al final del paso i del proceso de trefilado y d_i el diámetro del mismo.

Tabla 2.1. Composición química del acero estudiado.

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.8	0.69	0.23	0.012	0.009	0.004	0.265	0.060

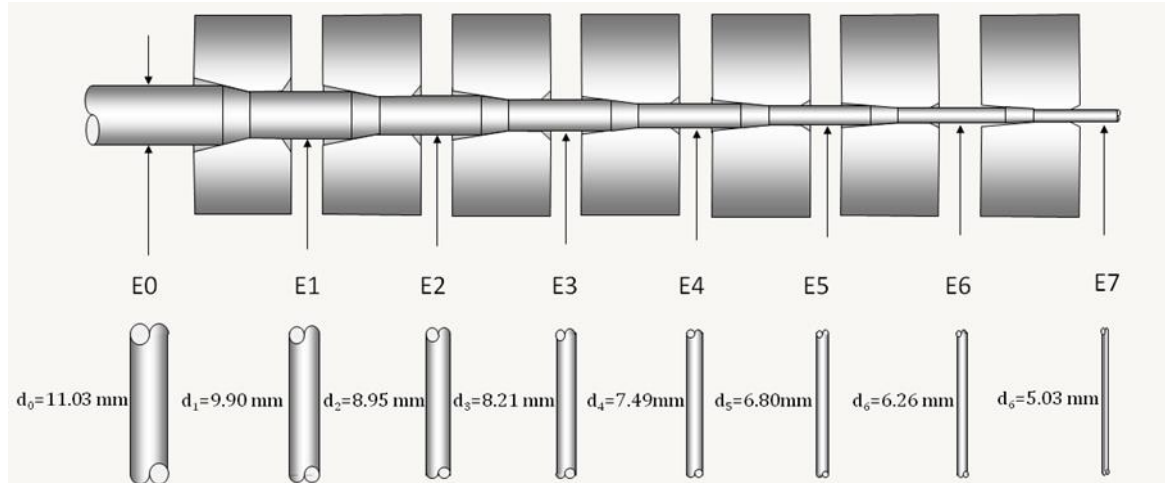


Fig. 2.7. Esquema del proceso de trefilado del acero analizado en este trabajo.

Mediante las siete etapas de trefilado se consigue reducir la sección transversal del alambón o producto inicial del proceso desde un diámetro de 11 mm hasta los 5 mm del alambre comercial de pretensado que se obtiene al final del proceso, con la reducción mostrada en la Tabla 2.2. Es habitual utilizar diferentes indicadores para conocer de forma cuantitativa el grado de deformación que ha sufrido el alambre durante el proceso. El principal indicador es el valor de la deformación plástica acumulada ($\varepsilon_P^{\text{acum}}$) que ha sufrido como consecuencia de la reducción de sección; este parámetro se puede calcular mediante la siguiente expresión (2.1) obtenida a partir de la hipótesis de conservación de volumen,

$$\varepsilon_P^{\text{acum}} = \ln \left(\frac{d_i}{d_0} \right)^2 \quad (2.1)$$

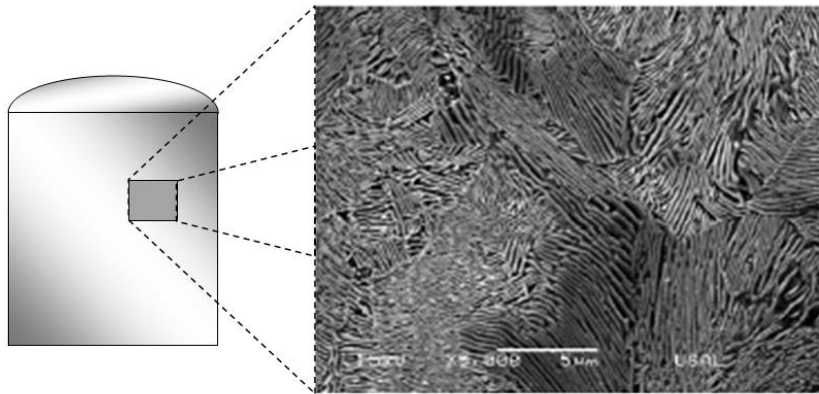
Tabla 2.2. Dimensiones y deformaciones plásticas acumuladas en el producto inicial (alambón E0) y final (acero de pretensado E7) del proceso de trefilado analizado.

Acero	E0	E7
d (mm)	11.03	5.04
d_i/d₀	1.00	0.46
$\varepsilon_P^{\text{acum}}$	0.00	1.57

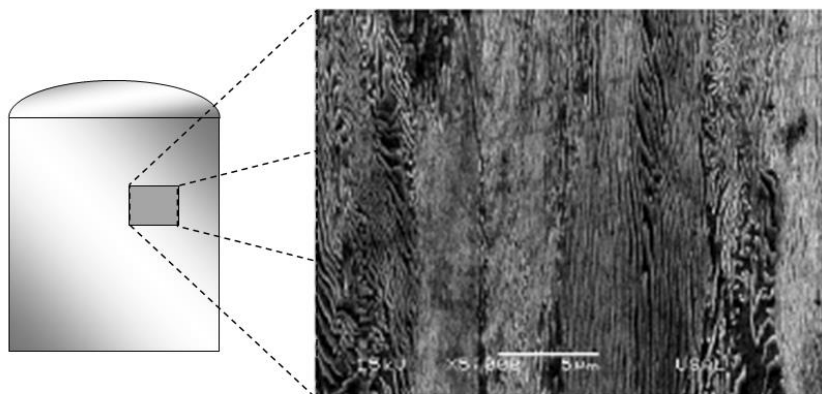
El proceso de trefilado, además de producir una reducción del espaciado interlaminar, también genera una orientación de las colonias de perlita y, dentro de éstas, de las láminas de ferrita y cementita en la dirección de trefilado -eje longitudinal del alambre- (TORIBIO, 2004). Esta

orientación se puede ver claramente en las micrografías obtenidas mediante el análisis con MEB de las secciones longitudinales de los alambres en diferentes pasos de trefilado.

En la Fig. 2.8 se muestran las fotografías obtenidas en los pasos del proceso de trefilado: el alambre sin trefilar (E0) y el acero de pretensado comercial (E7). En esta figura se puede observar la orientación con el grado de trefilado de las láminas de ferrita y cementita en la dirección del trefilado desde el alambre (E0), donde inicialmente las láminas y colonias presentan una orientación aleatoria sin una orientación preferente, hasta el producto final (E7) en el que, tal como se puede apreciar en la Fig. 2.8 (b) de forma clara, las láminas y colonias de perlita están orientadas en la dirección longitudinal del alambre.



(a)



(b)

Fig. 2.8. Evolución de la microestructura del material con el grado de trefilado: (a) acero E0; (b) acero E7.

3.2. Ensayo de tracción simple

El ensayo de tracción simple permite obtener los parámetros que determinan el comportamiento mecánico de un material. Este ensayo consiste en someter una probeta del material analizado a una sollicitación de tracción hasta rotura. Los ensayos se pueden realizar en control de carga o en control de desplazamiento. Durante la realización del ensayo se registra la carga aplicada mediante la célula de carga y el desplazamiento, bien del puente de la máquina o bien de las cuchillas de un extensómetro que se mueven de forma solidaria con el material. Con estos datos registrados durante el ensayo es posible construir la denominada curva carga-desplazamiento de la probeta ensayada, y a partir de ésta es habitual obtener un gráfico denominado curva tensión-deformación ingenieril, en el que se representa la evolución de la tensión ingenieril (s), definida como el cociente entre la carga aplicada (F) y el área transversal inicial de la probeta (A_0), y la deformación ingenieril, (e), que se define como el cociente entre el desplazamiento relativo entre dos puntos de la probeta (u) y una longitud de referencia (L_0), tal como muestran las siguientes ecuaciones (2.2) y (2.3)

$$s = \frac{F}{A_0} \quad (2.2)$$

$$e = \frac{u}{L_0} \quad (2.3)$$

La curva tensión-deformación ingenieril y la curva carga-desplazamiento se suelen utilizar de forma indistinta puesto que ambas curvas aportan la misma información. Esto se debe a que, de acuerdo con las ecuaciones (2.2) y (2.3), la curva tensión-deformación ingenieril es en realidad la curva carga-desplazamiento escalada.

No obstante la curva tensión-deformación ingenieril aporta una información parcial del comportamiento mecánico del material. Esto se debe a que en la obtención de dicha curva no se considera los cambios que se producen durante el ensayo en la probeta tanto en su longitud como en su sección transversal. Estas variaciones en la geometría de la probeta modifican los valores de las tensiones y deformaciones reales por lo que, para determinar con exactitud el comportamiento mecánico del material, resulta necesario considerar la actualización geométrica de la probeta en la obtención de las tensiones y deformaciones. Con este fin se definen la

tensión y deformación verdaderas en las que el efecto de la actualización geométrica de la probeta se incluye de la forma mostrada en las siguientes ecuaciones (2.4) y (2.5):

$$\sigma = s (1 + e), \quad (2.4)$$

$$\varepsilon = \ln (1 + e), \quad (2.5)$$

donde σ y ε son la tensión y deformación verdadera respectivamente.

Estas variables definen con exactitud el comportamiento mecánico del material frente a una sollicitación axial como la aplicada en el ensayo de tracción simple. Para obtener el comportamiento mecánico generalizado frente a cualquier sollicitación se definen las denominadas tensión equivalente (2.6) y deformación equivalente (2.7), $\bar{\sigma}$ y $\bar{\varepsilon}$. Estas variables son los invariantes de los tensores desviadores de tensiones y deformaciones, que vienen definidos de la siguiente forma en términos del tensor de tensiones ($\underline{\underline{\sigma}}$) y de deformaciones ($\underline{\underline{\varepsilon}}$):

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}} \circ \underline{\underline{\sigma}}} \quad (2.6)$$

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}} \circ \underline{\underline{\varepsilon}}} \quad (2.7)$$

donde \circ representa el producto interno de dos tensores.

En el caso de una sollicitación axial, tal como la aplicada en el ensayo de tracción simple, los valores de la tensión y deformación plástica axiales coinciden con la tensión equivalente y la deformación plástica equivalente respectivamente. Por tanto la curva tensión-deformación verdadera obtenida en el ensayo de tracción simple coincide con la curva tensión-deformación plástica equivalente que representa el comportamiento mecánico frente a cualquier sollicitación, y por este motivo se denomina curva maestra de comportamiento elastoplástico del material.

El comportamiento mecánico del material se puede describir mediante la definición de cuatro parámetros que se obtienen de la curva maestra del material. El primero de ellos, el denominado *módulo de elasticidad lineal* (E), representa la rigidez del material y dentro del régimen elástico del material establece la relación entre las tensiones y las deformaciones. El segundo parámetro es el denominado *límite elástico* del material (σ_Y) que se define como la tensión a partir de la cual el material entra dentro del régimen elastoplástico. Este parámetro es clave en el diseño de componentes en ingeniería, puesto que se utiliza como valor crítico en el criterio de plasticidad de von Mises, siendo un indicador de la resistencia del material a la plastificación. El tercer parámetro es la denominada tensión última de rotura (en inglés, *ultimate tensile strength* o *UTS*) que tradicionalmente se ha utilizado como indicador de la resistencia a rotura del material. Finalmente para describir el régimen plástico del material es habitual obtener los parámetros que definen la curva de ajuste de la curva tensión equivalente-deformación equivalente, los parámetros de Ramberg-Osgood. A continuación se describen las técnicas utilizadas para determinar estos parámetros a partir de la curva tensión equivalente-deformación equivalente obtenida en el ensayo de tracción simple.

El *módulo de Young* se puede obtener mediante otros métodos, *e.g.*, midiendo la velocidad de propagación del sonido en el material (ASBHY & JONES, 2002). No obstante este parámetro se puede determinar con facilidad como la pendiente de la rama elástica de la curva tensión-deformación verdadera. El proceso que se ha seguido para la obtención de este parámetro consiste en ir determinando la pendiente de cada uno de los puntos que forman la curva con el punto inicial. Una vez conocida estas pendientes se eliminan aquellas cuyo error supere un valor determinado (en los cálculos se ha utilizado $\text{error} = 10^{-3}$) y de entre todos los valores se toma el valor máximo. Este proceso se esquematiza en la Fig. 2.9. En esta figura se puede ver que la pendiente calculada con los puntos que están en el régimen elástico del material es idéntica mientras que la obtenida con puntos fuera de esta zona es sensiblemente diferente (línea punteada de la Fig. 2.9).

Otra forma de obtener el módulo de elasticidad es seleccionando dos puntos de la rama elástica donde se pueda considerar que la relación entre la tensión y deformación verdaderas sea sensiblemente proporcional. Con los valores de la curva tensión y deformación verdadera contenidos entre esos límites se realiza una regresión lineal que proporciona el valor del módulo de elasticidad dado por la pendiente de la recta de ajuste y el coeficiente de regresión que proporciona el grado de ajuste entre los datos de la curva y la recta de regresión calculada.

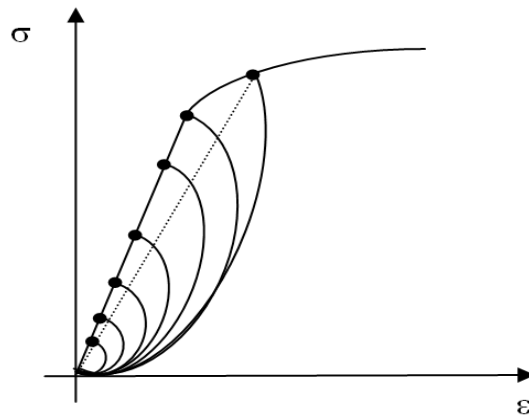


Fig. 2.9. Esquema del proceso de cálculo del módulo de elasticidad a partir de la curva tensión-deformación verdadera.

Los resultados obtenidos por los dos métodos para simulaciones realizadas con un programa de elementos finitos comercial (MSC MARC[®]) son equivalentes. Sin embargo en el caso de curvas obtenidas experimentalmente el segundo método es el que proporciona mejores resultados.

El *límite elástico*, definido como la tensión para la cual se inician las deformaciones plásticas o permanentes, es un parámetro difícil de obtener experimentalmente. Para determinarlo con exactitud resulta necesario realizar ensayos incrementales de tipo carga-descarga muy laboriosos (ASM, 2004b). Para evitar esta dificultad se define el denominado *límite elástico convencional* como la tensión que produce una deformación plástica en el material del 0.2%. A partir de esta definición es posible determinar este parámetro de forma sencilla aplicando el método de corrimiento (TIMOSHENKO y GERE, 2004) a la curva tensión-deformación obtenida en el ensayo de tracción simple.

Este método consiste en obtener el punto de intersección de una recta paralela a la rama elástica lineal de la curva maestra del material desplazada 0.002 hacia la derecha con la propia curva tensión equivalente-deformación equivalente. Esto supone que el material que haya sido sometido a la tensión correspondiente al *límite elástico convencional* tendrá una deformación equivalente remanente del 0.2% al anular la sollicitación externa. El punto de corte se calcula con una interpolación lineal de la curva en un intervalo formado por el punto anterior al punto de corte y el inmediatamente superior. Con las coordenadas de estos dos puntos, el punto de corte se puede obtener fácilmente con las expresiones (2.8), que representa la ecuación de la recta paralela, y la ecuación (2.9), que representa la aproximación lineal de la curva de

comportamiento entre los puntos anterior y posterior al punto de corte de las dos curvas, asumiendo que en dicho intervalo la curva de comportamiento se puede aproximar por una recta justificada por el hecho de que el intervalo es muy pequeño.

$$\sigma = \frac{\varepsilon - \varepsilon_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} (\sigma_2 - \sigma_1) + \sigma_1 \quad (2.8)$$

$$\sigma = \frac{\varepsilon - \varepsilon_1'}{\varepsilon_2' - \varepsilon_1'} (\sigma_2' - \sigma_1') + \sigma_1' \quad (2.9)$$

En la Fig. 2.10 se esquematiza el método empleado para determinar el punto de corte y con él, el valor del límite elástico convencional ($\sigma_{Y0.2}$), donde las ε_i representan las coordenadas en el eje de abscisas, es decir las deformaciones verdaderas y las σ_i las coordenadas en el eje de ordenadas, es decir las tensiones verdaderas.

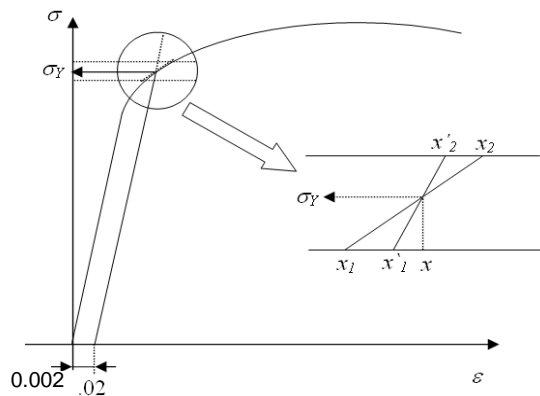


Fig. 2.10. Esquema del proceso de cálculo del límite elástico convencional.

En el caso de los valores de la tensión y deformación últimas de rotura, σ_R y ε_R , se pueden determinar de forma directa como los valores máximos de la curva maestra del material correspondientes al instante de carga máxima anterior al momento de estricción o inestabilidad plástica que aparece en la curva tensión-deformación ingenieril.

Finalmente, el ajuste matemático de la curva maestra del material se suele aproximar con una ecuación de tipo potencial, siendo el exponente (n) un indicador del grado de endurecimiento por deformación del material ($n = 0$ para sólido perfectamente plástico, *i.e.*, sin endurecimiento por deformación; $n = 1$ para sólido perfectamente elástico).

Si se considera que las deformaciones elásticas son mucho menores que las plásticas, ε_p , las curvas obtenidas experimentalmente se pueden ajustar de forma adecuada con una ecuación del tipo Hollomon (2.10):

$$\varepsilon_p = \left(\frac{\sigma}{P} \right)^n \quad (2.10)$$

donde P es un parámetro característico del material.

Por el contrario si se consideran las deformaciones elásticas, ε_e , resulta necesario incluir en la ecuación anterior un término adicional correspondiente a dichas deformaciones dando lugar a la conocida ley de Ramberg-Osgood (2.11):

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{P} \right)^n \quad (2.11)$$

donde P y n son los denominados parámetros de Ramberg-Osgood del material. Para obtener estos parámetros se realiza un ajuste lineal en escala bilogarítmica de las tensiones y las deformaciones plásticas.

La pendiente de esta recta de ajuste corresponde al exponente n de la ley de Ramberg-Osgood y el valor del coeficiente P se obtiene despejando el valor del logaritmo en el punto de corte de la recta de regresión con el eje de ordenadas y representa la tensión que hay que aplicar al material para obtener un 1% de deformación plástica.

En la Fig. 2.11 se muestra un esquema de los métodos previamente descritos que han sido utilizados para la determinación de las propiedades mecánicas de los aceros estudiados a partir de la curva tensión–deformación equivalente obtenida en los ensayos de tracción simple realizados.

Finalmente en la Fig. 2.12 se muestra la curva de comportamiento obtenida de la simulación comparada con la curva de ajuste a una ley de tipo Ramberg-Osgood calculada de la forma indica con el programa desarrollado.

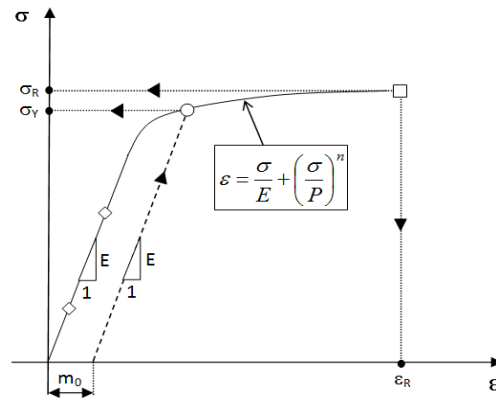


Fig. 2.11. Esquema de la determinación de los parámetros mecánicos del acero a partir de la curva de comportamiento siendo m_0 el desfase utilizado en el cálculo del límite elástico.

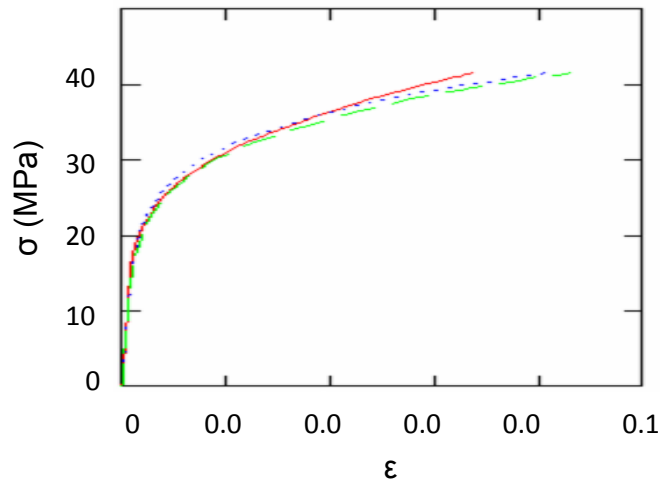


Fig. 2.12. Curva de comportamiento de uno de los casos estudiados comparada con la curva de ajuste de Ramberg-Osgood.

3.3. Resultados de la caracterización mecánica

Con el fin de determinar los valores de los parámetros que definen el comportamiento mecánico del material, utilizando los métodos anteriormente descritos, se han realizado en cada uno de los aceros estudiados, tres ensayos de tracción simple sobre probetas cilíndricas de 300 mm de longitud (TORIBIO, 1992) en control de desplazamiento a una velocidad de sollicitación de $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

Para obtener correctamente las deformaciones en el material durante el ensayo de tracción simple se han utilizado dos extensómetros cuya base extensométrica es de 25 y 50 mm,

colocados diametralmente opuestos, tal como se muestra en la Fig. 2.2. Esta disposición permite, utilizando el valor promedio de las deformaciones medidas por los dos extensómetros, eliminar una medición errónea de las deformaciones que soporta el alambre durante el ensayo debidas a la curvatura del mismo. De esta forma es posible obtener una medida más precisa de los valores de las deformaciones instantáneas reales que soporta el alambre durante el ensayo de tracción simple.

En la Fig. 2.13 se muestran las curvas tensión-deformación verdadera obtenidas a partir de los resultados de los ensayos de tracción simple realizados en cada uno de los aceros estudiados que corresponden a de cada uno de los siete pasos en los que se divide el proceso de trefilado, de los cuales en este trabajo se utilizan el producto inicial, E0, y el final, E7. Se observa cómo el trefilado modifica de forma significativa el comportamiento mecánico del alambre representado a través de las curvas de comportamiento. A medida que el material pasa por los diferentes pasos de trefilado se va endureciendo, aumentando su resistencia mecánica, *i.e.*, aumenta su límite elástico tal como se puede observar en las curvas de las Fig. 2.13.

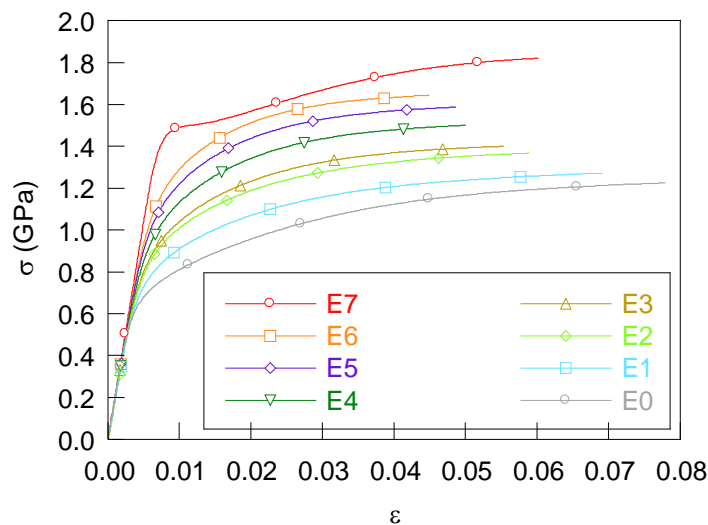


Fig. 2.13. Curvas tensión-deformación verdadera de los alambres de acero correspondientes a los diferentes grados de trefilado.

Aplicando los métodos expuestos en el apartado anterior para la obtención de las propiedades mecánicas de los alambres a partir de la curva de comportamiento del material se han obtenido los resultados mostrados en la Tabla 2.3 para los dos aceros que se van a emplear en este trabajo.

Finalmente en las Figs. 2.16 (a) y (b) se muestran las curvas tensión-deformación verdaderas del alambrión y el acero de pretensado comparadas de forma individual con las curvas de ajuste dadas por la expresión de Ramberg-Osgood.

Tabla 2.3. Parámetros mecánicos de los aceros estudiados.

Acero	E (GPa)	Coef. regresión E	σ_Y (GPa)	σ_R (GPa)	ϵ_R
E0	202	0.9997	0.696	1.224	0.078
E7	208	1.0000	1.478	1.820	0.059

Los valores de los parámetros de la ley de Ramberg-Osgood (ecuación 2.11) se muestran en la Tabla 2.4 incluyendo los parámetros n (exponente de endurecimiento de la ley de Ramberg-Osgood) y su inversa ($m = 1/n$).

Tabla 2.4. Parámetros Ramberg-Osgood Acero E.

Acero	P (GPa)	n	m	Coef. regresión
E0	1.95	0.16	6.15	0.997
E7 (tramo 1)	1.93	0.04	22.39	0.978
E7 (tramo 2)	2.57	0.11	8.96	0.998

Existen otras propiedades, como la tenacidad de fractura (K_{IC}) o la dureza Vickers (HV), que no se pueden obtener directamente de la curva tensión-deformación a partir del ensayo de tracción simple. Para determinar dichos parámetros es necesario realizar ensayos específicos. Los resultados de otros autores (GONZÁLEZ, 2007) que han ensayado estos aceros (Tabla 2.5).

Tabla 2.5. Tenacidad de fractura y dureza Vickers de los aceros (GONZÁLEZ, 2007)

Acero	E0	E7
K_{IC} (MPa m ^{1/2})	52.8	136.7 (K_{IC0°)
		49.2 (K_{IC90°)
HV	359.25	480

Como se puede observar en esta tabla, el acero de pretensado presenta dos valores de la tenacidad de fractura, K_{IC0° y K_{IC90° , dependiendo del ángulo de deflexión del camino de la fisura. El valor de K_{IC0° corresponde a la dirección transversal del alambre y el valor de K_{IC90° a la dirección longitudinal.

En estudios previos (GONZÁLEZ, 2007) se ha obtenido un valor promedio para la deflexión de las fisuras en el acero de pretensado. Teniendo en cuenta que la deflexión general media en estos aceros es de 35.6° se ha realizado una interpolación lineal para estimar la tenacidad de fractura de este material ($K_{IC35.6^\circ}$) obteniendo un valor de $102.089 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

4. PREFISURACIÓN POR FATIGA

4.1. Descripción de los ensayos

Con el fin de analizar la influencia de los estados tenso-deformacionales generados por un proceso de fatiga en muestras fisuradas (con una determinada longitud de fisura final de prefisuración, $0.3d$) se han realizado ensayos a distintos niveles del factor de intensidad de tensiones (FIT) cíclico $K_{\text{máx}}$. Estos niveles elegidos son, para el alambcón; 0.80, 0.60, 0.40 y 0.25 del valor de la tenacidad de fractura de este acero y para el caso del acero de pretensado los niveles son 0.40 y 0.25 de su tenacidad de fractura, tomada esta como resultado de considerar la tenacidad longitudinal (K_{IC90°) y transversal (K_{IC0°) que posee este acero debido a su anisotropía. El hecho de que solo se consideren los dos niveles más bajos de prefisuración se debe a que para el caso del 0.80 y 0.60 de $K_{IC35.6^\circ}$ se alcanzan niveles de carga próximos a los valores del límite elástico del material.

Todos los ensayos, para los dos aceros considerados, se han realizado con una relación R entre la tensión mínima y la máxima nula ($K_{\text{mín}}=0$). Mediante la curva de flexibilidad se determina la deformación generada para una determinada longitud de fisura y la carga aplicada, pudiendo determinar cuál es la deformación a la que llega la probeta cuando alcanza la longitud de fisura determinada, así como el instante al cual se detiene el ensayo.

La prefisuración por fatiga se ha realizado en uno o varios pasos de carga constante (en el caso de varios pasos se han elegido de tal forma que el valor de la carga aplicada disminuye progresivamente entre cada paso y el siguiente). La frecuencia utilizada ha sido de 10 Hz, con

una forma de onda sinusoidal y, como se ha mencionado anteriormente, un valor del factor R nulo. Las condiciones mecánicas impuestas a los distintos ensayos de prefisuración de fatiga siguen un perfil semejante al que se muestra en la siguiente Fig. 2.14.

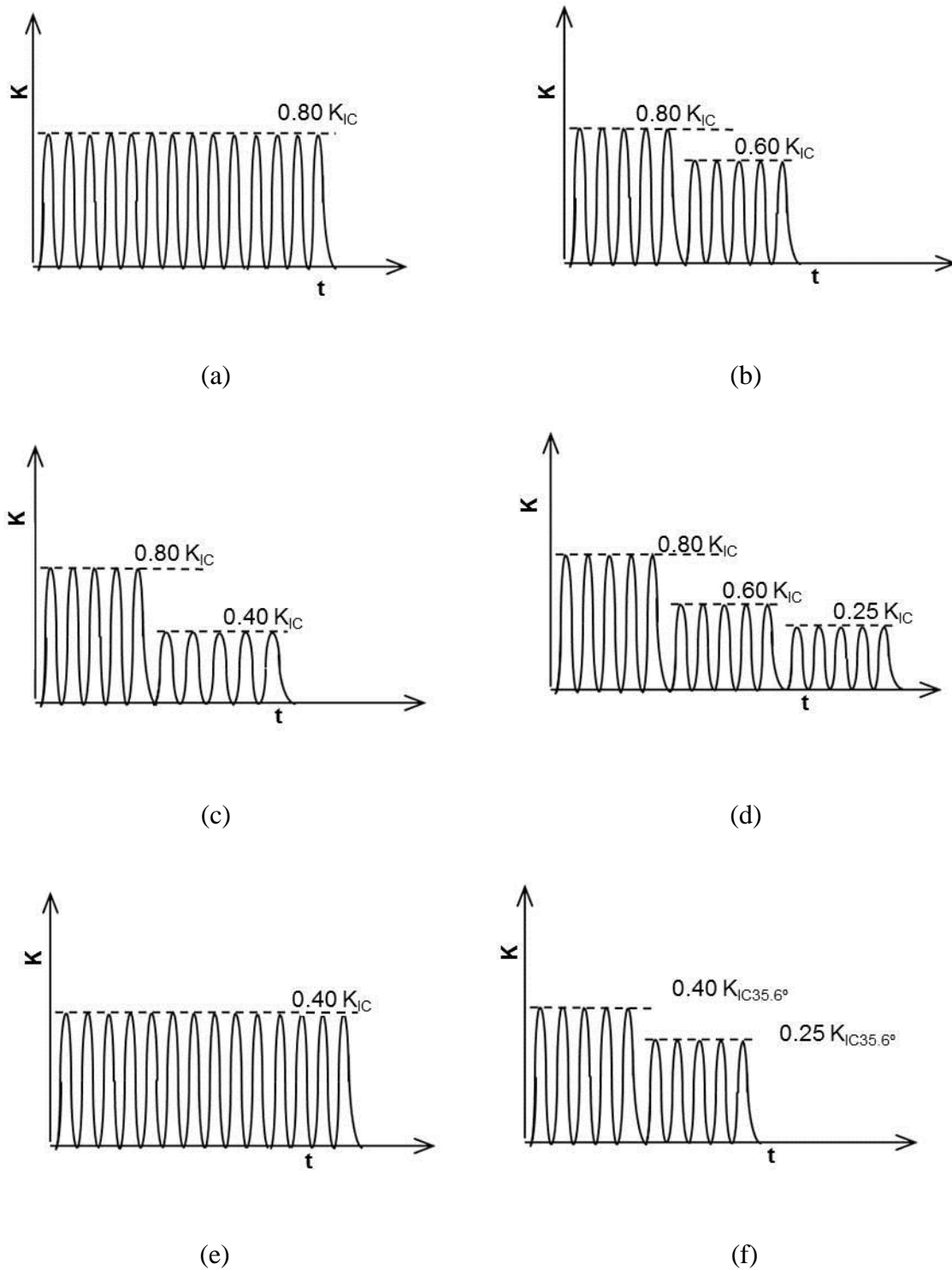


Fig. 2.14. Esquema de las cargas aplicadas en el proceso de prefisuración por fatiga de las probetas analizadas para el caso del alambrión: (a) $0.80 K_{IC}$, (b) $0.60 K_{IC}$, (c) $0.40 K_{IC}$ y (d) $0.25 K_{IC}$ y para el caso del acero de pretando: (e) $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ y (f) $0.25 K_{IC35.6^\circ}$.

Para el nivel de sollicitación $0.80 K_{IC}$ se aplica en una única etapa con un $K_{m\acute{a}x}$ del $0.80 K_{IC}$. Para los dos casos siguientes, 0.60 y $0.40 K_{IC}$, se emplean dos etapas de fatiga (siendo el primero de ellos del $0.80 K_{IC}$) y, para el caso de $K_{m\acute{a}x}$ del $0.25 K_{IC}$ se impone una sollicitación compuesta de tres etapas de fatiga, 0.80 , 0.40 y $0.25 K_{IC}$. Para el caso del acero trefilado, para los niveles del 0.40 y $0.25 K_{IC35.6^\circ}$, se realiza en una y dos etapas de fatiga respectivamente.

En los casos de varias etapas de fatiga, éstos se han mantenido el tiempo suficiente para apreciar avance de fisura y así eliminar la zona plástica generada en la punta de la fisura en el 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, se colocó un extensómetro de manera que quedase la fisura situada a la misma distancia de ambas cuchillas del extensómetro, cuya base de medida fue de 50 mm en el caso del alambión y de 25 mm para el acero pretensado.

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 11.03 mm para el alambión (E0) y de 5.04 mm para el caso del acero trefilado (E7). A todas las probetas se les efectuó una microentalla mecánica para condicionar en ese punto la iniciación de la fisura de fatiga.

4.2. Resultados experimentales

Con el fin de caracterizar la evolución del frente de fisura tras la prefisuración por fatiga en geometrías cilíndricas, se realizaron ensayos de fatiga sobre alambres de acero sin trefilar (alambión) y altamente trefilados (acero de pretensado). Estos ensayos se realizaron en control de carga con un intervalo de oscilación de tensiones aplicado, $\Delta\sigma$, constante en cada paso de fatiga y con un factor $R=0$, como se indicó esquemáticamente en la Fig. 2.14.

Después de ser fatigados, se fracturaron en aire a dos velocidades de desplazamiento de mordazas distintos (0.01 mm·min⁻¹ y 0.001 mm·min⁻¹) correspondientes a las velocidades utilizadas en los ensayos de CBT. Una vez fracturados se observó con el MEB la superficie de fractura de los alambres para el alambión y para el acero de pretensado (Fig. 2.15). La superficie de fatiga se produce siempre en modo I, pues está contenida en una sección perpendicular al eje del alambre. Además, si se observa la superficie de fatiga a simple vista o con microscopía óptica, se ve que presenta una apariencia de aspecto más brillante que la superficie posterior de fractura.

Al aplicar una sollicitación cíclica axial sobre una geometría cilíndrica el frente de fisura se desarrolla en la sección transversal con una forma elíptica, variando en su avance el factor de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse, a/b) a medida que crece la fisura en fatiga. Para todos los casos se ajusta el frente de fisura a una elipse con centro situado en la superficie del alambre. Los parámetros característicos de este ajuste son la profundidad relativa de la fisura (relación entre profundidad de fisura y el diámetro del alambre, a/d) y el factor de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse, a/b). En la Tabla 2.6 se muestra los valores de estos parámetros obtenidos para cada ensayo en el caso del alambroón y en la Tabla 2.7 los correspondientes al acero de pretensado.

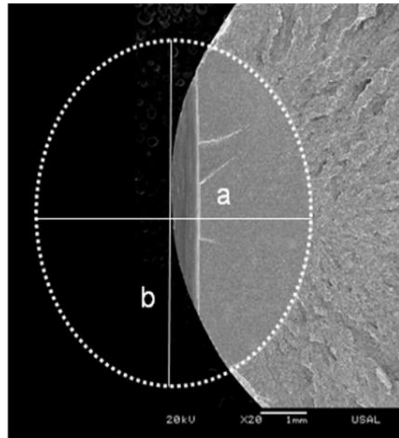


Fig. 2.15. Vista general de la superficie de fractura de una de las probetas ensayadas en la que se muestra la elipse de semiejes a y b a la que se aproxima el frente de fisura para así poder caracterizarlo geoméricamente.

Tabla 2.6. Parámetros característicos del ajuste del frente de fisura por una elipse para las probetas de alambroón (E0).

$K_{m\acute{a}x}$ (K _{IC})	ESCALÓN	ΔF (kN)	$1/C(N \cdot mm^{-1})$	a/d	a/b
0.80	1	46.4	371261.14	0.2767	0.8740
0.60	1	46.4	378026.49	0.1263	0.8678
	2	34.8	368146.08	0.2890	0.9097
0.40	1	46.4	379582.92	0.1943	0.8284
	2	23.2	365818.04	0.3194	0.9367
0.25	1	46.4	378968.74	0.1782	0.8176
	2	23.2	365555.07	0.2907	0.8600
	3	12.95	347015.12	0.3518	0.8779

Tabla 2.7. Parámetros característicos del ajuste del frente de fisura por una elipse para las probetas de acero de pretensado (E7).

$K_{m\acute{a}x} (K_{IC35.6^\circ})$	ESCALÓN	ΔF (kN)	$1/C(N\cdot mm^{-1})$	a/d	a/b
0.40	1	15.14	157594.41	0.3324	0.9425
0.25	1	16.32	159843.59	0.2818	0.8561
	2	9.45	155966.44	0.3415	0.9215

La flexibilidad C es un parámetro que aumenta a medida que la profundidad de fisura se hace mayor y a igual profundidad también se incrementa con la disminución de la relación de aspecto (a/b). El valor de este parámetro se ha calculado a partir de las cargas aplicadas en los escalones de carga decrecientes y de los desplazamientos del extensómetro de base 50 mm para el caso del alambión y de 25 mm para el acero de pretensado, tal como muestra la siguiente relación,

$$C = \frac{\Delta u}{\Delta F} \quad (2.12)$$

Las distribuciones de la rigidez adimensional, $1/CEd$ vs a/d , para el alambión y para el acero de pretensado se muestran en las Figs. 2.19 y 2.20 respectivamente.

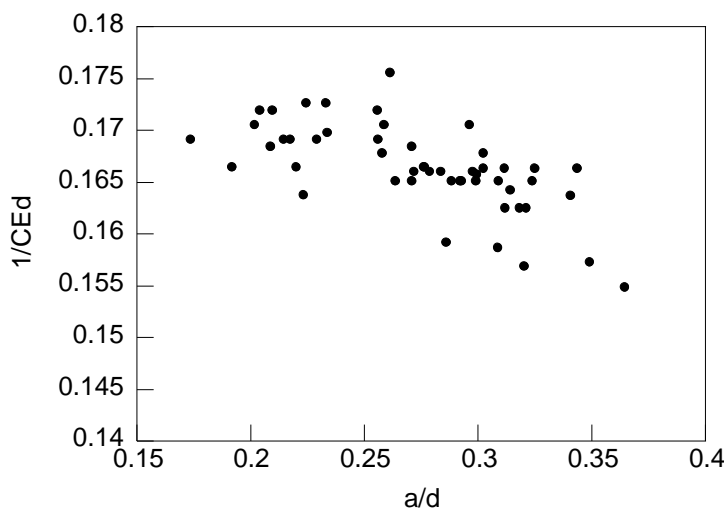


Fig. 2.16. Rigidez vs. profundidad de fisura para las probetas de alambión (E0).

Como se puede observar tanto en la Fig. 2.16 (E0) como en la Fig. 2.17 (E7) la rigidez disminuye a medida que la fisura crece. Por otro lado, los resultados de los cálculos geométricos de la prefisura de fatiga de los ensayos realizados se incluyen en el anexo I.

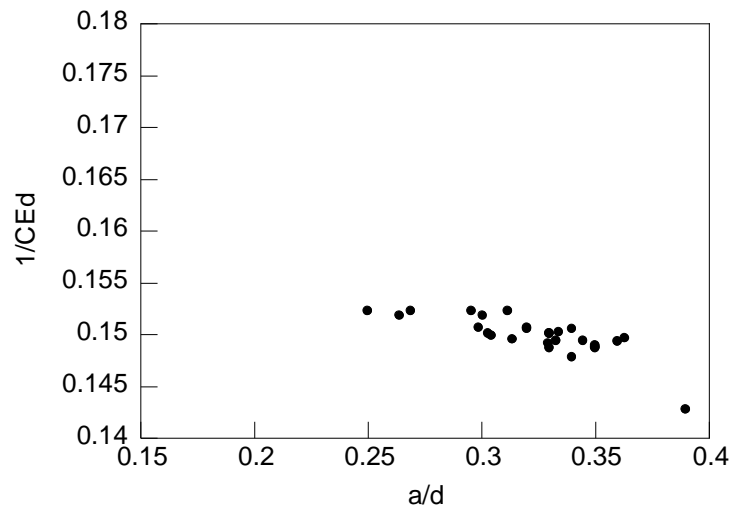


Fig. 2.17. Rigidez vs. profundidad de fisura para las probetas de acero de pretensado (E7).

En las Tablas 2.8 y 2.9 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos realizados en el alambrión (Tabla 2.8) y en el acero de pretensado (Tabla 2.9), con fractura final en aire a dos velocidades de desplazamiento de mordazas (\dot{u}) diferentes y para todos los casos de estudio.

Tabla 2.8. Tiempos de rotura en aire para el alambrión (E0).

$K_{m\acute{a}x}$ (K_{IC})	$\dot{u} = 0.01 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$		$\dot{u} = 0.001 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$	
	F_R (kN)	t_R (s)	F_R (kN)	t_R (s)
0.80	57.90	27819.17	58.28	266667.17
0.60	55.89	27408.50	56.30	246357.83
0.40	53.80	25991.82	54.59	242968.50
0.25	40.71	18176.50	40.48	186112.50

Tabla 2.9. Tiempos de rotura en aire para el acero de pretensado (E7).

$K_{m\acute{a}x}$ ($K_{IC35.6^\circ}$)	$\dot{u} = 0.01 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$		$\dot{u} = 0.001 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$	
	F_R (kN)	t_R (s)	F_R (kN)	t_R (s)
0.40	19.87	33937	19.20	246337
0.25	17.78	20929	17.74	247468

Como se puede ver los valores de las carga de rotura son similares para las diferentes velocidades empleadas, tanto en alambrión como en pretensado. Estos valores, tanto la carga a

rotura como el tiempo de rotura, aumentan con el nivel de prefisuración aplicado a las probetas lo que indica que, a medida que se aumenta el nivel de prefisuración, se generan en la punta de la fisura estados de compresión que retardan la fractura del material.

5. ENSAYOS DE FRACTURA EN AMBIENTE AGRESIVO

5.1. Descripción de los ensayos

Los fenómenos de degradación del material expuesto a un ambiente hostil se pueden diferenciar en aquellos producidos por la acción única del ambiente (corrosión) y por los producidos por la acción sinérgica del ambiente y la sollicitación externa (corrosión bajo tensión). Dentro de este último grupo se pueden distinguir dos tipos dependiendo de las condiciones electro-químicas del ambiente (pH y potencial electroquímico): *disolución anódica localizada* (DAL) y *fisuración asistida por el hidrógeno* (FAH).

Las diferencias entre los dos tipos de CBT, DAL y FAH, las marca el régimen electroquímico que presenta el material en el ambiente agresivo, que puede ser definido a través del potencial del electrodo creado entre el acero y el ambiente y el pH de este último. La representación para el sistema del acero y agua del pH frente al potencial de electrodo (denominados *diagramas de Pourbaix*) permite diferenciar los dos tipos de CBT dependiendo de si su posición en el diagrama está por encima o por debajo de la línea del agua (Fig. 1.2).

La línea de disociación del agua delimita dos comportamientos químicos opuestos del acero. Por encima de esta línea el acero se comporta como ánodo en la reacción de oxidación del agua y, por tanto, se considera que está dentro del régimen anódico dando lugar a la oxidación del hierro del acero produciendo el fenómeno conocido como disolución anódica localizada (DAL). Existen numerosos estudios que han analizado estos procesos de DAL en los aceros de pretensado (LANCHA, 1987; OVEJERO, 1998). Este mecanismo consiste en la disolución activa y pérdida de material en el extremo de la fisura. Manteniendo el mismo pH, al aumentar el potencial de trabajo se provocan las condiciones para que sea posible una reacción de disolución anódica del metal, esto es, la disolución corrosiva en contacto con el material arranca iones del material que pasan a la disolución formando sales y precipitados de hierro como productos de corrosión. Este mecanismo es conocido en la literatura científica

como corrosión bajo tensión pura o DAL, ya que el paso de átomos a la disolución se produce principalmente en puntos próximos al extremo de la fisura.

Por otro lado, si la posición del sistema se sitúa por debajo de la línea del agua, el acero se comporta como cátodo en la reacción redox que tiene lugar en el sistema. El acero actúa en este caso como receptor de los electrones, y se puede considerar que está protegido frente a la corrosión, puesto que la reacción de oxidación del hierro no se produce en esta zona (también conocida como zona de protección catódica). No obstante, a pesar de que el material no se corroe en estas condiciones ambientales, bajo la acción de una carga externa se puede producir un mecanismo que actúa de forma completamente diferente, pero que puede producir el fallo en servicio del elemento estructural a través de una reducción sustancial de las propiedades mecánicas del acero (efecto fragilizador). De esta manera se puede ocasionar la fractura catastrófica del material bajo cargas notablemente inferiores a las obtenidas en un ambiente inerte.

Los ensayos en ambiente agresivo reproducen las condiciones en las que se encuentran los alambres de acero de pretensado en servicio rodeados de un ambiente agresivo tanto en régimen anódico como catódico. Los resultados de las investigaciones de LANCHÁ (1987) y OVEJERO (1998) revelaron que el pH que mejor se ajusta a las condiciones que soporta el alambre durante su vida en servicio es de 12.5. A este nivel de pH, los fenómenos de fractura relacionados con la presencia de hidrógeno se obtienen a potenciales inferiores a -900 mV ECS, siendo el potencial electroquímico que mejor reproduce las condiciones catódicas del acero -1200 mV ECS. Para el caso de disolución anódica localizada en aceros perlíticos los potenciales electroquímicos empleados en un principio fueron de -400 mV y -600 mV ECS, ya que a este nivel de pH estos potenciales, superiores al comentado anteriormente de -900 mV ECS, reproducen las condiciones electro-químicas que dan lugar al proceso de corrosión anódico. De la realización de ensayos a estos dos niveles de potencial, se optó por la utilización del potencial más alto, debido a que con el potencial de -600 mV ECS no se mostró evidencias en ningún ensayo del proceso de disolución anódica del material.

Para obtener el ambiente agresivo que reproduzca las condiciones electro-químicas expuestas anteriormente, se ha utilizado la disolución empleada por otros investigadores de estos fenómenos en probetas similares (LANCHA, 1987; OVEJERO, 1998; VERGARA, 2007; LORENZO, 2009) consistente en una disolución saturada de hidróxido de calcio (Ca(OH)_2) con una ligera cantidad de cloruros ($0.1 \text{ g}\cdot\text{l}^{-1}$ de NaCl). Esta disolución presenta un pH de 12.5 tal como se

pretendía. El medio utilizado para reproducir estas condiciones ha sido, al igual que en las investigaciones de otros autores, utilizar un potencióstato que permite imponer un potencial constante durante el ensayo entre una muestra metálica (electrodo de trabajo) inmersa en un líquido conductor con respecto a un electrodo de referencia (ECS). Para cerrar el circuito de electrolisis se utiliza un tercer electrodo (electrodo auxiliar) por lo general de un material inmune al efecto corrosivo del medio (platino) (Fig. 2.18). De esta manera, con un pH y potencial determinado, se reproducen las regiones del diagrama de Pourbaix objeto de análisis.

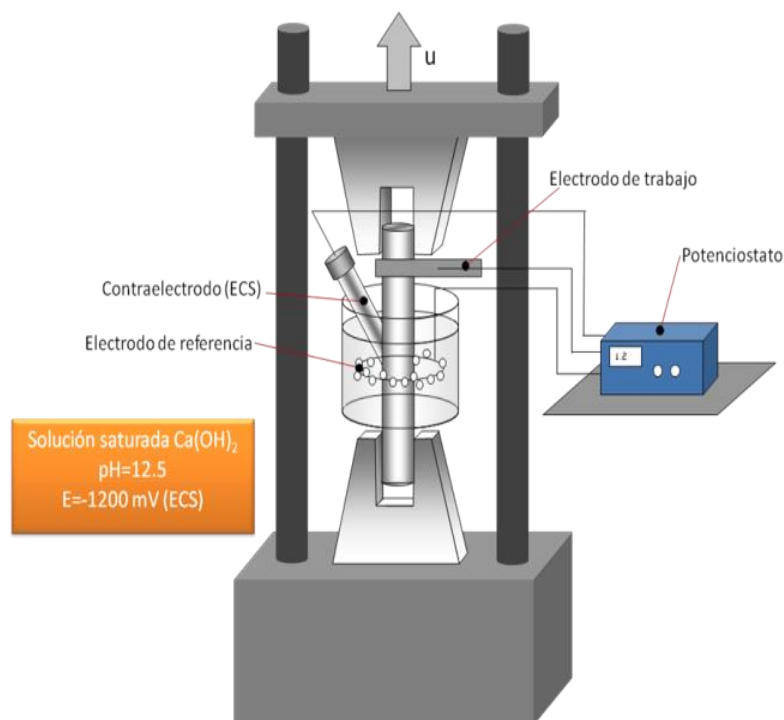


Fig. 2.18. Esquema de la celda electro-química utilizada para reproducir el ambiente agresivo en los ensayos realizados.

Los ensayos se han realizado sobre probetas prefisuradas por fatiga a distintos niveles de FIT $K_{m\acute{a}x}$. Los ensayos de CBT realizados en esta Tesis se pueden dividir, por un lado, en función de las condiciones mecánicas impuestas a la probeta en: (a) ensayos a *carga constante* y (b) ensayos a *velocidad de desplazamiento constante*. Por otro lado, teniendo en cuenta el ambiente agresivo al que está expuesto los ensayos se dividen en: (a) ensayos de *disolución anódica localizada* (DAL) realizados en *régimen anódico*, donde se ha empleado un potencial de -400 mV (ECS) y, (b) ensayos de *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH) realizados en *régimen catódico*, empleando un potencial de -1200 mV (ECS).

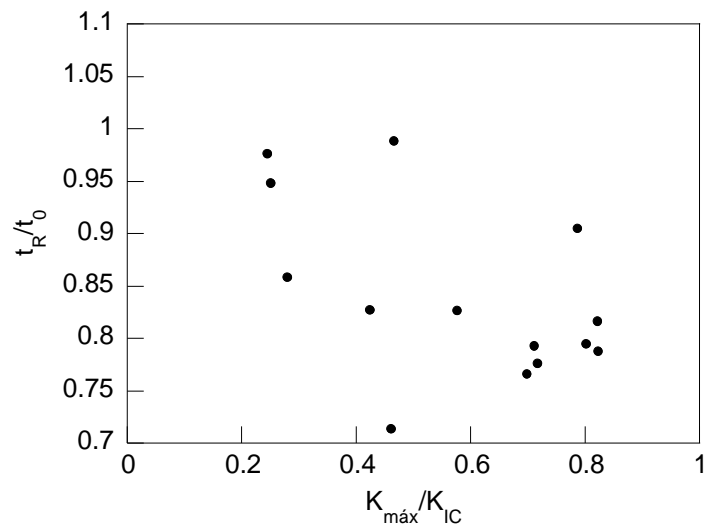
Los ensayos a *carga constante* sólo se han realizado en el alambión y en condiciones catódicas ya que para el caso del acero de pretensado la carga mínima a la cual se debería imponer a la probeta, según estudios anteriores (SÁNCHEZ GÁLVEZ, CABALLERO y ELICES, 1985) donde se analizó la susceptibilidad de los aceros a estos ambientes, alcanzaría los valores cercanos a los correspondientes al límite elástico del material.

En los ensayos realizados con *velocidad de desplazamiento constante* se han realizado a dos velocidades de sollicitación distintas; una rápida de $0.01 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ aplicada en condiciones catódicas y una lenta de $0.001 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ aplicada en condiciones anódicas (debido a que para la sollicitación de alta velocidad las probetas ensayadas no mostraron evidencias de DAL).

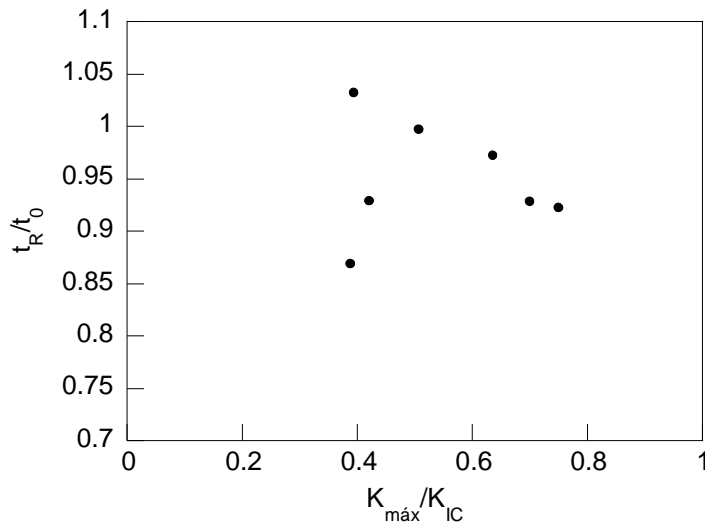
5.2. Resultados experimentales

En este apartado se exponen los resultados obtenidos de los ensayos de fractura en ambiente agresivo. En primer lugar se muestran los resultados de los ensayos realizados con el acero sin trefilar, el alambión (E0). De los datos que se registran durante estos ensayos cabe destacar el tiempo de rotura, t_R , tiempo transcurrido desde el inicio del ensayo hasta la rotura final de las probetas ensayadas. Este tiempo refleja a nivel macroscópico el efecto del ambiente agresivo en el comportamiento del material, la susceptibilidad del material a la corrosión bajo tensión (valor de este tiempo de rotura adimensionalizado con el tiempo de rotura en aire, t_0). La comparación de los valores de estos tiempos de rotura obtenidos en cada uno de los ensayos, tanto en FAH como en DAL, permite determinar la influencia de los distintos perfiles tenso-deformacionales, generados en los aceros mediante distintos niveles de prefisuración en fatiga, en su comportamiento en ambos ambientes agresivos.

En la Fig. 2.19 se muestra la susceptibilidad al ambiente agresivo de las probetas de alambión ensayadas a velocidad de desplazamiento constante en condiciones de FAH y DAL. Se puede observar la alta dispersión de los resultados, aunque se aprecia una ligera dependencia de la susceptibilidad a fractura en términos de tiempo con el nivel de prefisuración por fatiga. Tanto en ambiente catódico [Fig. 2.19 (a)] como en ambiente anódico [Fig. 2.19 (b)], a medida que el nivel de prefisuración aumenta, la susceptibilidad al ambiente agresivo es mayor, siendo también más alta en condiciones catódicas que en condiciones anódicas.



(a)



(b)

Fig. 2.19. Variación de los tiempos de rotura en ambiente agresivo adimensionalizados con el tiempo de rotura en aire para las probetas ensayadas en (a) condiciones FAH y (b) condiciones DAL (E0; velocidad de desplazamiento constante).

En la Fig. 2.20 se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de fractura en ambiente catódico de probetas de alambrión prefisuradas por fatiga realizados bajo carga constante. La tendencia del tiempo de rotura con el nivel de prefisuración por fatiga depende del nivel de carga aplicado. Cuando se aplica un FIT de $0.70 K_{IC}$ la tendencia (t_R vs. $K_{máx}$) es creciente, mientras que para el caso $0.80 K_{IC}$ es decreciente. El hecho de que, en este último caso, la dependencia en el tiempo de rotura con el nivel de prefisuración sea tan pequeña puede ser debida o puede conducir a pensar que con esta carga aplicada en la probeta ya se han superado los niveles tensionales generados en las probetas por la prefisuración.

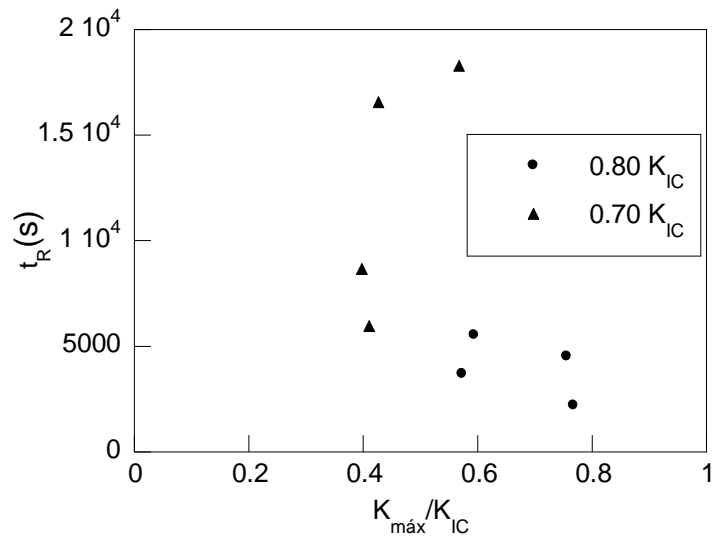
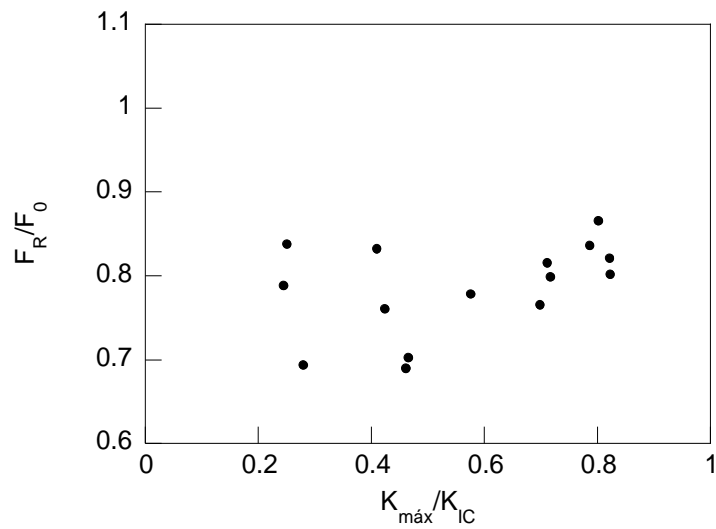


Fig. 2.20. Variación del tiempo de rotura en FAH para probetas de alambón (E0) prefisuradas por fatiga y ensayadas en ambiente catódico bajo carga constante.

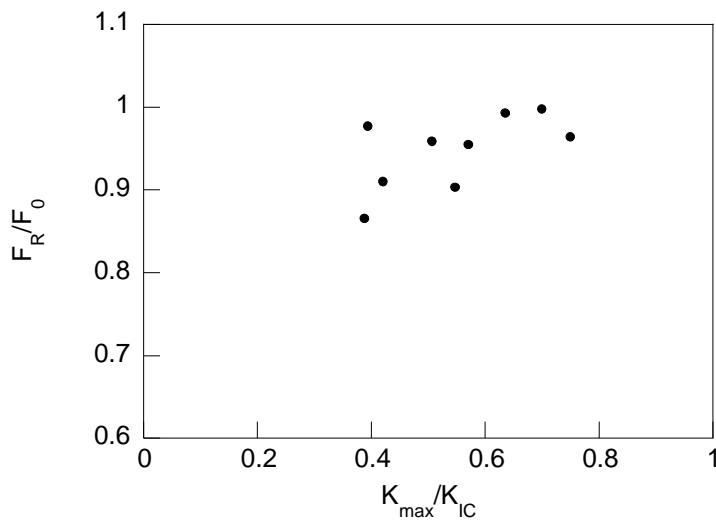
El segundo parámetro que se ha tenido en cuenta es la carga de rotura de las probetas F_R , adimensionalizada con la carga de rotura en aire (F_0) como indicador de la susceptibilidad a la acción del ambiente agresivo del acero. En la Fig. 2.21 se muestra la variación de este parámetro con el nivel de prefisuración adimensionalizado con la tenacidad del material del alambón para las probetas de este acero ensayadas en ambos ambientes agresivos. Se puede observar, al igual que sucedía con la susceptibilidad en términos de tiempo, la alta dispersión que existe en estos ensayos de fractura en ambiente agresivo.

También se puede ver que, a medida que el nivel de prefisuración aplicado a la probeta es mayor, la susceptibilidad, tanto en FAH como en DAL, disminuye. En el caso de fractura en ambiente anódico hay susceptibilidades mayores a la unidad, lo que puede inducir a pensar que el proceso de corrosión es beneficioso para el material.

Como se ha comentado anteriormente, en el caso del acero de pretensado, sólo se han realizado ensayos a velocidad de desplazamiento de mordaza constante y para los dos niveles de prefisuración por fatiga más bajos. Por ello, los resultados se muestran en la Tabla 2.10 donde viene reflejada la susceptibilidad de este acero, tanto en FAH como en DAL, expresada en términos de tiempo y carga en rotura.



(a)



(b)

Fig. 2.21. Variación de la susceptibilidad a fractura en términos de carga para las probetas ensayadas de alambrión en condiciones (a) FAH y (b) DAL.

Tabla 2.10. Susceptibilidad del acero de pretensado al ambiente agresivo en condiciones catódicas y anódicas para los dos niveles de prefisuración por fatiga empleados.

$K_{m\acute{a}x} (K_{IC})$	FAH		DAL	
	F_R / F_0	t_R / t_0	F_R / F_0	t_R / t_0
0.40	0.950	0.732	0.929	0.996
0.25	0.859	0.861	0.885	0.973

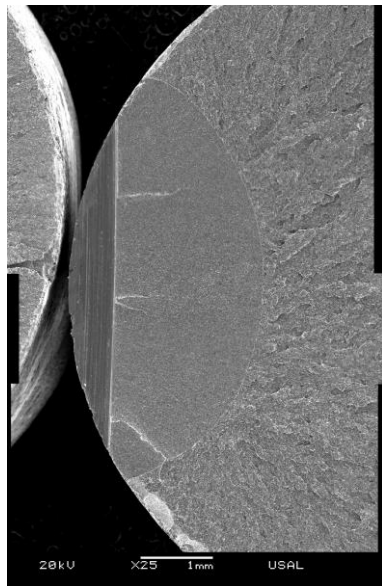
5.3. Análisis macrofractográfico

Con el fin de analizar la influencia de los perfiles tenso-deformacionales residuales generados por un proceso de fatiga en muestras fisuradas en los procesos de corrosión bajo tensión, se han analizado mediante técnicas fractográficas las zonas de proceso de fractura de los aceros ensayados, bajo diferentes condiciones mecánicas (velocidad de mordaza constante y carga constante) y electro-químicas (aire, FAH y DAL). En las siguientes figuras (Figs. 2.22-2.27) se muestran las superficies de fractura de las probetas de alambroón ensayadas bajo la condición mecánica de velocidad de desplazamiento de mordazas constante en los tres ambientes analizados; aire, FAH y DAL.

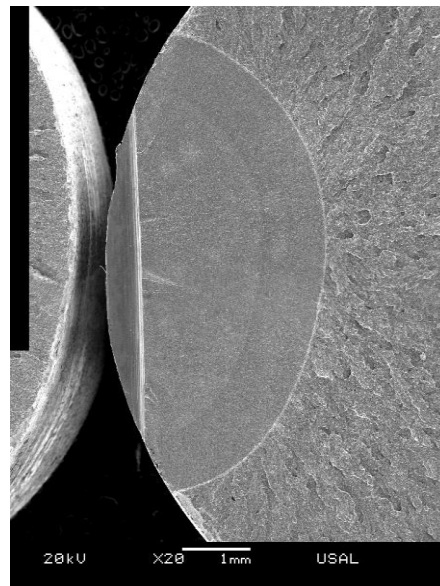
Tal como se puede observar en todas las fractografías analizadas de las probetas prefisuradas por fatiga a distintos niveles de carga y con fractura final en aire, la fisura inicial generada por fatiga se ha iniciado a partir de la entalla mecanizada, mostrada en el lateral izquierdo de las fractografías. La dirección de fractura de las probetas es de izquierda a derecha terminando con la rotura total de la probeta. En todos los casos la dimensión de la fisura obtenida tras el proceso de prefisuración por fatiga es semejante tal y como se pretendía inicialmente. A su vez se revela en las fractografías correspondientes a cada caso analizado, mediante distintas tonalidades, los diferentes niveles de FIT aplicados en cada paso de la prefisuración por fatiga.

Se puede observar en la Fig. 2.23, al igual que las probetas rotas en aire, que la fisura generada por fatiga se ha iniciado a partir de la entalla mecanizada, así como la semejanza en la dimensión de esta fisura y las diferentes zonas correspondientes a los diferentes niveles de FIT aplicados durante la prefisuración por fatiga.

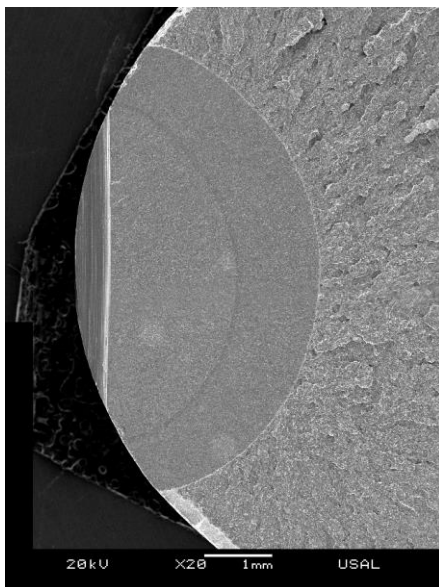
En este caso, a diferencia de lo que sucedía en aire, a continuación de la prefisura generada por fatiga se observa una zona con una tonalidad más clara que se asocia al proceso de fractura en ambiente agresivo, en este caso en condiciones catódicas (FAH). Se puede observar que la dimensión de esta zona varía en función del último nivel de prefisuración por fatiga empleado, la variación es tal que a medida que el nivel empleado en la prefisuración es menor esta zona de tonalidad más clara se extiende por una zona mayor.



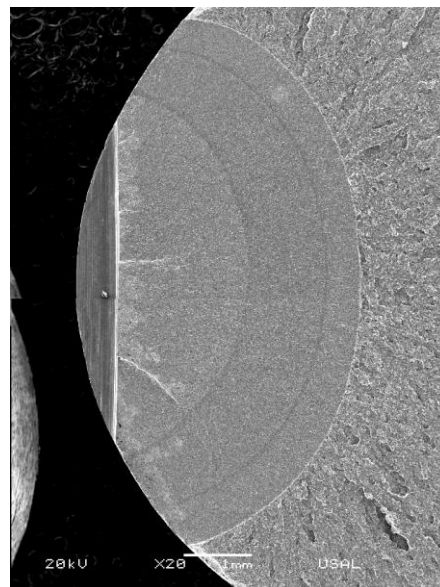
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2.22. Vista general de la superficie de fractura de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{m\acute{a}x}$ (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} ensayadas en aire.

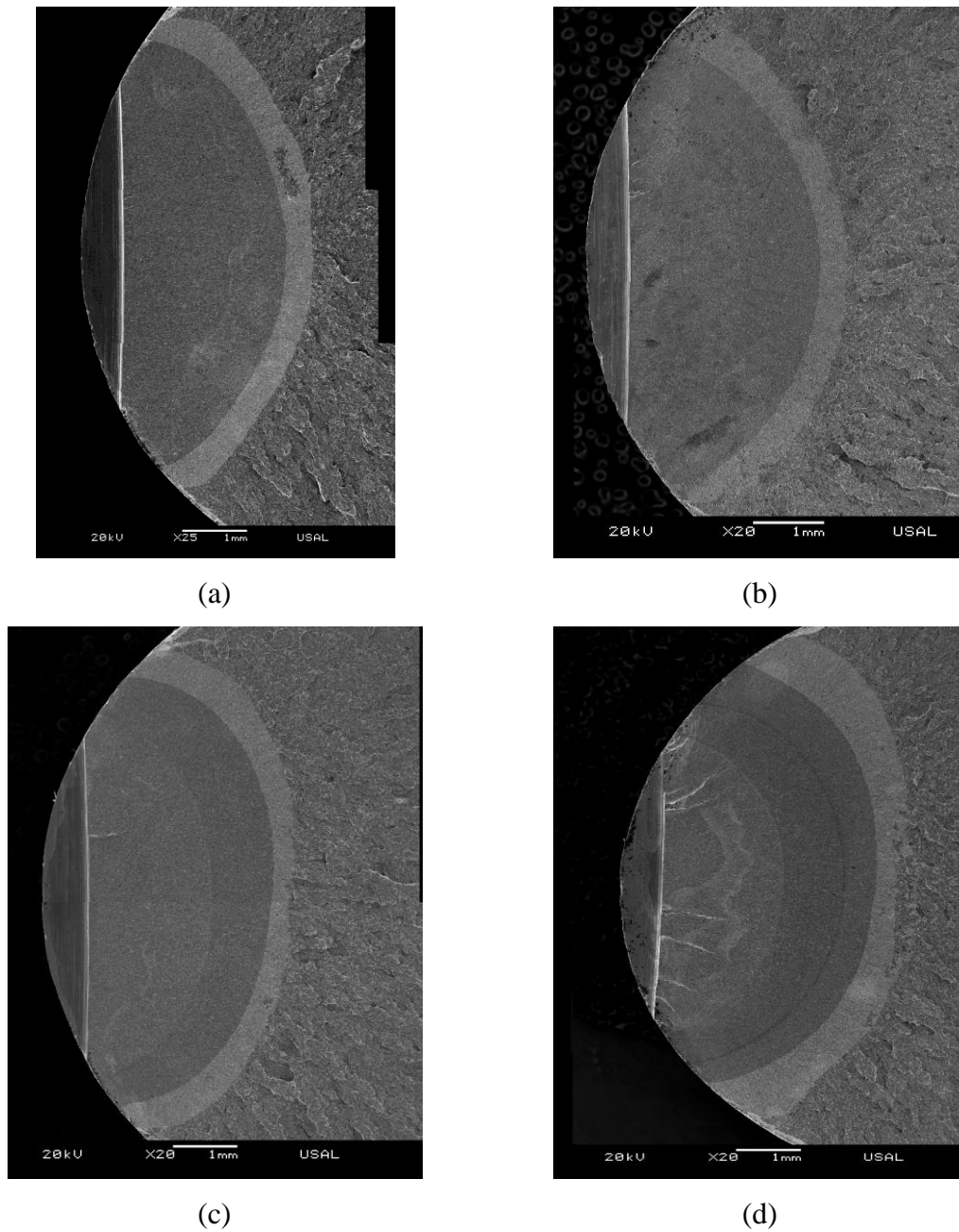


Fig. 2.23. Vista general de la superficie de fractura de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{\text{máx}}$ (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} ensayadas en condiciones catódicas (FAH).

Para el caso de las probetas ensayadas hasta fractura en condiciones anódicas (Fig. 2.24) se observa la misma zona de prefisuración. A continuación de ésta se aprecia, al igual que en ambiente catódico, una zona de una tonalidad más clara que puede estar asociada con los procesos de crecimiento subcrítico de la fisura en ambiente corrosivo. Se puede intuir que las dimensiones de esta zona, en concordancia con el caso de fractura en condiciones catódicas, disminuyen al disminuir el nivel de prefisuración final aplicado en estas probetas.

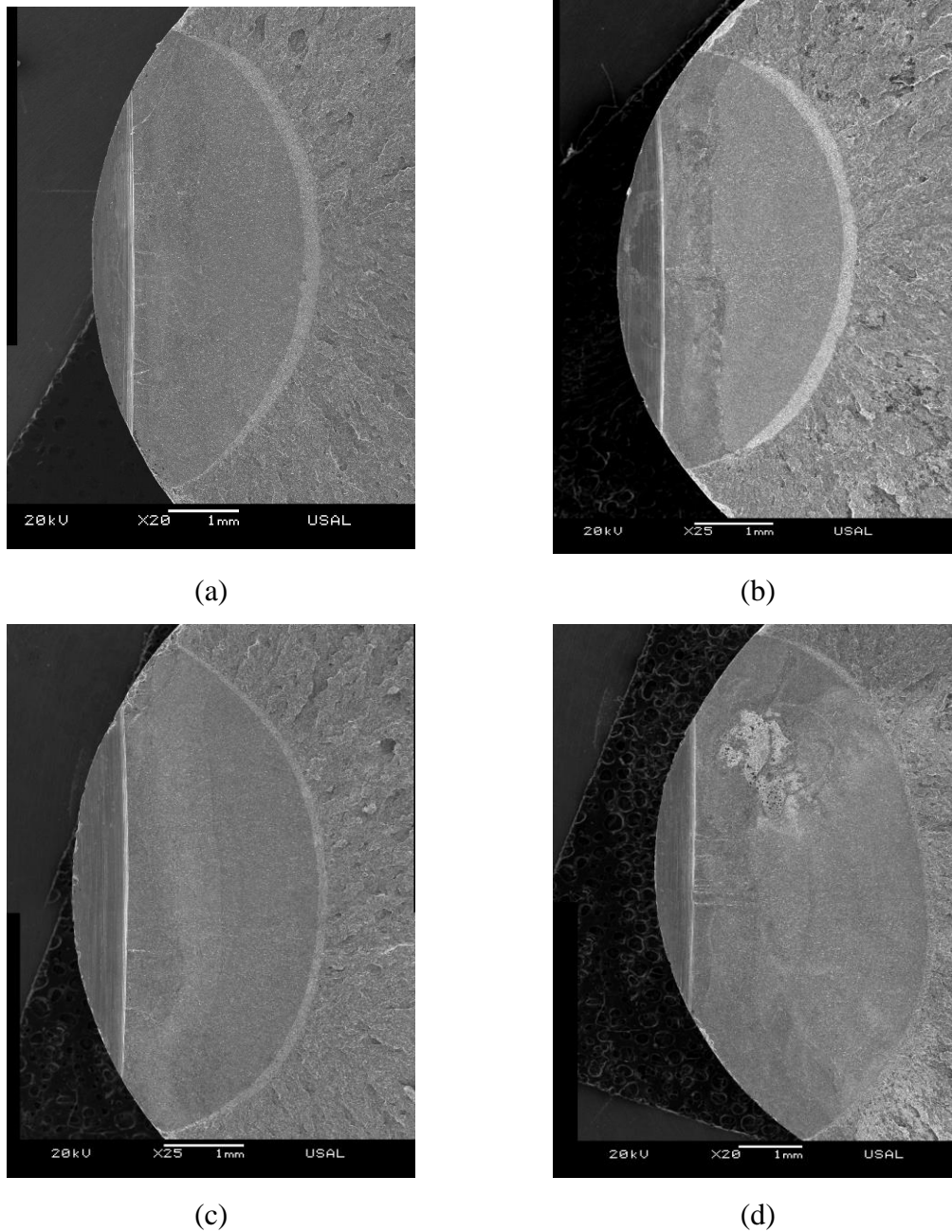


Fig. 2.24. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E0: (a) 0.80, (b) 0.60 K_{IC} , (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} ensayadas en condiciones anódicas (DAL).

En el siguiente grupo de fractografías, agrupadas en las Figs. 2.25 y Fig. 2.26, se muestran las probetas de alambrión ensayadas en condiciones catódicas bajo carga constante impuesta del 0.80 K_{IC} con niveles de prefisuración por fatiga del 0.80 K_{IC} ($q80p80$, carga en el ensayo de CBT del 0.80 K_{IC} en probetas prefisuradas con nivel de carga en fatiga de 0.80 K_{IC}), 0.60 K_{IC} ($q80p60$, carga en el ensayo de CBT del 0.80 K_{IC} en probetas prefisuradas con nivel de carga en fatiga de 0.60 K_{IC}) y 0.40 K_{IC} ($q80p40$, carga en el ensayo de CBT del 0.80 K_{IC} en probetas prefisuradas con nivel de carga en fatiga de 0.40 de K_{IC}) (Fig. 2.25) y del 0.70 K_{IC} prefisuradas al 0.60 K_{IC} ($q70p60$, carga en el ensayo de CBT del 0.70 K_{IC} en probetas

prefisuradas con nivel de carga en fatiga de $0.60 K_{IC}$ y $0.40 K_{IC}$ ($q70p40$, carga en el ensayo de CBT del $0.70 K_{IC}$ en probetas prefisuradas con nivel de carga en fatiga de $0.40 K_{IC}$) (Fig. 2.26). En ellas, de forma general, se observa la fisura generada en la prefisuración que parte, tal como se pretendía, de la entalla mecanizada, así como una zona más clara correspondiente a la fractura en ambiente agresivo.

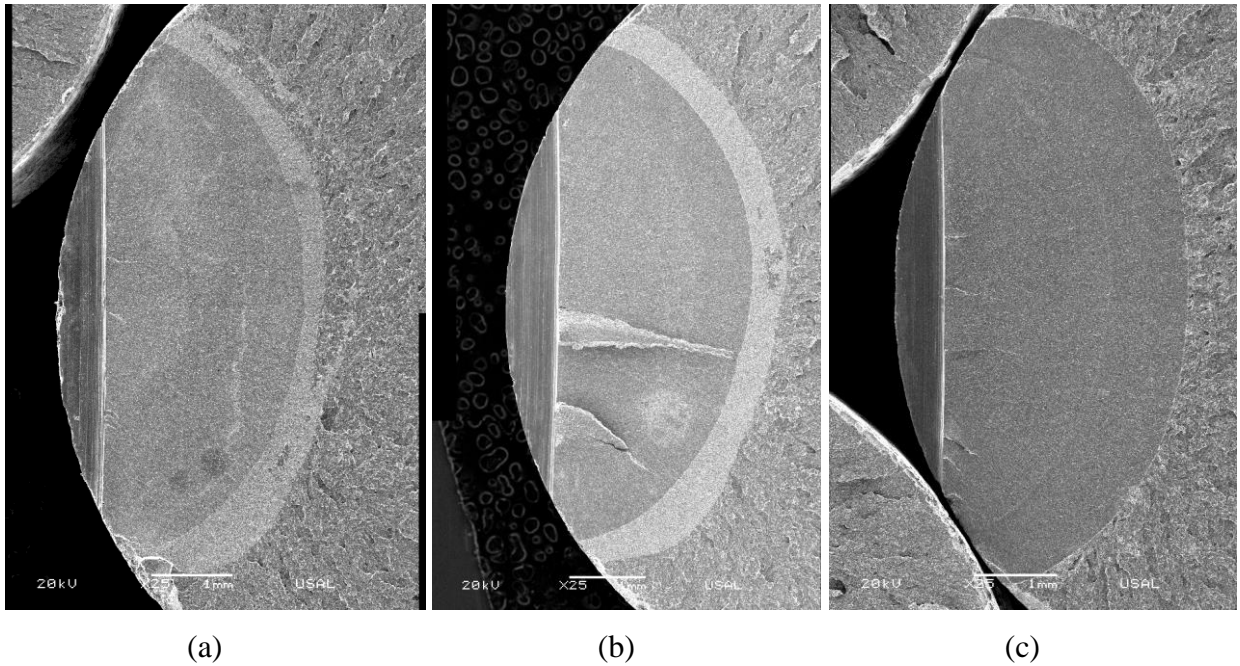


Fig. 2.25. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E0 con $K_{m\acute{a}x}$ (a) 0.80, (b) 0.60 y (c) $0.40 K_{IC}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH) bajo condiciones de carga constante al $0.80 K_{IC}$.

En la Fig. 2.25 se puede observar la zona de prefisuración correspondiente a los niveles de fatiga aplicados en el proceso previo al de fisuración por corrosión bajo tensión. A continuación de ésta, con una tonalidad más clara se distingue la zona correspondiente a los procesos de FAH. Bajo carga constante aplicada del $0.80 K_{IC}$, las probetas prefisuradas al $0.40 K_{IC}$ no experimentan fragilización por el ambiente. En la Fig. 2.26 se observan las superficies de fracturas de las probetas fracturadas en condiciones catódicas bajo una carga constante correspondiente al $0.70 K_{IC}$. En una tonalidad más clara, y a continuación de la prefisuración por fatiga, se observa la zona afectada por los procesos de corrosión bajo estas condiciones catódicas. Para el caso del mayor nivel de prefisuración aplicado a la probeta, $0.80 K_{IC}$, no se llegó a fractura final dentro del ensayo de CBT, para ello se tuvo que aplicar a la probeta una velocidad de desplazamiento de mordazas.

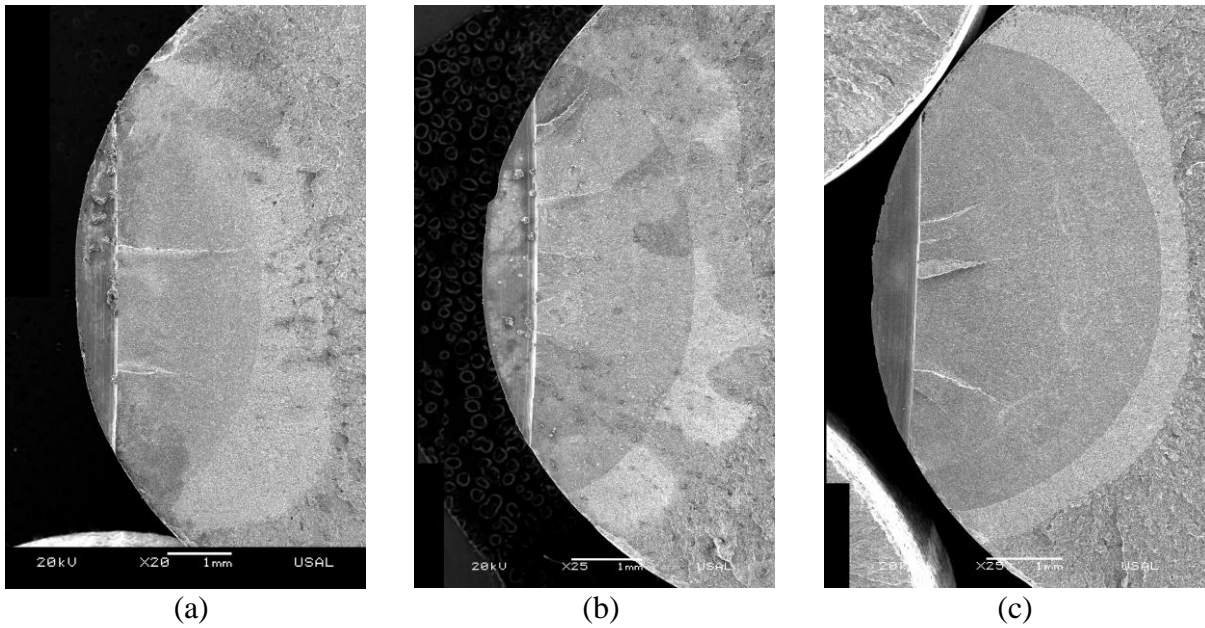


Fig. 2.26. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E0 con $K_{m\acute{a}x}$ (a) 0.80, (b) 0.60 y (c) 0.40 K_{IC} ensayadas en condiciones catódicas (FAH) bajo condiciones de carga constante al 0.70 K_{IC} .

Los resultados de acero de pretensado ensayado en aire se muestran en la Fig. 2.27. La gran diferencia con el alambrión es la zona correspondiente a la fractura final por clivaje. En este caso la morfología de la superficie de fractura es más abrupta, saliendo fuera de la sección que contiene a la fisura de fatiga. Este comportamiento en fractura se debe fundamentalmente a la microestructura del acero de trefilado, en la cual las colonias y láminas de perlita están orientadas en la dirección de trefilado (OVEJERO, 1998) provocando que este acero muestre un comportamiento anisótropo en fractura muy acusado.

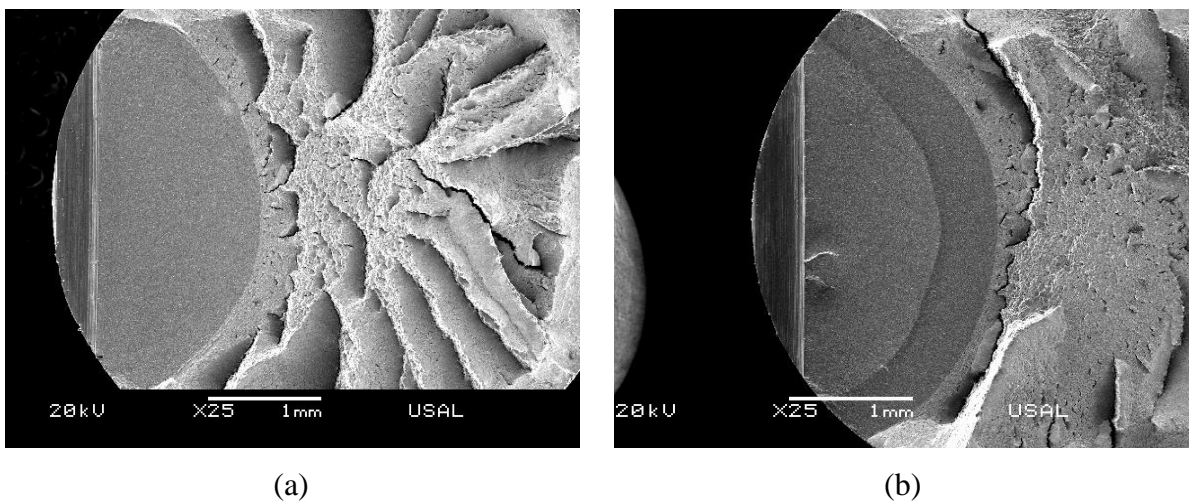


Fig. 2.27. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E7 con $K_{m\acute{a}x}$ (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en aire.

En la Fig. 2.28 se muestran las fractografías de las probetas de acero de pretensado prefisuradas por fatiga fracturadas en ambiente agresivo catódico (FAH). Se han realizado también las fractografías de los alzados de las probetas para poder ver así el camino anisótropo seguido por la fisura en estos ensayos.

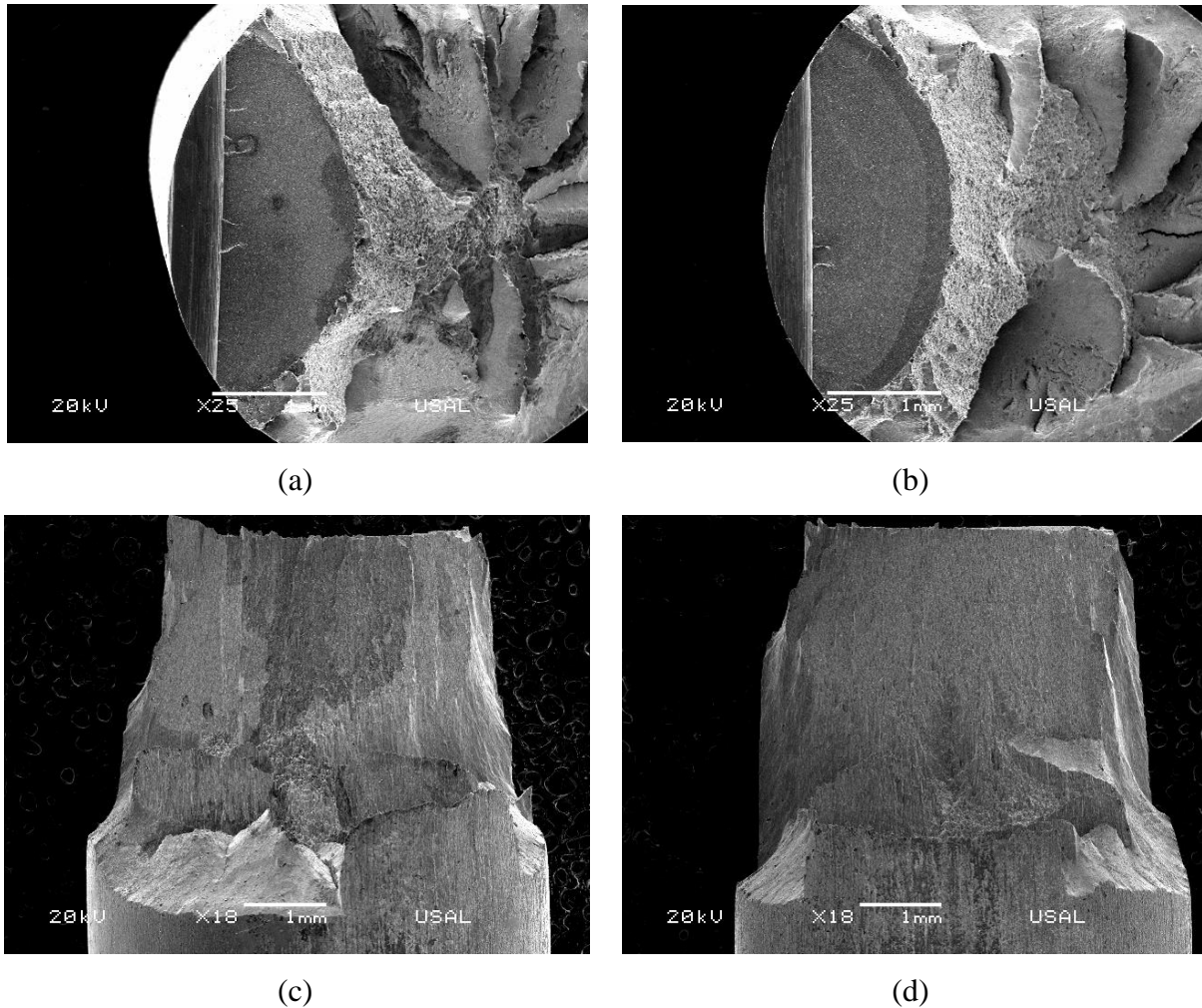


Fig. 2.28. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E7 con $K_{m\acute{a}x}$ (a, c) 0.40 y (b, d) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH).

La fisura generada por esta prefisuración por fatiga se localiza en la entalla mecanizada [Figs. 2.28 (a) y (b)] y está contenida en la sección perpendicular al eje longitudinal de la probeta. Esta fisura para ambos casos tiene una dimensión similar y, al igual que en el caso del alambión, se pueden distinguir los distintos niveles de FIT aplicados en la prefisuración.

A continuación de estas fisuras generadas por fatiga, la fisura avanza por un mecanismo de degradación por el ambiente. Esta fisura avanza fuera de la sección perpendicular al eje del alambre, al igual que sucedía con la fractura final ocurrida en aire. En este caso, el comportamiento anisótropo de la fractura es mayor, hecho que puede ser debido a que el

hidrógeno generado en estas condiciones catódicas potencia el comportamiento anisótropo que muestra este acero como consecuencia de su orientación microestructural.

Debido a esta deflexión se hace necesario la realización de las fractografías que muestren la vista del alzado de la superficie de fractura [Figs. 2.28 (c) y (d)]. A continuación de la zona afectada por la corrosión bajo tensión se produce la fractura final catastrófica, evidenciada en forma de clivaje, estando también fuera del plano transversal que contiene la fisura realizada por fatiga en la prefisuración, aunque no tan acusado como la fisuración por CBT.

En la Fig. 2.29 se muestran las fractografías de la superficie de fractura de las probetas de acero de pretensado ensayadas a fractura en condiciones de DAL. Al igual que en las condiciones catódicas, debido a la anisotropía en la fractura, se hace necesario mostrar las fractografías de los alzados de la superficie de fractura.

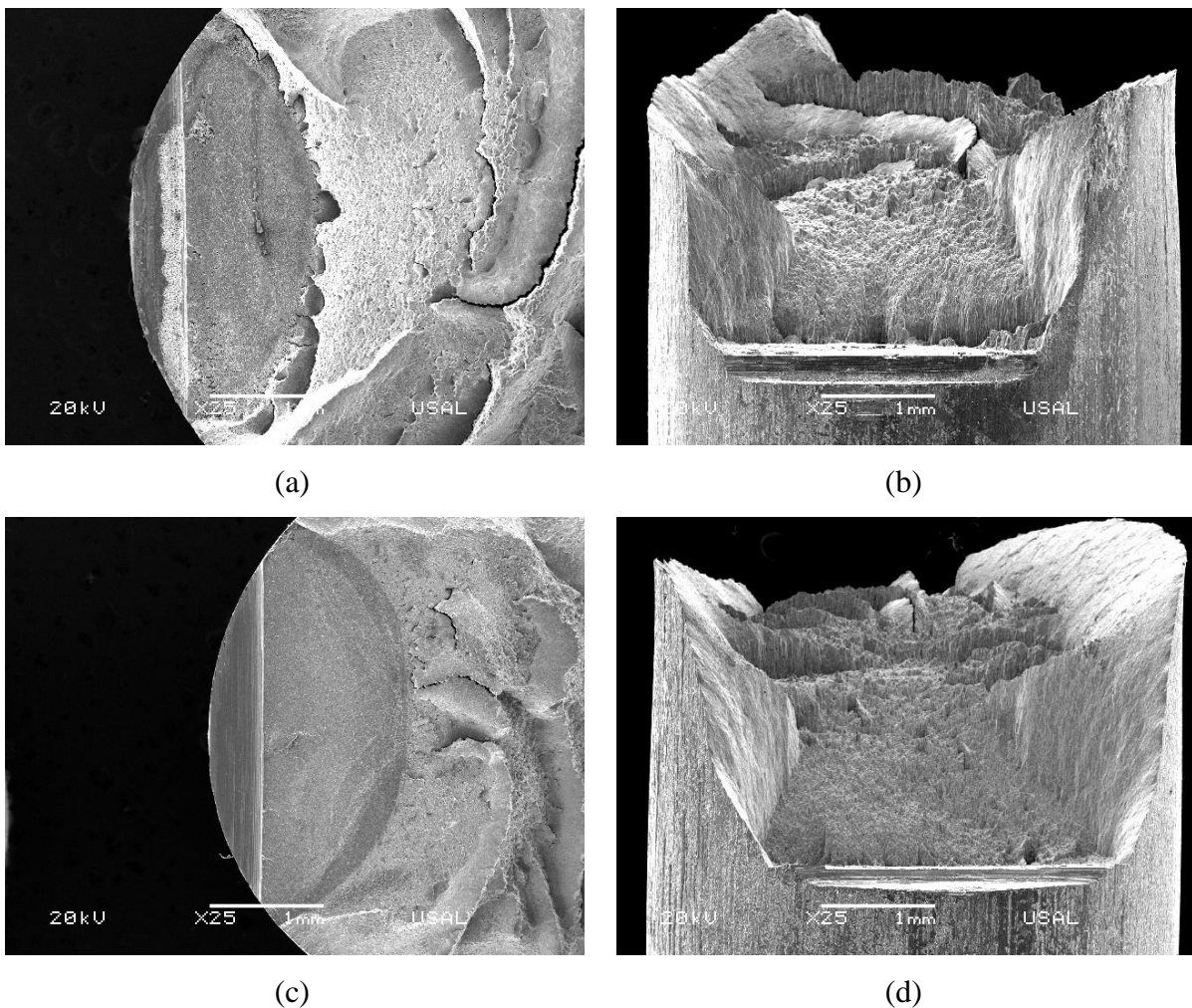


Fig. 2.29. Vista general de la superficie de fractura de las probetas prefisuradas del acero E7 con $K_{m\acute{a}x} 0.25 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL).

Se puede observar cómo la fisura generada en la prefisuración por fatiga se inicia a partir de la entalla mecanizada y, también, que la dimensión de esta fisura para ambos casos es similar. A partir de esta fisura de fatiga se muestra la zona afectada por el ambiente generada en el proceso de fractura en condiciones anódicas. Esta fisura sale del plano inicial, propagándose de manera más vertical y más acentuada que el proceso de fractura final en aire. De esta manera se puede ver como el proceso de fisuración por CBT acentúa el comportamiento anisótropo a fractura de este tipo de material.

5.4. Análisis microfractográfico

Cada tipo de fractura que tiene lugar en la probeta tiene asociada una morfología característica en la fractografía. La fractura frágil se presenta en forma de clivaje, el proceso de fractura asistido por un ambiente agresivo de condiciones catódicas tiene asociada una superficie de desgarro por acción del hidrógeno en forma de TTS y en el caso de que el ambiente agresivo tenga condiciones anódicas se presenta en la superficie de fractura con una superficie de daño bien diferenciada. A su vez la superficie de fractura generada en la prefisuración tiene asociada la morfología típica de los procesos de fatiga.

A continuación se describe el análisis microfractográfico de las diferentes zonas de fractura observadas en las probetas ensayadas en diferentes condiciones de ensayo, tanto mecánicas como electro-químicas, para los dos materiales (alambrón y acero de pretensado). En todas las fractografías el criterio de avance de la fisura es de izquierda a derecha, con el siguiente orden: (i) entalla mecanizada, (ii) prefisura de fatiga, (iii) fisuración subcrítica en ambiente agresivo y (iv) fractura final.

5.4.1. Alambrón, E0 (FAH, velocidad de desplazamiento constante)

En las Figs. 2.30-2.33 se muestran las microfractografías obtenidas de las superficies de fractura de las probetas de alambrón analizando los pasos seguidos en el proceso de fractura en condiciones catódicas.

En la Fig. 2.30 se exponen las micrografías correspondientes al estudio fractográfico de una muestra representativa de las probetas prefisuradas al $0.80 K_{IC}$ y fracturadas en condiciones catódicas (FAH). En la Fig. 2.30 (a) se muestra un detalle de la zona de fatiga en la que se

observa una zona de textura suave que es el resultado del crecimiento subcrítico de la fisura debido a la sollicitación cíclica a la que ha estado expuesto que genera en el material microdesgarros plásticos (GONZÁLEZ, 2007).

Estos microdesgarros se muestran en la micrografía mediante las denominadas *facetas de fatiga*. En la Fig. 2.30 (b) se muestra la siguiente etapa de la fractura de la probeta correspondiente al proceso de fisuración subcrítica en ambiente catódico (FAH), que tiene una textura característica en forma de TTS, con un aspecto muy rugoso que representa el daño a nivel microestructural producido por el hidrógeno. En la siguiente micrografía [Fig. 2.30 (c)] se puede ver la zona de transición o frontera entre la zona de TTS y el clivaje, lo que proporciona una evidencia de las diferencias microestructurales que existen entre los dos mecanismos de fractura. La última zona (clivaje) se muestra de forma detallada en la Fig. 2.30 (d) donde se observan las facetas de clivaje, así como su orientación en la dirección de fractura.

En la Fig. 2.31, al igual que en el caso anterior, se muestran la fractografías de las diferentes zonas que representan las distintas fases del proceso de fractura de una muestra representativa de las probetas prefisuradas al $0.60 K_{IC}$ y fracturadas en condiciones de FAH. En las Figs. 2.31 (a) y (b) se muestran los dos pasos de fatiga empleados en la prefisuración (al 0.80 y $0.60 K_{IC}$) donde se observa en ambas la textura característica asociada a los procesos de fatiga. No obstante, se observan diferencia entre ellas, puesto que en la zona del escalón de carga correspondiente al $0.60 K_{IC}$ [Fig. 2.31 (b)] las *facetas de fatiga* (microdesgarros plásticos) son aparentemente más pequeñas que en el primer escalón de carga correspondiente al 0.80 de K_{IC} .

Esto se puede deber a que el patrón de desgarros dúctiles que se genera por la fatiga está determinado fundamentalmente por la intensidad máxima de fatiga (TORIBIO, GONZÁLEZ y MATOS, 2007), de esta manera, se ve cómo existe una relación entre el nivel de carga empleado en la prefisuración por fatiga con la morfología de las *facetas de fatiga* generadas en el material. En la Fig. 2.31 (c) se muestra una fractografía correspondiente a la zona de crecimiento subcrítico por FAH con su textura típica asociada (TTS). Por último se muestra, en la Fig. 2.31 (d), un detalle de la zona de transición entre la TTS y el clivaje final.

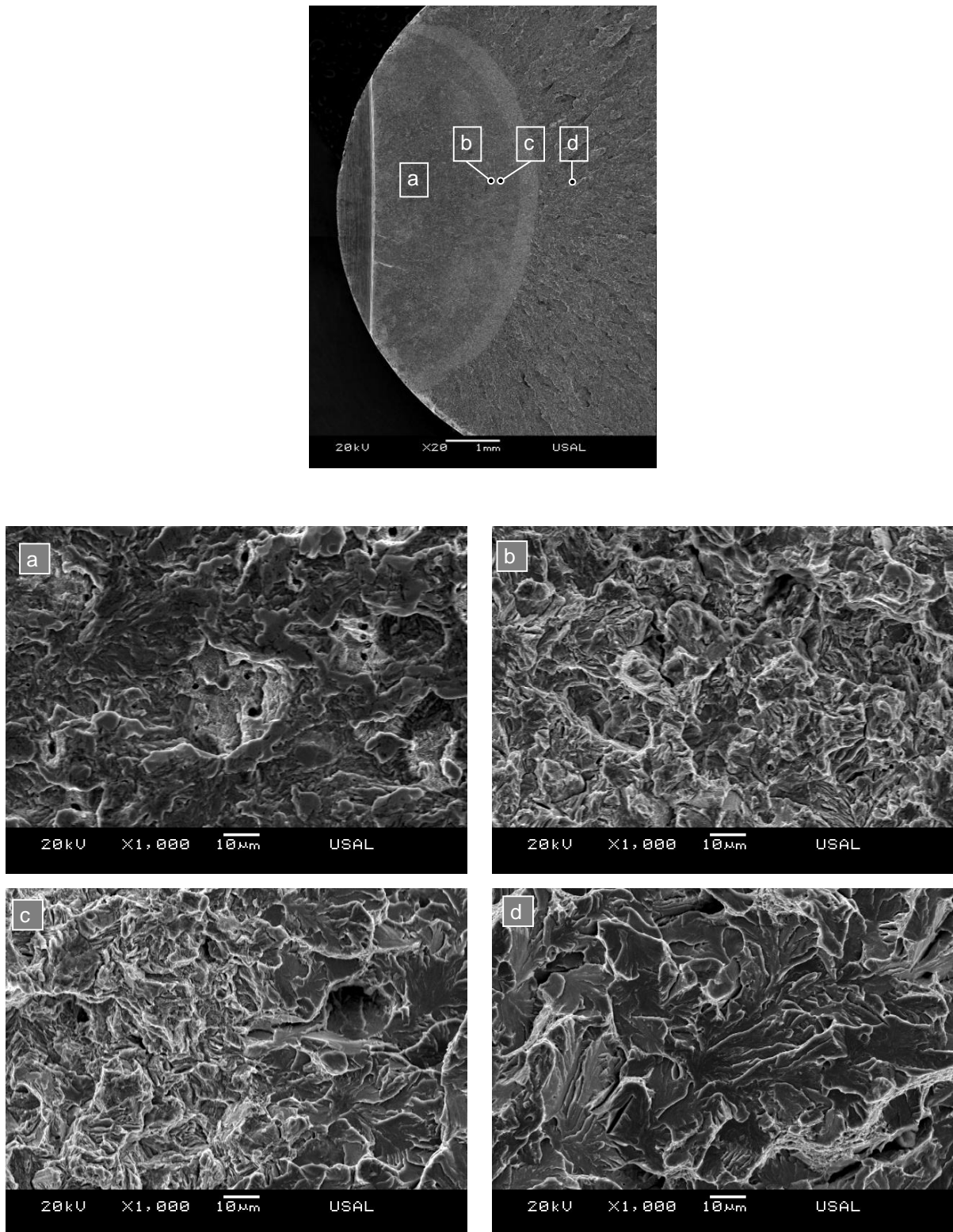


Fig. 2.30. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con un $K_{\text{máx}}$ del 0.80 K_{IC} ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a) superficie de fatiga, (b) TTS, (c) frontera entre TTS y clivaje y (d) clivaje final.

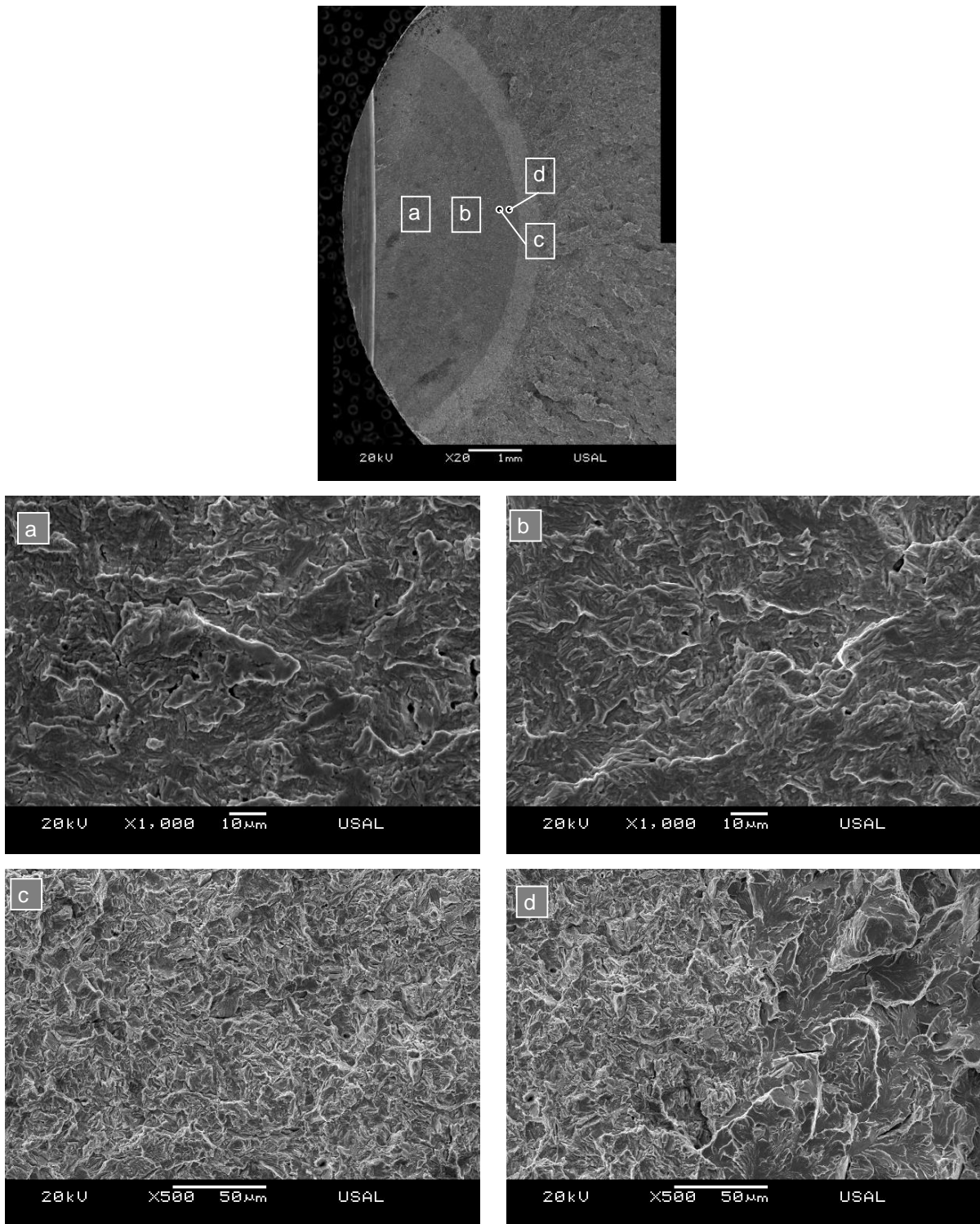


Fig. 2.31. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con un $K_{máx}$ de 0.60 K_{IC} ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a) superficie de fatiga correspondiente al primer nivel de prefisuración aplicado, (b) superficie de fractura correspondiente al segundo nivel aplicado, (c) TTS y (d) frontera entre la TTS y el clivaje final.

La fractografía correspondiente a la muestra representativa de las probetas prefisuradas al 0.40 de K_{IC} y fracturadas en FAH se muestran en la Fig. 2.32. Al igual que en el caso anterior las fractografías que se muestran en la Fig. 2.32 (a) y (b) corresponden a los dos pasos de fatiga que componen la prefisuración de las muestras (0.80 y 0.40 de K_{IC}).

En éstas se observa nuevamente la misma tendencia del tamaño de las *facetas de fatiga* con el nivel de carga aplicado en cada paso de prefisuración comentada previamente para las Figs. 2.31 (a) y (b), reforzando así esta evolución. Esto es, en la fractografía correspondiente al 0.40 de K_{IC} [Fig. 2.32 (b)] las *facetas de fatiga* son morfológicamente más pequeñas que en el caso del 0.60 K_{IC} [Fig. 2.32 (a)].

Al igual que en el caso anterior, en la Fig. 2.32 (d), se muestran respectivamente la zona correspondiente al proceso de FAH representada por la TTS característica y en la Fig. 2.32 (d) la zona de transición entre esta TTS y clivaje, donde a la derecha de esta última se pueden observar de forma clara las facetas de clivaje.

Finalmente, se muestra en la Fig. 2.33 la fractografía correspondiente para al último de los casos analizados en condiciones catódicas en el alambón (prefisuración al 0.25 de K_{IC} y fractura final en FAH). Teniendo en cuenta que el proceso de prefisuración por fatiga se ha realizado en tres niveles de carga aplicada, 0.80, 0.40 y 0.25 de K_{IC} , se muestra en las Figs. 2.33 (a) y (b) las zonas de transición entre los escalones 0.80-0.40 K_{IC} [Fig. 2.33 (a)] y 0.40-0.25 K_{IC} [Fig. 2.33 (b)].

En dichas figuras se puede observar claramente la tendencia anteriormente expuesta, *i.e.*, que a medida que el nivel de carga aplicado en la prefisuración disminuye, la forma y tamaño de las *facetas de fatiga* se hace más larga y pequeña. A continuación en la Fig. 2.33 (c) se observa la zona TTS representativa del daño por hidrógeno, y en la Fig. 2.33 (d) la transición entre esta zona afectada por el ambiente y la correspondiente a la fractura catastrófica en forma de clivaje.

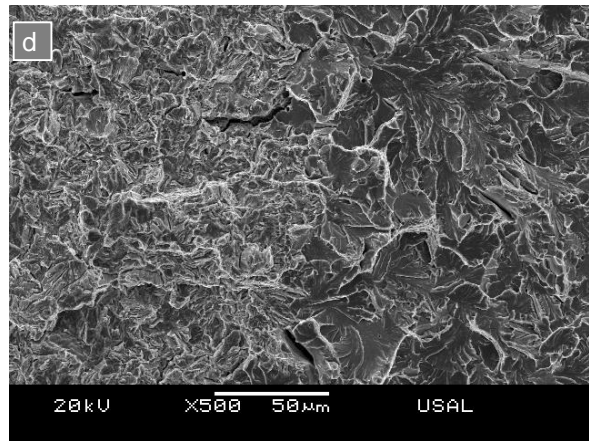
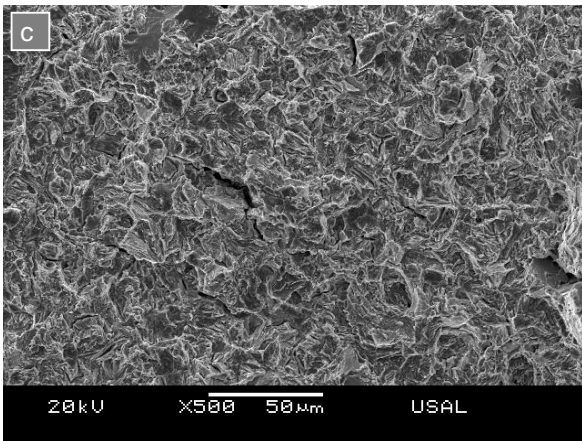
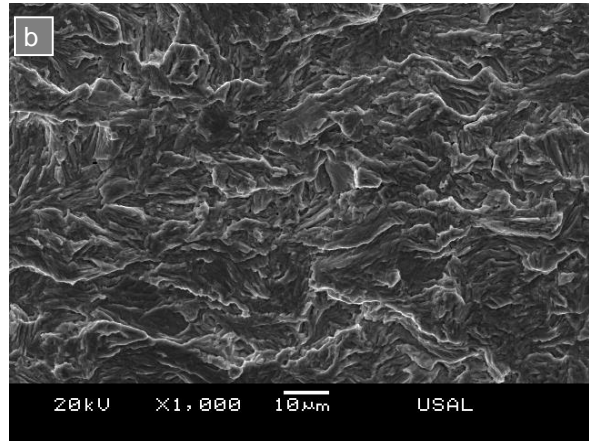
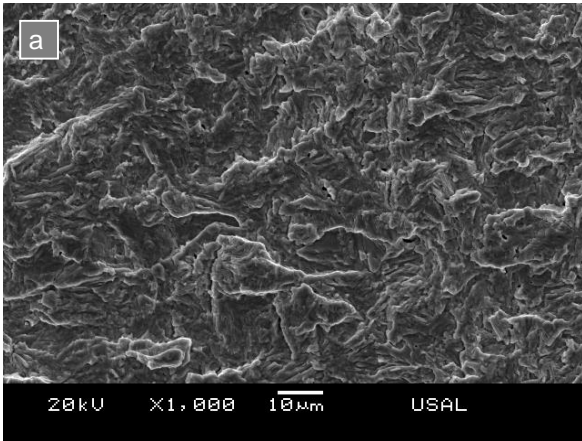
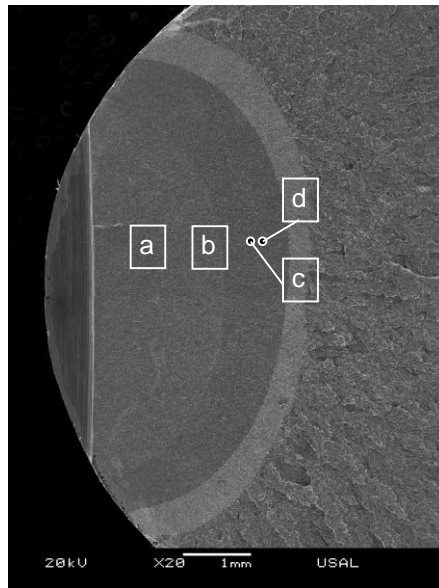


Fig. 2.32. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con un $K_{m\acute{a}x}$ de 0.40 K_{IC} ensayadas en FAH: (a) primer nivel de prefisuración aplicado, (b) segundo nivel aplicado, (c) TTS y (d) frontera entre la TTS y el clivaje final.

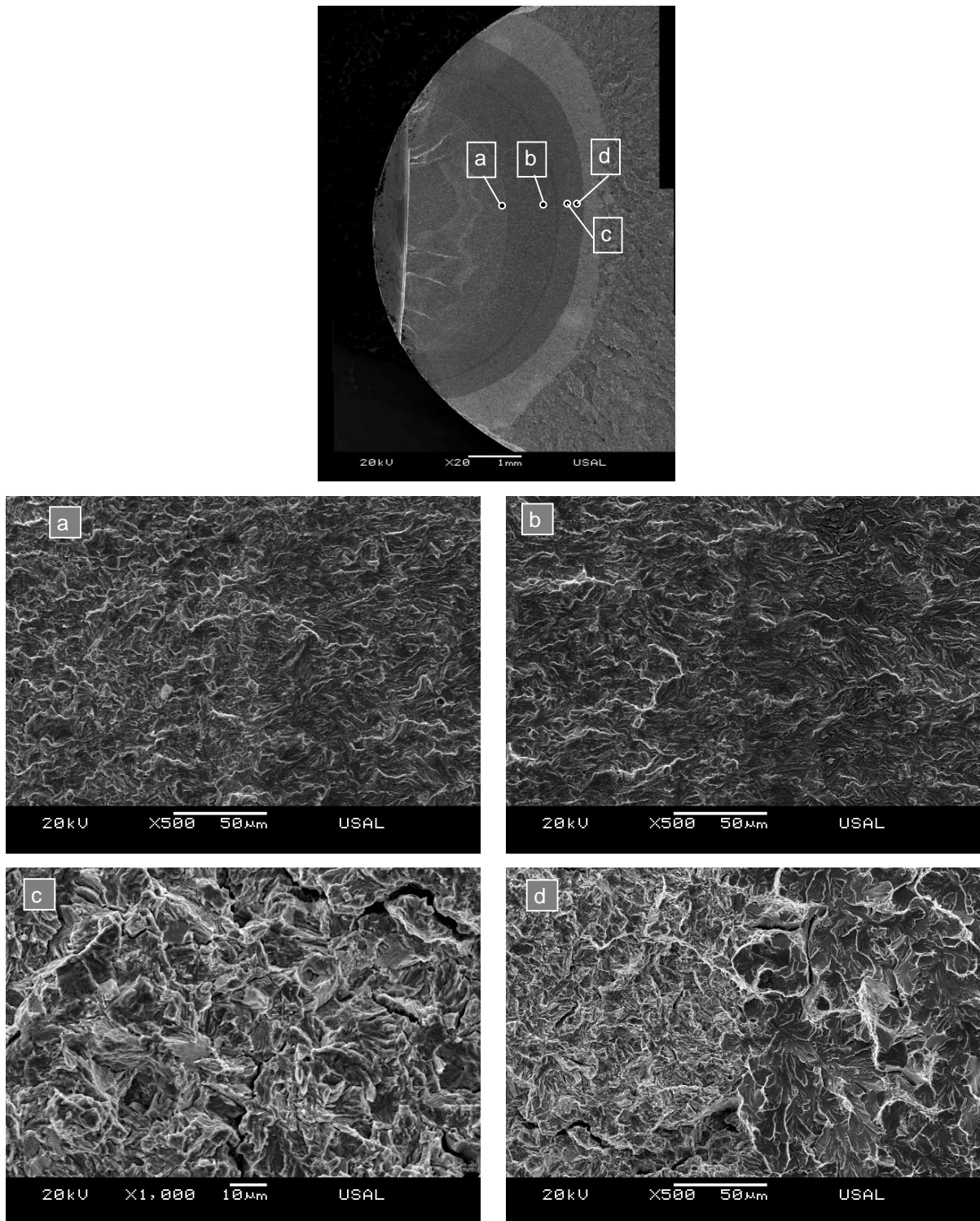


Fig. 2.33. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con un $K_{\text{máx}}$ de $0.25 K_{\text{IC}}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a) frontera entre las superficies de fractura correspondientes al primer y segundo nivel de prefisuración por fatiga aplicado, (b) frontera entre las superficies de fractura correspondientes al segundo y tercer nivel de prefisuración aplicado, (c) TTS y (d) frontera entre la TTS y el clivaje final.

En varias probetas de alambroón fracturadas en condiciones catódicas (FAH) aparecen dentro de la zona de fractura correspondiente al proceso de FAH, áreas de fractura asociadas a una rotura frágil del material y no al crecimiento subcrítico asociado al proceso de fisuración por CBT. Estas zonas se han denominado *islas de clivaje*, formadas por varias facetas de clivaje rodeadas por TTS (Fig. 2.34).

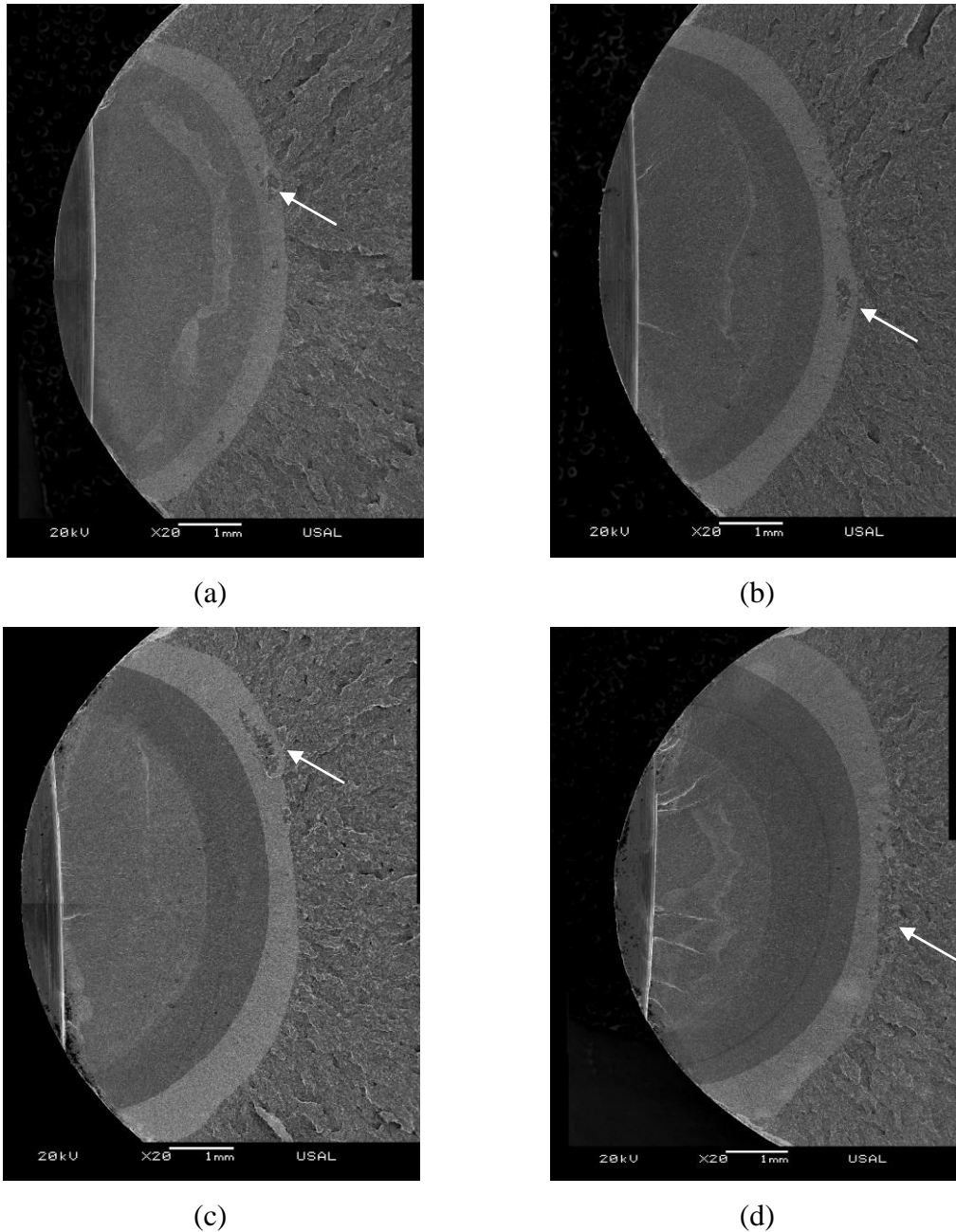


Fig. 2.34. *Islas de clivaje* dentro de la zona TTS en probetas ensayadas con un $K_{m\acute{a}x}$ de (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{Ic} en condiciones de FAH (E0, velocidad de desplazamiento constante).

Como se ha comentado anteriormente, la direcci3n de fractura en las fractografías, es de izquierda a derecha, de esta manera se puede observar como la TTS situada a la derecha de las

islas de clivaje localizadas en la zona más externa de esta superficie de fractura afectada por el ambiente, adquiere el mismo perfil que han dejado estas islas (Fig. 2.35).

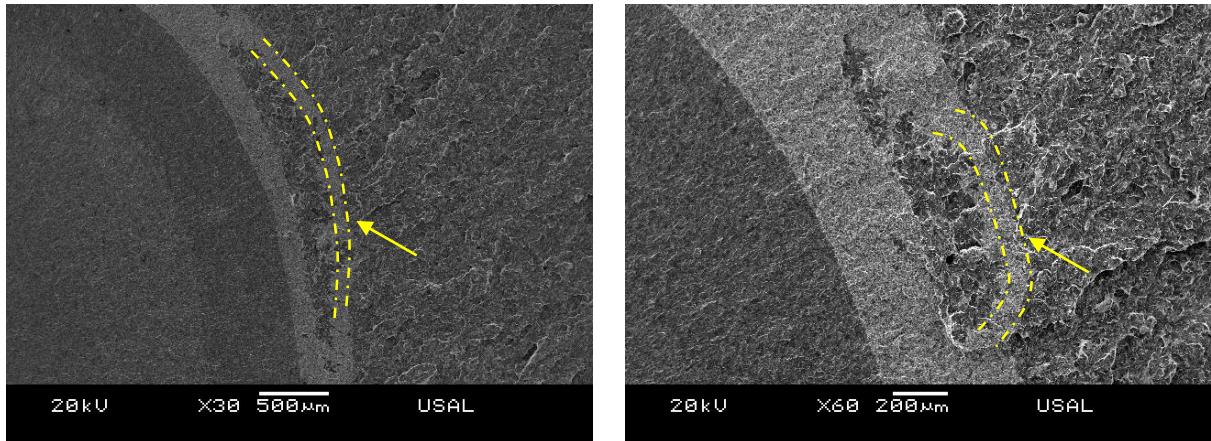


Fig. 2.35. Detalle de las *islas de clivaje* inmersas en la zona TTS (E0, velocidad de desplazamiento constante).

5.4.2. Alambión, E0 (FAH, carga constante)

La segunda forma de sollicitación mecánica impuesta en los ensayos de CBT es carga constante hasta fractura total de la probeta. Estos ensayos se han realizado en probetas de alambión prefisuradas por fatiga y se han fracturado posteriormente en ambiente catódico asociado con la FAH.

De todos los ensayos realizados en condiciones estacionarias, se muestran los casos representativos de cada uno de los casos analizados, divididos en función de la carga constante impuesta en el ensayo de FAH. En la Fig. 2.36 se muestran las fractografías de una probeta fracturada con carga constante impuesta del $0.80 K_{IC}$ y en la Fig. 2.37 las correspondientes a una muestra llevada a rotura con una carga constante impuesta en los ensayos de corrosión bajo tensión del $0.70 K_{IC}$.

En la Fig. 2.36 se muestra la fractografía general donde se diferencian las diferentes zonas que representan las distintas fases de fractura que ha sufrido la probeta representativa de las probetas prefisuradas por fatiga y fracturadas en FAH bajo una carga constante del $0.80 K_{IC}$, donde se puede ver la existencia de una *isla de clivaje* en la zona correspondiente al proceso de FAH, TTS. Como se puede observar, la fisuración sigue la dirección de izquierda a derecha.

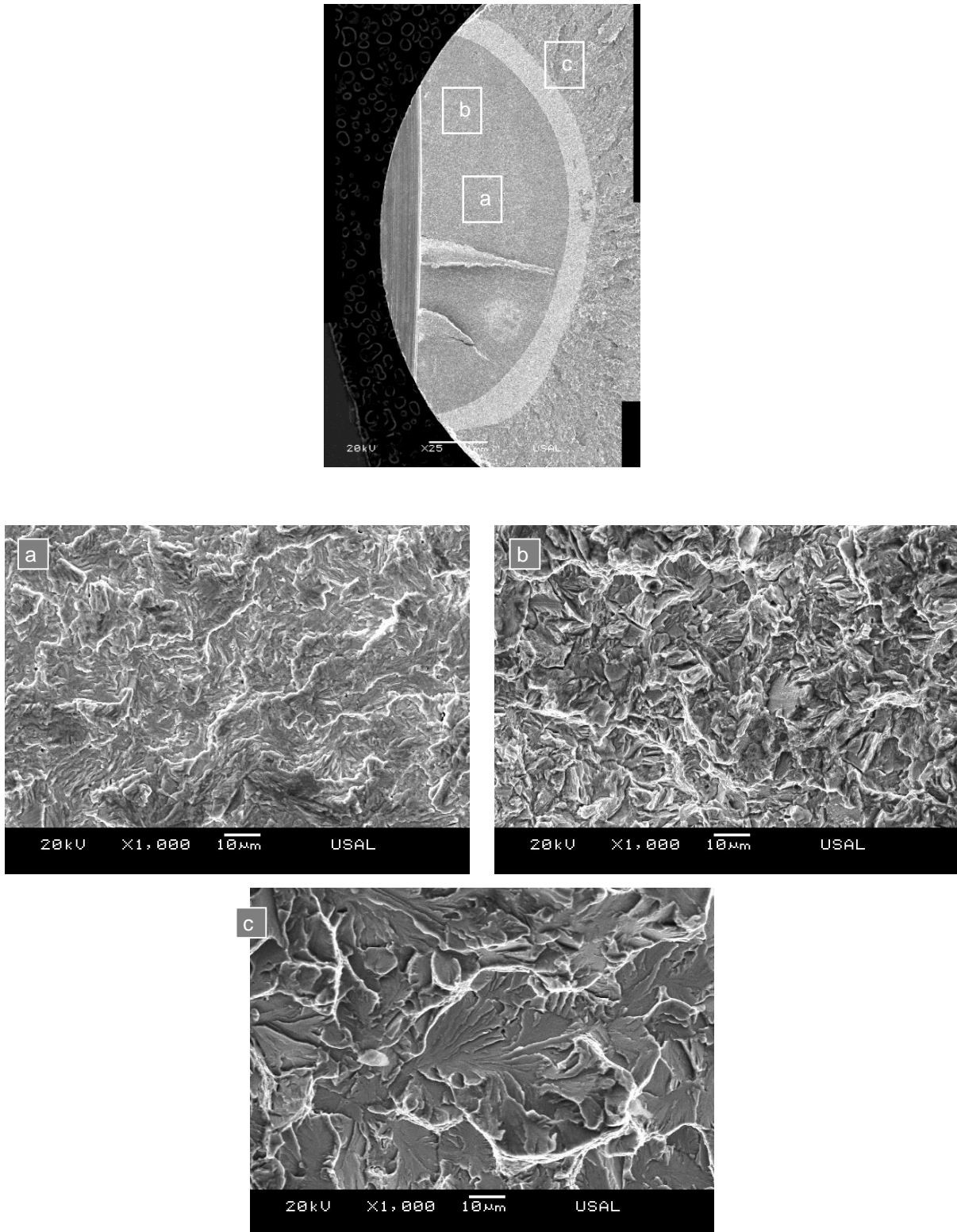


Fig. 2.36. Fractografías de las probetas del acero E0 ensayadas en condiciones catódicas (FAH) bajo carga constante del $0.80 K_{IC}$: (a) superficie de fatiga, (b) TTS y (c) clivaje final.

En la Fig. 2.36 (a) se muestra una ampliación de la zona de fatiga, donde se observa la textura característica de este modo de fractura. En la Fig. 2.36 (b) se muestra la superficie de fractura generada en la fisuración subcrítica en condiciones catódicas que se refleja en la

textura de TTS. En la Fig. 2.36 (c) se muestra la última fase de fractura sufrida por la probeta que es el clivaje final.

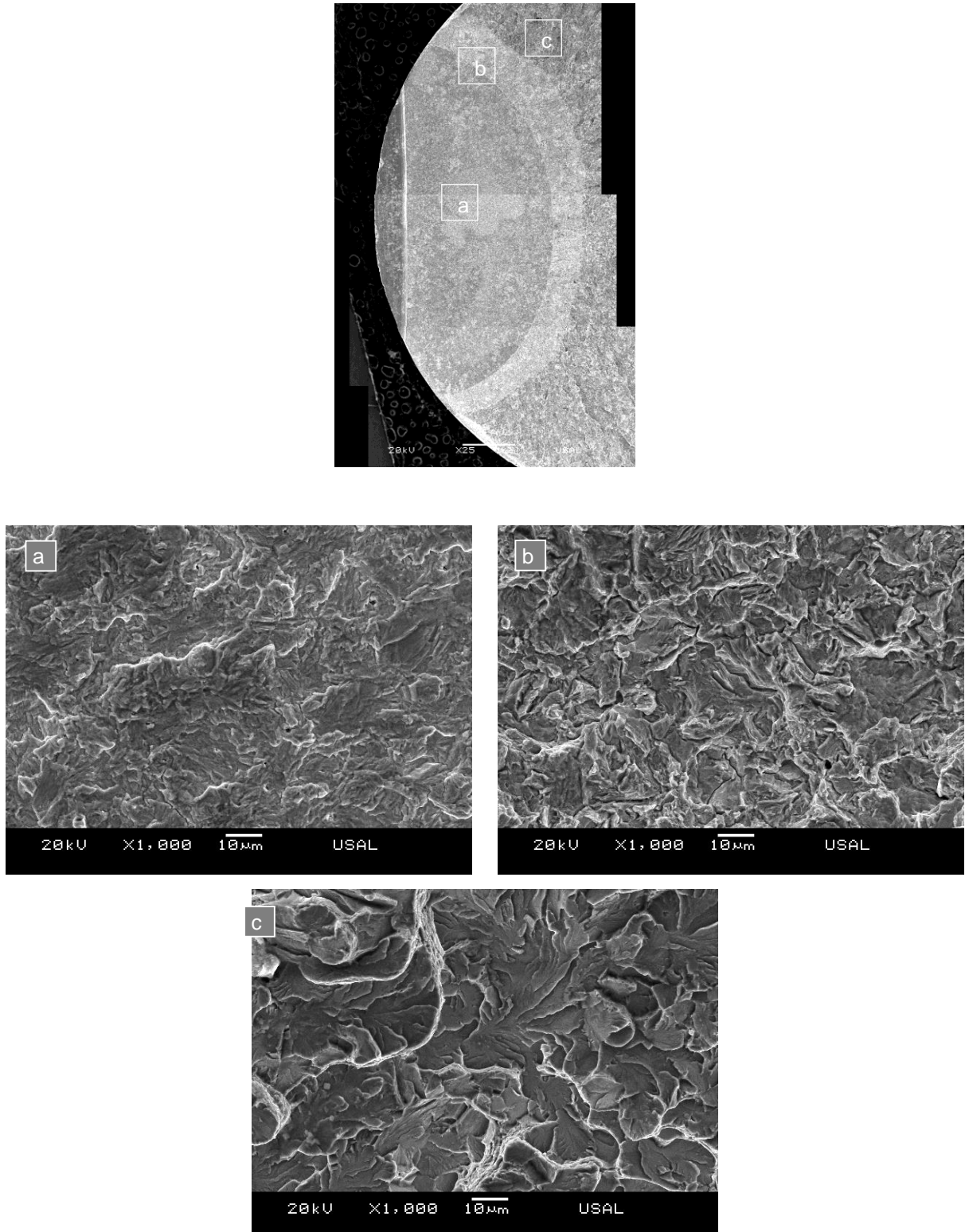


Fig. 2.37. Fractografías de las probetas del acero E0 ensayadas en condiciones catódicas (FAH) bajo carga constante del $0.70 K_{IC}$: (a) superficie de fatiga, (b) TTS y (d) clivaje final.

Como se puede observar en la fractografía de la probeta fracturada en condiciones catódicas bajo una carga constante del $0.70 K_{IC}$, Fig. 2.37, la fractura tiene lugar de izquierda a derecha.

En la Fig. 2.37 (a) se muestra la primera fase de fractura sufrida por la probeta, donde se puede observar la textura de estrías de fatiga. En la Fig. 2.37 (b) se puede observar la TTS generada en el proceso de FAH que se muestra en forma de esta textura. Finalmente, en la Fig. 2.37 (c), se muestran las facetas de clivaje generadas en la última fase de fractura, el clivaje final.

5.4.3. Acero de pretensado, E7 (FAH, velocidad de desplazamiento constante)

En las siguientes micrografías se muestra el análisis microfractográfico realizado a las probetas de acero trefilado prefisuradas por fatiga a dos niveles de sollicitación diferentes (Fig. 2.38 y Fig. 2.39, contienen las fractografías del acero E7 prefisuradas con un nivel de sollicitación en fatiga del $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ y las Fig. 2.40 y Fig. 2.41 del acero E7 prefisuradas al $0.25 K_{IC35.6^\circ}$) y fracturadas en condiciones catódicas. Tal como se observó anteriormente, el proceso de fractura posterior a la prefisuración es altamente anisótropo y por ello ha sido necesario el análisis del alzado de la superficie de fractura del alambre. Se puede ver la fractografía de la sección que contiene la fisura generada por la prefisuración por fatiga, perpendicular al eje del alambre. Como se observa, la fisura avanza a partir de la entalla mecanizada efectuada en las probetas para localizar el inicio de la fisura.

El proceso de fatiga se ha efectuado en un solo nivel de prefisuración, tal como queda reflejado en esta fractografía con una única tonalidad en toda la superficie de fatiga. Un detalle de esta superficie de fatiga se muestra en las Figs. 2.38 (a) y (b), en este caso deja de tener un aspecto tan estriado como era el caso del alambión. Parece que el avance de fatiga, aunque en un global está situado en un mismo plano, es más abrupto que en el caso del alambión.

En la Fig. 2.38 (c) se muestra un detalle de la zona de transición entre la fisura de fatiga y la zona afectada por la CBT que casi en su totalidad se desarrolla en un plano distinto al del proceso de prefisuración. Se observan pequeñas zonas en el frente de fisura de fatiga afectadas claramente por la CBT, son zonas localizadas que, a diferencia de lo que ocurría en el alambión, no generan un avance del frente de la fisura en el plano perpendicular al eje del alambre.

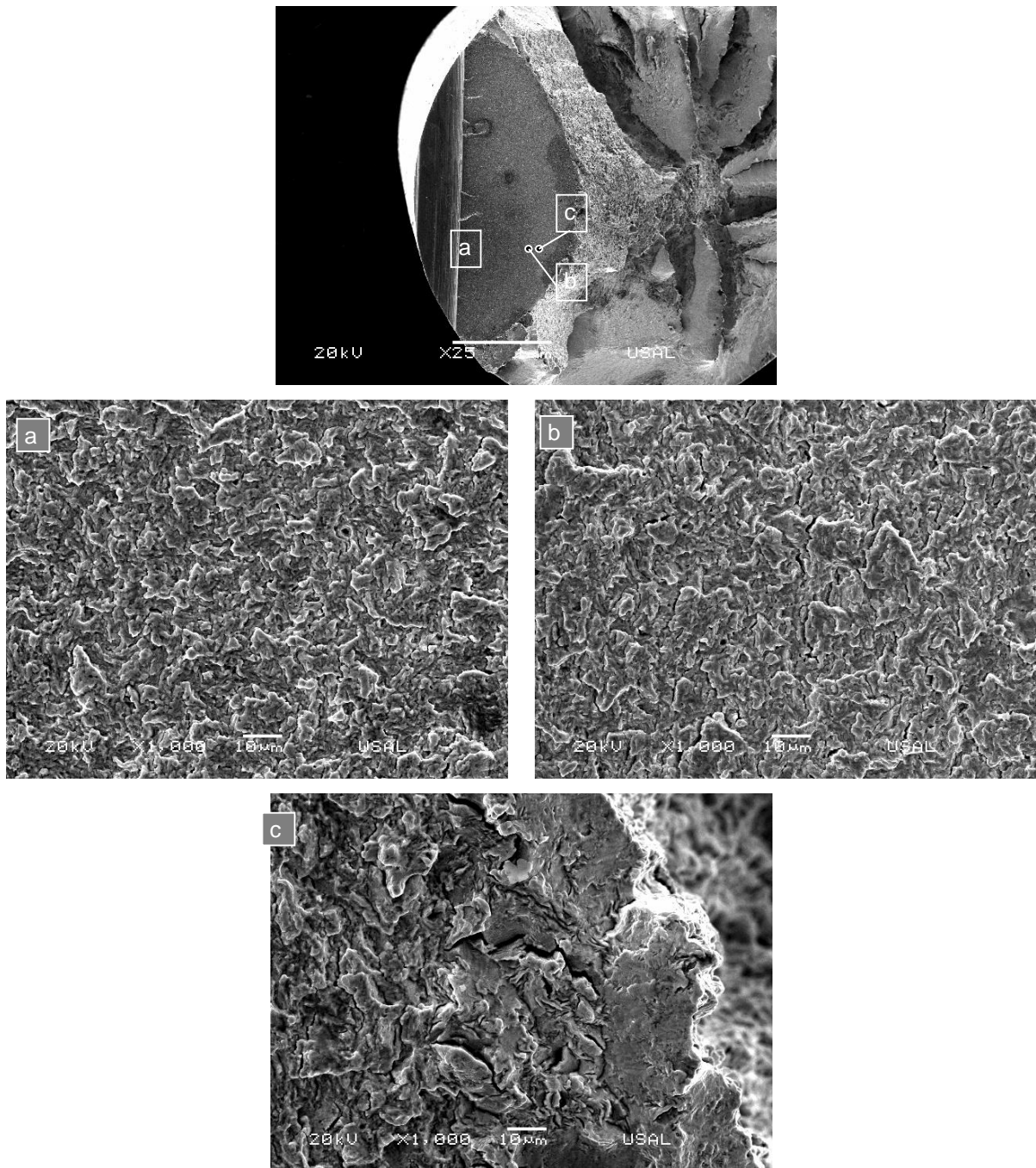


Fig. 2.38. Fractografías de las probetas del acero E7 prefisuradas con un $K_{\text{máx}}$ de $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a) y (b) superficies de fractura de la prefisuración por fatiga aplicada y (c) detalle de una zona afectada por FAH.

Tal como se ha comentado previamente, el avance de la fisura en ambiente agresivo está localizado en un plano diferente al horizontal. Por este motivo, ha sido necesario complementar la fractografía de estos aceros con el alzado de la superficie de fractura. En la Fig. 2.39 se observa la fractografía del alzado de la superficie de fractura representativa del caso analizado de fractura en FAH de probetas de acero de pretensado prefisurados por fatiga al $0.40 K_{IC35.6^\circ}$.

En la Fig. 2.39 se ve el avance de la fisura en condiciones catódicas, las ampliaciones efectuadas en esta superficie de fractura van de arriba abajo, de esta manera se ve cómo evoluciona la TTS en el proceso de CBT en condiciones catódicas ya que, como se puede ver, la prefisura por fatiga queda arriba de la fractografía.

Tal como se puede observar, la TTS generada por este crecimiento subcrítico de la fisura se va haciendo menos esbelta a medida que avanza el proceso de fractura. También se puede intuir en estas ampliaciones [Figs. 2.39 (a)-(c)] cómo el avance de la fisura en ambiente de FAH se realiza a través de la frontera de la colonia de perlita o del grano austenítico previo. En la Fig. 2.39 (d) se muestra una ampliación de una zona localizada en una pared vertical posteriormente generada, correspondiente a la fractura final en forma de clivajes verticales.

El segundo caso analizado en el acero de pretensado en condiciones catódicas es el caso de probetas prefisuradas por fatiga al $0.25 K_{IC35.6^\circ}$ y llevadas a fractura en condiciones catódicas. La Fig. 2.40 y la Fig. 2.41 muestran, respectivamente, las fractografías de la sección perpendicular y longitudinal al eje de la probeta de una muestra representativa de este caso de análisis. Tal como se puede observar en la vista general de la superficie de fractura, perpendicular al eje de la probeta, se distinguen con distintas tonalidades de grises los dos niveles de prefisuración empleados para lograr la fisura final de fatiga al $0.25 K_{IC35.6^\circ}$.

El primer nivel empleado es al $0.40 K_{IC35.6^\circ}$, un detalle de la zona de fisura generada por esta condición de contorno se muestra en la ampliación, Fig. 2.40 (a). En la Fig. 2.40 (b) se detalla la zona de proceso del segundo nivel de prefisuración empleado en la generación de la fisura de fatiga. Por último, en la Fig. 2.40 (c), se muestran zonas afectadas por la CBT dentro de este plano de fractura en el frente de fisura de fatiga, al igual que sucedía con las probetas prefisuradas de acero de pretensado con un nivel de $K_{m\acute{a}x}$ del $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en FAH.

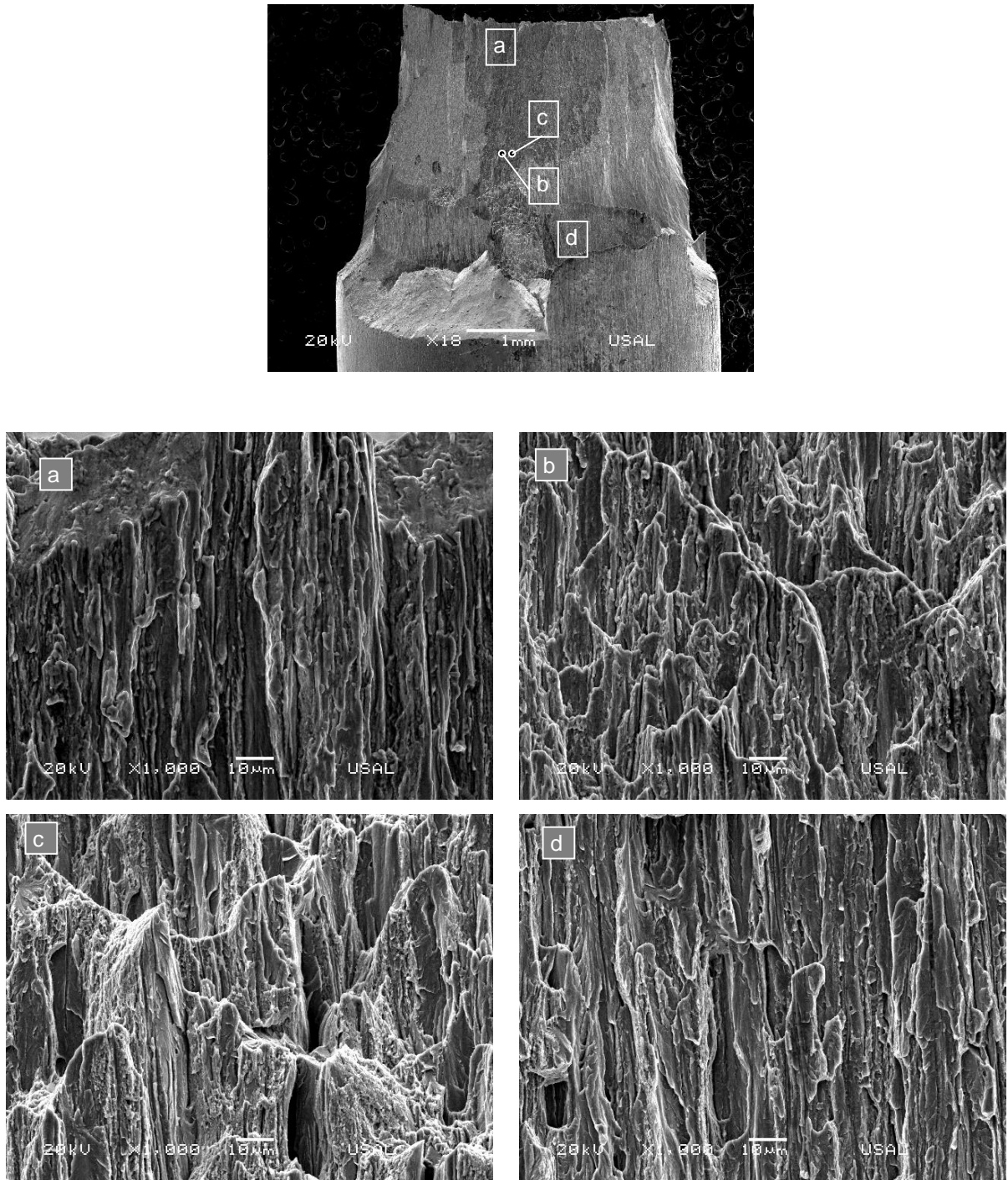


Fig. 2.39. Fractografías del alzado de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{\text{máx}}$ 0.40 $K_{\text{IC}35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH); (a) y (b) TTS vertical (c) TTS vertical y (d) pared de clivaje vertical.

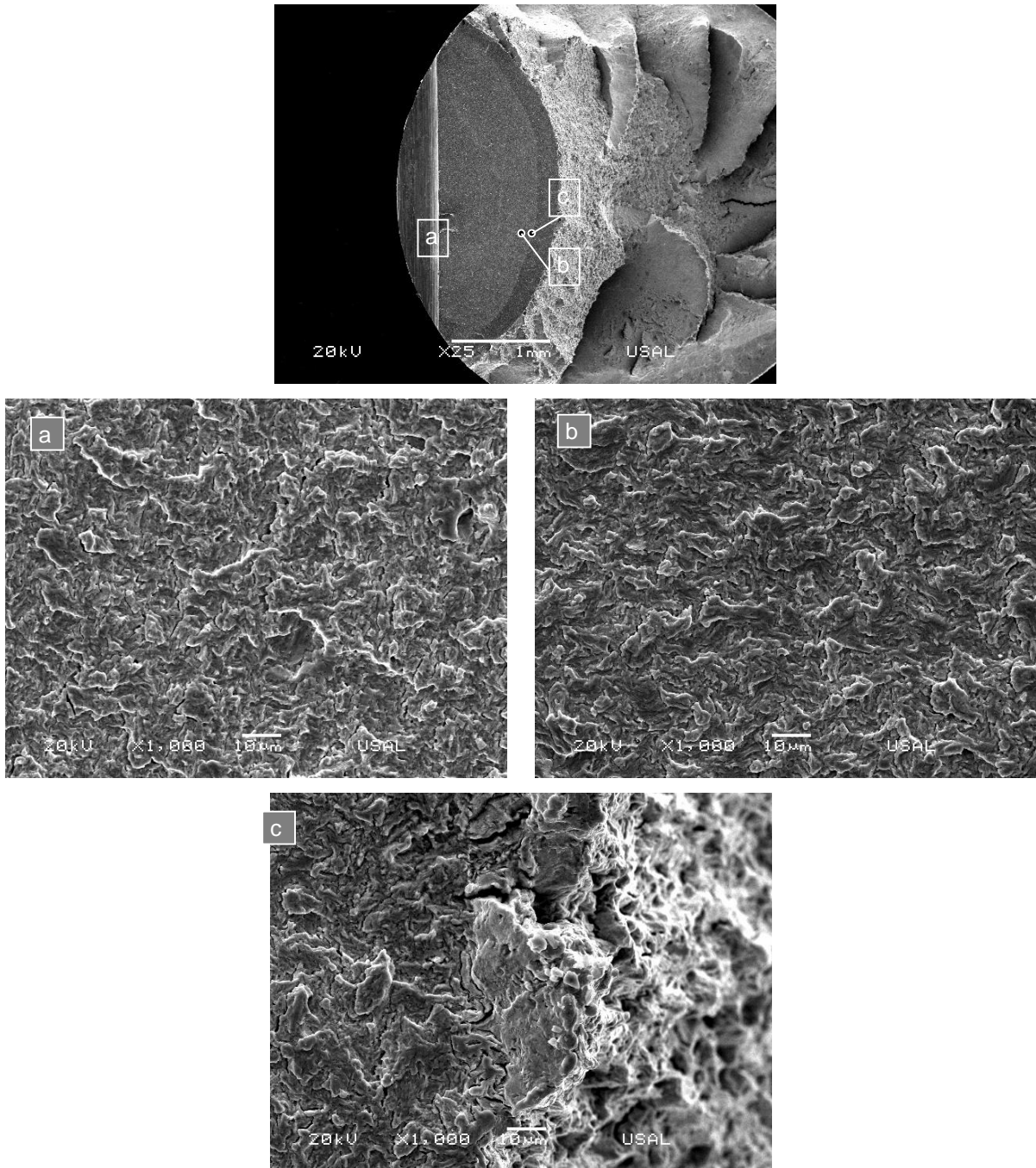


Fig. 2.40. Fractografías de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{\text{máx}} 0.25 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a) y (b) fractografías correspondientes a los dos niveles de prefisuración por fatiga empleados y (c) detalle de una zona del frente de fisura afectada por FAH.

En la Fig. 2.41 se exponen las fractografías efectuadas a esta probeta en la vista paralela al eje de la misma. Se muestra tanto la fractografía general (donde se detallan las zonas de las ampliaciones realizadas) como las propias ampliaciones.

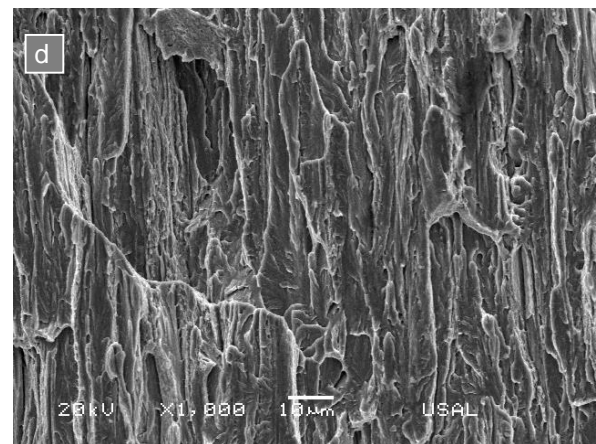
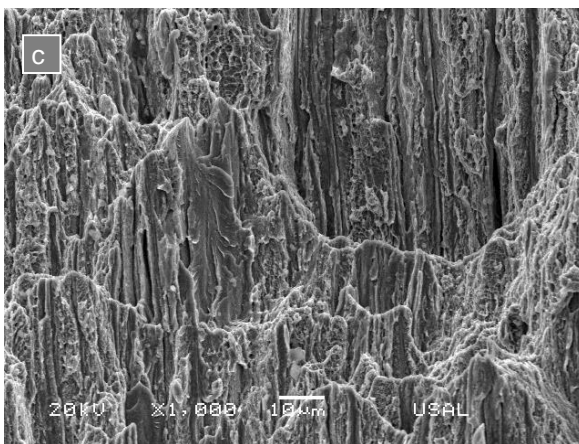
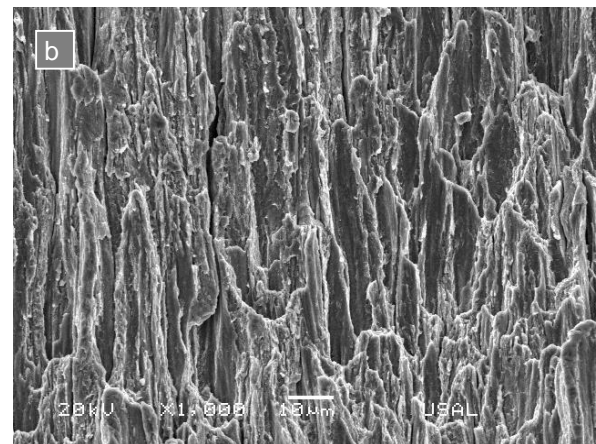
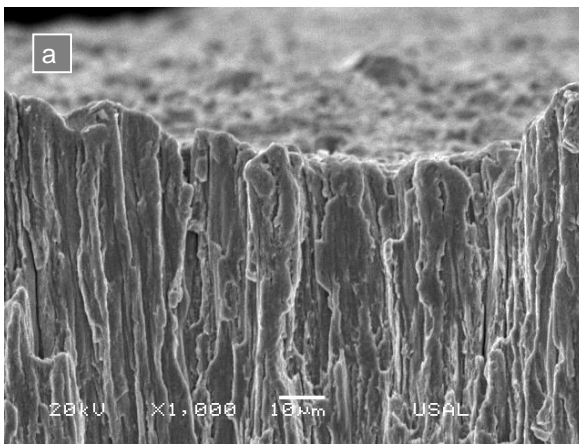
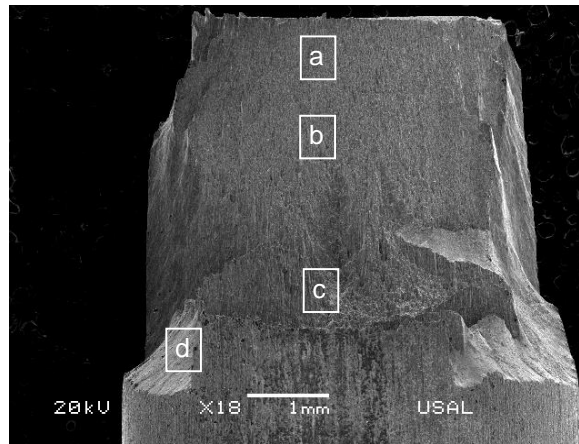


Fig. 2.41. Fractografías del alzado de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{m\acute{a}x}$ 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones catódicas (FAH): (a), (b) y (c) TTS verticales y (d) clivaje presente en paredes verticales.

Las ampliaciones se han realizado siguiendo la dirección de la fractura, se puede ver, al igual que sucedía en el caso anterior, cómo las huellas de la TTS se hacen cada vez menos alargadas, mostrándose también como el avance de la fisura se ha producido a través de las fronteras de colonia. Por último, en la Fig. 2.41 (d), se muestra una ampliación de una pared vertical con ausencia de signos de CBT.

El camino de fisura en FAH sale fuera del plano transversal que contiene la prefisura por fatiga. Por ello se han realizado cortes longitudinales a las probetas de acero de pretensado fracturadas en estas condiciones. En ellas se puede ver, y en concordancia con estudios previos (OVEJERO, 1998), que, además del camino de fisura que conduce a la fractura catastrófica, existe uno secundario totalmente simétrico a éste (tomando como plano de simetría el plano transversal que contiene la prefisura por fatiga). La existencia de este camino de fisura secundario facilita el estudio fractográfico, ya que sufre el mismo micromecanismo de fractura que la fisura principal. En la Fig. 2.42 se muestra el camino seguido por esta fisura secundaria.

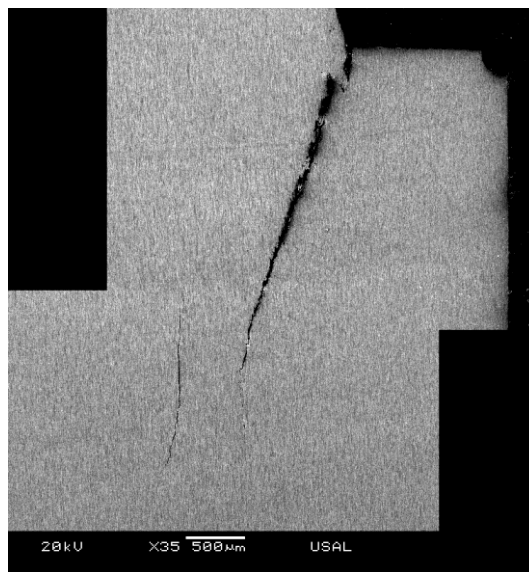


Fig.2.42. Fractografía del corte longitudinal de una probeta de acero de pretensado prefisurada por fatiga y fracturada en condiciones catódicas (E7, velocidad de desplazamiento constante).

En esta figura se puede ver como el avance de fisura es altamente anisótropo y carece de fractura en modo I, a diferencia de lo observado en otras familias de aceros trefilados (LANCHA, 1987, OVEJERO, 1998). Esto se debe a que el acero trefilado empleado en esta Tesis ha sufrido deformaciones plásticas mayores a los aceros empleados en estudios previos, aumentando por ello la microanisotropía estructural de aquél. En la Fig. 2.43 se puede ver un detalle del camino de la fisura, donde se observa que el camino cuasi-vertical seguido por la fisura es en forma de zig-zag.

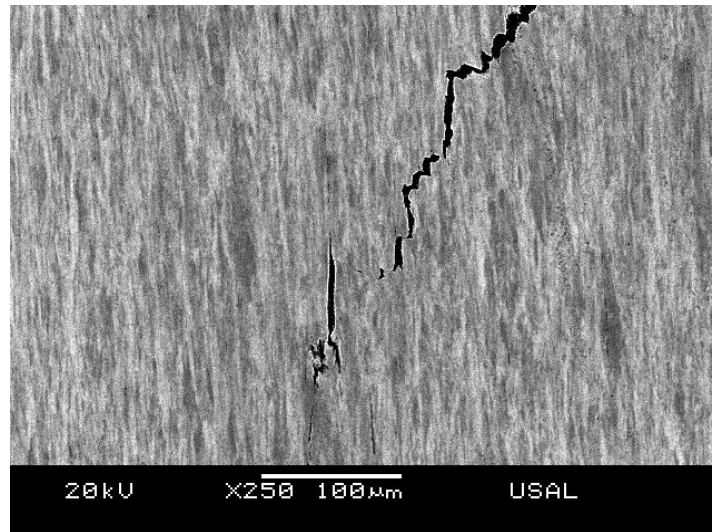


Fig. 2.43. Detalle del camino de la fisura (E7, velocidad de desplazamiento constante).

5.4.4. Alambroón, E0 (DAL, velocidad de desplazamiento constante)

En la Fig. 2.44 se muestra las micrografías correspondientes al estudio micro-fractográfico de una muestra representativa de las probetas prefisuradas al $0.80 K_{IC}$ y fracturadas en condiciones anódicas asociadas con DAL. En la Fig. 2.44 (a) se muestra un detalle de la zona de fatiga en la que se aprecia una degradación superficial del labio de fatiga debido a que ha estado expuesto, durante un tiempo prolongado, a la acción corrosiva del ambiente circundante. Esta degradación se distingue por el aspecto desenfocado de la fractografía, aunque se pueden llegar a apreciar ligeramente las *facetas de fatiga*.

En la Fig. 2.44 (b) se muestra la siguiente etapa del proceso de fractura que corresponde a DAL, donde se puede observar gracias a la ampliación [Fig. 2.44 (c)], que existe una disolución preferente de una de las dos fases que compone la microestructura laminar del acero analizado. Este proceso genera una textura de aspecto similar al que aparece tras aplicar a un acero perlítico un tratamiento de ataque electroquímico (empleado para visualizar la microestructura perlítica de estos aceros). Debido a que esta morfología aparece tras la disolución de una de las fases constituyentes del material se ha denominado *dissolution topography surface* (DTS).

En la Fig. 2.44 (c) se observa la transición entre esta zona DTS y el clivaje, en ella se puede diferenciar la morfología de estas dos zonas y, así, poder deducir el mecanismo de fractura sufrido por la probeta.

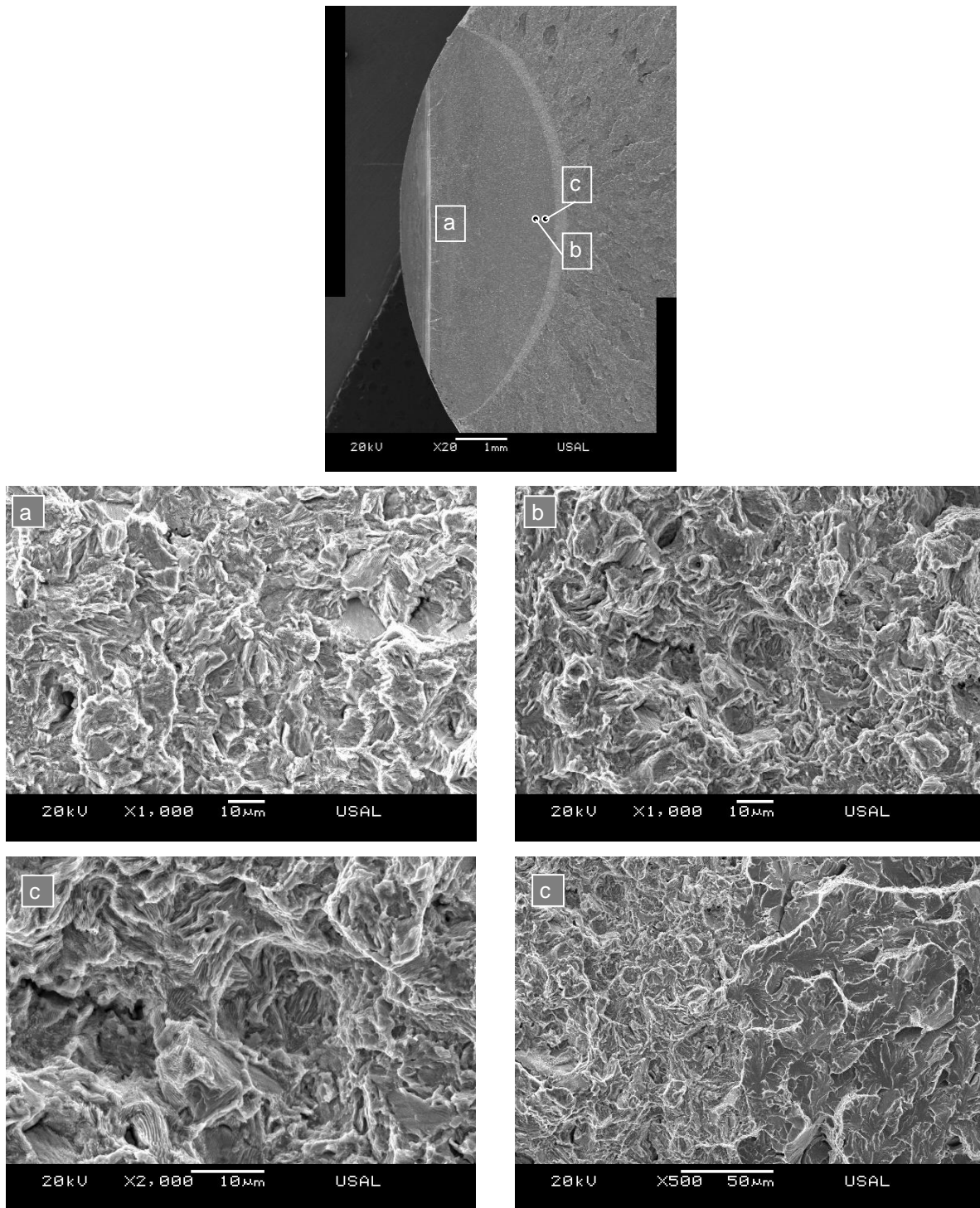


Fig. 2.44. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{m\acute{a}x}$ 0.80 K_{IC} ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a) superficie de fractura correspondiente al nivel de prefisuración por fatiga aplicado, (b) superficie afectada por la CBT, (c) ampliación de esta zona afectada por la CBT y (d) frontera entre esta zona y el clivaje final.

Se puede apreciar que la morfología enmarañada de la zona afectada por el ambiente corrosivo (DTS) marca una diferencia muy clara con el clivaje, esta morfología, DTS, observada a estos aumentos, resulta similar a la fractografía característica que se aprecia en el

modo dúctil de fractura (coalescencia de microhuecos, CMH). Como se puede observar ninguna de las facetas de clivaje muestra signos de disolución, debido a que este mecanismo de fractura se ha desarrollado de forma instantánea y, por tanto, no ha estado expuesto a la acción corrosiva del ambiente el tiempo suficiente como para ser dañado, a diferencia de lo que ocurría en los labios de la fisura generada por la prefisuración.

En la Fig. 2.45, al igual que en el caso anterior, se muestra la fractografía de las diferentes zonas que representan las fases del proceso de fractura de una muestra representativa de las probetas prefisuradas al $0.60 K_{IC}$ y fracturadas en DAL. En las Figs. 2.37 (a) y (b) se muestran los dos pasos de fatiga que componen la prefisuración (0.80 y $0.60 K_{IC}$) donde se observa en ambas la textura característica de fatiga. Al igual que ocurría en el primer caso analizado de ambiente anódico (Fig. 2.44) estas superficies de fatiga han sufrido un deterioro superficial debido a la acción del ambiente agresivo.

Al igual que en ambiente catódico, las distintas fases de prefisuración se pueden diferenciar claramente y de forma análoga (en la zona del escalón de carga correspondiente al $0.60 K_{IC}$ las *facetras de fatiga* son más pequeñas y alargadas que en el primer escalón de carga). En la Fig. 2.45 (c) se muestra una fractografía correspondiente a la zona de crecimiento subcrítico por DAL con su textura asociada (DTS). Finalmente, se observa en la Fig. 2.45 (d) la zona de clivaje final con sus facetas claramente definidas, sin muestras de disolución por el ambiente circundante e indicando el camino de fractura.

Las fractografías correspondientes a la muestra representativa de las probetas prefisuradas al $0.40 K_{IC}$ y fracturadas en DAL se muestran en la Fig. 2.46. En las Figs. 2.46 (a) y (b) se muestran los dos pasos de fatiga aplicados en el proceso de prefisuración, exhibiendo las mismas características que en el caso anterior. A continuación de esta etapa de prefisuración por fatiga aparece una franja con una textura claramente diferenciada, Fig. 2.46 (c), que identifica la acción corrosiva del medio agresivo.

En esta fractografía se pueden diferenciar los tres procesos de fractura que sufre la probeta, a la izquierda de la imagen se aprecia el final del crecimiento de la fisura en su etapa de prefisuración por fatiga. A continuación de ésta y como consecuencia del cambio en las condiciones de contorno, tanto de carga como la exposición a un ambiente corrosivo, la zona de fractura toma una morfología diferente con una tonalidad más clara (DTS). Finalmente, a

la derecha de esta fractografía, se puede apreciar el comienzo de la fractura catastrófica en forma de clivaje originado a partir de la zona afectada por el ambiente con su topología en forma de DTS. Por último en la Fig. 2.46 (d) se muestra un detalle de la zona de clivaje.

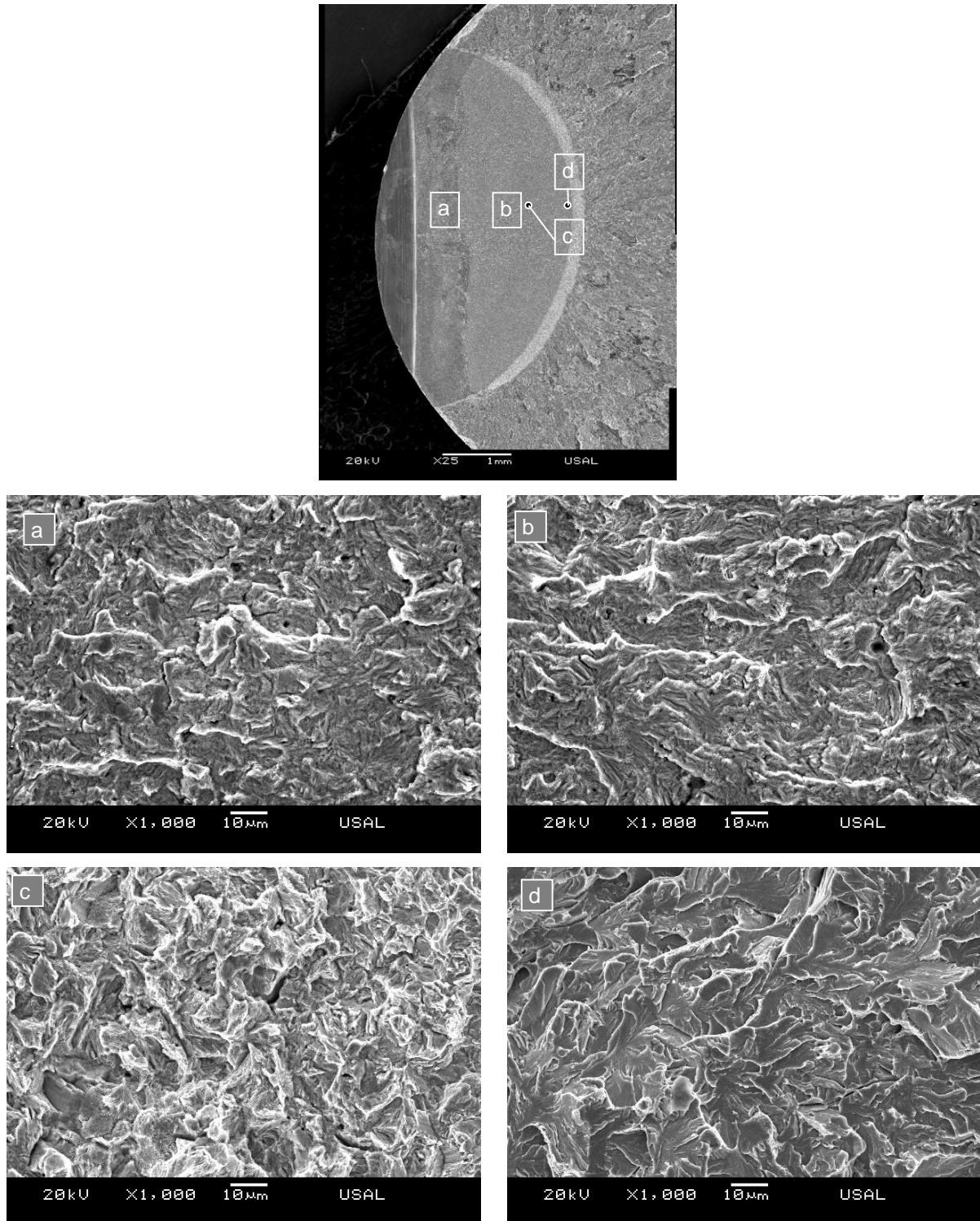


Fig. 2.45. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{\text{máx}} 0.60 K_{\text{IC}}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a) correspondiente al primer nivel de prefisuración por fatiga aplicado, (b) correspondiente al segundo nivel de carga aplicado en la prefisuración, (c) DTS y (d) clivaje final.

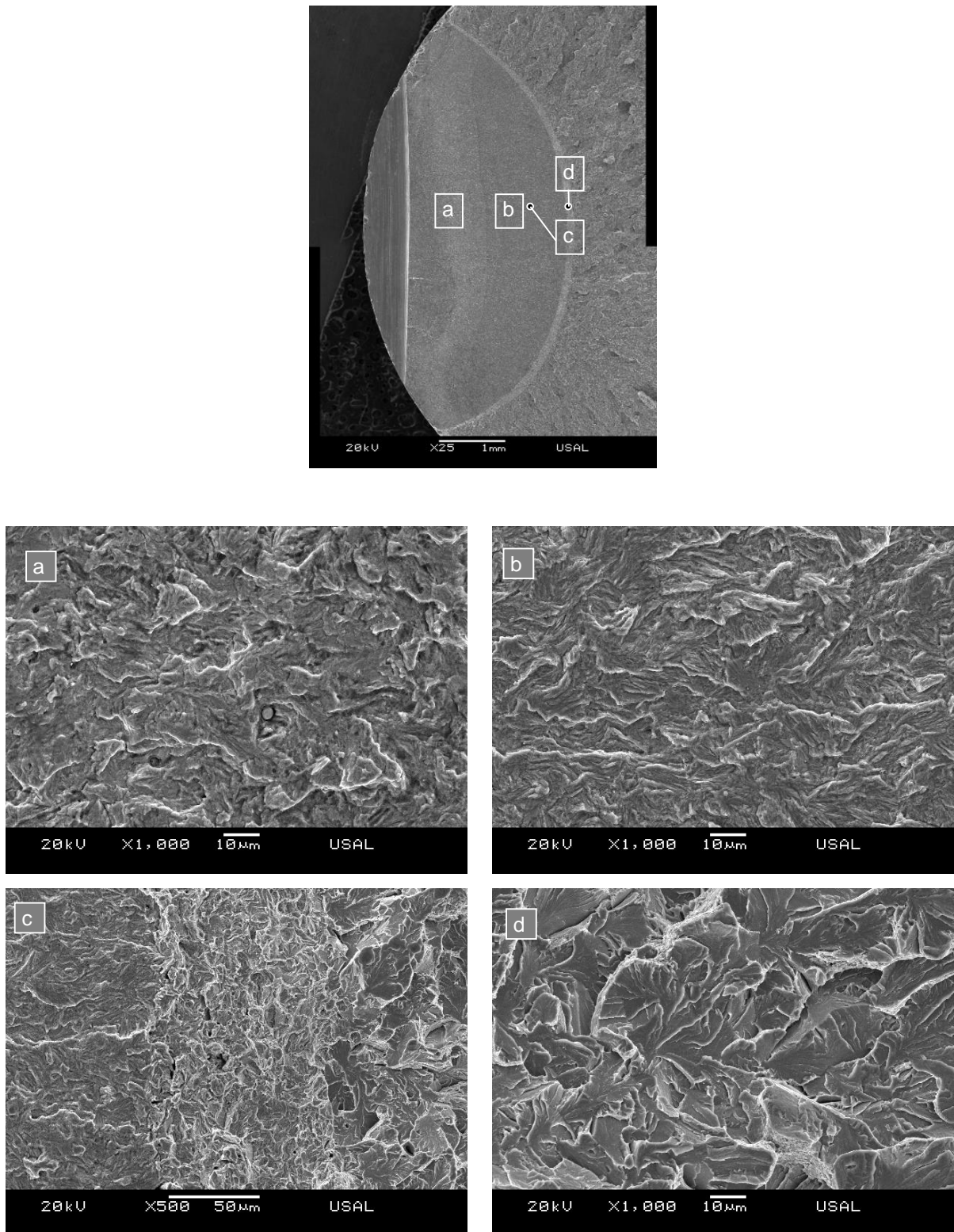


Fig. 2.46. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{\text{máx}} 0.40 K_{IC}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a) y (b) superficies de fractura correspondientes a los dos niveles de carga empleados en la prefisuración, (c) superficie de fractura asociada a la fatiga previa, la zona dañada por el ambiente y el clivaje y (d) clivaje final.

El alambroón prefisurado al $0.25 K_{IC}$ y fracturado en régimen anódico (DAL) se muestra en la Fig. 2.47. En las Figs. 2.47 (a), (b) y (c) las fractografías correspondientes a los tres escalones

de prefisuración empleados (0.80, 0.40 y 0.25 K_{IC}). Al igual que en el proceso de FAH, en este caso, aunque la superficie esté dañada por el ambiente corrosivo, se puede apreciar el cambio morfológico de las *facetas de fatiga* debido a la variación de los niveles de carga empleados.

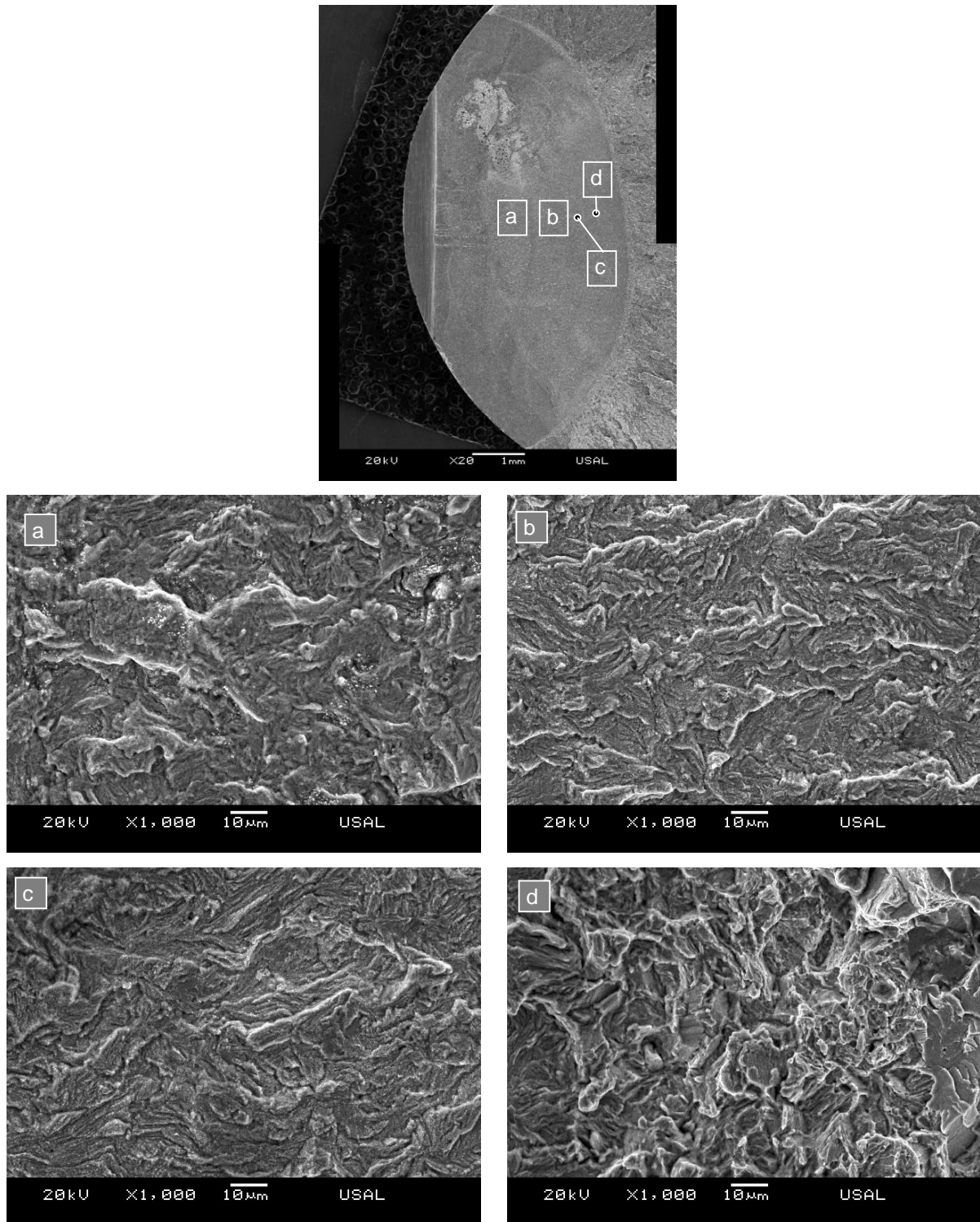


Fig. 2.47. Fractografías de las probetas del acero E0 prefisuradas con $K_{m\acute{a}x}$ 0.25 K_{IC} ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a), (b) y (c) superficies de fatiga correspondientes a los tres niveles de carga empleados en la prefisuración y (d) fatiga-DTS-clivaje.

En la Fig. 2.47 (d) se observan las tres zonas características del proceso de fractura; en la parte izquierda se observan las últimas facetas de fatiga correspondientes al final de la etapa de prefisuración, seguida de ésta aparece en la parte central la zona dañada por el ambiente corrosivo en forma de DTS y, por último, en la parte derecha, se observan las primeras facetas de clivaje asociadas al inicio de la fractura catastrófica de la probeta.

5.4.5. Acero de pretensado, E7 (DAL, velocidad de desplazamiento constante)

Para el estudio del comportamiento en condiciones anódicas de este acero se han empleado dos casos de prefisuración por fatiga, al igual que en el caso de ambiente agresivo en condiciones catódicas. En las siguientes figuras (Figs. 2.48-2.51) se muestran las fractografías de este análisis. El primer caso analizado es el de la probeta de acero de pretensado prefisurado por fatiga con un nivel de sollicitación del $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ (Fig. 2.48) y, al igual que en el caso anterior, como el proceso de fractura en ambiente agresivo sale fuera de la sección perpendicular al eje del acero ha sido necesario ampliar el análisis fractográfico con la vista del alzado (Fig. 2.49).

Se puede ver en la ampliación Fig. 2.48 (a) como la superficie prefisurada por fatiga está afectada superficialmente por la disolución corrosiva. En la Fig. 2.48 (c) se muestra un detalle de las zonas puntuales generadas en el proceso afectado por el ambiente que aparecen en el frente de fisura por fatiga en esta sección perpendicular al eje de la probeta. Se puede observar claramente que ha existido una disolución parcial de la ferrita dejando como esqueleto las láminas de cementita.

A continuación, se muestran en la Fig. 2.49 las fractografías correspondientes al alzado de la probeta, donde se observan las zonas de fisura generadas por el ambiente agresivo impuesto a la probeta. Se exponen las ampliaciones siguiendo la dirección de fractura, en este caso de abajo a arriba, quedando la prefisura por fatiga en la parte baja de la fractografía.

La vista en alzado de esta probeta muestra como el proceso de avance de la fisura en condiciones anódicas ha tenido lugar de manera anisótropa. En las siguientes ampliaciones se ve el aspecto de una superficie de fractura generada por este mecanismo donde se puede intuir que el proceso ha tenido lugar a través de la disolución de la ferrita con un avance de la fisura a través del espacio generado o degradado entre láminas de cementita [Fig. 2.49 (a), (b) y (c)].

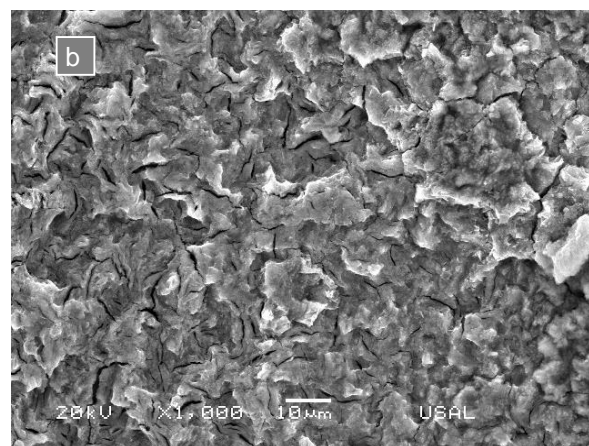
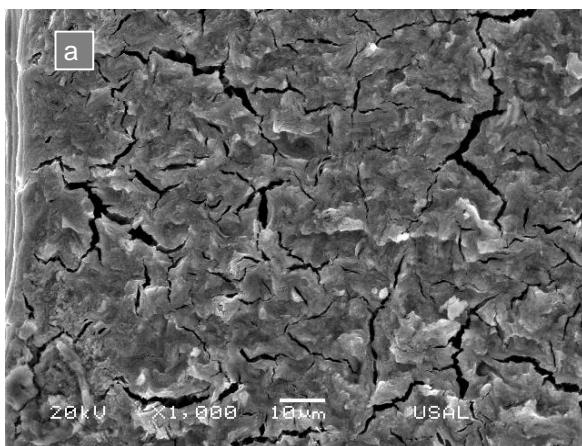
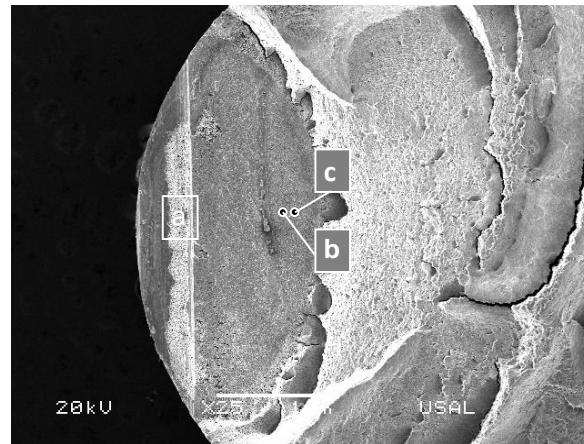


Fig. 2.48. Fractografías de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{m\acute{a}x}$ 0.40 $K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a) fractografía de la zona correspondiente a la prefisuración por fatiga aplicada, (b) zona del frente de fisura afectadas por DAL.

También se puede observar cómo han quedado las láminas de cementita; dispuestas de manera vertical, orientación de la propia microestructura de este acero. Otra prueba de la anisotropía de estos aceros es la Fig. 2.49 (d) donde se muestra una pared vertical de clivaje debido a la fractura final catastrófica de la probeta. Dicha pared está orientada en una dirección paralela o cuasi paralela al eje del alambre, o dirección del trefilado en frío. Dicha orientación es consistente con la de los dos niveles microestructurales del acero perlítico trefilado: colonias perlíticas y láminas de ferrita y cementita.

El aspecto fractográfico de las paredes verticales de clivaje es consistente con una propagación de fractura brusca por deslaminación o descohesión, a velocidades claramente mayores que las correspondientes al crecimiento subcrítico por DAL.

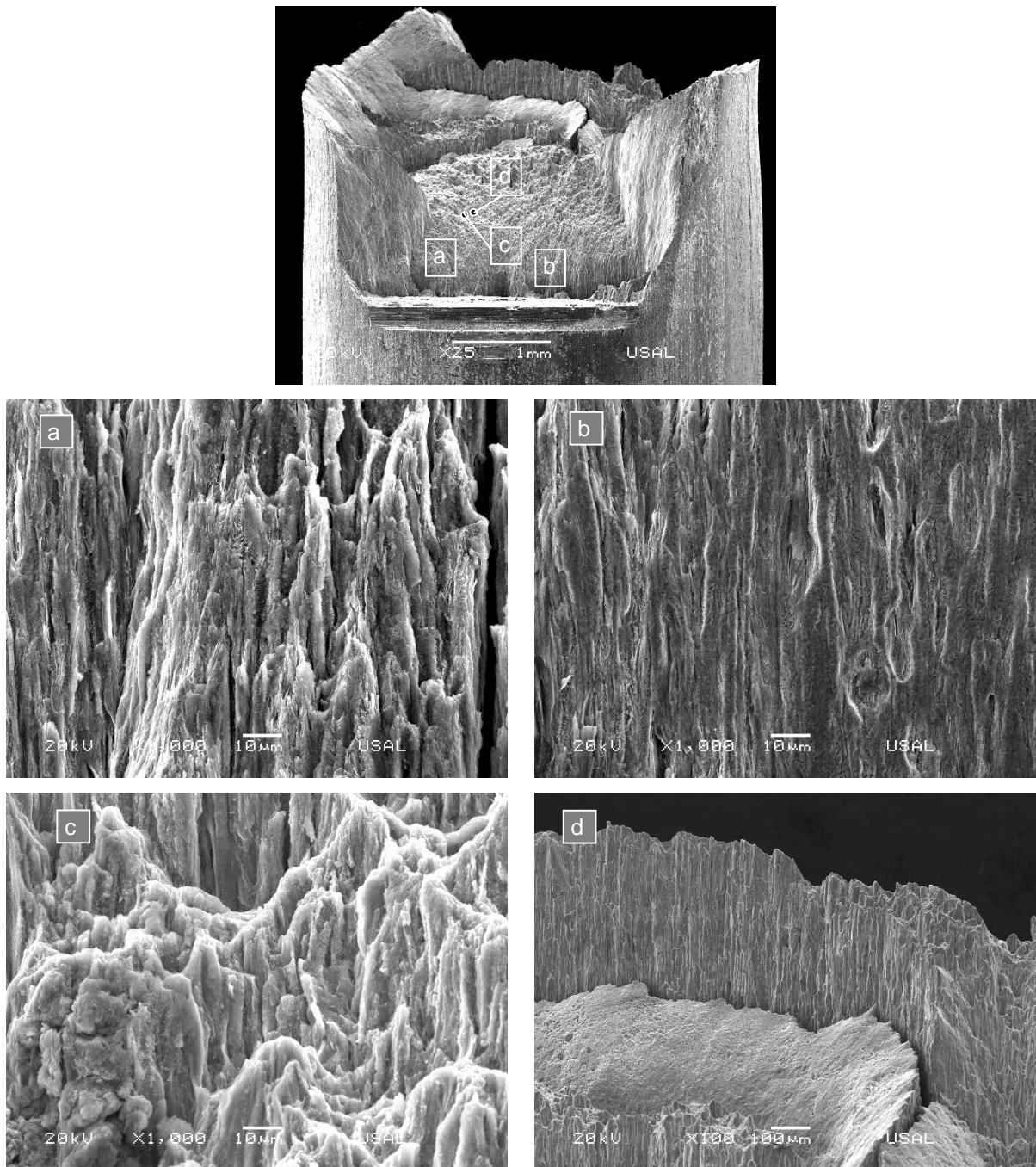


Fig. 2.49. Fractografías del alzado de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{\text{máx}} 0.40 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a), (b), (c), zonas DTS verticales y (d) clivaje de la pared vertical final.

Para el segundo caso de análisis, se muestran en las siguientes figuras (Figs. 2.50 y 2.51) las fractografías realizadas, tanto en la sección horizontal como en la vertical. La prefisuración en este caso es de un nivel de carga final del $0.25 K_{IC35.6^\circ}$ y han sido fracturadas posteriormente en condiciones anódicas.

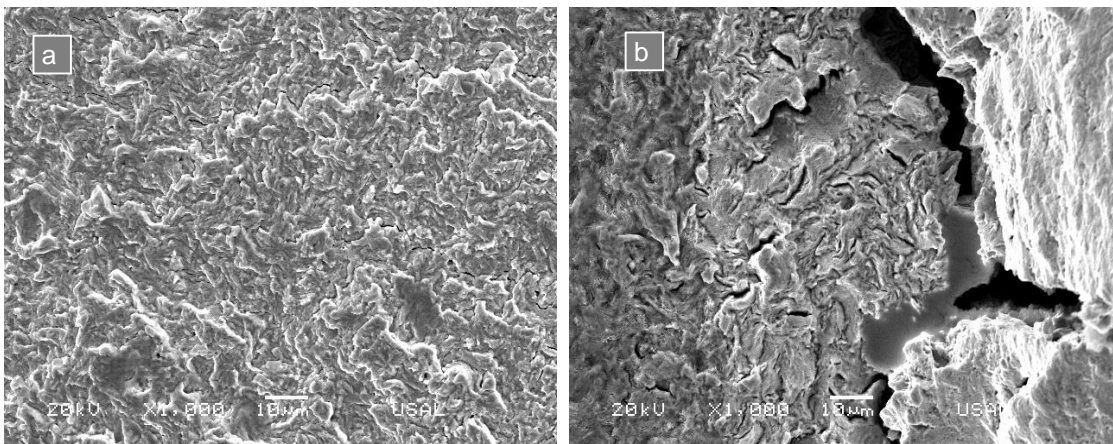
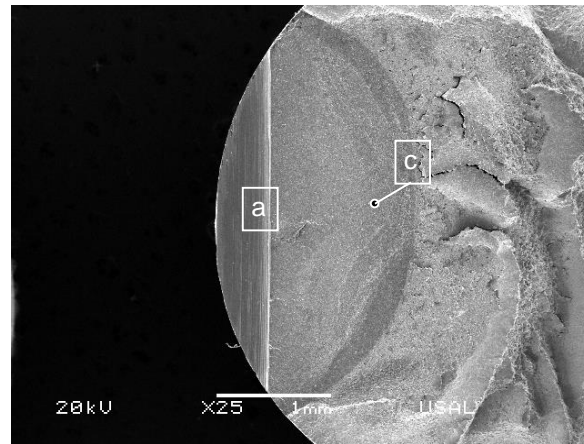


Fig. 2.50. Fractografías de las probetas del acero E7 prefisuradas con $K_{\text{máx}} 0.25 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL): (a) superficie de fractura correspondiente a la prefisuración por fatiga y (b) zona DTS existente en el frente de fisura.

En la sección horizontal se pueden observar claramente los dos niveles de prefisuración por fatiga empleados, éstos se distinguen por la diferencia de tonalidad. En la Fig. 2.50 (a) se ve una ampliación de la zona de fatiga y en la Fig. 2.50 (b) se muestra un detalle de las zonas afectadas por el ambiente agresivo, estas zonas, al igual que en los casos anteriores, aparecen en la sección horizontal en lugares puntuales, realizándose el avance de fisura general por disolución (CBT mediante DAL) en un plano distinto al horizontal.

En la vista paralela al eje de la probeta (Fig. 2.51) se puede ver como la fisura ha avanzado en esta dirección vertical ayudada por el ambiente corrosivo. En las ampliaciones se ve, a su vez, cómo este proceso puede haber tenido lugar mediante la disolución de la ferrita, impulsando así el avance de la fisura por estas zonas degradadas y dejando a la vista las láminas de cementita.

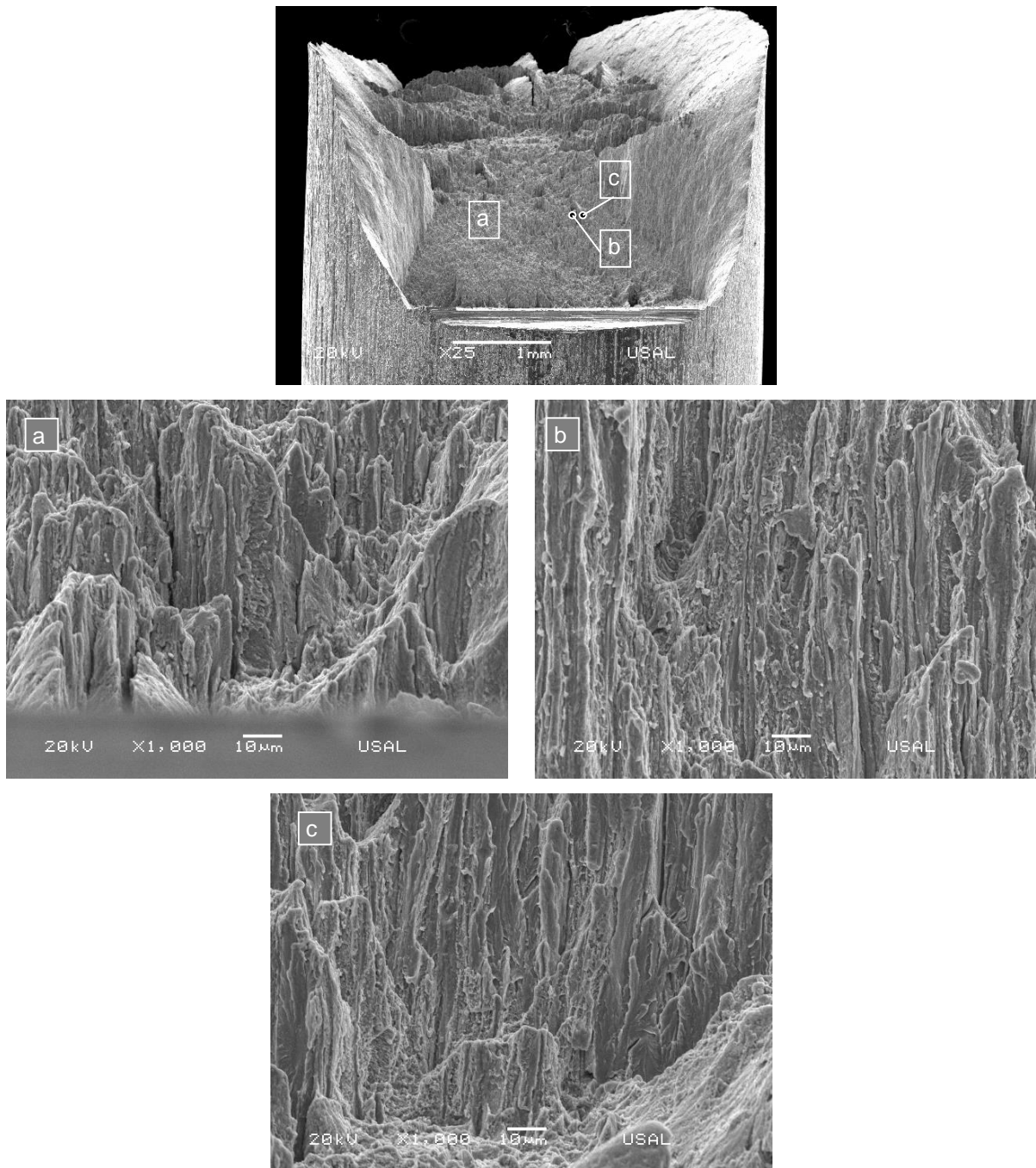


Fig. 2.51. Fractografías del alzado de las probetas del acero E7 prefisuradas con un $K_{\text{máx}} 0.25 K_{IC35.6^\circ}$ ensayadas en condiciones anódicas (DAL) donde se pueden observar en todas las ampliaciones las zonas afectadas por la corrosión.

Al igual que en el estudio de la fractura en ambiente catódico asociado con FAH, se han realizado cortes longitudinales a las probetas fracturadas en este ambiente agresivo y también se ha encontrado la fisura secundaria en las probetas. En la Fig. 2.52 se muestra una fractografía de la zona correspondiente a la punta de esta fisura secundaria. Al igual que en ambiente catódico, el camino de la fisura globalmente llega a ser cuasi paralelo a la orientación microestructural del acero (paralela al eje longitudinal del alambre).

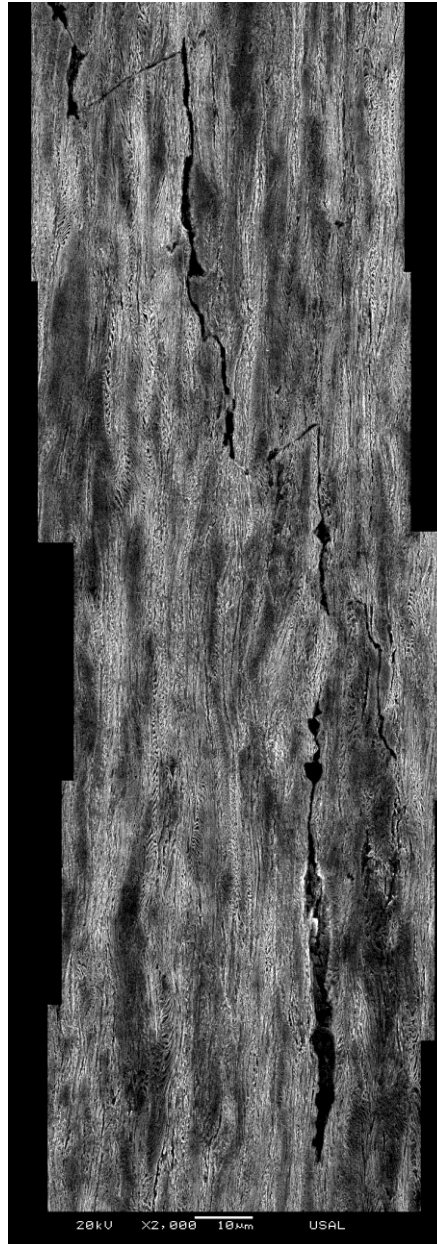


Fig. 2.52. Camino seguido por la fisura en los ensayos de CBT en condiciones anódicas de una probeta de acero de pretensado prefisurada por fatiga.

Dentro de esta verticalidad en el camino seguido por la fisura se puede detectar que, al igual que sucedía en el caso de la fractura en FAH, el camino de fractura sufre desviaciones en forma de zig-zag (Fig. 2.52). Además, en esta fractografía se puede ver como la presencia de inclusiones puede condicionar el camino de la fisura.

En el caso del acero de pretensado, la fractura en ambiente agresivo (tanto anódico como catódico) es anisótropa con un ángulo de deflexión de la fisura de en torno a 45-50°. En varios ensayos esta fisura sufre una segunda deflexión de ángulos cercanos a 89°, una fisura casi paralela al eje del alambre. La probabilidad de este aumento de la deflexión del camino de la

fisura (FMA, *fractura marcadamente anisótropa*) aumenta en el caso de probetas con un nivel de prefisuración por fatiga menor. Por otro lado, el tamaño de estas paredes de fractura generadas por EAF, es mayor en las probetas de acero de trefilado fracturadas en condiciones anódicas.

En la Fig. 2.53 (a) se muestra el esquema de la probeta fisurada, estando siempre a la izquierda la forma general de fractura y a la derecha el caso en el que se ha formado la FMA. Por otro lado, Fig. 2.53 (b), se muestra una foto con probetas fracturadas en condiciones catódicas y anódicas.

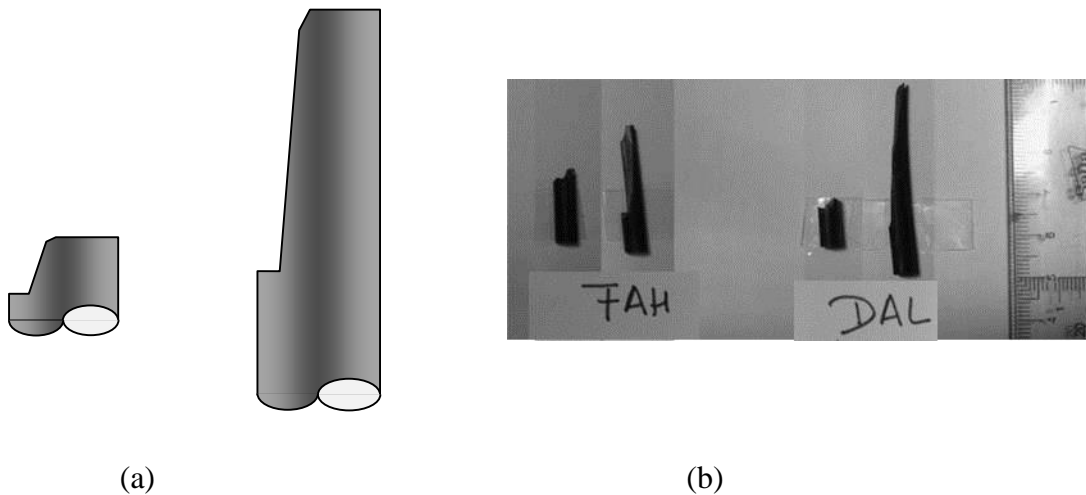


Fig. 2.53. Esquema (a) y fotografía (b) de probetas que han sufrido una alta deflexión comparadas con las que no han sufrido esta deflexión.

Para analizar el camino seguido por la fisura en el proceso de fractura en ambiente agresivo se han realizado micrografías en las paredes cuasiverticales formadas en la superficie de fractura de las probetas ensayadas en ambiente agresivo, tanto catódico como anódico (Fig. 2.54).

En la Fig. 2.54 (a) se puede observar cómo en la pared cuasivertical formada en los ensayos en ambiente catódico se forman microhuecos perpendiculares al eje de la probeta. Una ampliación de esta zona se muestra en la Fig. 2.55, donde se aprecia mejor la presencia de esta topología de fractura. Esta forma de fractura se asocia a la fractura dúctil donde los microhuecos se forman en la dirección paralela a la carga, en este caso se han formado perpendicularmente a la sollicitación impuesta a la probeta. Esta dirección adquirida en los microhuecos se puede deber a que, una vez deflectado el camino de fractura, la distribución de cargas cambia y el avance de la

fisura se puede producir por los esfuerzos en la dirección perpendicular al eje de la probeta provocados por la posición relativa entre la carga aplicada y el camino de fisura generado.

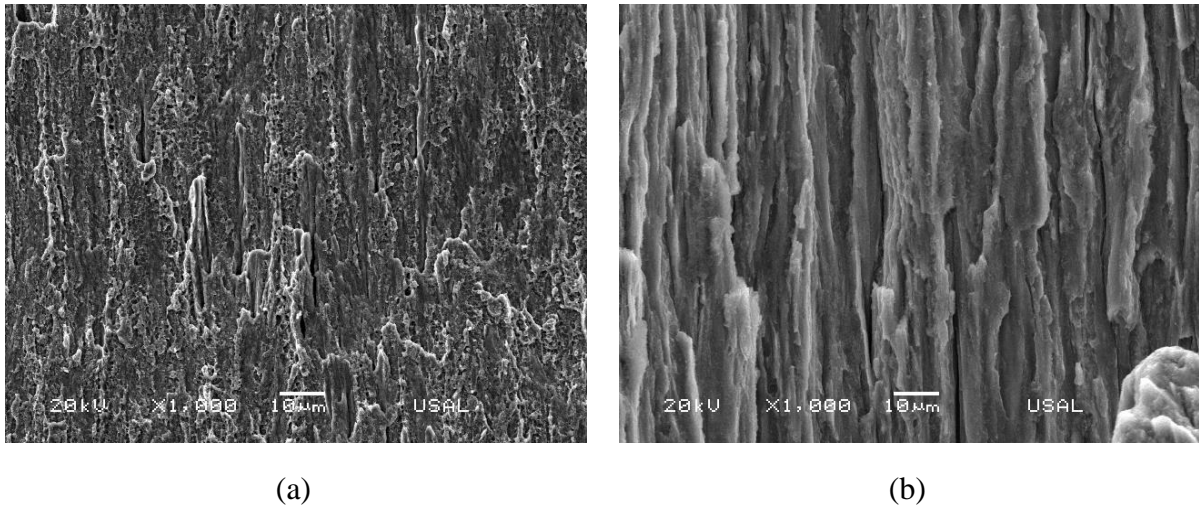


Fig. 2.54. Fractografías de la zona de fractura con alta deflexión (cuchillo) obtenidas en régimen (a) catódico y (b) anódico.

Por otro lado en la Fig. 2.54 (b) se observa, en las paredes cuasiverticales formadas en los ensayos en ambiente anódico, la estructura laminar generada en el proceso de fractura en estas condiciones. En la Fig. 2.56 se muestra una ampliación de esta zona donde se aprecia en mejor medida esta distribución laminar de tal forma que se puede intuir como el ambiente corrosivo que rodea la probeta provoca la disolución de una de las fases que componen la microestructura laminar del acero perlítico. También se puede observar la presencia de desgarros.

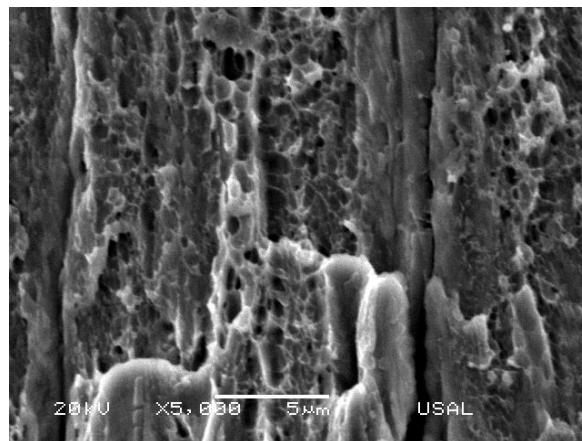


Fig. 2.55. Ampliación de los microhuecos que aparecen en la pared cuasivertical de la zona de fractura en los ensayos en condiciones FAH de los aceros de pretensado.

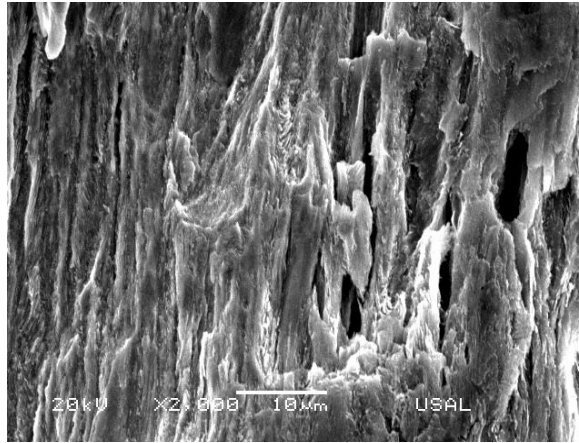
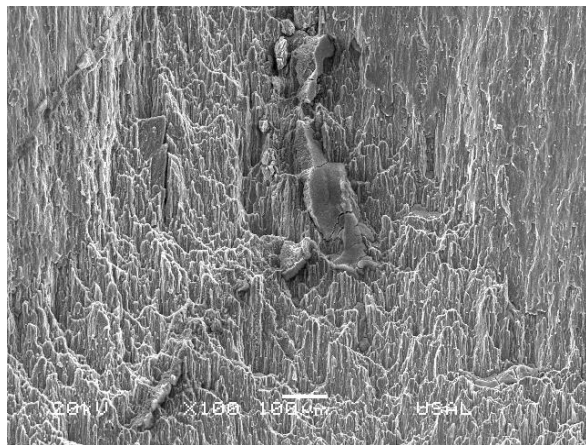


Fig. 2.56. Ampliación de la distribución laminar que aparece en la pared cuasivertical de la zona de fractura en los ensayos en condiciones DAL de los aceros de pretensado.

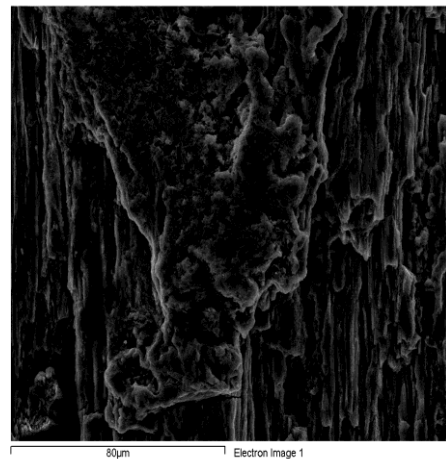
Durante los ensayos en condiciones anódicas se observó que de la probeta salían los productos generados en la reacción de disolución entre la solución y el acero. En algunas fractografías se ha observado los restos generados en la reacción sobre la superficie de fractura. En estas zonas, a estos productos de corrosión, se ha realizado un análisis cualitativo de su composición, para ver el tipo de compuesto que se genera en dichas reacciones. En la Fig. 2.57 se muestra una fractografía en la cual se observan restos de corrosión, así como el resultado del análisis cualitativo realizado en esta zona.

Como se puede observar, tanto en el espectro [Fig. 2.57 (c)] como en la gráfica de tanto por ciento en peso aproximado [Fig. 2.57 (d)], la composición de estos productos de corrosión puede corresponder a óxidos de hierro. Esto, sumado a que no se ha detectado presencia de carbono, corrobora que la fase del acero que reacciona con el ambiente es la ferrita.

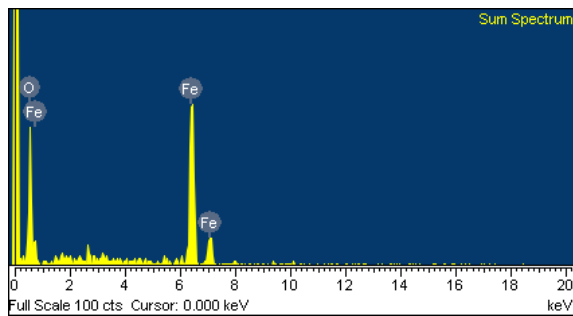
Por otro lado, en la Fig. 2.58, se puede observar cómo las láminas de cementita se fracturan de una manera frágil, con lo cual se puede intuir que la disolución de la ferrita es anterior al avance de la fisura. De esta forma la disolución en condiciones anódicas va introduciéndose en la microestructura del acero a través de la reacción con el hierro que compone la ferrita contenida en las láminas de este acero. La disolución preferente del hierro de la ferrita frente al de la cementita puede ser debido a que el enlace metálico que predominantemente forma la ferrita es más débil que el enlace no metálico que predomina en la cementita.



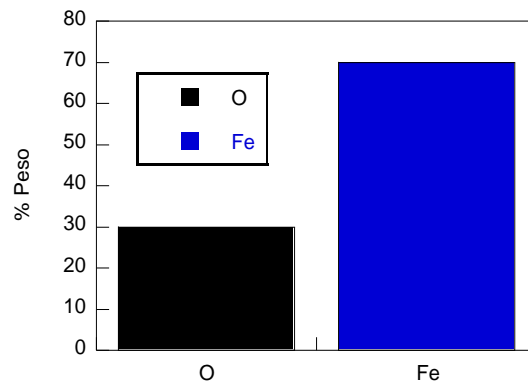
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 2.57. (a) Fractografía donde se observan restos de la reacción de corrosión, (b) ampliación de la zona donde se localiza el punto de análisis, (c) espectro donde se muestra la composición de la zona analizada y (d) tanto por ciento aproximado de los componentes que forman el producto de corrosión analizado.

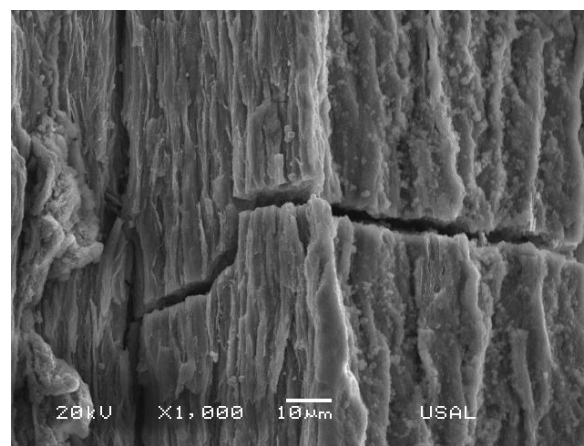


Fig. 2.58. Detalle de la rotura frágil de la cementita, donde también se observa la pérdida de ferrita experimentada por el acero en condiciones de DAL.

5.5. Análisis fractográfico cuantitativo

Para poder evaluar en mejor medida el efecto del ambiente agresivo en los diferentes casos de estudio se han analizado, mediante el programa de análisis de imagen AnaliSYS[®] y AutoCAD[®], las fractografías de todas las probetas ensayadas en ambiente agresivo (FAH y DAL), con el fin de cuantificar las dimensiones de las diferentes zonas de la superficie de fractura.

Para el caso del alambroón y fractura bajo velocidad de sollicitación constante impuesta en los ensayos de CBT, en todos los casos analizados la fisura muestra una geometría elíptica, manteniendo dicha morfología en las diferentes etapas del proceso de crecimiento subcrítico de fisura (*i.e.*, en todas las fases del proceso de fractura exceptuando la etapa final de fractura frágil por clivaje).

Para ello se han medido las dimensiones de la longitud de fisura correspondiente al proceso de daño por el ambiente (a_{TTS} para el caso de ambiente catódico y a_{DTS} para el ambiente anódico) así como la fisura total, obteniendo sus parámetros geométricos, $(a/b)_{TTS}$ y $(a/d)_{TTS}$ para el caso de FAH y $(a/b)_{DTS}$ y $(a/d)_{DTS}$ para el caso de DAL. A su vez también se ha tenido en cuenta la susceptibilidad a la acción del ambiente agresivo ya en términos de carga como en tiempos de rotura, F_R/F_0 y t_R/t_0 respectivamente.

En las siguientes tablas (Tabla 2.11 y Tabla 2.12) se muestran respectivamente los datos correspondientes a los diferentes niveles de prefisuración aplicados a las probetas para los dos ambientes agresivos empleados (FAH y DAL) para el caso del acero sin trefilar fracturados bajo velocidad de sollicitación constante. Estos valores se han obtenido como el valor promedio de los datos obtenidos de la cuantificación de todas las probetas ensayadas (Anexo I).

Tabla 2.11. Medidas de las zonas de la superficie de fractura correspondientes a los ensayos en condiciones FAH.

$K_{m\acute{a}x}$ (K_{IC})	F_R/F_0	t_R/t_0	a_{TTS} (mm)	$(a/b)_{TTS}$	$(a/d)_{TTS}$	a_{TTS}/a_{total}
0.80	0.8300	0.8261	0.4089	0.8576	0.3300	0.1125
0.60	0.7883	0.7893	0.4363	0.8695	0.3511	0.1179
0.40	0.7447	0.7695	0.4586	0.8599	0.3778	0.1144
0.25	0.7400	0.7023	0.4641	0.8777	0.3940	0.1052

Tabla 2.12. Medidas de las zonas de la superficie de fractura correspondientes a los ensayos en condiciones DAL.

$K_{m\acute{a}x}$ (K_{IC})	F_R / F_0	t_r / t_0	a_{DTS} (mm)	$(a/b)_{DTS}$	$(a/d)_{DTS}$	a_{DTS} / a_{total}
0.80	0.9725	1.0190	0.2515	0.9147	0.2909	0.085
0.60	0.9375	1.0077	0.2457	0.8815	0.2898	0.077
0.40	0.9095	0.9779	0.1956	0.9202	0.3200	0.055
0.25	0.9034	0.9125	0.2015	0.9601	0.3392	0.054

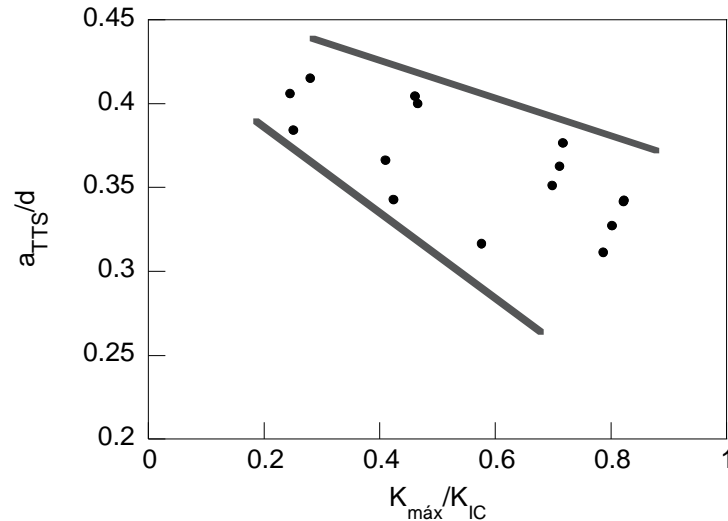
Para comprender mejor la evolución de la morfología de la fisura con los distintos niveles de prefisuración empleados, se han representado en las siguientes figuras [Figs. 2.59 (a) y (b)] los parámetros que definen la morfología de la fisura (profundidad de fisura adimensionalizada con el diámetro de la probeta, a/d y la relación de aspecto de la fisura elíptica, a/b) para la fractura del alambión en condiciones catódicas.

En la Fig. 2.59 (a) se puede observar cómo, a medida que se emplea un nivel de prefisuración más alto, la profundidad de fisura total adimensionalizada disminuye. Como la longitud de fisura de inicio de la FAH tras la prefisuración es prácticamente la misma para todos los casos considerados, se puede intuir que a medida que se aumenta el nivel de carga en la prefisuración, el efecto del ambiente agresivo en condiciones catódicas genera profundidades de fisura más pequeñas.

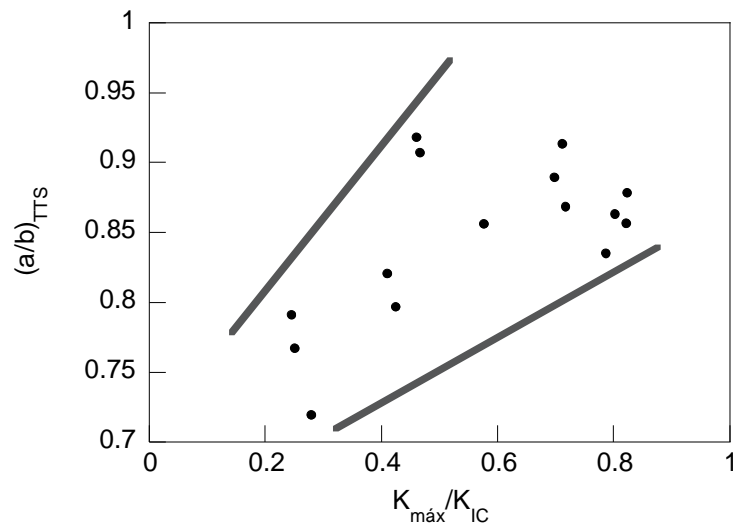
En la Fig. 2.59 (b) se puede apreciar la evolución de la morfología del frente de fisura, expresado por la relación de aspecto $(a/b)_{DTS}$, con el nivel de prefisuración empleado en la generación de la fisura inicial por fatiga; existe una tendencia creciente de dicho parámetro con el nivel de sollicitación aplicado en la prefisuración. Esto quiere decir que con niveles de carga mayores el frente de fisura se hace más circular, *i.e.*, el crecimiento subcrítico de la fisura se localiza preferencialmente en el centro del frente a diferencia de los niveles más pequeños empleados en los que la fisura tiende a crecer por el borde generando frentes de fisura más elípticos.

La dependencia del efecto dañino del ambiente agresivo en condiciones anódicas con los distintos niveles de prefisuración por fatiga empleados no es tan acusada como en el caso anterior, tal como se puede ver en las Figs. 2.60 (a) y (b) donde las variaciones de los parámetros geométricos del frente de fisura considerados con el nivel de prefisuración aplicado es bastante menor. En la Fig. 2.60 (a) se puede observar como con probetas con un

nivel de prefisuración mayor se alcanzan menores profundidades de fisura en los ensayos a fractura en ambiente DAL. Además, en la Fig. 2.60 (b), se puede ver como el frente de estas fisuras se hace cada vez más elíptico.



(a)

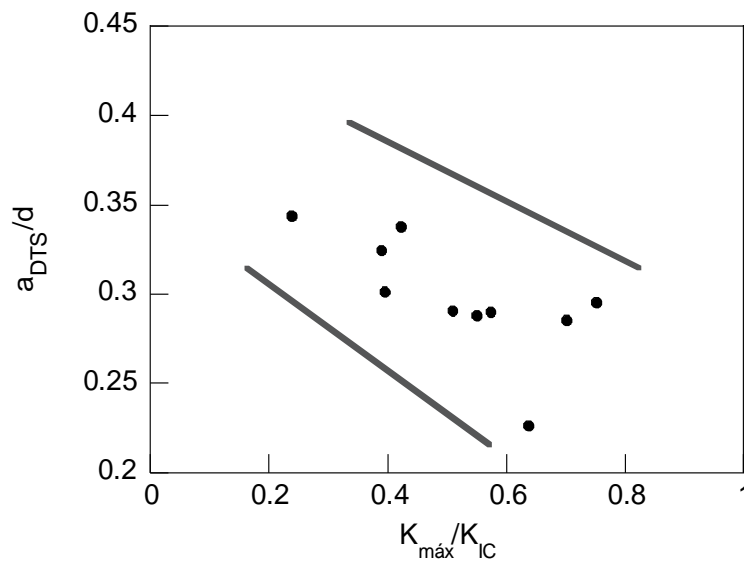


(b)

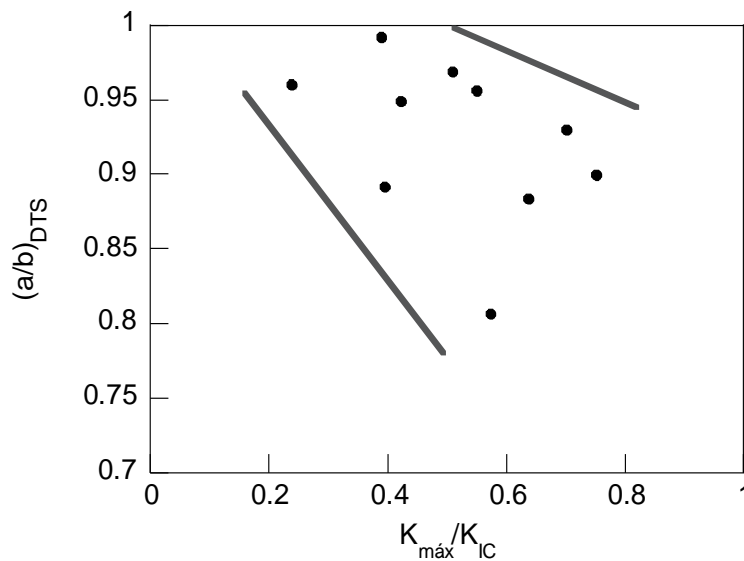
Fig. 2.59. Variación con el nivel de prefisuración aplicado de los parámetros que caracterizan el frente de fisura para las muestras ensayadas en condiciones FAH: (a) profundidad de fisura adimensionalizada con el diámetro de la probeta y (b) relación de aspecto de la fisura.

Para analizar con mayor profundidad el efecto dañino del ambiente en ambos regímenes considerados en esta Tesis, se han representado en la Figs. 2.62 (a) y (b) la evolución de la dimensión de la zona de daño (a_{TTS} en FAH y a_{DTS} en DAL) en función del nivel de prefisuración por fatiga empleado.

Tal y como se comentó anteriormente, el efecto dañino en el caso de DAL es menos acusado que en FAH. Esto se puede apreciar en el rango de variación de los datos representados en estas figuras [Figs. 2.61 (a) y (b)]. Por otro lado, y a pesar de la poca influencia que ejerce el nivel de prefisuración empleado, se puede observar que la evolución de la profundidad de la fisura generada en el proceso de CBT es contraria dependiendo del régimen en el que se haya roto la probeta: en régimen catódico es decreciente con el nivel de prefisuración por fatiga, mientras que su evolución con este nivel de prefisuración en el régimen anódico es creciente.

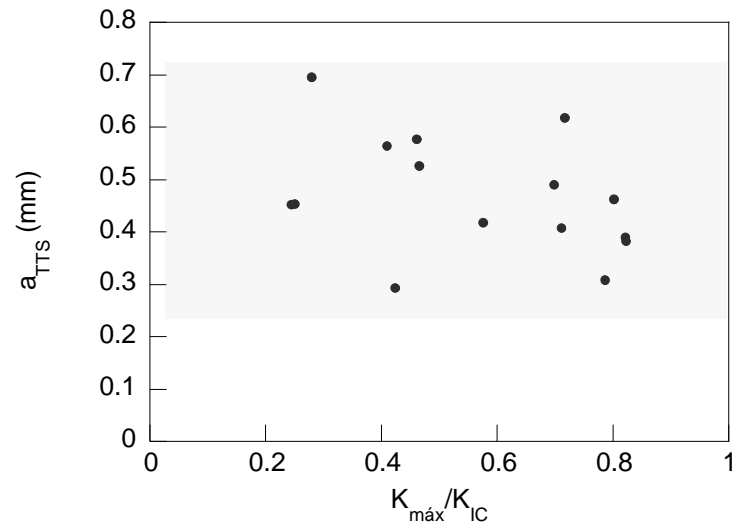


(a)

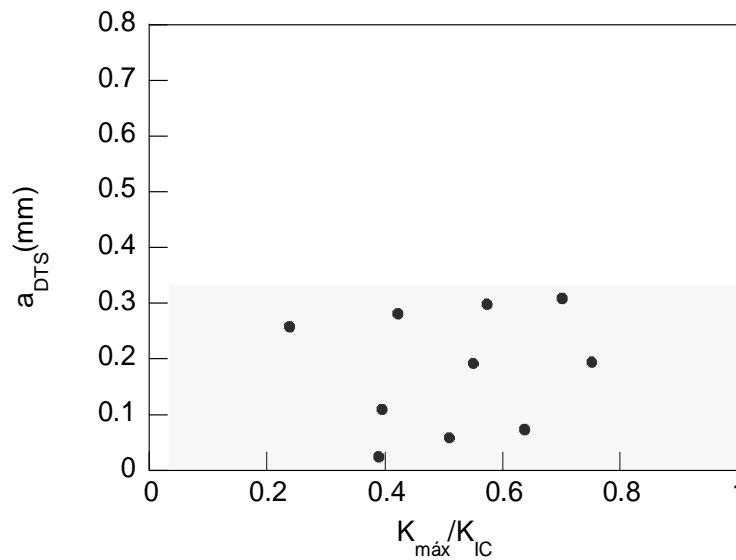


(b)

Fig. 2.60. Variación con el nivel de prefisuración aplicado de los parámetros que caracterizan el frente de fisura para las muestras ensayadas en condiciones DAL: (a) profundidad de fisura adimensionalizada con el diámetro de la probeta y (b) relación de aspecto de la fisura.



(a)

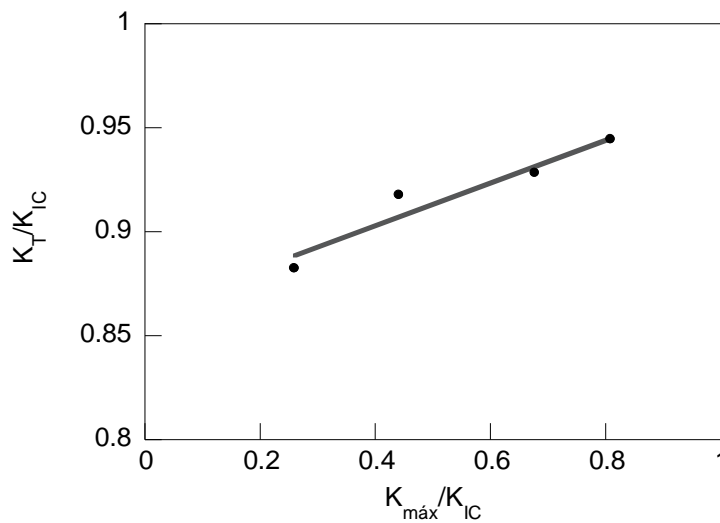


(b)

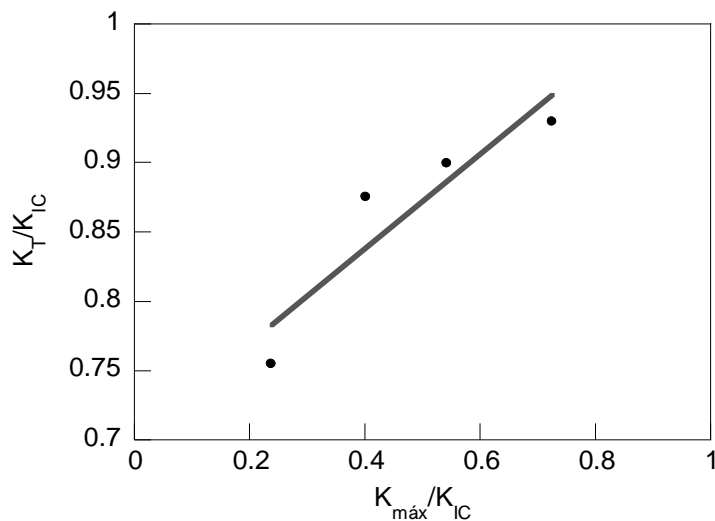
Fig. 2.61. Variación de la profundidad de las zonas dañadas por el ambiente agresivo: (a) TTS y (b) DTS.

Tal como se comentó en el capítulo I, en términos de la MFEL, el parámetro gobernante en los procesos de fractura de materiales es el factor de intensidad de tensiones (FIT). Para las roturas en ambiente agresivo la magnitud de este parámetro se puede determinar empleando las mismas expresiones que las utilizadas en la propia definición del FIT. De este modo el paso de la zona dañada por la acción del hidrógeno (TTS) a la zona de fractura por clivaje final tiene lugar cuando el FIT alcanza un determinado valor, el llamado FIT de transición, K_T (TORIBIO, 1997). Este valor depende de la cantidad de hidrógeno que ha penetrado en el material reflejado en la dimensión de la zona TTS. Para calcularlo es necesario conocer las

variables de las que depende: el FIT adimensional (SHIN y CAI, 2004), las dimensiones de la fisura (longitud de fisura por la prefisuración más longitud de fisura debida a la acción del hidrógeno) y la sollicitación mecánica aplicada (se han tomado los valores de la carga en el instante de rotura en cada ensayo realizado). En la siguiente figura se muestra la evolución de este parámetro, tanto en condiciones catódicas [Fig. 2.62 (a)] como anódicas [Fig. 2.62 (b)], con el nivel de prefisuración por fatiga empleado para la generación de la fisura de partida en los ensayos de corrosión.



(a)



(b)

Fig. 2.62. Evolución del FIT de transición frente al nivel de prefisuración aplicado en (a) régimen catódico y (b) régimen anódico.

Tal como se puede observar en estas figuras, la evolución del parámetro K_T con el nivel de prefisuración es creciente. No obstante el rango de variación, a diferencia de lo observado para las longitudes de fisura, es mayor en condiciones anódicas. Esto induce a pensar que la influencia del ambiente agresivo se hace notar no solo en la extensión de la zona fracturada de la probeta sino también en la respuesta mecánica del material a la sollicitación impuesta

Por otro lado, se ha realizado también el estudio estacionario en condiciones catódicas del alambroón correspondiente a la sollicitación de carga constante en los ensayos de rotura en ambiente agresivo. En la Tabla 2.13 se muestran los resultados obtenidos en el caso de ensayos llevados a fractura bajo condiciones de carga constante en un ambiente catódico de las probetas de alambroón prefisuradas por fatiga. Al igual que en el caso anterior, estos valores se han obtenido como el valor promedio de los datos de la cuantificación de todas las probetas ensayadas.

Tabla 2.13. Ensayos bajo carga constante para el alambroón en condiciones catódicas.

K_{CBT} (K_{IC})	$K_{m\acute{a}x}$ (K_{IC})	t_R (s)	a_{TTS} (mm)	$(a/b)_{TTS}$	$(a/d)_{TTS}$	a_{TTS}/a_{total}
80	0.80	3300	0.3341	0.8426	0.3036	0.1000
	0.60	4700	0.3197	0.9001	0.3145	0.0924
70	0.60	171010	0.8759	0.8461	0.3587	0.2219
	0.40	10402	0.4568	0.9043	0.3612	0.1149

Para los dos casos empleados de carga constante se puede ver que con niveles de prefisuración por fatiga mayores se obtienen longitudes de TTS menores, *i.e.* un menor efecto del ambiente. Además, con niveles de prefisuración mayores, el frente de fisura es más elíptico, la fisura crece más por los bordes. Cuando se considera un mismo nivel de prefisuración, $0.60K_{IC}$, con carga constante impuesta en el ensayo de CBT mayor el efecto del ambiente agresivo es menor, lo que se traduce en un menor tiempo de exposición y por tanto una menor superficie dañada por el hidrógeno.

En el caso del FIT de transición, los valores correspondientes a los ensayos a fractura de las probetas de alambroón en condiciones catódicas y bajo carga constante se muestran en la Tabla 2.14.

Tabla 2.14. Valores del FIT de transición para las probetas de alambón fracturadas en condiciones catódicas bajo carga constante.

K_{CBT} (K_{IC})	$K_{m\acute{a}x}$ (K_{IC})	K_T ($MPa \cdot m^{1/2}$)
0.80	0.80	44.68
	0.60	43.71
0.70	0.60	45.46
	0.40	43.05

La evolución de este parámetro, FIT de transición, tiene la misma tendencia que la extensión de la zona TTS. Para mayores niveles de prefisuración, menor es K_T y, a su vez, a mayor carga constante aplicada en el ensayo de fractura en ambiente agresivo este parámetro es menor.

El segundo material empleado en esta Tesis es el acero de pretensado. En este caso, debido a sus particularidades, sólo se ha realizado un análisis de fractura en condiciones catódicas y anódicas con velocidad de sollicitación constante y para dos niveles de prefisuración por fatiga: 0.40 y 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$.

Los resultados obtenidos del estudio cuantitativo de sus superficies fractográficas se incluyen en la Tabla 2.15 y Tabla 2.16, tanto para el caso de fractura en ambiente catódico como anódico. Los datos de carga y tiempo de rotura se adimensionalizan con los obtenidos para los mismos niveles de prefisuración por fatiga en aire. Las dimensiones de la zona afectada por el ambiente agresivo son la profundidad de fisura a (a_{TTS} y a_{DTS} , para cada condición electroquímica empleada, catódica y anódica respectivamente) se han obtenido mediante la utilización del teorema de Pitágoras sobre las proyecciones en la horizontal y la vertical debido a que el camino de fisura se desvía del plano horizontal que contiene la prefisura por fatiga, según muestra la Fig. 2.63.

Tabla 2.15. Dimensiones de la zona dañada por el ambiente agresivo en condiciones catódicas (FAH) de las probetas de acero trefilado.

$K_{m\acute{a}x}$ ($K_{IC35.6^\circ}$)	F_R / F_0	t_R / t_0	a_{TTS} (mm)	a_{TTS} / a_{total}
0.40	0.933	0.732	1.927	0.550
0.25	0.898	0.861	2.463	0.414

Tabla 2.16. Dimensiones de la zona dañada por el ambiente agresivo en condiciones anódicas (DAL) de las probetas de acero trefilado.

$K_{m\acute{a}x}$ ($K_{IC35.6^\circ}$)	F_R / F_0	t_R / t_0	a_{DTS} (mm)	a_{DTS} / a_{total}
0.40	0.929	0.996	0.557	0.192
0.25	0.885	0.973	1.249	0.439

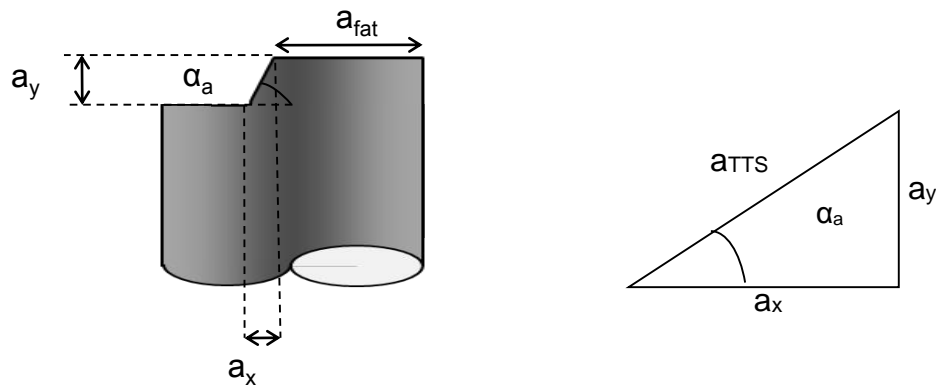


Fig. 2.63. Esquema donde se muestran las proyecciones horizontal y vertical de la fisura generada por la acción del ambiente agresivo.

En el estudio de la fractura en ambiente hidrogenante, FAH, se puede observar cómo, para el caso de menor nivel de prefisuración, la susceptibilidad en carga al ambiente es mayor, puesto que la relación adimensional de la carga es menor. En relación a esto se puede ver cómo las dimensiones de la zona TTS representadas por la longitud de fisura obtenida por el procedimiento anterior son mayores a medida que el nivel de prefisuración por fatiga aplicada a las probetas disminuye. La susceptibilidad en tiempo a la acción del hidrógeno sigue una tendencia contraria aumentando con el nivel de carga de prefisuración aplicado a la probeta.

En las fracturas producidas en ambiente anódico la susceptibilidad es mayor en los niveles de prefisuración por fatiga más bajos, tal como muestran los parámetros de fractura carga y tiempo en la Tabla 2.16. En este caso las dimensiones de la zona dañada por el ambiente agresivo aumentan, al igual que en FAH, con las probetas prefisuradas a un nivel de carga menor. El hecho de que en FAH exista la diferencia de tendencias en la susceptibilidad y que existan discrepancias en ambos ambientes comparando estos resultados con los obtenidos para el caso del alambrión puede atribuirse al hecho de que la fisuración asistida por el hidrógeno en el acero trefilado es anisótropa, se desvía del plano horizontal. Por tanto se hace necesario analizar la evolución de su perfil, es decir, de las proyecciones de este camino de fractura en sus dos componentes (Tabla 2.17 y Tabla 2.18).

Analizando los resultados en función de las proyecciones del camino seguido por la fisura en ambiente agresivo asociado con la FAH (Tabla 2.18), se puede observar que con niveles de prefisuración mayores la proyección en el eje horizontal es mayor. Por el contrario tiene menor componente vertical y menor ángulo de deflexión del camino de fisura, al igual que sucede con la susceptibilidad en carga. Se puede intuir que a menores niveles de prefisuración más anisótropa es la fractura.

En el caso de ambiente agresivo DAL (Tabla 2.19) hay muy poca variación en los valores de la susceptibilidad, y las proyecciones en ambas direcciones y el ángulo de deflexión siguen una tendencia contraria a la que se obtenía en los ensayos de fractura en ambiente catódico.

Tabla 2.17. Dimensiones de las zonas dañadas por el ambiente agresivo FAH en términos de sus componentes y ángulo de deflexión.

$K_{m\acute{a}x}$ ($K_{IC35.6^\circ}$)	F_R / F_0	t_R / t_0	a_x (mm)	a/d	a/b	a_y (mm)	α_a ($^\circ$)
0.40	0.993	0.732	0.503	0.42	0.90	1.86	52
0.25	0.898	0.861	0.255	0.39	0.86	2.45	70

Tabla 2.18. Dimensiones de las zonas dañadas por el ambiente agresivo DAL en términos de sus componentes y ángulo de deflexión.

$K_{m\acute{a}x}$ ($K_{IC35.6^\circ}$)	F_R / F_0	t_R / t_0	a_x (mm)	a_x/d	a_x/b	a_y (mm)	α_a ($^\circ$)
0.40	0.929	0.996	0.199	0.41	0.853	0.914	40
0.25	0.885	0.973	0.749	2.38	0.857	1.005	23

En los ensayos realizados en el acero de pretensado se observa una alta deflexión del camino de fisura en ambiente agresivo. En varios ensayos, en torno a un 40% de ellos, la fisura experimentó el fenómeno que se ha denominado FMA (*fractura marcadamente anisótropa*) que consiste en una alta deflexión del camino de fisura casi vertical, con un ángulo medio con la horizontal de 88°. Además este fenómeno es más probable bajo régimen anódico. Las longitudes de la proyección vertical de la superficie generada en FMA alcanza valores muy altos (hasta 30 veces mayor que en ensayos sin este fenómeno).

En la Fig. 2.53 (b) se mostraron las probetas fracturadas en condiciones catódicas y anódicas y, como se pudo observar, los *cuchillos* formados en condiciones anódicas presentan mayores longitudes que los generados en condiciones catódicas. Además, tanto en condiciones FAH como en DAL, se generan dos deflexiones, la primera de ellas de un valor semejante al que se obtiene en las fractografías de los ensayos sin formación de cuchillos y la segunda y última que sufre el camino de fisura mucho mayor a la anterior.

III. SIMULACIÓN NUMÉRICA

1. INTRODUCCIÓN

Los resultados experimentales aportan mucha y muy valiosa información sobre los procesos de daño en los aceros producidos por el ambiente agresivo. No obstante, los resultados de los ensayos se limitan a las variables observables del sistema; carga, desplazamiento, tiempo de rotura, geometría, topografía de la superficie de fractura. Con el fin de completar el análisis resulta adecuado considerar nuevas variables no observables experimentalmente, tales como los estados tenso-deformacionales, que complementan los resultados experimentales y permiten comprender en mejor medida los mecanismos de daño generados en las probetas analizadas. Para determinar dichas variables no observables se han utilizado simulaciones mediante el método de los elementos finitos (MEF) de los ensayos, tanto de los procesos mecánicos como de la difusión asistida por los estados tenso-deformacionales en el material.

En un principio se analizarán los estados tenso-deformacionales generados en los distintos ensayos realizados de forma experimental: la prefisuración realizada a las probetas de alambón y acero de pretensado mediante una serie de ciclos de fatiga con diferentes niveles

de FIT y los ensayos realizados en ambiente agresivo a estas probetas ya prefisuradas con un estado tenso-deformacional residual propio debido a la prefisuración, bien sea en condición de carga constante, bien velocidad de desplazamiento hasta rotura impuesta. Posteriormente estos estados tenso-deformacionales generados en los ensayos de fractura en ambiente agresivo servirán para el análisis de la difusión de hidrógeno en el material asistida por estos campos tenso-deformacionales.

2. ESTADOS TENSO-DEFORMACIONALES GENERADOS EN EL MATERIAL

2.1. Modelización mecánica

Para poder obtener los estados tenso-deformacionales residuales producidos por el proceso de prefisuración por fatiga en los diferentes casos analizados en esta Tesis se ha modelizado las diferentes probetas fisuradas por medio del MEF en un programa comercial. Para ello resulta necesario en primer lugar definir las propiedades mecánicas de los aceros analizados así como las condiciones de contorno de los casos analizados.

Para realizar el análisis elasto-plástico, tanto en el alambroón como en el acero de pretensado, se hace necesario utilizar los resultados de la caracterización mecánica de los materiales analizados en esta Tesis mostrados en el capítulo II de este trabajo. Teniendo en cuenta dichos resultados, el análisis se ha realizado considerando que el endurecimiento por deformación de ambos aceros es isótropo con una superficie de cedencia definida a través del criterio de von Mises.

Como consecuencia de la presencia de la fisura la geometría no presenta simetría de revolución y por tanto resulta necesario emplear la hipótesis de deformación plana para poder reducir la geometría a un problema bidimensional. Para ello se considera una laja correspondiente a la sección longitudinal central de la probeta con espesor unidad. En esta sección se cumplen las hipótesis de deformación plana debido al constreñimiento que ejerce el resto del material sobre la sección central del alambre, a su vez, esta laja contiene la fisura en la sección central con la longitud generada en el proceso de prefisuración.

Debido a la simetría de la probeta respecto al plano perpendicular al eje del alambre que contiene la fisura solo es necesario modelizar la mitad de esta geometría (Fig. 3.1). De este

modo se impide el desplazamiento vertical de los puntos situados sobre el eje de la fisura donde el resto de la probeta ejerce suficiente constricción para impedir su desplazamiento.

La sollicitación impuesta a la laja simulada se aplica en forma de desplazamientos y se impone sobre la cara superior. Los valores de estos desplazamientos se obtienen a partir de la expresión del FIT aplicado en cada uno de los niveles de prefisuración considerados (0.80, 0.60, 0.40 y 0.25 de K_{IC} para el caso del alambroón y 0.40 y 0.25 de $K_{IC35.6^\circ}$ para el acero de pretensado).

Los desplazamientos impuestos sobre la laja [Fig. 3.1 (b)] se han obtenido siguiendo el siguiente proceso: partiendo de la solución del FIT adimensional para una placa rectangular con una fisura lateral (de borde) con giro impedido es posible determinar la tensión remota aplicada a la probeta.

A partir del valor de la tensión remota es posible determinar el valor de la fuerza aplicada (multiplicándola por el área de la sección transversal de la probeta). Finalmente los desplazamientos se pueden obtener sustituyendo las fuerzas anteriormente obtenidas en la ecuación $F = C^{-1}u$ donde C es la flexibilidad de la probeta obtenida experimentalmente (Fig. 2.17). A la hora de introducir los valores de los desplazamientos dentro del proceso de cálculo se ha considerado la mitad de su valor debido a las condiciones de simetría descritas.

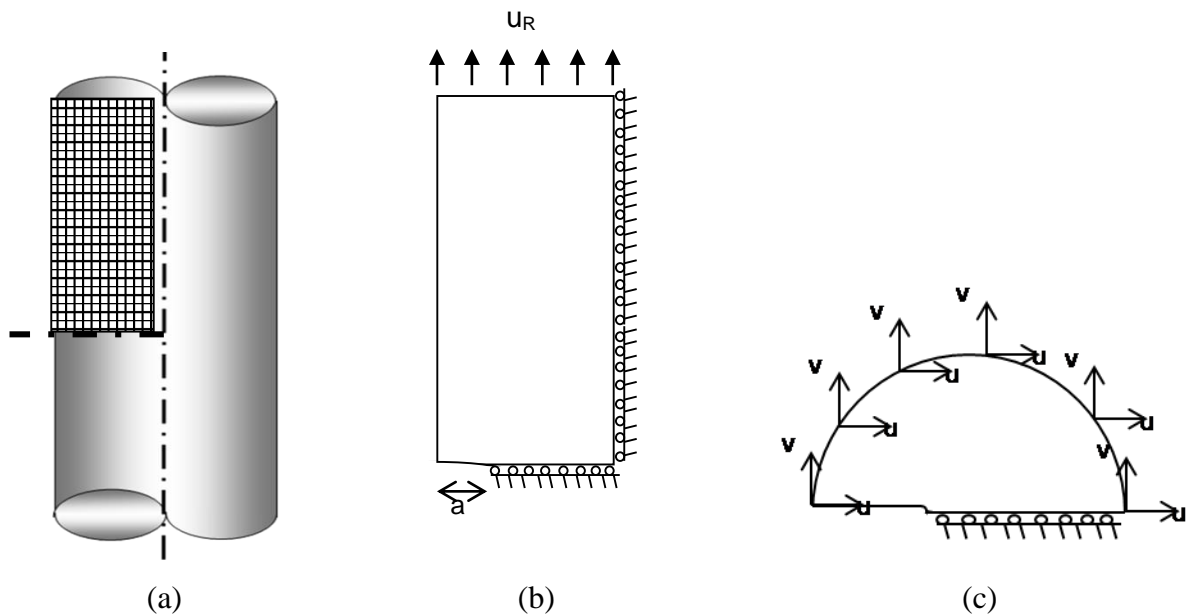


Fig. 3.1. (a) Reducción de la geometría tridimensional de la probeta fisurada a una geometría bidimensional, (b) condiciones de contorno, y (c) esquema de la zona de dominio de K .

Una de las hipótesis aplicadas en la MFEL es el denominado principio de similitud por el cual el campo tenso-deformacional depende únicamente del FIT. 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 debe ser cumplida 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).

Cuando a un sólido elástico lineal fisurado, en estado de tensión o deformación plana, se le aplica una sollicitación tal que los puntos de las dos caras de la fisura se desplacen perpendicularmente a su plano inicial (sollicitación en modo I), en las inmediaciones del extremo de la fisura se produce un campo de tensiones.

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) para el acero trefilado. Debido a la simetría, respecto al plano que contiene a la fisura, de la zona de dominio de K solo ha sido necesario modelizar la mitad de la misma [Fig. 3.1 (c)].

La malla de partida se ha elegido de tal forma que asegure la convergencia de resultados (TORIBIO *et al.*, 2011). Dicha malla está constituida de manera que el tamaño de los elementos es inversamente proporcional a la distancia a la punta de la fisura de la forma mostrada en la Fig. 3.2. 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.

Para determinar el tamaño óptimo de la zona de dominio de K modelizada en las simulaciones mediante MEF se ha realizado un estudio para cada nivel de prefisuración empleado. En cada uno de ellos se ha modelizado diferentes mallas en las cuales se ha variado el radio de la zona de dominio de K (r_K) hasta conseguir una convergencia aceptable en los resultados en dos variables representativas del problema de difusión asistida por el estado tenso-deformacional: la tensión hidrostática y la deformación plástica equivalente acumulada.

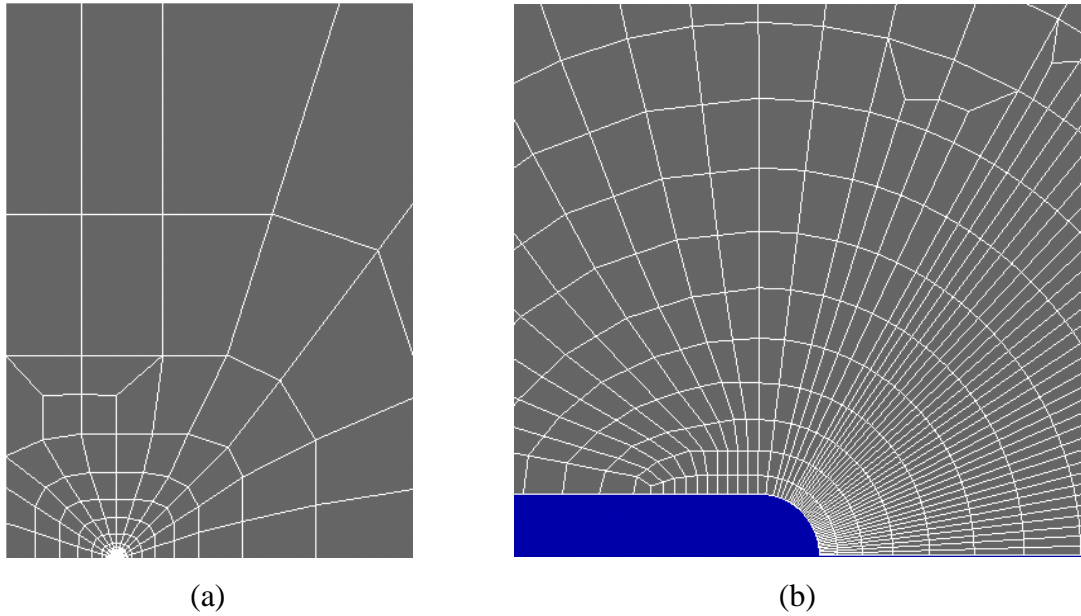


Fig. 3.2. (a) Vista general de la malla utilizada en la simulación numérica. (b) Detalle de la malla en la zona próxima a la punta de la fisura.

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 supere el valor del CTOD (*crack tip opening displacement*) dado por la expresión 3.4.

De esta forma es conveniente elegir tanto los valores de $K_{\text{máx}}$ aplicado como el tamaño de la apertura de la fisura, b_0 , de tal forma que se cumpla la siguiente relación,

$$\delta_t = \left(\frac{1-\nu}{\lambda} \right) \frac{K^2}{E\sigma_Y} \geq 2b_0 \quad (3.1)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson. Se toma $(1-\nu^2)$ por ser caso plano, λ es una constante que depende del material y δ_t es el valor del CTOD (BROEK, 1988). 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.

Además, por último, 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) (TORIBIO y KHARIN, 2009).

Cuando se alcanza el ciclo de estabilidad estos resultados empiezan a converger, tal y como se muestra en las siguientes gráficas (Figs. 3.3-3.4), en las que se indica el ciclo en el que se alcanza la estabilización en cada uno de los casos de prefisuración considerados tanto para el alambρόn como para el acero de pretensado.

Finalmente las mallas óptimas para el cálculo son, en el caso de la laja bidimensional una malla constituida por 1934 nodos y 1823 elementos cuadriláteros de cuatro nodos. Para el caso de las modelizaciones de la zona de dominio de K el número de elementos y nodos depende del tamaño de esta zona.

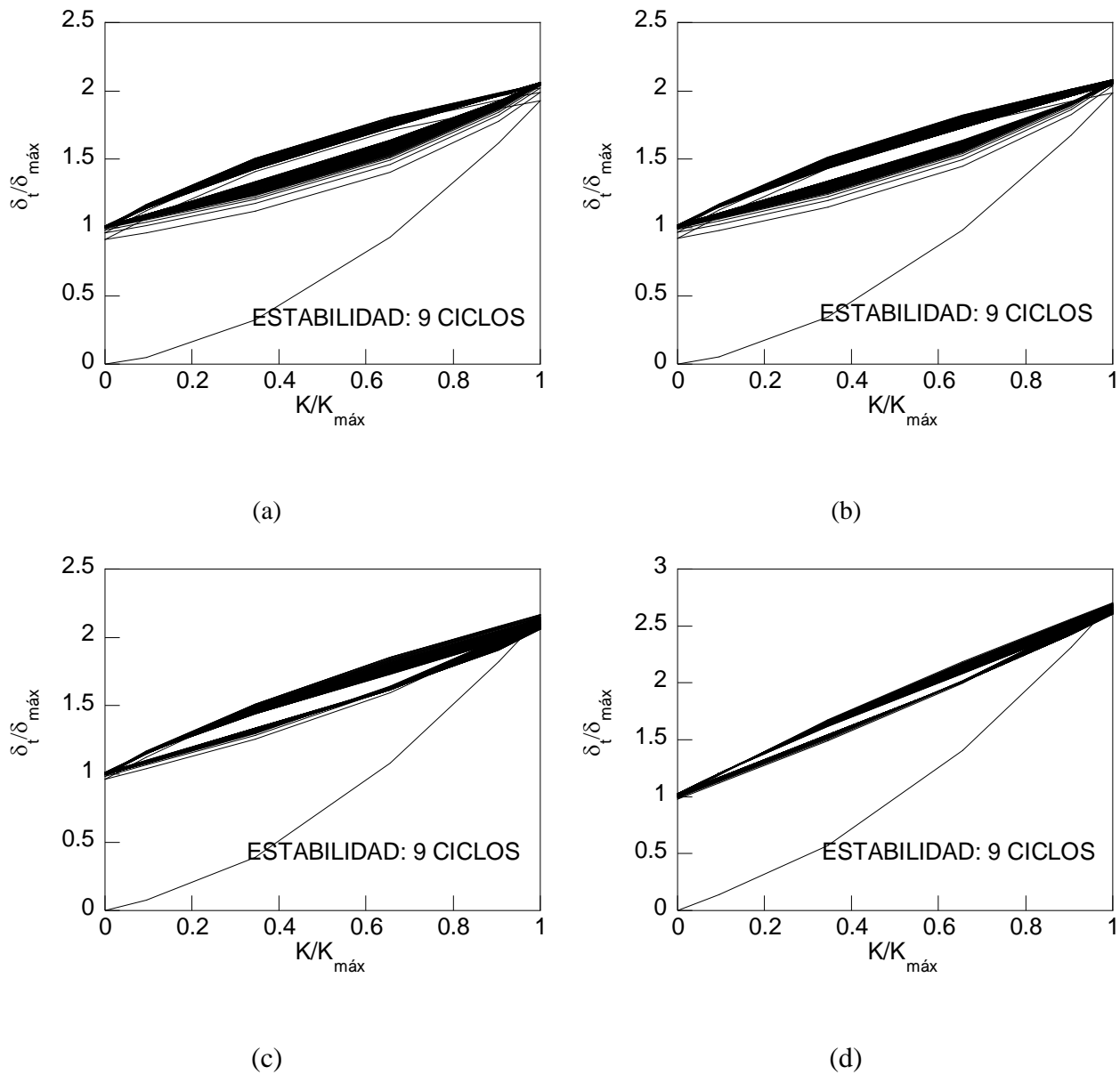


Fig. 3.3. Desplazamiento de apertura de fisura frente al FIT aplicado (adimensionalizados con respecto a su valor máximo) en probetas de alambρόn (E0) prefisuradas al: (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

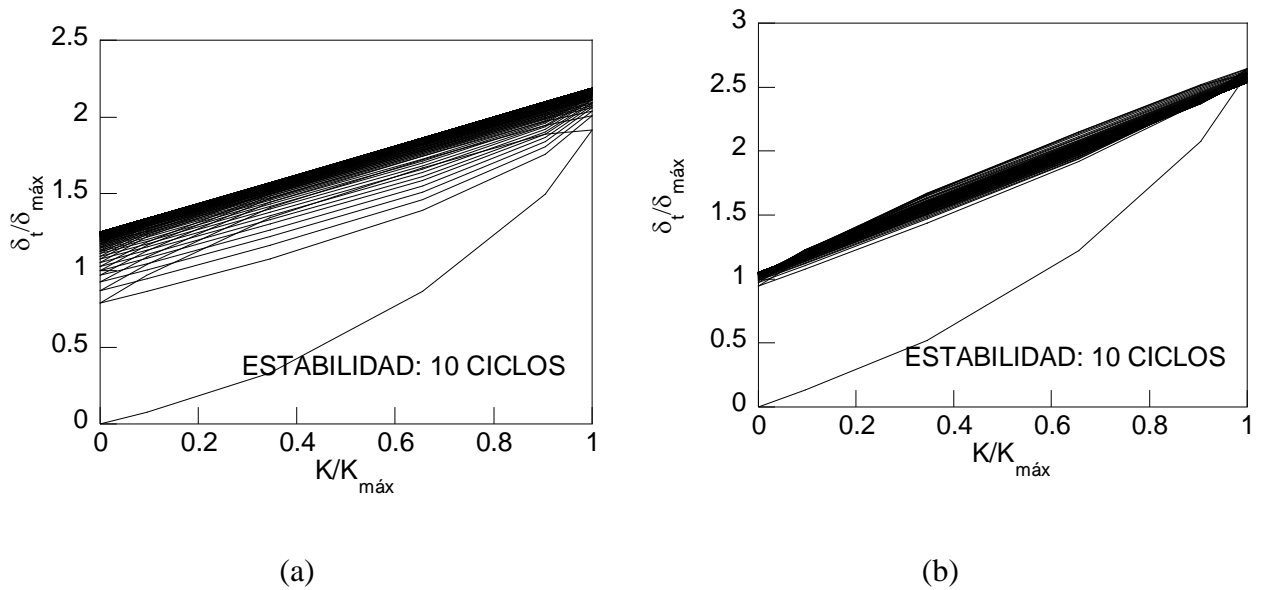


Fig. 3.4. Desplazamiento de apertura de fisura frente al FIT aplicado (adimensionalizados con respecto a su valor máximo) en probetas de acero de pretensado (E7) prefisuradas al: (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$.

2.2. Estados tenso-deformacionales producidos por la prefisuración por fatiga

Para el análisis de los estados tenso-deformacionales producidos por la prefisuración de la probeta se han tomado las siguientes variables de interés en este estudio; por un lado, para el análisis de la difusión de hidrógeno dentro del material se han tomado la tensión hidrostática (σ), la deformación plástica (ϵ_p) y la deformación plástica acumulada (ϵ_p^{accum}). Por otro lado para el estudio de las zonas plásticas generadas en las proximidades de la punta de la fisura por la prefisuración se han representado la tensión equivalente de von Mises (σ_{VM}) y la velocidad de deformación plástica ($\dot{\zeta}_p$) -para este análisis también son de interés las variables deformación plástica y deformación plástica acumulada anteriormente citadas-. Todos los datos se han tomado tras superar los ciclos de estabilización indicados en las Figs. 3.3-3.4 tanto en el alambre inicial como en el acero de pretensado. Por otro lado, el parámetro empleado para la adimensionalización de la distancia a la punta de fisura x es la apertura de la fisura actualizada para cada caso de prefisuración empleado b_t , que se define por la ecuación (3.2) (TORIBIO y KHARIN, 2009),

$$b_t = b_0 + \delta_t \quad (3.2)$$

donde b_0 es la apertura inicial de la fisura y δ_t el CTOD.

2.2.1. Estados tenso-deformacionales residuales en el alambrón

Para obtener una visualización de las distribuciones de las variables de interés en este estudio se muestran en las siguientes figuras los mapas cromáticos obtenidos de la simulación por MEF de los procesos de prefisuración del alambrón.

En la Fig. 3.5 se muestra el mapa cromático de la distribución de tensiones hidrostáticas obtenido en el análisis del proceso de prefisuración por fatiga del alambrón con diferentes niveles de carga aplicados. En los mapas cromáticos se puede ver como los valores de estas tensiones, a medida que se reduce el nivel de prefisuración aplicado a la probeta, se van haciendo cada vez menores y se van concentrando en la punta de la fisura.

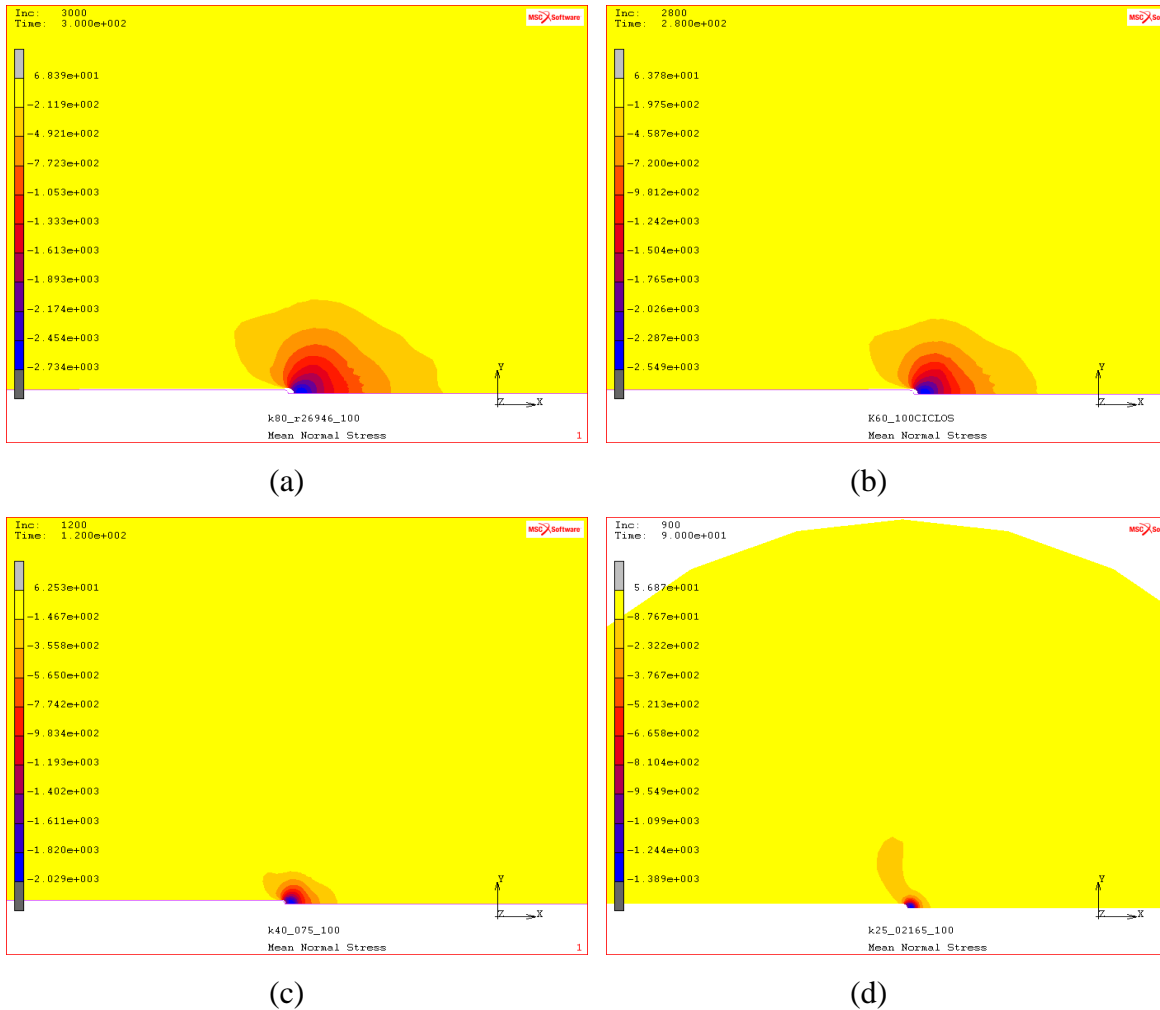


Fig. 3.5. Distribuciones de tensión hidrostática en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en el ciclo de estabilización en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del alambrón (E0) al (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

Por otro lado, se han obtenido los resultados numéricos para cada nivel de prefisuración en el instante posterior al proceso de estabilización, exento de carga aplicada, en la sección central de la fisura. Estos resultados se muestran en la Fig. 3.6, en la cual se puede ver dos efectos producidos por el nivel de prefisuración aplicado; (i) a medida que aumenta el nivel de prefisuración aplicado se generan mayores tensiones residuales de compresión y (ii) el valor máximo de la distribución se desplaza a zonas más alejadas de la punta de la fisura.

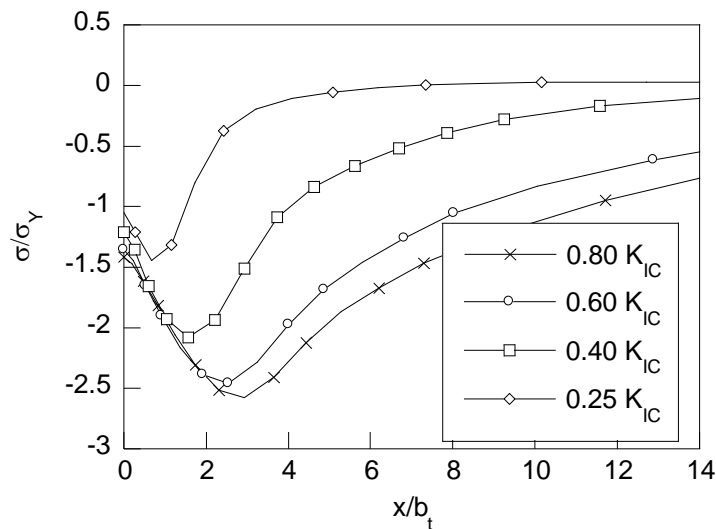


Fig. 3.6. Distribuciones de tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico del alambión (E0) en probetas sometidas a diferentes niveles de prefisuración por fatiga frente a la distancia a la punta de fisura adimensionalizada con relación a la apertura de fisura correspondiente a cada nivel de FIT empleado en la prefisuración.

Los valores de la tensión de von Mises permiten, a través de su criterio, delimitar la zona plástica en las proximidades de la punta de la fisura. Los mapas cromáticos resultantes de estas tensiones para cada uno de los cuatro niveles utilizados en la prefisuración del alambión en el instante de carga impuesta nula, una vez superado el ciclo de estabilización, se muestran en la Fig. 3.7. En estos resultados se identifica la forma de riñón característica de las distribuciones de tensión de von Mises en las proximidades de la punta de una fisura.

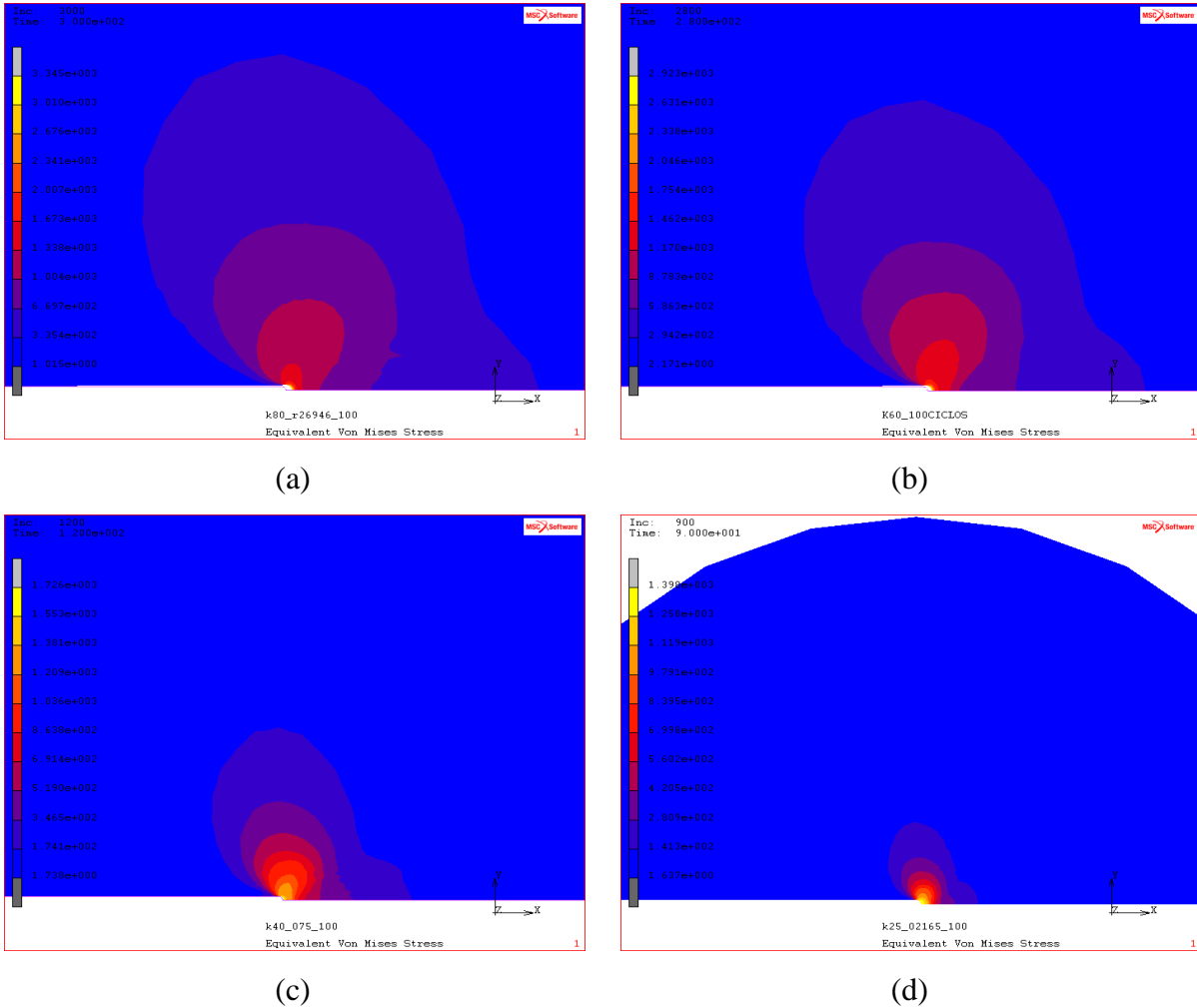


Fig. 3.7. Mapa cromático de tensión de von Mises obtenida en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del E0 al (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

En la Fig. 3.7 se puede observar cómo, a medida que el nivel de prefisuración disminuye, el tamaño de la zona plástica (determinado por la tensión de von Mises) se hace más pequeño. Esto se puede relacionar con la meseta que aparece cuando se representa esta tensión de von Mises frente a la profundidad (Fig. 3.8). En esta figura se puede observar cómo, a medida que se realiza la prefisuración por fatiga con niveles de FIT más elevados, esta meseta se genera a distancias más alejadas de la punta de fisura, dejando una zona mayor tras de sí con tensiones más elevadas.

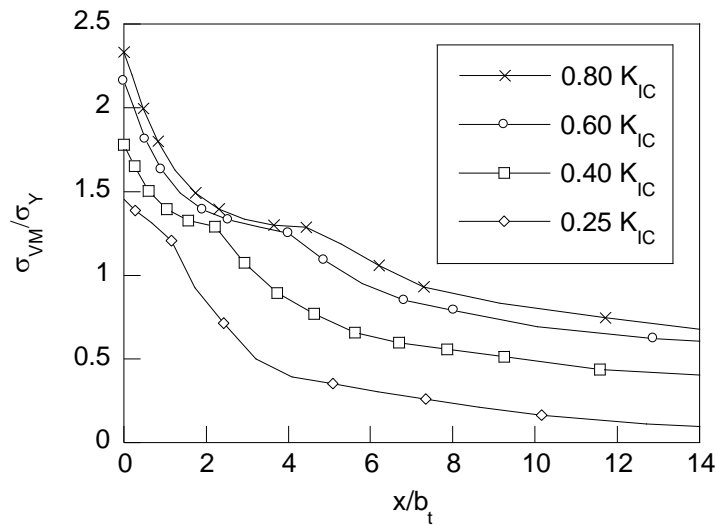


Fig. 3.8. Distribución de tensión de von Mises en la proximidad de la punta de fisura obtenidas en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del E0.

Los mapas que representan las distribuciones de la deformación plástica equivalente acumulada se muestran en la Fig. 3.9. En ellas se puede observar como esta deformación disminuye a medida que el nivel de carga de la etapa de prefisuración es menor. También se puede apreciar como el avance y la apertura de la fisura es menor a medida que disminuye el nivel de prefisuración.

En la Fig. 3.10 se muestra la distribución de la deformación plástica acumulada a lo largo del eje transversal de la probeta. En ella se puede observar los valores que alcanza esta variable para los cuatro niveles de prefisuración a lo largo de la sección central. Se puede observar como la deformación aumenta a medida que se aplica mayor carga en la etapa de prefisuración. Además, esta zona plástica se reparte hacia mayores profundidades, i.e., la zona plástica es más extensa.

En la Fig. 3.11 se muestran los campos de deformación plástica equivalente instantánea generados al final de los cuatro tipos de prefisuración considerados en el alambión. En estas distribuciones se pueden observar los mismos efectos que en el caso de las deformaciones plásticas acumuladas (Fig. 3.9), i.e., a medida que aumenta el $K_{m\acute{a}x}$ se produce un aumento de los valores máximos de deformación, del avance plástico de la fisura y de la apertura de la misma, así como un aumento del tamaño de la zona plástica.

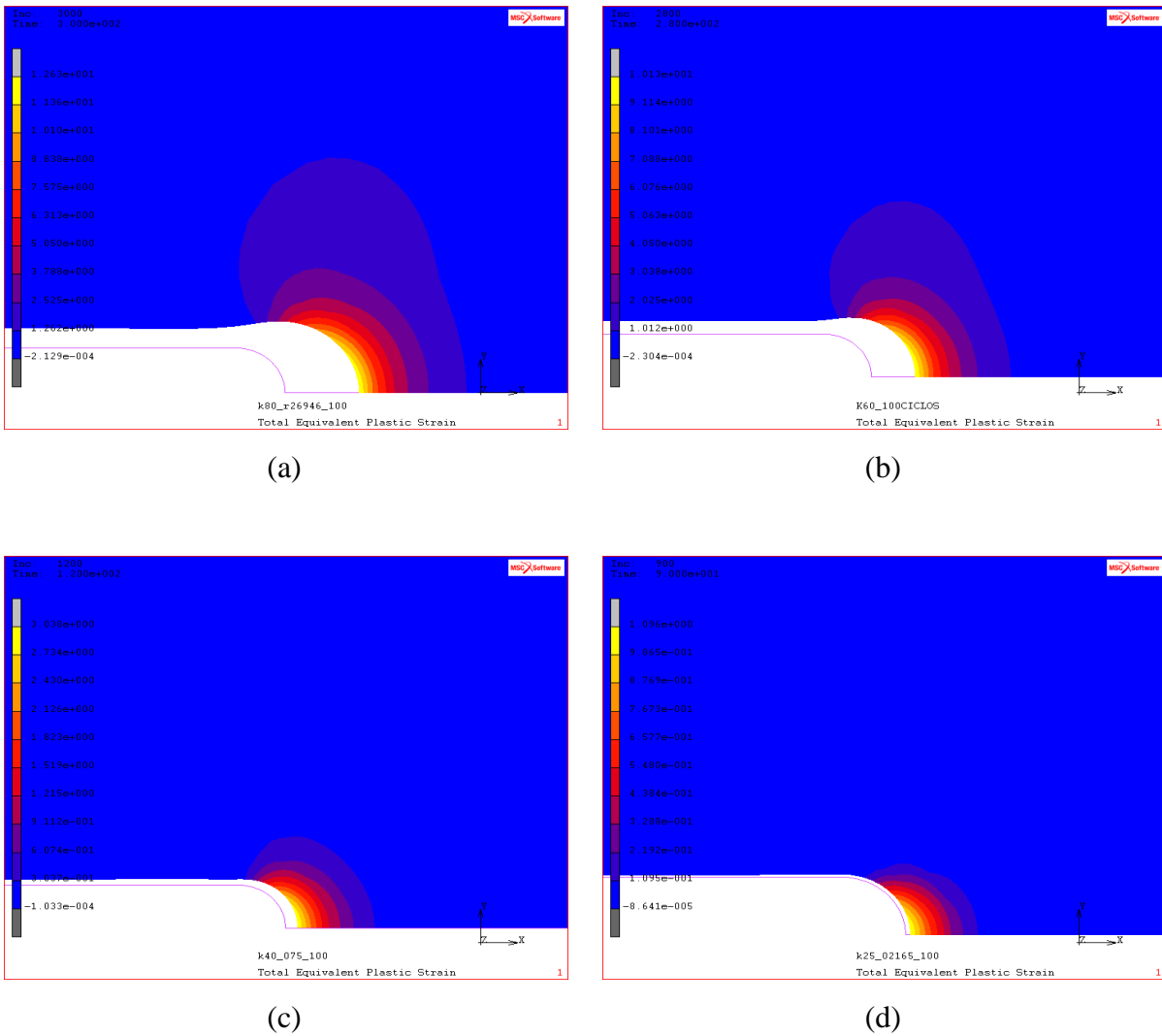


Fig. 3.9. Deformación plástica equivalente acumulada en la proximidad de la punta de fisura obtenidas en el ciclo de estabilización en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del E0 al (a) 0.80 y (b) de K_{IC} (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

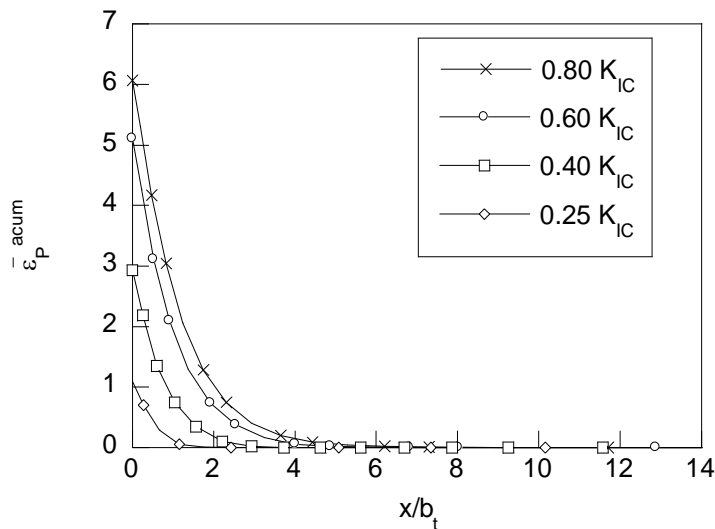


Fig. 3.10. Deformación plástica equivalente acumulada en la sección de la que contiene la fisura frente a la distancia a ésta adimensionalizada con relación a la apertura de la fisura de cada uno de los niveles de prefisuración empleados en el E0.

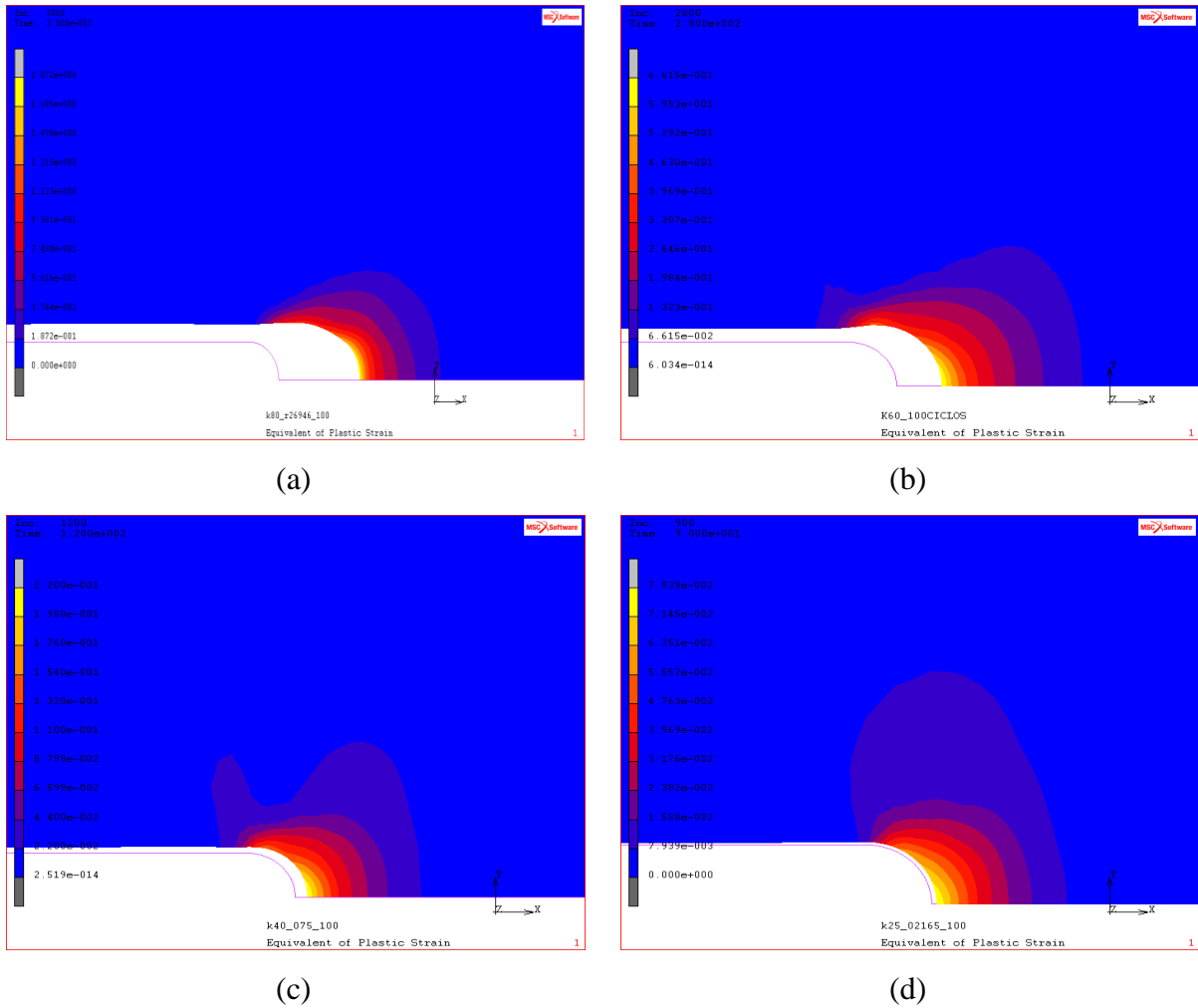


Fig. 3.11. Deformación plástica equivalente en la zona de la punta de fisura en la prefisuración por fatiga del E0 al (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

De igual manera a las variables anteriores, se muestra en la Fig. 3.12 la distribución de la deformación plástica equivalente frente a la distancia a la punta de la fisura para los cuatro niveles de prefisuración por fatiga empleados. En esta fisura se puede observar como, al igual que para el caso de la deformación plástica acumulada, a mayores niveles de prefisuración mayores son los valores de esta deformación y mayor es la extensión afectada.

Para determinar las zonas plásticas generadas en la punta de la fisura por el proceso de prefisuración por fatiga con diferentes niveles se utiliza el criterio de velocidad de deformación plástica (TORIBIO y KHARIN, 2011), *i.e.*, se considera que cuando existe una velocidad de deformación plástica no nula indica que en esa zona se ha generado plasticidad con una intensidad apreciable. En la Fig. 3.13 se muestran los mapas cromáticos de la distribución de esta velocidad de deformación plástica y, por otro lado en la Fig. 3.14 se ha representado los valores de esta velocidad en el eje de la fisura frente a la distancia a la punta de la fisura.

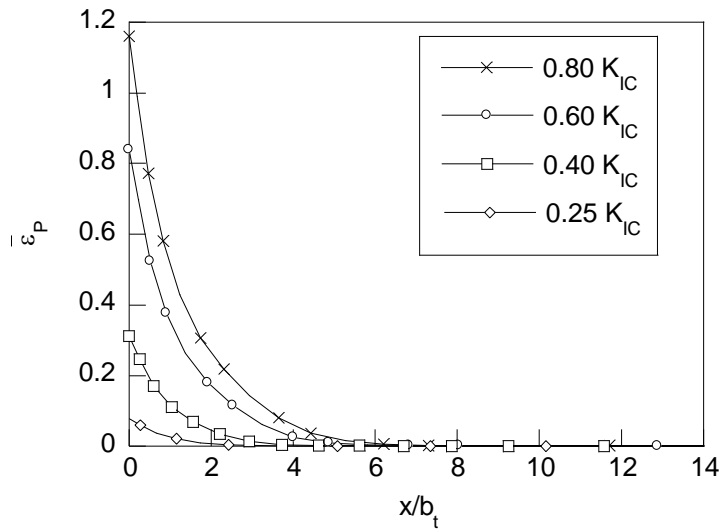


Fig. 3.12. Deformación plástica equivalente frente a la distancia adimensionalizada con relación a la apertura de la fisura de cada uno de los niveles de prefisuración en E0.

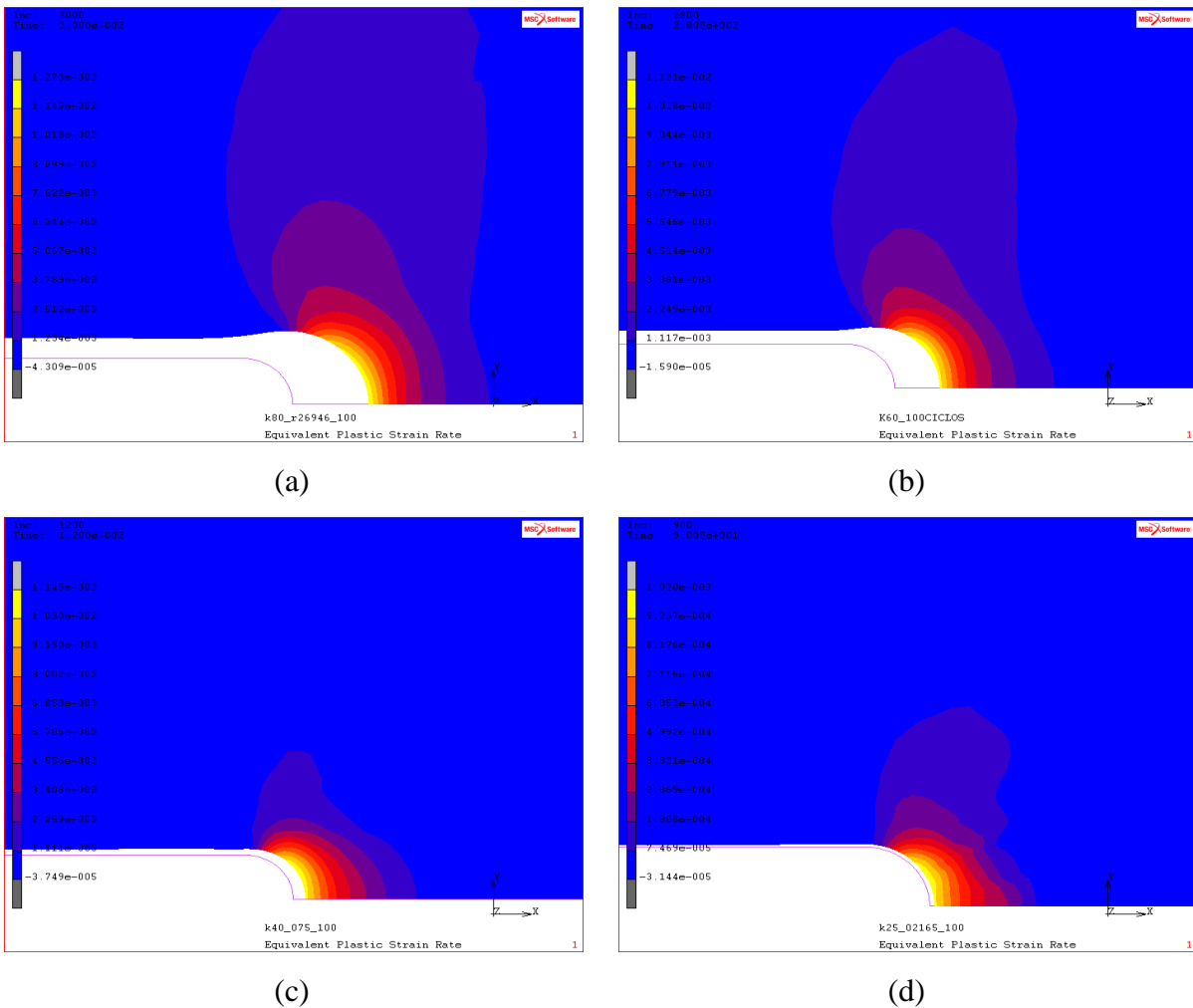


Fig. 3.13. Velocidad de deformación plástica en la zona de la punta de fisura obtenida en la prefisuración del E0: (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} .

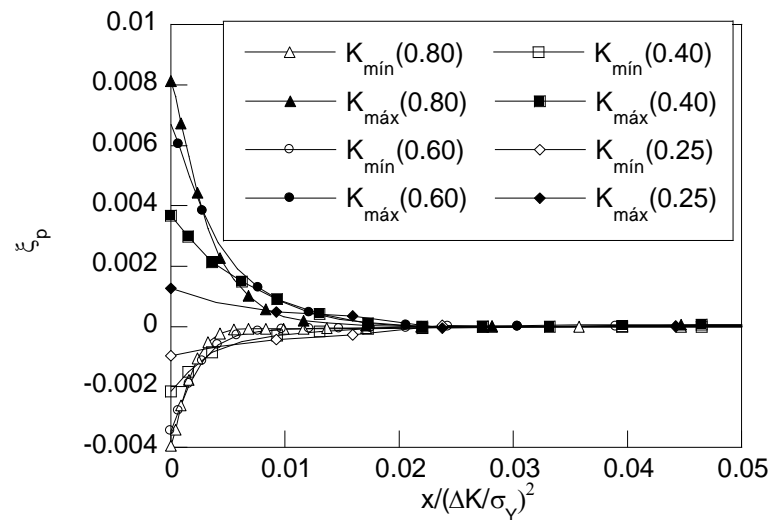


Fig. 3.14. Velocidad de deformación plástica en la sección que contiene la fisura frente a la profundidad adimensionalizada con el parámetro que define el tamaño de la zona plástica para los cuatro niveles de prefisuración en el E0.

Otra característica de la deformación en la punta de la fisura, dada por las modelizaciones realizadas, es el avance plástico de la fisura Δa_p , *i.e.*, el desplazamiento irreversible de la punta de la fisura a lo largo del eje de la misma. Esta forma de crecimiento sin rotura de enlaces, permite visualizar el crecimiento plástico de la fisura por un mecanismo de ciclos continuos de redondeo y afilamiento de la fisura característico del crecimiento de fisuras en materiales dúctiles.

En la Fig. 3.15 se muestra el avance plástico de la fisura frente a un parámetro temporal, elegido de tal manera que muestre la forma sinusoidal de la carga aplicada y sea independiente del material, para cada nivel de prefisuración impuesto. Tomando únicamente los datos del avance plástico cuando se aplica el valor mínimo del FIT, en el instante de carga mínimo ($K_{\min}=0$), se obtiene el avance de fisura resultante (Fig. 3.16). Durante regímenes de amplitud de carga constante las pendientes de estas curvas permiten estimar las velocidades del crecimiento de fisura plástica por ciclo $(da/dN)_p$.

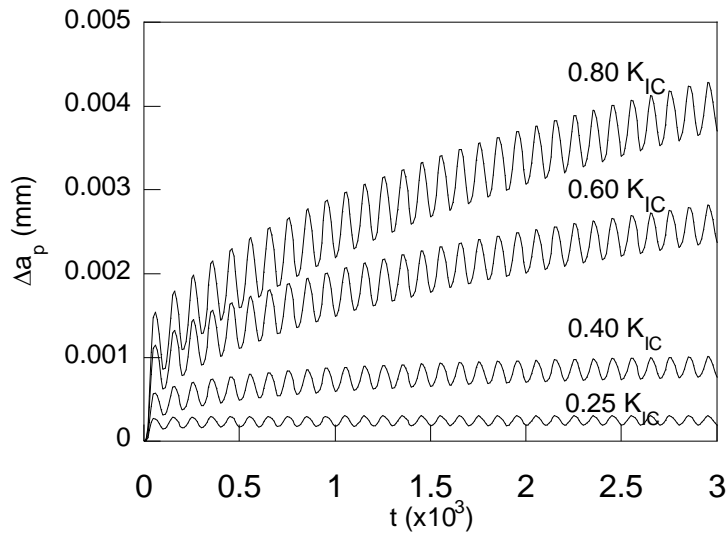


Fig. 3.15. Avance plástico de la punta de una fisura frente al tiempo para distintos niveles de prefisuración empleados en probetas de E0.

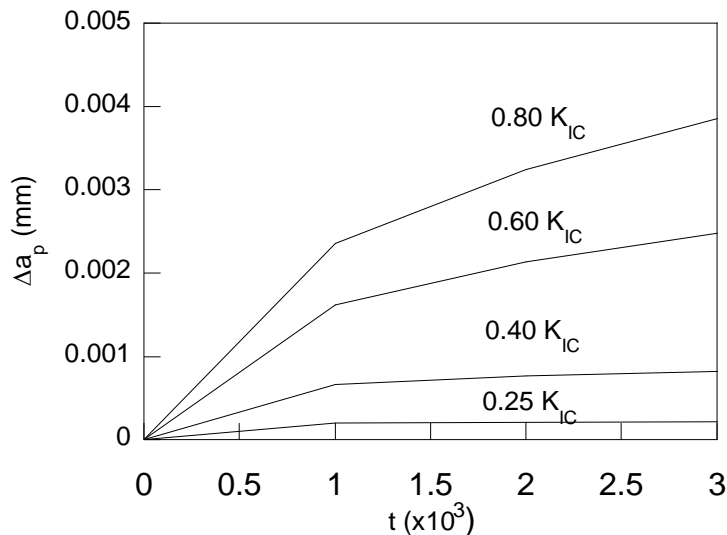


Fig. 3.16. Avance plástico resultante de la punta de la fisura frente al tiempo en el instante de carga mínima de los ciclos de fatiga aplicados en el E0.

Como se puede observar en la Fig. 3.16, en la zona central la tendencia es lineal con una pendiente que determina las velocidades de crecimiento de fisura por plasticidad. A partir de estas pendientes es posible determinar mediante un ajuste bilogarítmico la constante de la ley de crecimiento subcrítico de fisuras que se puede representar a través de la siguiente relación:

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_p = C \cdot \Delta K^m. \quad (3.3)$$

donde C y m son las constantes que determinan el comportamiento del material frente al crecimiento subcrítico.

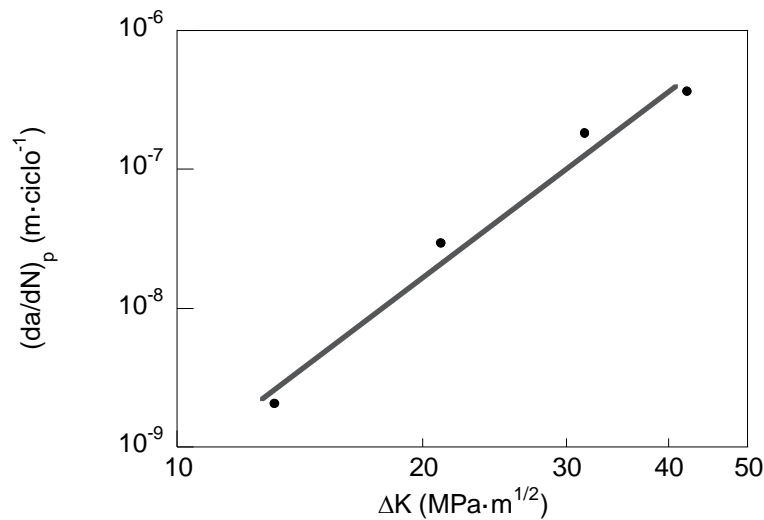


Fig. 3.17. Curva de crecimiento subcrítico de fisuras por plasticidad, obtenida a partir de las simulaciones realizadas en el E0.

Suponiendo una relación lineal entre $\log(da/dN)_p$ y $\log(\Delta K)$ a partir de estos resultados numéricos se obtiene un valor para la constante m de 3.6881, lo que es razonable para una gran variedad de materiales metálicos (SURESH, 1989).

2.2.2. Estados tenso-deformacionales residuales en el acero de pretensado

El segundo material analizado en esta Tesis es el acero de pretensado. Los resultados de la modelización del proceso de prefisuración por fatiga se muestran a continuación (Figs. 3.18-3.27). En la Fig. 3.18 se muestra los mapas cromáticos de la distribución de tensiones hidrostáticas obtenida al final del ciclo de estabilización del proceso de prefisuración por fatiga para los dos niveles de FIT empleados en las probetas de acero de pretensado (0.40 y $0.25 K_{IC35.6^\circ}$).

Se puede observar cómo la distribución de tensiones se localiza en la punta de la fisura y se extiende sobre una zona más amplia y con mayor intensidad en el caso del nivel de prefisuración mayor. En la Fig. 3.19 se muestran los valores de la tensión hidrostática obtenidos en la prefisuración por fatiga a lo largo de la sección transversal de la fisura.

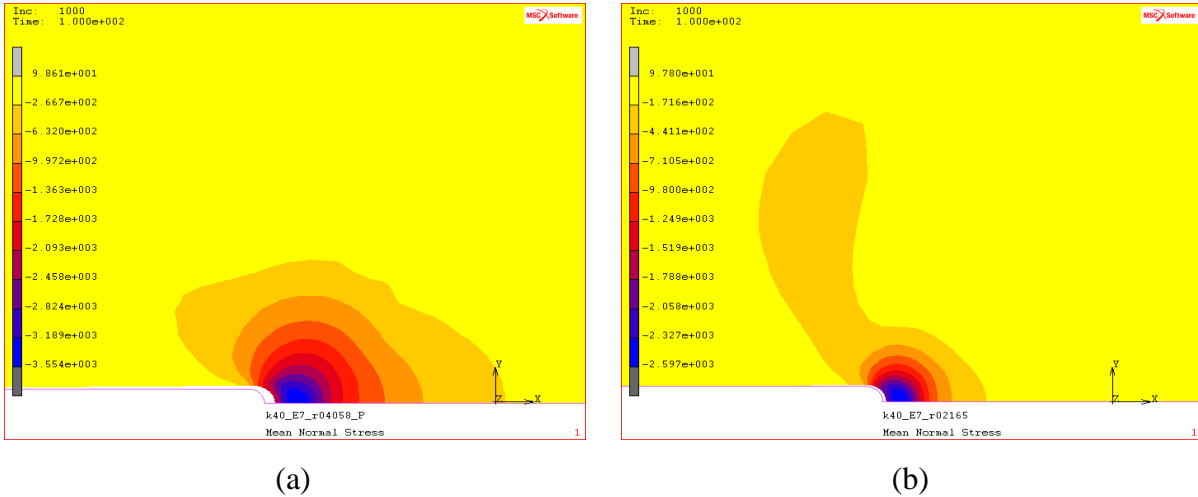


Fig. 3.18. Distribución de tensión hidrostática en las proximidades de la punta de la fisura tras prefisuración por fatiga en el E7 para los niveles de FIT: (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$.

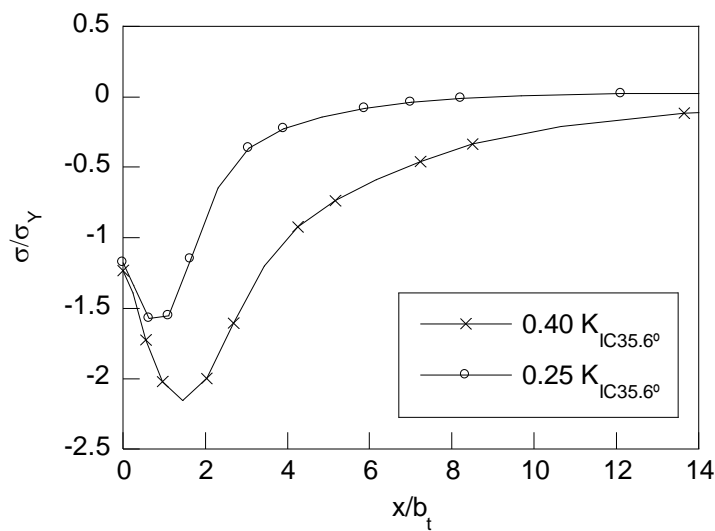


Fig. 3.19. Distribución de tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico del acero E7 en probetas sometidas a diferentes niveles de prefisuración por fatiga frente a la distancia a la punta de fisura adimensionalizada con relación a la apertura de fisura correspondiente a cada nivel de FIT de prefisuración.

Se puede ver que, al igual que sucedía en la modelización de la prefisuración por fatiga del alambión, a medida que se incrementa el nivel de FIT empleado en este proceso de prefisuración se generan mayores tensiones residuales de compresión y su máximo se desplaza ligeramente hacia el interior de la probeta.

En la Fig. 3.20 se muestran los mapas cromáticos resultantes de la tensión de von Mises en el instante de carga nula del ciclo de estabilización para los dos niveles de prefisuración empleados en el acero de pretensado. Como se puede observar aparece la característica forma

de riñón cuyas dimensiones disminuyen al incrementar el nivel de carga empleado en la prefisuración por fatiga.

Los resultados numéricos obtenidos en la sección que contiene la fisura, Fig. 3.21, muestran la misma tendencia que en el caso del alambroón, valores mayores para el caso de la prefisuración con mayor nivel de FIT observándose, en este caso, una menor meseta casi inapreciable.

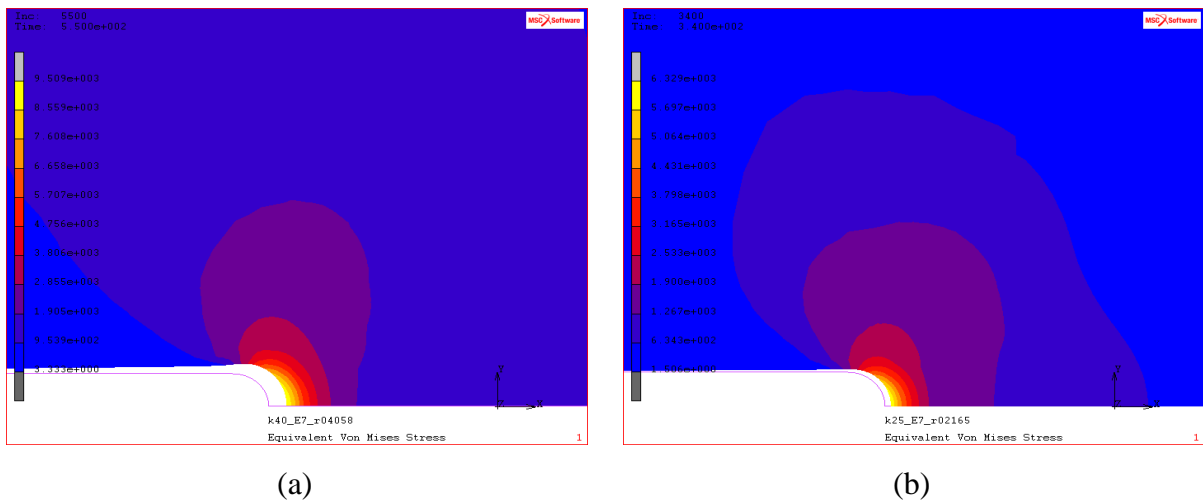


Fig. 3.20. Distribuciones de tensión de von Mises en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en el ciclo de estabilización en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del E7 al (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$.

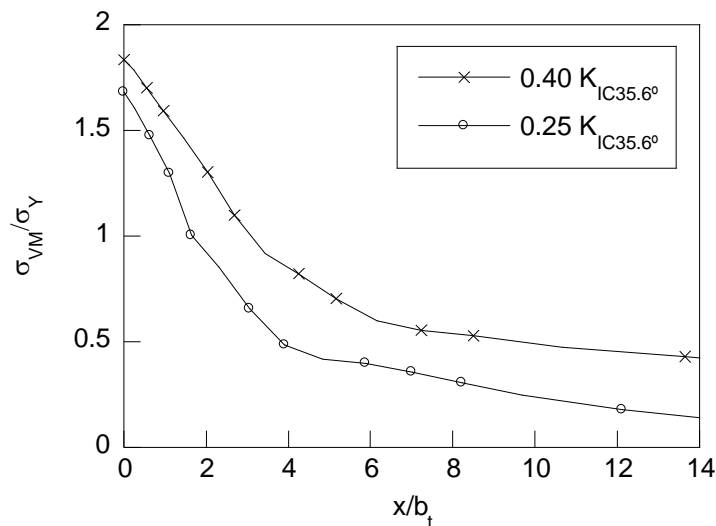


Fig. 3.21. Distribuciones de tensión de von Mises en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga del E7 al (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$.

Los mapas cromáticos que muestran la distribución de la deformación plástica equivalente acumulada para el acero de pretensado con distintos niveles de FIT empleados en la

prefisuración por fatiga se muestran en la Fig. 3.22. En estos mapas cromáticos se puede observar como en el nivel de carga mayor hay mayores deformaciones además de una mayor apertura y avance plástico de la fisura.

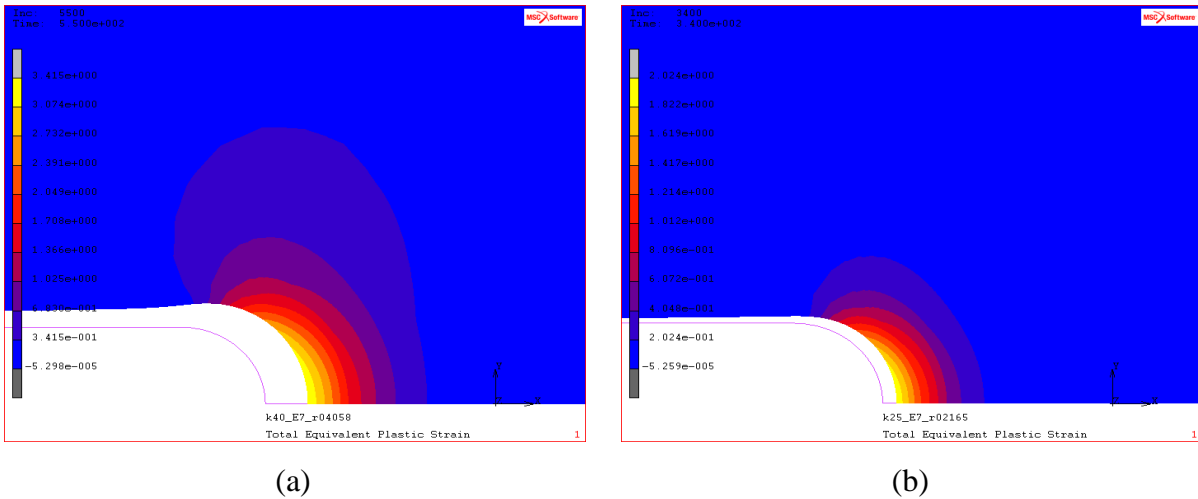


Fig. 3.22. Distribuciones de deformación plástica equivalente acumulada en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en el ciclo de estabilización en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga al (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ del E7.

En la Fig. 3.23 se muestran los valores obtenidos en la prefisuración por fatiga del acero de pretensado con los dos niveles de carga empleados. Estos valores se han tomado en la sección que contiene la fisura y muestran un mayor nivel de deformación plástica acumulada en el caso de la prefisuración por fatiga con el nivel de FIT mayor.

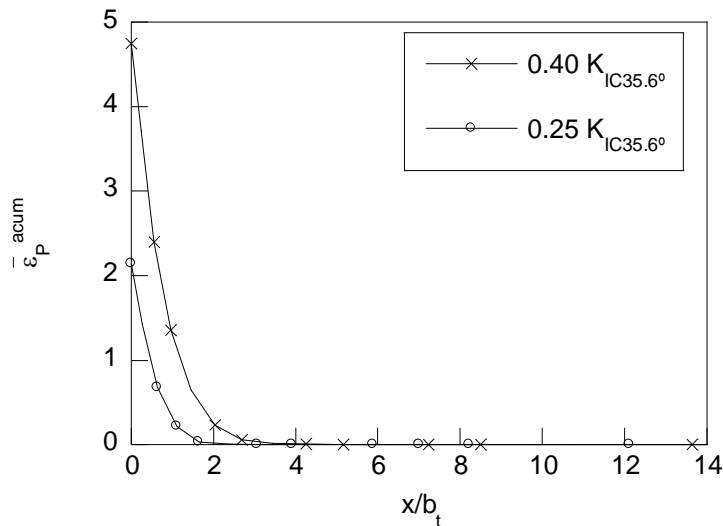


Fig. 3.23. Distribución de deformación plástica equivalente acumulada en la sección de la fisura frente a la distancia a ésta adimensionalizada con la relación a la apertura de fisura de cada uno de los niveles de prefisuración del E7.

En la Fig. 3.24 se muestra el campo de deformaciones plásticas generadas en el último ciclo de la prefisuración, en el que se ha alcanzado la estabilización, para los dos niveles de FIT empleados en el acero trefilado. De igual forma, en la Fig. 3.25 se muestra la distribución de las deformaciones plásticas sobre la sección transversal de la fisura. Al igual que sucedía con la acumulada, el nivel de las deformaciones plásticas y su extensión es menor en el caso de la prefisuración con el nivel de FIT más bajo.

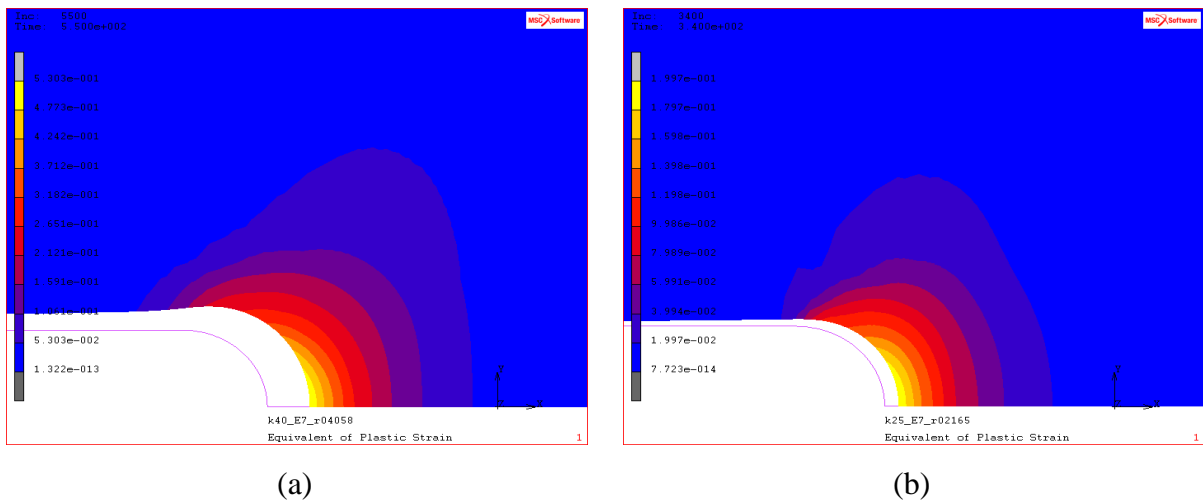


Fig. 3.24. Distribuciones de deformación plástica equivalente en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en el ciclo de estabilización en la simulación de los procesos de prefisuración por fatiga al (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ del E7.

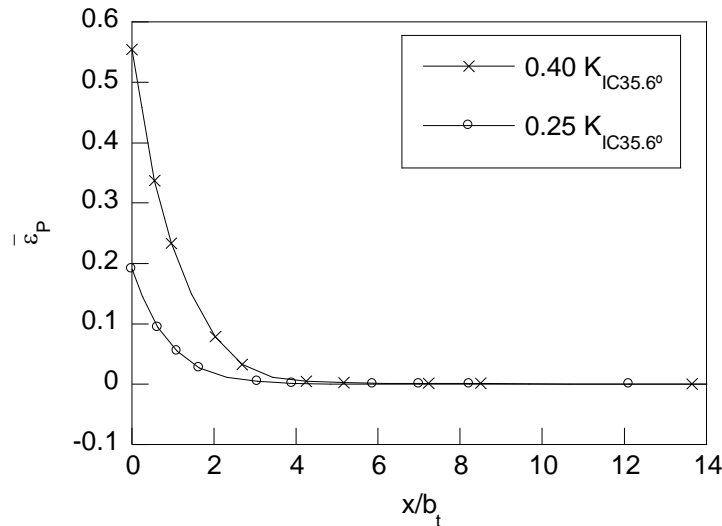


Fig. 3.25. Distribución de deformación plástica equivalente en la sección de la fisura frente a la distancia a ésta adimensionalizada con el parámetro que define el tamaño de la zona plástica de cada uno de los niveles de prefisuración del E7.

La prefisuración más alta genera deformaciones sensiblemente mayores que las generadas tras la prefisuración menor, siendo la extensión de la zona plástica producida mayor en el caso de la probeta simulada con el mayor nivel de prefisuración. Este comportamiento también se

observa en las distribuciones de la velocidad de deformación plástica (Fig. 3.26) donde se muestran los mapas cromáticos de esta variable. Por otro lado, en la Fig. 3.27 se representa la distribución de la velocidad de deformación plástica frente a la distancia a la punta de fisura adimensionalizada con el parámetro que define el tamaño de la zona plástica.

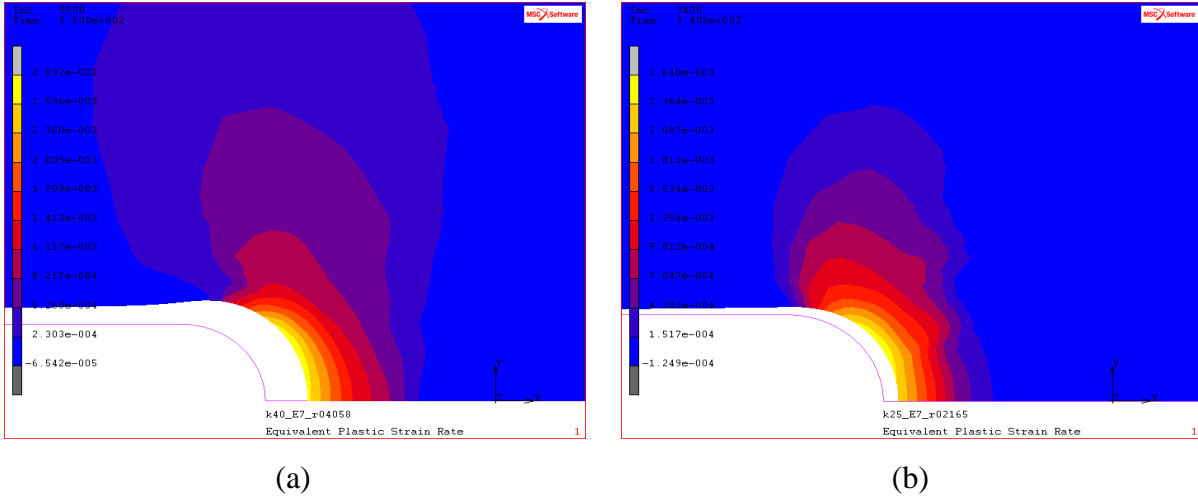


Fig. 3.26. Velocidad de deformación plástica en las proximidades de la punta de fisura obtenidas en los procesos de prefisuración por fatiga al (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ del E7.

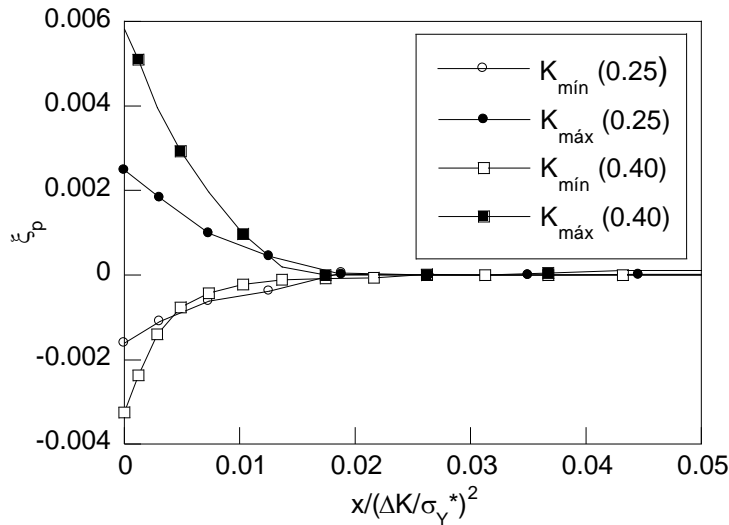


Fig. 3.27. Distribución de velocidad de deformación plástica en la sección de la fisura frente a la profundidad adimensionalizada con el parámetro que define el tamaño de la zona plástica para los niveles de prefisuración por fatiga del E7.

Al igual que en el caso del alambón los resultados de la modelización numérica permiten estimar el crecimiento plástico de la fisura durante el proceso de prefisuración por fatiga aplicado. Este crecimiento se muestra en la Fig. 3.28, donde se consideran todos los instantes de la simulación, y en la Fig. 3.29 donde se muestran los desplazamientos únicamente en los instantes de carga nula.

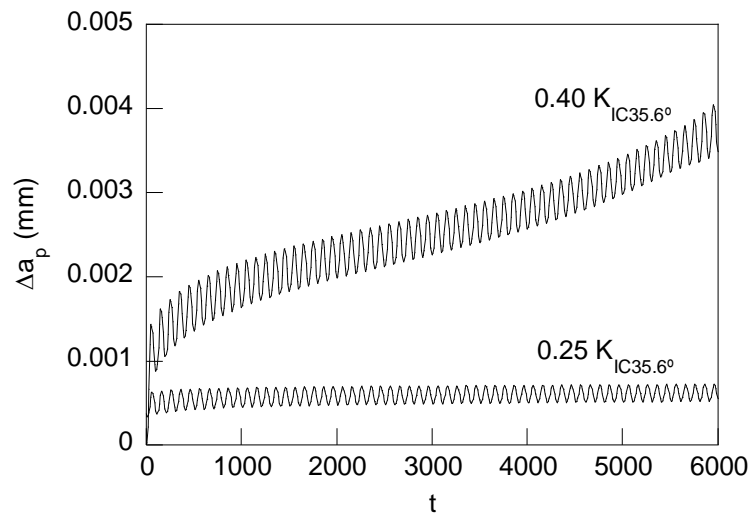


Fig. 3.28. Avance plástico de fisura vs. tiempo para distintos niveles de prefisuración (E7).

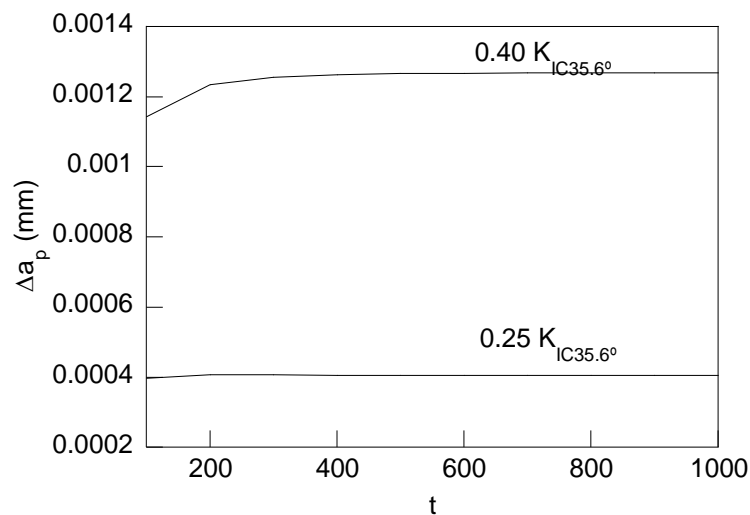


Fig. 3.29. Avance plástico resultante de fisura vs. tiempo en el instante de carga mínima (E7).

La Fig. 3.29 permite estimar la curva de crecimiento por plasticidad de la fisura en forma de una ley de París, tal como ocurría en el caso del alambión, para los niveles de carga aplicados. El hecho de tener únicamente dos casos hace bastante difícil definir con una exactitud aceptable una recta que defina en escala bilogarítmica el crecimiento subcrítico de la fisura.

2.3. Estados tenso-deformacionales generados en los procesos de CBT

Para obtener los estados tenso-deformacionales generados en el proceso de CBT necesarios para la simulación del proceso de difusión de hidrógeno se ha simulado por MEF un proceso de carga formado por dos fases. La primera consiste en la aplicación de una carga de fatiga

similar a los empleados en el apartado 2.3 del capítulo II de esta Tesis, al 0.80, 0.60, 0.40 y 0.25 de K_{IC} para el alambión y al 0.40 y 0.25 de $K_{IC35.6^\circ}$ para el acero de pretensado, seguida de la condición mecánica empleada en el proceso de CBT, bien con velocidad de desplazamiento constante o bien con carga constante hasta rotura.

2.3.1. CBT a velocidad de desplazamiento constante

Primero se expondrán los resultados generados tras aplicar un desplazamiento constante hasta rotura (dato obtenido de los ensayos experimentales mostrados en el capítulo II de esta Tesis) a las probetas en las que existen los estados tenso-deformacionales residuales generados en la prefisuración por fatiga. En la Fig. 3.30 se muestra la distribución de la tensión hidrostática para los cuatro casos analizados.

En la Fig. 3.30 se puede ver cómo, a medida que crece la carga aplicada, en la distribución de tensiones de compresión aparecen dos efectos. El primero es la disminución progresiva del mínimo de las distribuciones hasta desaparecer para un nivel de carga similar al de la prefisuración y la aparición de un máximo en una posición más próxima a la superficie que el mínimo residual de compresión. Una vez superado el nivel de carga correspondiente al nivel de prefisuración por fatiga aplicado previamente, las distribuciones se hacen independientes de la distribución inicial de tensiones residuales.

Esto se debe a que en ese instante se vuelve a generar deformaciones plásticas, tal como se observa en la Fig. 3.31, puesto que el estado tensional del material abandona la superficie de cedencia generada durante el proceso de prefisuración y a partir de ese instante se generan nuevos estados de deformación plástica.

En la Fig. 3.32 se muestran las distribuciones de la tensión hidrostática para el caso del acero de pretensado para el que, como se ha comentado anteriormente, solo se han considerado los dos niveles de prefisuración por fatiga más bajos (0.40 y 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$) al igual que sucedía en la parte experimental de esta Tesis.

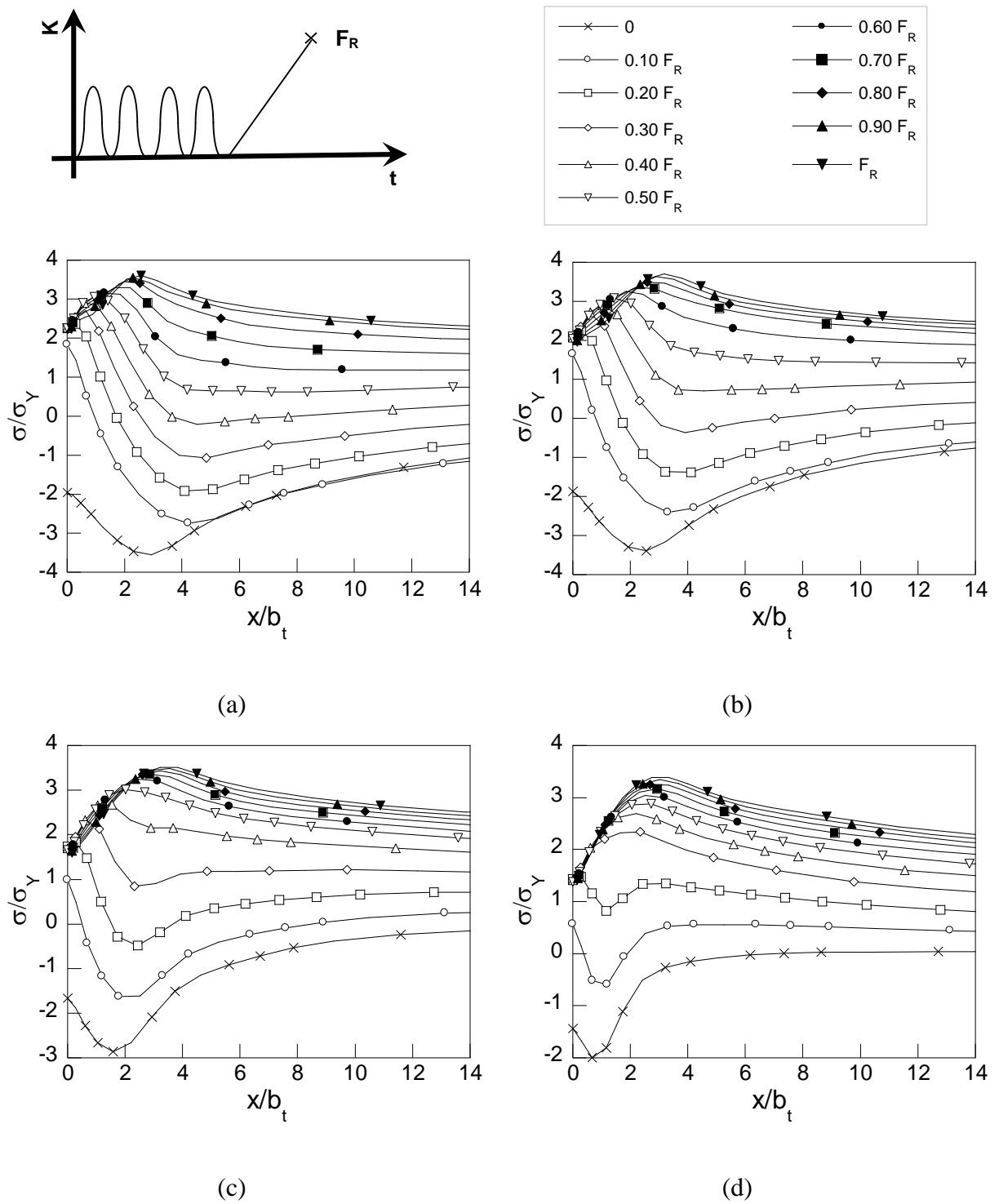


Fig. 3.30. Distribuciones de tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico del E0 frente a la distancia adimensionalizada x/b_t en los diferentes instantes de carga del proceso de CBT para probetas prefisuradas por fatiga con niveles de (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 de K_{IC} .

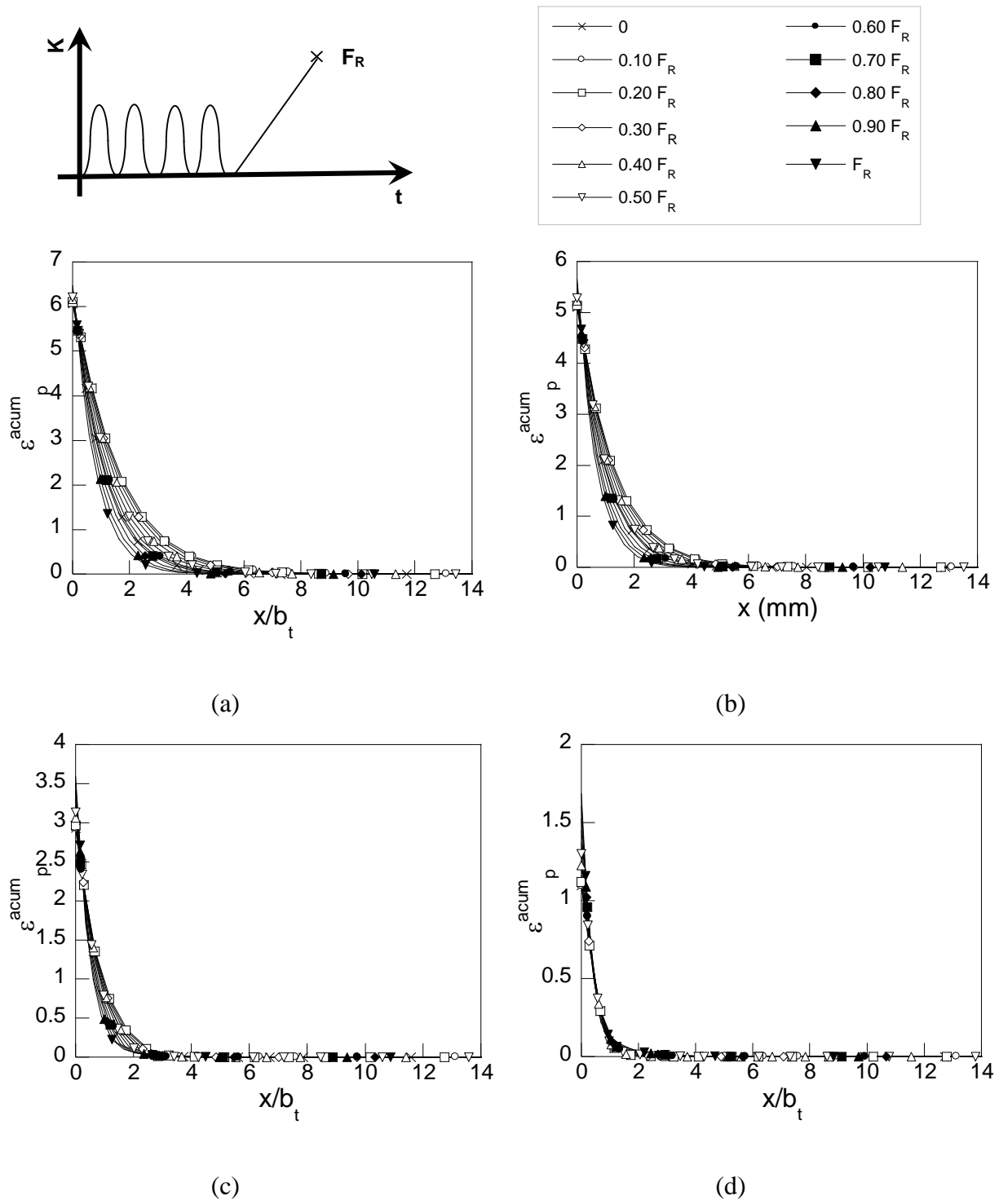


Fig. 3.31. Distribuciones de deformación plástica equivalente acumulada frente a la distancia adimensionalizada x/b_t en cada instante de tiempo del proceso de CBT para probetas prefisuradas por fatiga del E0 con niveles de (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 de K_{IC} .

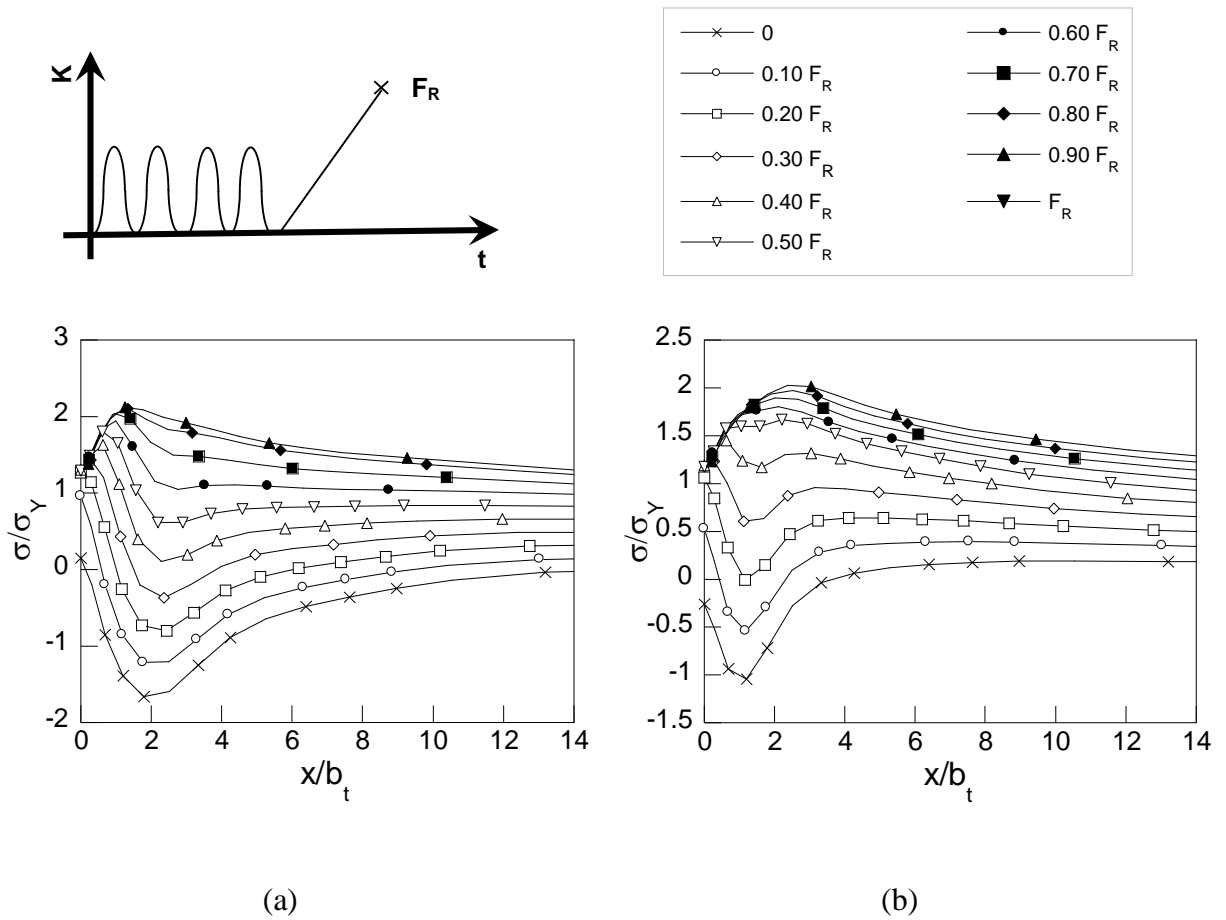


Fig. 3.32. Distribuciones de tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico del E7 frente a la distancia adimensionalizada x/b_t en los diferentes instantes de carga del proceso de corrosión bajo tensión para probetas prefisuradas por fatiga con niveles de (a) 0.40 de $K_{IC35.6^\circ}$ y (b) 0.25 de $K_{IC35.6^\circ}$.

En la Fig. 3.33 se muestran las distribuciones de la deformación plástica acumulada en las probeta de acero trefilado prefisuradas por fatiga con niveles de carga del 0.40 y 0.25 de $K_{IC35.6^\circ}$ en los distantes instantes del proceso de corrosión con velocidad de desplazamiento constante hasta rotura.

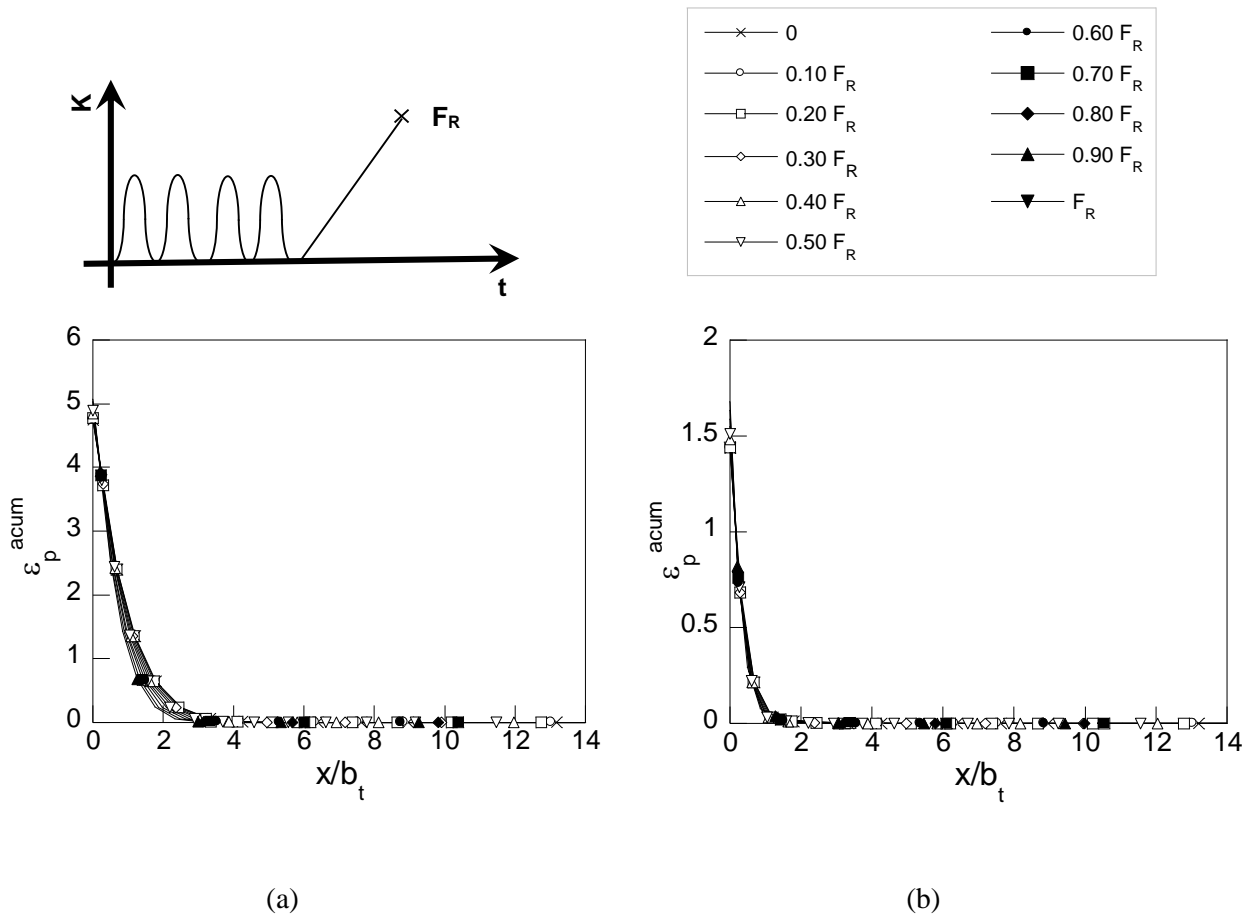
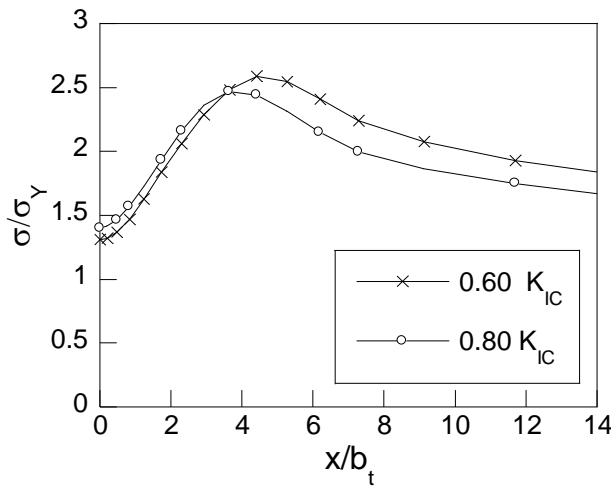


Fig. 3.33. Distribuciones de deformación plástica equivalente acumulada en el caso del E7 frente a la distancia adimensionalizada x/b_t en los diferentes instantes de carga del proceso de corrosión bajo tensión.

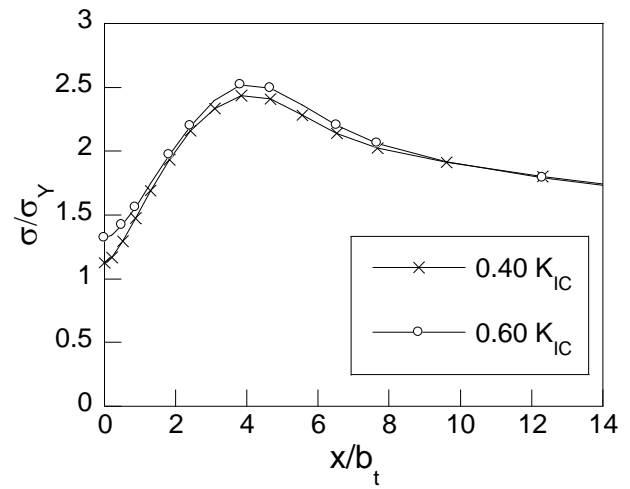
2.3.2. CBT a carga constante

En el caso de imponer carga constante ésta, tal como se describió en la fase experimental, sólo se realizó en el caso del alambroón y con unos niveles de carga determinados, 0.80 y 0.70 K_{IC} [Figs. 3.34 (a) y (b) respectivamente].

En la Fig. 3.34 (a) se muestra la distribución de la tensión hidrostática en la sección de la fisura para las probetas prefisuradas al 0.80 y 0.60 K_{IC} a las que posteriormente se aplica una carga del 0.80 K_{IC} . En la Fig. 3.34 (b) se representa la distribución de esta distribución de tensión hidrostática para una carga impuesta en los ensayos del 0.70 K_{IC} en probetas prefisuradas por fatiga con niveles de carga correspondientes al 0.60 y 0.40 K_{IC} .



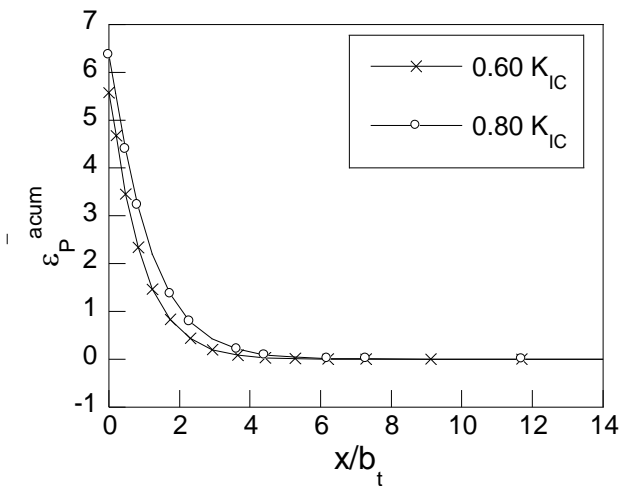
(a)



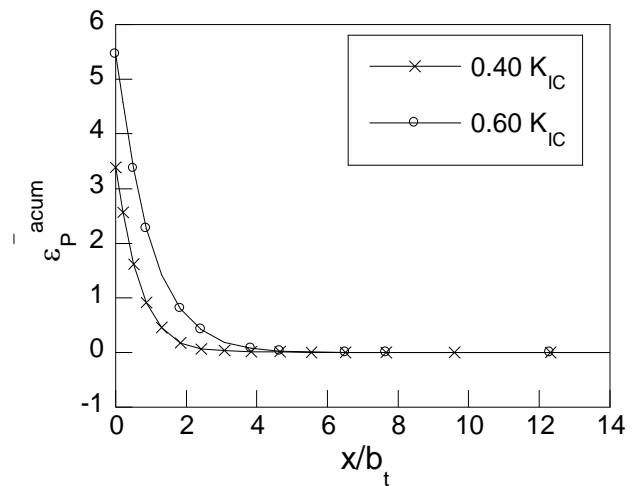
(b)

Fig. 3.34. Tensión hidrostática adimensionalizada con el límite elástico frente a la distancia adimensionalizada para el E0: (a) carga constante impuesta del $0.80 K_{IC}$ y prefisuradas al 0.80 y $0.60 K_{IC}$ y (b) carga impuesta del $0.70 K_{IC}$ y prefisuradas al 0.60 y $0.40 K_{IC}$.

En la Fig. 3.35 se muestran las distribuciones de la deformación plástica acumulada para las probetas prefisuradas por fatiga y ensayadas a carga constante del 0.80 y $0.70 K_{IC}$ hasta fractura.



(a)



(b)

Fig. 3.35. Deformación plástica acumulada frente a la distancia adimensionalizada para el E0: (a) carga constante impuesta del 0.80 de K_{IC} y prefisuradas al 0.80 y $0.60 K_{IC}$ (b) carga impuesta del 0.70 de K_{IC} y prefisuradas al 0.60 y $0.40 K_{IC}$.

3. MODELIZACIÓN DE LA DIFUSIÓN DE HIDRÓGENO EN METALES ASISTIDA POR EL ESTADO TENSO-DEFORMACIONAL

3.1. Modelo teórico de la difusión de hidrógeno

El fallo producido por el hidrógeno se debe a diferentes mecanismos de naturaleza mecánica y química. Por este motivo el criterio de fractura empleado habitualmente se obtiene considerando la acción sinérgica del estado tenso-deformacional y del hidrógeno proveniente del ambiente sobre la rotura a escala microscópica. De esta forma se considera que los procesos de fractura aparecen de forma localizada en aquellos lugares donde el valor de la concentración de hidrógeno (C) alcanza en el transcurso de un tiempo (t) una determinada concentración crítica que depende del estado tenso-deformacional en el punto del material considerado, de la forma siguiente

$$C(\bar{x}, t) = C_{cr}(\underline{\underline{\sigma}}, \underline{\underline{\varepsilon}}_p) \quad (3.4)$$

donde $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}(\vec{r}, t)$ y $\underline{\underline{\varepsilon}}_p = \underline{\underline{\varepsilon}}_p(\vec{r}, t)$ son el tensor de tensiones y el tensor de deformaciones plásticas respectivamente.

La concentración de hidrógeno en un punto del alambre se puede considerar como una función de la posición del punto, del instante de tiempo considerado y del estado tenso-deformacional, de tal forma que matemáticamente se puede expresar como

$$C = C(r, t) \quad (3.5)$$

Los valores de la concentración en las fronteras del dominio, *i.e.*, en la superficie del material, dependen de cómo se produce la entrada de hidrógeno en el interior del metal. Habitualmente se suele considerar que en la superficie expuesta al ambiente agresivo existe una regeneración continua del hidrógeno absorbido por lo que este fenómeno se suele representar por un valor de concentración de equilibrio en la superficie constante (C_Γ), de tal forma que este valor permanece inalterado a lo largo del tiempo.

$$C(\Gamma, t) = C_\Gamma \quad (3.6)$$

Diversos estudios (TORIBIO y KHARIN, 1998b; 2000) consideran que la fuerza motriz de la difusión de hidrógeno se puede expresar a través del gradiente de su potencial químico (μ_H) de la forma

$$\vec{X}_D = -\nabla\mu_H, \quad (3.7)$$

El potencial químico de hidrógeno depende de la temperatura, de la concentración, también de la microestructura del metal y de su estado tensodeformacional expresados de forma indirecta a través de la solubilidad de hidrógeno en el metal, K_s , que representa la densidad de lugares disponibles para el hidrógeno en la red cristalina:

$$\mu_H = RT \ln\left(\frac{C}{K_s}\right), \quad (3.8)$$

donde R es la constante universal de los gases ideales y T es la temperatura absoluta. Aquí la solubilidad de hidrógeno en el metal, K_s , es un parámetro que depende de varias variables: la temperatura, el nivel de tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas (σ y ε_p), la microestructura de la aleación, la composición química de las fases constituyentes y la densidad de trampas de hidrógeno (se considera que las imperfecciones cristalinas, bordes de grano, dislocaciones, etc. actúan como “trampas” para el hidrógeno en el proceso de difusión, siendo las dislocaciones, de forma general, el tipo de trampa más fuerte pero no la única).

La densidad total de trampas depende fundamentalmente del nivel de deformaciones plásticas presentes en el material. Este nivel de deformación se podría representar por el segundo invariante del tensor de deformaciones plásticas, *i.e.*, la deformación plástica efectiva o equivalente acumulada ($\bar{\varepsilon}_p$). Por tanto, de forma conjunta con la acción de las tensiones hidrostáticas y la temperatura, las deformaciones plásticas afectan a la solubilidad de hidrógeno en los metales. Esta influencia se puede expresar de la forma mostrada en la ecuación (3.9) en la que añade un término a la solubilidad que depende de las deformaciones plásticas ($K_{s\varepsilon}$). Este término, multiplicado por un factor en el que se incluye la dependencia con las tensiones hidrostáticas y la temperatura de forma exponencial, establece el valor de la solubilidad.

$$K_s(\sigma, \bar{\varepsilon}_P, T) = K_{s\varepsilon}(\bar{\varepsilon}_P, T) \exp(\Omega\sigma) \text{ siendo } \Omega = \frac{V_H}{RT} \quad (3.9)$$

La dependencia de la solubilidad con el hidrógeno viene determinada por la tendencia a acumularse en zonas de grandes deformaciones plásticas. Este factor que muestra la dependencia de la solubilidad con la deformación plástica se puede expresar de la siguiente manera,

$$K_{s\varepsilon} = 1 + \alpha \bar{\varepsilon}_P \quad (3.10)$$

donde α es un coeficiente de proporcionalidad que se determina experimentalmente. De esta manera el modelo queda supeditado a los resultados experimentales. ASTIZ, ÁLVAREZ Y GUTIÉRREZ-SOLANA (1998) han demostrado, mediante medidas de contenido de hidrógeno en probetas saturadas y con distintas deformaciones plásticas iniciales, que la solubilidad es función creciente de la deformación plástica que se puede aproximar mediante una expresión bilineal (dos regiones con distinto valor del coeficiente de proporcionalidad, α) como la que se muestra en la Fig. 3.36.

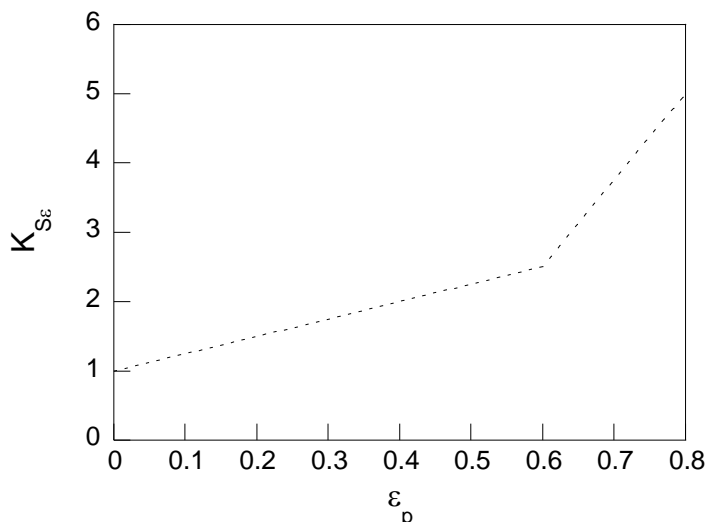


Fig. 3.36. Solubilidad vs. deformación plástica (ASTIZ, ÁLVAREZ Y GUTIÉRREZ-SOLANA, 1998).

De esta manera, en función de los valores de deformación plástica que tenga el material, se puede determinar el valor de la constante α . Por lo tanto, aparte del gradiente de concentración ∇C , cualquier gradiente en alguno de los factores de los que depende la solubilidad puede actuar como la fuerza motriz para el flujo de hidrógeno por difusión. Si se

considera que la distribución de temperatura en el sólido es uniforme (hipótesis válida en los casos de estudio analizados en este trabajo) el flujo de difusión de hidrógeno se puede expresar como

$$\vec{J} = \frac{DC}{RT} \vec{X}_D = -DC \nabla \ln \left(\frac{C}{K_S} \right), \quad (3.11)$$

donde D es el coeficiente de difusión de hidrógeno en el metal.

En realidad el coeficiente de difusión del hidrógeno en el metal (o difusividad) debería considerarse como una función de las deformaciones plásticas, *i.e.*, $D(\bar{\varepsilon}_P)$, para reflejar la influencia de la variación de la composición de la fase o de la densidad de trampas en la movilidad promediada (a nivel macroscópico) de los átomos de hidrógeno que se difunden en el metal de forma añadida al efecto ya mostrado anteriormente de las deformaciones plásticas en la solubilidad de hidrógeno. De esta forma el flujo de hidrógeno se puede obtener a partir de la ecuación (3.11) como

$$\vec{J} = D(\bar{\varepsilon}_P) \left\{ -\nabla C + C \left(\nabla(\Omega\sigma) + \frac{\nabla K_{se}(\bar{\varepsilon}_P)}{K_{se}(\bar{\varepsilon}_P)} \right) \right\}. \quad (3.12)$$

La ley de la conservación de la materia (SHEWMON, 1989) permite relacionar el flujo con la variación de la concentración de hidrógeno en el tiempo de la forma siguiente

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -\text{div } \vec{J}. \quad (3.13)$$

Aplicando esta ecuación a la expresión que determina el flujo de hidrógeno asistido por las tensiones y las deformaciones plásticas mostrada en la ecuación (3.12) la evolución de las concentraciones en el tiempo queda

$$\frac{\partial C}{\partial t} = -\nabla \cdot \left[-D \nabla C + DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{se}}{K_{se}} \right) \right]. \quad (3.14)$$

La solución exacta del problema es sencilla en el caso de alcanzar el equilibrio (el que se podría considerar a $t \rightarrow \infty$) en el transcurso de la difusión asistida por las tensiones y deformaciones, para sólidos en los que la actividad del ambiente agresivo se caracteriza por una concentración de equilibrio estacionario. Este es el estado de equilibrio en el que el flujo de hidrógeno es nulo. Esto sucede cuando la fuerza motriz es nula, *i.e.*, cuando el cociente C/K_s sea constante. Por lo tanto, teniendo en cuenta la solución estacionaria de equilibrio $C_{eq}(r)$, se puede escribir la concentración de hidrógeno para tiempo infinito de la siguiente forma,

$$C_{\infty}(\vec{r}) = C_{eq}(\vec{r}) = C_0 K_{se}(\bar{\varepsilon}_p(\vec{r})) \exp(\Omega \sigma(\vec{r})) \quad (3.15)$$

donde C_0 es la concentración de hidrógeno presente en el metal en ausencia de tensiones y deformaciones plásticas. Esta ecuación engloba la solución estacionaria de equilibrio del problema de difusión asistido por las tensiones simplemente anulando las deformaciones plásticas, lo que convierte al término K_{se} en la unidad.

En el desarrollo del modelo teórico del proceso de FAH se han asumido las siguientes hipótesis: la primera es considerar que el principal mecanismo de transporte de hidrógeno en el interior del material es la difusión, por lo que el transporte debido al movimiento de dislocaciones se considera despreciable, de acuerdo con los resultados de TORIBIO y KHARIN (1998b; 2000) y otros investigadores (SOFRONIS y MCMEECKING, 1989; SOFRONIS y LUFRANO, 1999). La segunda hipótesis consiste en considerar que la absorción de hidrógeno en la superficie es cuasi instantánea (TORIBIO y ELICES, 1991; TORIBIO y KHARIN, 2000a) por lo que se puede asumir que en esta zona la concentración de hidrógeno se mantiene en el valor de equilibrio conforme a la expresión (3.15).

De esta forma el problema queda expresado a través de las expresiones definidas en el volumen V , del modo siguiente:

$$\nabla \cdot \left[D \nabla C - DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{se}}{K_{se}} \right) \right] - \frac{\partial C}{\partial t} = 0 \text{ en } V \quad (3.16)$$

3.2. Condición de contorno y condición inicial del problema de difusión

En el contorno S del volumen analizado se pueden distinguir dos condiciones diferentes. La primera corresponde a la superficie en la que está definido un flujo de hidrógeno (S_f) y la segunda es aquella en la que se define la condición de la superficie expuesta al ambiente agresivo (S_{eq}) que se puede expresar en función de la concentración de equilibrio, asumiendo que existe un intercambio de masa lo suficientemente rápido para mantener la concentración en esta superficie constante. Para que esto se cumpla el valor del parámetro \mathcal{G} debe ser muy grande.

$$\begin{aligned} \vec{Jn}\Big|_{S_f} &= J_f && \text{en } S_f \subset S \\ \vec{Jn}\Big|_{S_{eq}} &= \mathcal{G}(C - C_{eq}) \Leftrightarrow C\Big|_{S_{eq}} = C_{eq} && \text{en } S_{eq} \subset S \end{aligned} \quad (3.17)$$

donde C_{eq} es la concentración de hidrógeno en la superficie exterior del alambre en contacto con el ambiente agresivo que viene dada en el contorno Γ del volumen V por la siguiente expresión.

$$C_{eq} = C_0 K_s(\Gamma) = C_0 K_{se}(\bar{\varepsilon}_p(\Gamma)) \exp[\Omega \sigma(\Gamma)] \quad (3.18)$$

Finalmente la definición del problema de difusión asistida por el estado tensodeformacional se completa imponiendo la condición inicial del problema. Para ello se ha considerado que los puntos situados en la superficie exterior del alambre en contacto con el ambiente agresivo presentan la concentración de equilibrio dada por la ecuación (3.18) en todos los instantes de tiempo desde el comienzo del proceso de difusión, mientras que en los puntos internos se asume que el material presenta la concentración C_0 que representa la cantidad de hidrógeno que admite el material libre de tensiones y deformaciones plásticas en equilibrio con el ambiente hidrogenante.

$$\begin{aligned} C\Big|_{t_0} &= C_0 && \text{en } V \\ C\Big|_{t_0} &= C_{eq} && \text{en } S_{eq} \end{aligned} \quad (3.19)$$

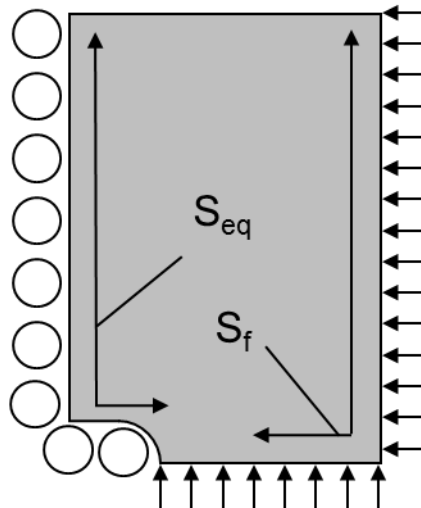


Fig. 3.37. Esquema de las condiciones de contorno aplicadas sobre el volumen V en términos del flujo (superficie S_f) y sobre la superficie en contacto con el ambiente agresivo (S_{eq}).

3.3. Aproximación numérica del problema de difusión asistida por las tensiones y deformaciones

La ecuación de la difusión asistida por las tensiones y deformaciones (3.16-3.17) no tiene solución analítica exacta, y por tanto es necesario utilizar métodos numéricos para poder obtener una solución aproximada de la distribución de hidrógeno. De esta forma el problema se plantea como un análisis desacoplado compuesto por un lado por el problema mecánico (determinación del estado tensodeformacional del sólido), y por otro del problema de la difusión de hidrógeno (determinación de la concentración de hidrógeno en los diferentes puntos del material a lo largo del tiempo).

En ambos casos el método numérico más adecuado es el MEF. No obstante, mientras que para resolver el problema mecánico se puede utilizar un programa comercial que implemente el MEF, para resolver el problema de difusión ha sido necesario implementar la solución aproximada dada por el MEF de la ecuación diferencial de la difusión asistida por el estado tensodeformacional (cf. ecuación 3.19-3.20) en un programa de cálculo matemático (MathCAD[®]) a partir de los estados tensodeformacionales obtenidos en la simulación numérica del problema mecánico.

Los resultados de esta aproximación permiten determinar las distribuciones de la concentración de hidrógeno en todos los puntos del dominio estudiado mediante la

interpolación de los valores de las concentraciones nodales, C_i , utilizando las denominadas funciones de forma ($N_i^{(e)}$) de la forma mostrada en la siguiente ecuación:

$$C = \sum_{i=1}^{n_e} \sum_{i=1}^{n_n} N_i^{(e)} C_i, \quad (3.20)$$

donde n_e y n_n son los números de elementos y número de nodos respectivamente.

El MEF establece que las funciones de forma son funciones asociadas a cada uno de los nodos que forman un elemento (e) que discretiza el dominio estudiado. Estas funciones toman un valor unitario en el nodo al que están asociados y nulo en el resto de nodos que forman el elemento donde están definidas. De esta forma el análisis MEF del problema de difusión se centra en determinar los valores de las concentraciones nodales y a partir de éstas con la ecuación (3.20) es posible determinar la concentración de hidrógeno de cualquier punto del dominio estudiado.

Para resolver el problema de contorno para la ecuación diferencial (3.16) se ha aplicado el método de los residuos ponderados sobre la formulación débil del problema variacional correspondiente que se obtiene realizando una serie de transformaciones a la ecuación (3.21) siguiendo el proceso que se describe a continuación. En primer lugar se agrupa la ecuación diferencial definida en el volumen V del sólido en cuestión (3.16) y en sus superficies de contorno en una única expresión y se multiplica por determinadas funciones arbitrarias (W_i) denominadas funciones de peso, tal como se muestra en la siguiente ecuación:

$$\int_V W_i \left[-\nabla \vec{J} - \frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [\vec{J} \cdot \vec{n}] dS = 0, \quad (3.21)$$

donde el flujo de hidrógeno \vec{J} se expresa en términos de concentración conforme a la ecuación (3.12). Esta expresión se puede simplificar teniendo en cuenta la siguiente igualdad obtenida a partir de la derivada del producto de la función de peso (W_i) y el vector flujo de hidrógeno (\vec{J}).

$$W_i \nabla \vec{J} = \nabla W_i \vec{J} - \nabla W_i \vec{J}, \quad (3.22)$$

Sustituyendo este término en la ecuación (3.21) se obtiene la expresión

$$\int_V \nabla [W_i(-\vec{J})] dV - \int_V \nabla W_i(-\vec{J}) dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [\vec{J} \vec{n} - J_f - \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \quad (3.23)$$

Si se aplica el teorema de Gauss–Ostrogradski es posible transformar una de las integrales de volumen en una integral de superficie que se anula con la integral de superficie del problema de contorno, con lo que la ecuación se reduce a

$$\int_V \nabla [W_i \vec{J}] dV = \int_S W_i \vec{J} \vec{n} dS \quad (3.24)$$

$$\int_V \nabla W_i \vec{J} dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [-J_f - \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \quad (3.25)$$

El flujo de hidrógeno (\vec{J}) en términos de concentración conforme a la ecuación (3.12) a partir de (3.25) se obtiene

$$\int_V \nabla W_i \left[D \nabla C - DC \left(\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right) \right] dV + \int_V W_i \left[-\frac{\partial C}{\partial t} \right] dV + \int_S W_i [-J_f - \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \quad (3.26)$$

Reordenando términos se obtiene

$$-\int_V W_i \dot{C} dV - \int_V \nabla W_i \left[D \nabla C - D \Omega C \nabla \sigma - DC \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right] dV + \int_{S_f + S_{eq}} W_i [J_f + \mathcal{G}(C - C_{eq})] dS = 0 \quad \forall i = 1, 2, \dots, n_n \quad (3.27)$$

Finalmente se aplica el método de Galerkin en el que se asume como funciones de peso las propias funciones de forma utilizadas para interpolar el campo de concentraciones de hidrógeno en el interior del volumen, (3.20), *i.e.*,

$$W_i = N_i \quad (3.28)$$

De esta forma el problema de la difusión de hidrógeno asistida por el estado tensodeformacional queda reducido a un sistema de ecuaciones diferenciales ordinarias respecto a los valores nodales de concentración $C_i(t)$ ($i = 1 \dots n_n$):

$$\begin{aligned} & \sum_j \left[- \int_V N_i N_j dV \right] \dot{C}_j + \\ & + \sum_j \left[\int_V \left[D \nabla N_i - D \Omega (\nabla \sigma \nabla N_i) N_j - D \nabla N_i N_j \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \right] dV + \mathcal{G} \int_{S_{eq}} N_i N_j dS \right] C_j = \\ & = J_f \int_{S_f} N_i dS + \mathcal{G} C_{eq} \int_{S_{eq}} N_i dS \quad \forall i = 1 \dots n_n \end{aligned} \quad (3.29)$$

El sistema de ecuaciones (3.29) expresado matricialmente de forma reducida queda

$$[M] \dot{C} + [K] C = [F] \quad (3.30)$$

donde las matrices $[M]$, $[K]$ y $[F]$ se obtienen acoplando las respectivas matrices definidas para cada elemento:

$$[m]_e = \int_{V_e} N_i N_j dV \quad (3.31)$$

$$[k]_e = \underbrace{\int_V D \nabla N_i \nabla N_j dV}_{[k_1]_e} + \underbrace{\int_V - D \Omega (\nabla \sigma \nabla N_i) N_j dV}_{[k_{2S}]_e} + \underbrace{\int_V - \nabla N_i D N_j \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} dV}_{[k_{2K}]_e} + \underbrace{\mathcal{G} \int_{S_{eq}} N_i N_j dS}_{[k_{2G}]_e} \quad (3.32)$$

$$[f]_e = J_f \int_{S_f} N_i dS + \mathcal{G} C_{eq} \int_{S_{eq}} N_i dS \quad (3.33)$$

Los resultados del análisis mecánico obtenidos de la simulación con el programa MSC.MARC® vienen dados en los nodos de la malla. Por tanto, al igual que en el caso de las concentraciones, es necesario emplear una expresión semejante a la (3.20) para interpolar el campo de tensiones y deformaciones (con las mismas funciones de forma utilizadas para la concentración de hidrógeno) a lo largo de todo el dominio, a partir de los valores nodales obtenidos en la parte de la simulación mecánica del problema, tal como muestran las ecuaciones.

$$\sigma(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \sigma_i N_i(x) \quad (3.34)$$

$$\bar{\varepsilon}_p(x) = \sum_{i=1}^{n_n} \bar{\varepsilon}_{p_i} N_i(x) \quad (3.35)$$

donde σ_i y $\bar{\varepsilon}_{p_i}$ son los valores de las tensiones hidrostáticas y deformaciones plásticas equivalentes nodales conocidas a partir del análisis tenso-deformacional exclusivamente mecánico de una historia de carga impuesta. Este cálculo se puede desarrollar tanto de forma simultánea como previa a los cálculos de difusión, puesto que se asume que la difusión de hidrógeno no afecta al estado tenso-deformacional del sólido.

En este punto, el problema de difusión se ha reducido a un sistema de ecuaciones diferenciales de primer orden (3.29). La solución de este sistema a lo largo del tiempo puede emprenderse con la ayuda del algoritmo numérico fácilmente programable propuesto por ZIENKIEWICZ *et al* (1984) para resolver ecuaciones diferenciales ordinarias lineales. Si se realiza una aproximación de primer orden de las incógnitas, $C_i(t)$ ($i = 1 \dots n_n$), en cada uno de los intervalos de tiempo $[t_{q-1}, t_q]$, siendo q el número del intervalo, en los que se ha dividido el proceso de difusión, se pueden obtener los valores de la concentración en los nodos al principio, $C|_{q-1}$, y en el instante final, $C|_q$ del q -ésimo intervalo de tiempo $[t_{q-1}, t_q]$ al resolver el siguiente sistema de ecuaciones lineales.

$$(C|_q - C|_{q-1})[M] + \tau \Delta t [K] / \Delta t + [K] C_{q-1} = [F] \quad (3.36)$$

donde $\Delta t = t_q - t_{q-1}$, y la constante τ se debe elegir de tal forma que se asegure la estabilidad de este algoritmo. Obviamente para el primer intervalo de tiempo, *i.e.*, para $q = 1$, el vector C_0 se debe determinar de acuerdo con las condiciones iniciales del problema de difusión. De esta

forma los valores de C_q se obtienen a partir del sistema de ecuaciones algebraicas (3.36) con alguno de los métodos conocidos para resolver este tipo de sistemas, en el caso estudiado la ecuación matricial (3.30) expresada de forma simbólica conduce a la siguiente solución para C_q

$$C|_q = C|_{q-1} + ([M] + \tau \Delta t [K])^{-1} ([F] - [K]C|_{q-1}) \Delta t \quad (3.37)$$

En el presente trabajo se ha comprobado que el algoritmo descrito anteriormente es incondicionalmente estable cuando el valor de $\tau \in [0.5, 1]$.

De esta forma, la aproximación numérica de la modelización de la difusión asistida por el estado tenso-deformacional queda definida en términos generales. Las transformaciones posteriores en un código utilizable llevan a establecer los procedimientos habituales a la hora de definir un problema por el MEF (*i.e.*, la elección apropiada de la geometría, de los elementos que discretizan dicha geometría, las funciones de forma más apropiadas, las matrices elementales incluidas en la ecuaciones (3.31–3.33), etc. Estas ecuaciones son generales para cualquier sólido con independencia de la geometría que éste presente. Para el análisis de determinados problemas y en función de sus características geométricas se pueden establecer hipótesis que permitan adaptar estas ecuaciones generales a las necesidades del cálculo. Por ejemplo, en el caso del análisis de la difusión en un sólido en el que no existan inhomogeneidades ni geométricas ni en los estados tensodeformacionales entre las diferentes secciones del mismo, la aproximación unidimensional del proceso permite obtener resultados satisfactorios, mientras que en casos en los que no se cumplan estas condiciones se hace necesario la utilización de la aproximación bidimensional o tridimensional.

Una consideración importante a tener en cuenta en la modelización MEF del proceso de difusión asistida por el estado tenso-deformacional es el tipo de elemento utilizado en la simulación. Como es bien sabido, los elementos se pueden clasificar en familias dependiendo de las funciones de interpolación utilizadas, siendo éstas habitualmente miembros de los polinomios de la potencia elegida. De esta forma se tiene la familia de elementos lagrangianos (entre los que se encuentran los elementos lineales de dos nodos, los triangulares de tres nodos, los elementos cuadriláteros de cuatro nodos etc....) y los serendípicos (en los que se encuentran los elementos cuadráticos, cuadriláteros de ocho nodos, etc....). En la presente Tesis se exponen diferentes aproximaciones numéricas en los que, dependiendo de las necesidades impuestas por el problema a resolver, se han utilizado diferentes aproximaciones

con el fin de optimizar el modelo numérico, de tal forma que se obtengan buenos resultados con el mínimo consumo de recursos informáticos.

En este trabajo se han considerado tres aproximaciones diferentes. Una válida para problemas unidimensionales en los que se asume que todas las secciones transversales del sólido presentan el mismo comportamiento, un modelo bidimensional (con elementos cuadriláteros de cuatro nodos) y uno tridimensional (con elementos tetraédricos de cuatro nodos).

El modelo expuesto del proceso de difusión asistida por tensiones y deformaciones engloba otros casos de estudio como casos particulares de este modelo general simplemente anulando el efecto de las deformaciones (difusión asistida por el estado tensional) y el efecto de las tensiones y de las deformaciones (difusión convencional).

3.3.1. Aproximación unidimensional

Una vez definidas las ecuaciones generales de la aproximación dada por la formulación débil del problema MEF de difusión asistida por tensiones y deformaciones, el siguiente paso es definir el tipo de aproximación utilizado. Para ello hay que llegar a una solución de compromiso entre los objetivos a alcanzar y los recursos disponibles, siendo un criterio adecuado utilizar hipótesis que permitan simplificar el problema con el fin de optimizar los recursos informáticos.

La aproximación más sencilla es la unidimensional en la que se considera exclusivamente el flujo de hidrógeno en una dirección. Esta aproximación resulta adecuada para el caso de los alambres lisos con una distribución de tensiones y deformaciones invariable en todas las secciones transversales a lo largo de todo el alambre trefilado.

También se puede utilizar en el caso de las probetas fisuradas en esta Tesis asumiendo que el flujo de hidrógeno en la dirección longitudinal del alambre es nulo y por tanto dicho elemento se difunde exclusivamente en la dirección transversal del alambre. Obviamente, en este caso la única variable espacial a considerar será la coordenada radial.

Para los problemas de contorno unidimensionales, *i.e.*, con la única variable espacial ξ , el primer tipo de elemento considerado es un elemento lineal de dos nodos. En este elemento

cualquier campo escalar $U(\xi)$ (representando desplazamientos, tensiones, deformaciones o en el caso del problema de difusión concentraciones de hidrógeno) se obtiene mediante funciones de interpolación lineales, tal como indican la siguiente ecuación

$$U(\xi) = \sum_e \{U\} [H] \quad (3.38)$$

Donde $\{U\} = \{u_1, \dots, u_{ne}\}$ es un vector fila en el que se incluyen los valores nodales de la variable U y $[H]$ es un vector columna en el que se incluyen las funciones de forma asociadas a cada uno de los nodos del elemento. El sumatorio se extiende sobre todos los elementos, e , que forman el dominio.

Las funciones de forma utilizadas en los nodos de este elemento lineal vienen representadas por la matriz $[H]$.

$$[H] = \begin{bmatrix} 1 - \frac{\xi}{L_e} \\ \frac{\xi}{L_e} \end{bmatrix} \quad (3.39)$$

Para este elemento es posible obtener la matriz derivada de las funciones de forma $[B]$ y el jacobiano $[J]$ necesarias para obtener las siguientes matrices elementales:

$$[B] = \begin{bmatrix} -\frac{1}{L_e} \\ \frac{1}{L_e} \end{bmatrix} \quad (3.40)$$

En las ecuaciones generales el jacobiano representa la transformación de coordenadas cartesianas a coordenadas cilíndricas del elemento diferencial de volumen dV y posteriormente a coordenadas locales (proceso denominado en inglés “*mapping*” que consiste en transformar el elemento con una geometría cualquiera en un elemento normalizado con dimensiones unitarias).

En el caso unidimensional la transformación a coordenadas cilíndricas se realiza considerando un incremento de longitud unitario ($dx = 1$) y posteriormente el elemento se transforma en coordenadas locales con la variable, ξ , de la forma indicada en la ecuación,

$$dV = dx dy dz = [J] dx \tag{3.41}$$

siendo r_e la posición del primer nodo del elemento e .

La variación del coeficiente de difusión, D , y la solubilidad, K_s , en el alambre se puede obtener considerando la misma aproximación lineal (dentro de cada elemento) de estos parámetros a lo largo del radio del alambre, conforme a la expresión genérica (3.20) para estas variables, $D(\xi)$ y $K_s(\xi)$, del modo siguiente:

$$D_e(\xi) = \{D\}[H] \tag{3.42}$$

$$K_{s_e}(\xi) = \{K\}[H] \tag{3.43}$$

Siendo $\{D\} = \{D_e, D_{e+1}\}$ y $\{K\} = \{K_e, K_{e+1}\}$

De esta forma las matrices para cada elemento finito son

$$[m]_e = \int_V W_i W_j dV = \int_0^{L_e} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} \\ \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (\xi) d\xi \tag{3.44}$$

$$[k_1]_e = \int_V D(x) \nabla W_i \nabla W_j dV = \int_0^{L_e} \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} & \frac{1}{L} \end{pmatrix} (\xi) d\xi \tag{3.45}$$

$$\begin{aligned} [k_{2s}]_e &= \int_V -D(x) \Omega \nabla \sigma \nabla W_i \nabla W_j dV = \\ &= \int_V - \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \Omega \frac{\sigma_{e+1}(t) - \sigma_e(t)}{L_e} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (\xi) d\xi \end{aligned} \tag{3.46}$$

$$\begin{aligned}
[k_{2k}]_e &= \int_V -D(x) \frac{\nabla K_{S_e}}{K_{S_e}} \nabla W_i \nabla W_j dV = \\
&= \int_V - \left(\frac{D_{e+1} - D_e}{L_e} \xi + D_e \right) \frac{dK}{K_e + dK\xi} \begin{pmatrix} -\frac{1}{L} \\ \frac{1}{L} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} 1 - \frac{\xi}{L} & \frac{\xi}{L} \end{pmatrix} (\xi) d\xi
\end{aligned} \tag{3.47}$$

Finalmente el problema se completa con las matrices que incluyen las condiciones de contorno del problema de difusión, que pueden ser de dos tipos, en términos de flujo en los ejes de simetría (donde se puede considerar flujo nulo) y en términos de concentración de equilibrio en la superficie expuesta al ambiente hidrogenante. En este caso unidimensional estas condiciones sólo se ven afectadas en los dos nodos extremos de la sección analizada. Para incluir este efecto se ha utilizado la función delta de Dirac, $\delta(\xi_{eq}, \xi)$, que toma un valor unitario en la coordenada fija y nula en el resto de puntos del intervalo. De esta forma la función aplicada al nodo de la superficie permite representar la condición de contorno para la concentración constante en la superficie y aplicada en un nodo situado en el eje del alambre representa la condición de contorno de flujo nulo:

$$[k_{2G}] = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} \delta(\xi_{eq}, \xi) \Big|_{\xi = \xi_{eq}}, \tag{3.48}$$

$$[f_e] = -J_f \int_{S_f} W_i dS + \mathcal{G} C_{eq} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} C_{eq} \delta(\xi_{eq}, \xi) \Big|_{\xi = \xi_{eq}} \tag{3.49}$$

Una vez obtenidas las matrices elementales (3.44-3.49) en cada uno de los elementos utilizados en la discretización del dominio, se aplica el proceso de ensamblaje de las matrices elementales en una única matriz. Este proceso que consiste en sumar las contribuciones de cada nodo de la malla (incluido en las matrices elementales) en una matriz global (esta matriz corresponde a una matriz cuadrada de dimensiones $k_1 n_n$ siendo k_1 el número de grados de libertad de los nodos considerados, en este caso 1, y n_n es el número de nodos de la malla considerada). Una vez determinadas las matrices ensambladas $[M]$, $[K_1]$, $[K_{2s}]$, $[K_{2k}]$, $[K_s]$ y $[F]$ se pueden sustituir en el sistema (3.30) que se puede resolver aplicando el algoritmo planteado en las ecuaciones (3.36) y (3.42).

3.3.2. Aproximación bidimensional; cuadriláteros de cuatro nodos (Q4)

Para este caso (aproximación bidimensional) se han utilizado elementos cuadriláteros de cuatro nodos y su transformación para la generalización de las expresiones de las matrices elementales en todos los elementos se realiza mediante el jacobiano. De esta manera, las geometrías analizadas que contienen formas irregulares de elementos de cuatro nodos [Fig. 3.38 (a)] se transforman mediante el uso de coordenadas locales en el elemento unitario [Fig. 3.38 (b)].

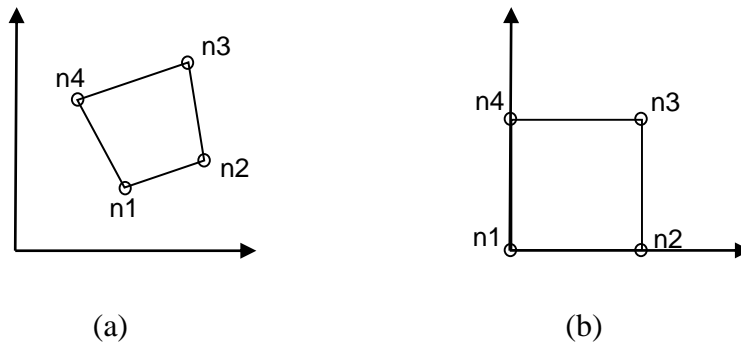


Fig. 3.38. Elemento cuadrilátero de 4 nodos en coordenadas (a) globales y (b) locales.

Las funciones de forma, [H], en el sistema de coordenadas local para este caso (bidimensional de elementos cuadriláteros de cuatro nodos) vienen definidas por la ecuación (3.50) y el diferencial de volumen por la ecuación (3.51),

$$[H] = \begin{bmatrix} \phi_1 \\ \phi_2 \\ \phi_3 \\ \phi_4 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/4(1-\xi)(1-\eta) \\ 1/4(1+\xi)(1-\eta) \\ 1/4(1+\xi)(1+\eta) \\ 1/4(1-\xi)(1+\eta) \end{bmatrix} \quad (3.50)$$

$$dV = \det[J]d\xi d\eta \quad (3.51)$$

Por otro lado, las funciones de interpolación que relacionan las coordenadas globales con las locales vienen dadas por las ecuaciones (3.52) y (3.53) donde los coeficientes a_i y b_i son constantes que se determinan resolviendo un sistema de ecuaciones lineales formado al sustituir las coordenadas globales y las locales de dicho elemento. A partir de estas ecuaciones y usando la definición del jacobiano se obtiene el valor del determinante de la matriz jacobiana en función de las coordenadas nodales (ecuación 3.54). En este caso, dado que estas funciones de interpolación no son lineales, el jacobiano no es constante.

$$x = a_0 + a_1\xi + a_2\eta + a_3\xi\eta \quad (3.52)$$

$$y = b_0 + b_1\xi + b_2\eta + b_3\xi\eta \quad (3.53)$$

$$|J| = \begin{vmatrix} a_1 + a_3\eta & a_2 + a_3\xi \\ b_1 + b_3\eta & b_2 + b_3\xi \end{vmatrix} \quad (3.54)$$

El valor del gradiente de las funciones de forma [B], en este caso no es constante debido a que las funciones de forma no son lineales tal como se describe en la siguiente ecuación

$$[B] = \begin{bmatrix} -1/4(1-\eta) & -1/4(1-\xi) \\ 1/4(1-\eta) & -1/4(1+\xi) \\ 1/4(1+\eta) & 1/4(1+\xi) \\ -1/4(1+\eta) & 1/4(1-\xi) \end{bmatrix} \quad (3.55)$$

De esta manera las matrices elementales quedan de la siguiente manera:

$$[m]_e = \int_V W_i W_j dV = \int_V [H][H]^T |J| d\xi d\eta \quad (3.56)$$

$$[k_1]_e = \int_V D(\varepsilon_p) \nabla W_i \nabla W_j dV = \int_V D(\varepsilon_p) [B][B]^T |J| d\xi d\eta \quad (3.57)$$

$$[k_{2s}]_e = \int_V -D(\varepsilon_p) \Omega \nabla \sigma \nabla W_i \nabla W_j dV = - \int_V D(\varepsilon_p) \Omega [B] \sigma (el) [B]^T [H] |J| d\xi d\eta \quad (3.58)$$

$$[k_{2k}]_e = \int_V -D(\varepsilon_p) \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \nabla W_i \nabla W_j dV = - \int_V D(\varepsilon_p) [B][H] \frac{\beta[B]_{\varepsilon_p}}{1 + \beta[H]_{\varepsilon_p}} |J| d\xi d\eta \quad (3.59)$$

Una vez obtenidas las matrices elementales, se puede calcular el valor de estas integrales utilizando la integración numérica de la cuadratura de Gauss, que para el caso bidimensional se ha aplicado a elementos cuadriláteros de cuatro nodos. Para este caso las coordenadas locales de los puntos de integración numérica (ξ_i, η_i) y los pesos w_i vienen dados en la Tabla 3.1 (VÁZQUEZ y LÓPEZ, 2001).

Tabla 3.1. Coordenadas locales y pesos de los puntos de Gauss utilizados para la integración numérica de elementos cuadriláteros de cuatro nodos.

	ξ	η	Peso
<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> 2° 4° </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> 1° 3° </div>	$\xi_1 = -1/\sqrt{3}$	$\eta_1 = -1/\sqrt{3}$	$W_1=W_2=W_3=W_4=1$
	$\xi_2 = -1/\sqrt{3}$	$\eta_2 = 1/\sqrt{3}$	
	$\xi_3 = 1/\sqrt{3}$	$\eta_3 = -1/\sqrt{3}$	
	$\xi_4 = 1/\sqrt{3}$	$\eta_4 = 1/\sqrt{3}$	

Para obtener las expresiones de las matrices $[k_{2G}]$ y $[f]$ se toma un diferencial de superficie que representa un lado del cuadrilátero. Como el lado de la superficie viene determinado por la numeración de sus lados tendremos cuatro tipos de elementos de superficie, cada uno de ellos con sus funciones de forma y su diferencial de superficie tal como se muestra en la Fig. 3.39 y en la Tabla 3.2 (VÁZQUEZ y LÓPEZ, 2001).

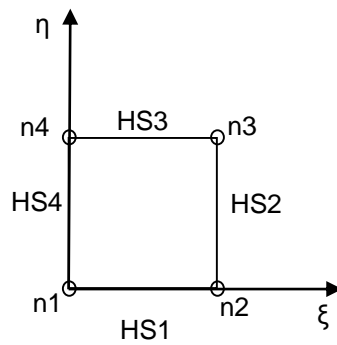


Fig. 3.39. Esquema de los elementos de superficie del cuadrilátero.

Tabla 3.2. Identificación de los elementos de superficie del cuadrilátero de cuatro nodos.

Tipo de elemento	Nodos del elemento	Tipo diferencial superficie	Diferencial
S1	n1 n2	dS_1	$d\xi d\eta$
S2	n2 n3	dS_2	$d\eta d\xi$
S3	n3 n4	dS_3	$d\xi d\zeta$
S4	n4 n1	dS_4	$d\xi d\eta$

Las funciones de forma correspondientes a cada elemento son las siguientes:

$$HS1 = \begin{bmatrix} \frac{1}{2}(1-\xi) \\ \frac{1}{2}(1+\xi) \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} HS2 = \begin{bmatrix} 0 \\ \frac{1}{2}(1-\eta) \\ \frac{1}{2}(1+\eta) \\ 0 \end{bmatrix} HS3 = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \frac{1}{2}(1+\xi) \\ \frac{1}{2}(1-\xi) \end{bmatrix} HS4 = \begin{bmatrix} \frac{1}{2}(1-\eta) \\ 0 \\ 0 \\ \frac{1}{2}(1+\eta) \end{bmatrix} \quad (3.60)$$

De esta forma las expresiones para las matrices elementales aplicadas a la superficie, $[k_{2G}]$ y $[f]$, quedarían de la siguiente manera:

$$[k_{2G}]_e = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} [HS_i]^T [HS_i] dS_i \quad (3.61)$$

$$[f]_e = -\mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i C_{eq} dS = -\mathcal{G} \int_{S_{eq}} [HS_i]^T [HS_i] \{C_{eq}\} dS_i \quad (3.62)$$

donde i tomaría el valor 1, 2, 3 ó 4 dependiendo del lado del cuadrilátero situado en la superficie.

Por tanto, se calculan las matrices $[k_{2G}]$ y $[f]$ correspondientes a cada superficie, ya que dependiendo de qué lado del cuadrilátero forme parte la superficie se tendrá unas funciones de forma determinadas así como unos límites de integración dados.

3.3.3. Aproximación tridimensional

La forma irregular que presentan estos elementos tetraédricos de cuatro nodos [Fig. 3.40 (a)], debido a las formas geométricas analizadas, obliga a realizar una transformación que generalice las expresiones de las matrices elementales en todos los elementos, de tal manera que se empleen los mismos parámetros para definirlos. Esto se consigue mediante el uso de coordenadas locales (ξ, η, ζ) aplicadas sobre un elemento unitario [Fig. 3.40 (b)].

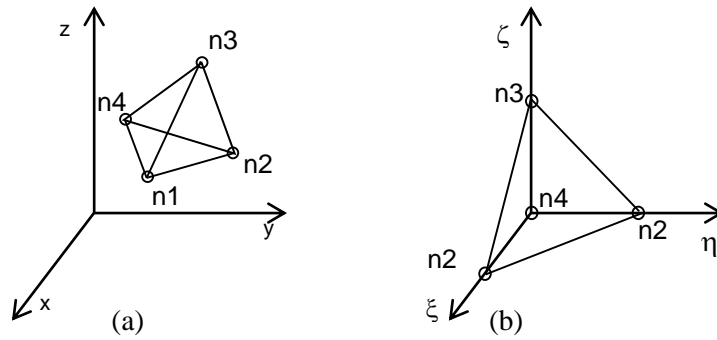


Fig. 3.40. Elemento tetraédrico de 4 nodos en coordenadas a) globales y b) locales.

En el sistema de coordenadas locales (ξ, η, ζ) la matriz de las funciones de forma, $[H]$, para un elemento tetraédrico de cuatro nodos viene definida por (3.63) y el diferencial de volumen, dV , por (3.64) (VÁZQUEZ y LÓPEZ, 2001):

$$[H] = \begin{bmatrix} 1 - \xi - \eta - \zeta \\ \xi \\ \eta \\ \zeta \end{bmatrix} \quad (3.63)$$

$$dV = \det[J] d\xi d\eta d\zeta \quad (3.64)$$

siendo $\det[J]$ el determinante de la matriz jacobiana de la transformación de coordenadas globales (x, y, z) a locales (ξ, η, ζ) , que viene dado por:

$$[J] = \begin{bmatrix} \frac{\partial x}{\partial \xi} & \frac{\partial x}{\partial \eta} & \frac{\partial x}{\partial \zeta} \\ \frac{\partial y}{\partial \xi} & \frac{\partial y}{\partial \eta} & \frac{\partial y}{\partial \zeta} \\ \frac{\partial z}{\partial \xi} & \frac{\partial z}{\partial \eta} & \frac{\partial z}{\partial \zeta} \end{bmatrix} \quad (3.65)$$

Las ecuaciones que relacionan las coordenadas globales y locales se establecen a partir de las expresiones (3.66-3.68), en las que los coeficientes a_i, b_i, c_i son constantes. A partir de ellas y operando con la definición de jacobiano (3.65) se llega al valor del determinante de la matriz jacobiana en función de las coordenadas nodales (3.69),

$$x = a_0 + a_1\xi + a_2\eta + a_3\zeta \quad (3.66)$$

$$y = b_0 + b_1\xi + b_2\eta + b_3\zeta \quad (3.67)$$

$$z = c_0 + c_1\xi + c_2\eta + c_3\zeta \quad (3.68)$$

$$\det[\mathbf{J}] = |\mathbf{J}| = \begin{vmatrix} a_1 & a_2 & a_3 \\ b_1 & b_2 & b_3 \\ c_1 & c_2 & c_3 \end{vmatrix} \quad (3.69)$$

El valor del gradiente de las funciones de forma, $[\mathbf{B}]$, es un valor constante para cada elemento ya que no depende de ninguna variable, y por ello se puede escribir de la siguiente manera:

$$[\mathbf{B}] = \begin{Bmatrix} \frac{\partial}{\partial \xi} \\ \frac{\partial}{\partial \eta} \\ \frac{\partial}{\partial \zeta} \end{Bmatrix} [\mathbf{H}] = \begin{bmatrix} -1 & 1 & 0 & 0 \\ -1 & 0 & 1 & 0 \\ -1 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (3.70)$$

Una vez obtenidas las expresiones de las funciones de forma, su gradiente y el jacobiano de la transformación de coordenadas, las matrices elementales quedarían, del mismo modo que en la aproximación numérica, de la siguiente forma:

$$[m]_e = \int_V W_i W_j dV = \int_V [\mathbf{H}][\mathbf{H}]^T |J| d\xi d\eta d\zeta \quad (3.71)$$

$$[k_1]_e = \int_V D(\varepsilon_P) \nabla W_i \nabla W_j dV = \int_V D(\varepsilon_P) [\mathbf{B}][\mathbf{B}]^T |J| d\xi d\eta d\zeta \quad (3.72)$$

$$[k_{2s}]_e = \int_V -D(\varepsilon_P) \Omega \nabla \sigma \nabla W_i \nabla W_j dV = - \int_V D(\varepsilon_P) \Omega [\mathbf{B}] \sigma(eI) [\mathbf{B}]^T [\mathbf{H}] |J| d\xi d\eta d\zeta \quad (3.73)$$

$$[k_{2k}]_e = \int_V -D(\varepsilon_P) \frac{\nabla K_{S\varepsilon}}{K_{S\varepsilon}} \nabla W_i \nabla W_j dV = - \int_V D(\varepsilon_P) [\mathbf{B}][\mathbf{H}] \frac{\beta[\mathbf{B}]\varepsilon_P}{1 + \beta[\mathbf{H}]\{\varepsilon_P\}} |J| d\xi d\eta d\zeta \quad (3.74)$$

Para calcular el valor de estas integrales (3.76-3.79) se puede utilizar la integración numérica de la cuadratura de Gauss que, para el caso de este estudio se ha aplicado a elementos tetraédricos de cuatro nodos utilizando las coordenadas de los puntos de Gauss y los pesos recogidos en la Tabla 3.3 (VÁZQUEZ y LÓPEZ, 2001).

Tabla 3.3. Coordenadas locales de los puntos de integración de Gauss para elementos tetraédricos.

TIPO	Puntos	Coordenadas locales	Coordenadas cartesianas	Peso W_i
LINEAL	a	$1/4 \ 1/4 \ 1/4 \ 1/4$	$1/4 \ 1/4 \ 1/4 \ 1/4$	1
CÚBICA $\alpha = 0.58541020$ $\beta = 0.13819660$	a	$\alpha \ \beta \ \beta \ \beta$	$\beta \ \beta \ \beta$	1/4
	b	$\beta \ \alpha \ \beta \ \beta$	$\alpha \ \beta \ \beta$	1/4
	c	$\beta \ \beta \ \alpha \ \beta$	$\beta \ \alpha \ \beta$	1/4
	d	$\beta \ \beta \ \beta \ \alpha$	$\beta \ \beta \ \alpha$	1/4
CUADRÁTICA	a	$1/4 \ 1/4 \ 1/4 \ 1/4$	$1/4 \ 1/4 \ 1/4$	-4/5
	b	$1/2 \ 1/6 \ 1/6 \ 1/6$	$1/6 \ 1/6 \ 1/6$	9/20
	c	$1/6 \ 1/2 \ 1/6 \ 1/6$	$1/2 \ 1/6 \ 1/6$	9/20
	d	$1/6 \ 1/6 \ 1/2 \ 1/6$	$1/6 \ 1/2 \ 1/6$	9/20
	e	$1/6 \ 1/6 \ 1/6 \ 1/2$	$1/6 \ 1/6 \ 1/2$	9/20

Aplicando este método de integración numérica, la matriz $[m]$ se podrá calcular a partir de la expresión (3.75), en la que W_i representa los factores de peso correspondientes a los puntos de Gauss donde se evalúa la función ϕ_m , siendo ésta la representación del valor de $\phi_m(\xi, \eta)$, ecuación (3.76), en el punto i de Gauss, *i.e.*, $\phi_m(\xi_i, \eta_i) = \phi_m$,

$$[m] = \sum_1^m W_i [\phi_m(\xi_i, \eta_i, \zeta_i)] \tag{3.75}$$

$$[\phi_m] = 2\pi \begin{pmatrix} 1 - \xi - \eta - \zeta \\ \xi \\ \eta \\ \zeta \end{pmatrix} (1 - \xi - \eta - \zeta \ \xi \ \eta \ \zeta) |J| \tag{3.76}$$

En el caso de las matrices $[k_1]$, $[k_{2s}]$ y $[k_{2KS}]$ teniendo en cuenta que los integrandos son polinomios de grado 1 y 2 respectivamente, el método de integración numérica de la cuadratura de Gauss se aplica de manera análoga a $[m]$, según se puede observar en las ecuaciones (3.77-3.78).

$$[\phi_{k1}] = |B^T| |B| |J| D(\varepsilon_p) \tag{3.77}$$

$$[\phi_{k2s}] = -|B^T| |B| |J| D(\varepsilon_p) \Omega \sigma_{e1} |H| \tag{3.78}$$

$$[\phi_{k2KS}] = -|B| |H| |J| D(\varepsilon_p) \frac{\beta |B| \varepsilon_p^i}{1 + \beta |H| \varepsilon_p^i} \tag{3.79}$$

Para obtener las ecuaciones de la superficie $[k_{2G}]$ y $[f]$ en coordenadas locales se puede considerar un diferencial de superficie cuyas coordenadas dependen de la cara del tetraedro que forme la superficie (Fig. 3.41). Esta cara del tetraedro viene determinada en función de la numeración de sus nodos en el proceso de cálculo numérico. De esta manera se obtienen cuatro tipos de elementos de superficie, cada uno de ellos con sus funciones de forma (3.80-3.83) y su diferencial de superficie (Tabla 3.4).

Tabla 3.4. Elementos de superficie que componen el elemento tetraédrico.

Tipo de elemento	Nodos del elemento	Diferencial superficie	Diferencial
S1	n1 n2 n4	dS_1	$d\xi d\eta$
S2	n1 n2 n3	dS_2	$d\eta d\zeta$
S3	n1 n3 n4	dS_3	$d\xi d\zeta$
S4	n2 n3 n4	dS_4	$d\xi d\eta$

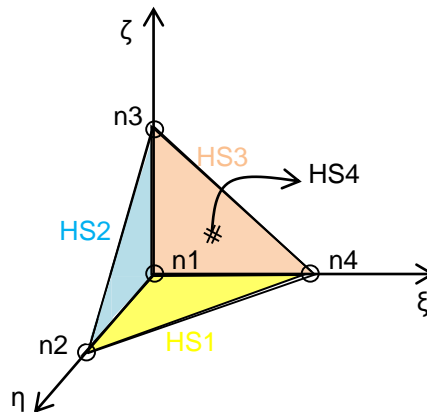


Fig. 3.41.- Esquema de los elementos de superficie del elemento tetraédrico de cuatro nodos.

Las funciones de forma correspondientes a cada elemento son las siguientes:

$$HS1 = \begin{bmatrix} 1 - \xi - \eta \\ \xi \\ \eta \end{bmatrix} \tag{3.80}$$

$$HS2 = \begin{bmatrix} 1 - \eta - \zeta \\ \eta \\ \zeta \end{bmatrix} \tag{3.81}$$

$$HS3 = \begin{bmatrix} 1 - \xi - \zeta \\ \xi \\ \zeta \end{bmatrix} \quad (3.82)$$

$$HS4 = \begin{bmatrix} \eta \\ \xi \\ 1 - \xi - \eta \end{bmatrix} \quad (3.83)$$

De esta forma las expresiones de las matrices elementales $[k_{2G}]$ y $[f]$ quedarían de la siguiente manera:

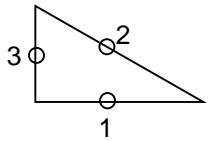
$$[k_{2G}]_e = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i W_j dS = \mathcal{G} \int_{S_{eq}} [HSi]^T [HSi] dSi \quad (3.84)$$

$$[f]_e = -\mathcal{G} \int_{S_{eq}} W_i C_{eq} dS = -\mathcal{G} \int_{S_{eq}} [HSi]^T [HSi] \{C_{eq}\} dSi \quad (3.85)$$

donde i tomaría el valor 1, 2, 3 ó 4 dependiendo del lado del tetraedro del que formaría parte la superficie.

Para obtener el valor de las integrales se ha utilizado la integración numérica con la cuadratura de Gauss bidimensional para el caso de superficies triangulares determinada por tres puntos, con los valores y los pesos contenidos en la Tabla 3.5 (VÁZQUEZ y LÓPEZ, 2001).

Tabla 3.5. Coeficientes para integración numérica de los elementos de la superficie del elemento tetraédrico.

	Coordenadas	Peso (P_i)
	(1/2, 0)	1/6
	(1/2, 1/2)	1/6
	(0, 1/2)	1/6

De forma análoga a la representación matricial de $[m]$, $[k_1]$, $[k_{2s}]$ y $[k_{2ks}]$ una vez empleada la cuadratura de Gauss, se puede calcular las matrices $[k_{2G}]$ y $[f]$. Estas expresiones se muestran a continuación para cada tipo de superficie, ya que dependiendo de ésta se tendrán determinadas funciones de forma así como los límites de integración.

Para la superficie S1:

$$k_{2G} = \int_0^1 \int_0^{1-\eta} \phi_{k3}(\xi_i, \eta_i) d\xi d\eta \approx \sum_0^m \phi_{k3}(\xi_i, \eta_i) P_i \quad (3.86)$$

$$[\phi_{k2G}] = \alpha \begin{bmatrix} 1-\xi-\eta \\ \xi \\ \eta \end{bmatrix} [1-\xi-\eta \quad \xi \quad \eta] \quad (3.87)$$

$$f = \int_0^1 \int_0^{1-\eta} \phi_{f1}(\xi_i, \eta_i) d\xi d\eta \approx \sum_0^m \phi_{f1}(\xi_i, \eta_i) P_i \quad (3.88)$$

$$[\phi_f] = \alpha \{C_{eq}\} \begin{bmatrix} 1-\xi-\eta \\ \xi \\ \eta \end{bmatrix} [1-\xi-\eta \quad \xi \quad \eta] \quad (3.89)$$

Para la superficie S2:

$$k_{2G} = \int_0^1 \int_0^{1-\zeta} \phi_{k3}(\eta_i, \zeta_i) d\eta d\zeta \approx \sum_0^m \phi_{k3}(\eta_i, \zeta_i) P_i \quad (3.90)$$

$$[\phi_{k2G}] = \alpha \begin{bmatrix} 1-\eta-\zeta \\ \eta \\ \zeta \end{bmatrix} [1-\eta-\zeta \quad \eta \quad \zeta] \quad (3.91)$$

$$f = \int_0^1 \int_0^{1-\zeta} \phi_{f1}(\eta_i, \zeta_i) d\eta d\zeta \approx \sum_0^m \phi_{f1}(\eta_i, \zeta_i) P_i \quad (3.92)$$

$$[\phi_f] = \alpha \{C_{eq}\} \begin{bmatrix} 1-\eta-\zeta \\ \eta \\ \zeta \end{bmatrix} [1-\eta-\zeta \quad \eta \quad \zeta] \quad (3.93)$$

Para la superficie S3:

$$k_{2G} = \int_0^1 \int_0^{1-\zeta} \phi_{k3}(\xi_i, \zeta_i) d\xi d\zeta \approx \sum_0^m \phi_{k3}(\xi_i, \zeta_i) P_i \quad (3.94)$$

$$[\phi_{k2G}] = \alpha \begin{bmatrix} 1-\xi-\zeta \\ \xi \\ \zeta \end{bmatrix} [1-\xi-\zeta \quad \xi \quad \zeta] \quad (3.95)$$

$$f = \int_0^1 \int_0^{1-\zeta} \phi_{f1}(\xi_i, \zeta_i) d\xi d\zeta \approx \sum_0^m \phi_{f1}(\xi_i, \zeta_i) P_i \quad (3.96)$$

$$[\phi_f] = \alpha \{C_{eq}\} \begin{bmatrix} 1 - \xi - \zeta \\ \xi \\ \zeta \end{bmatrix} [1 - \xi - \zeta \quad \xi \quad \zeta] \quad (3.97)$$

Para la superficie S4:

$$k_{2G} = \int_0^1 \int_0^{1-\eta} \phi_{k3}(\xi_i, \eta_i) d\xi d\eta \approx \sum_0^m \phi_{k3}(\xi_i, \eta_i) P_i \quad (3.98)$$

$$[\phi_{k2G}] = \alpha \begin{bmatrix} \eta \\ \xi \\ 1 - \xi - \eta \end{bmatrix} [\eta \quad \xi \quad 1 - \xi - \eta] \quad (3.99)$$

$$f = \int_0^1 \int_0^{1-\eta} \phi_{f1}(\xi_i, \eta_i) d\xi d\eta \approx \sum_0^m \phi_{f1}(\xi_i, \eta_i) P_i \quad (3.100)$$

$$[\phi_f] = \alpha \{C_{eq}\} \begin{bmatrix} \eta \\ \xi \\ 1 - \xi - \eta \end{bmatrix} [\eta \quad \xi \quad 1 - \xi - \eta] \quad (3.101)$$

3.4. Comprobación de las aproximaciones numéricas planteadas

Para asegurar la validez de los resultados obtenidos con estas aproximaciones numéricas se han realizado una serie de comprobaciones que permiten asegurar su buen funcionamiento. Las comprobaciones realizadas se describen a continuación:

La primera comprobación consiste en observar si la evolución de la concentración de hidrógeno obtenida en la simulación numérica del proceso de difusión asistida por el estado tenso-deformacional para tiempos de difusión largos alcanza el estado de equilibrio dado por la solución estacionaria de la ecuación de difusión asistida por el campo tenso-deformacional (3.18). La segunda comprobación consiste en comparar los resultados obtenidos en una simulación en la que se anule el efecto de las tensiones y deformaciones (difusión convencional) y confirmar que se ajustan a los resultados de una simulación con un programa comercial de MEF del problema de difusión. En ambos casos las comprobaciones han sido satisfactorias.

3.5. Casos de estudio

Para el análisis del efecto de la FH en el acero de pretensado se han estudiado los dos tipos de sollicitación que se han simulado en la parte mecánica de los procesos de CBT; por un lado se analiza el efecto del ambiente corrosivo sobre el material sollicitado con una sollicitación de velocidad de extensión constante y, por otro lado, se ha analizado el efecto del ambiente en aceros con un perfil de carga constante. En el primer caso se considerará un análisis donde el estado tenso-deformacional es variable, a diferencia del segundo análisis en el que la difusión de hidrógeno se realiza bajo un estado tenso-deformacional estacionario en el tiempo.

El problema de considerar un análisis de difusión de hidrógeno asistido por un campo tenso-deformacional variable en el tiempo, es el hecho de que no se poseen los medios informáticos necesarios para llevar a cabo dicho cálculo. Por ello, para poder analizar estos casos transitorios se ha considerado un modelo pseudotransitorio, *i.e.*, discretizar el tiempo en un número determinado de intervalos dentro de los cuales se realiza un análisis de difusión estacionario y asistido por los estados tenso-deformacionales asociados a esos intervalos.

Para garantizar la fiabilidad de los resultados obtenidos en la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno asistida por un campo tenso-deformacional variable en el tiempo se ha realizado un estudio de convergencia en la aproximación 1D del proceso. A partir de los resultados de esta convergencia es posible extrapolar este estudio al caso particular de este análisis (análisis pseudotransitorio bidimensional).

La solución óptima para el análisis de la difusión de hidrógeno en un caso de estados tenso-deformacionales variables en el tiempo es la aproximación numérica del proceso transitorio, *i.e.*, en la que se actualizan estas variables durante la difusión. La validez del análisis pseudotransitorio se garantiza asegurando que los resultados obtenidos han alcanzado la convergencia deseada. Para ello se consideraron cinco casos con diferentes discretizaciones del tiempo de difusión con intervalos equiespaciados en la escala de tiempos. Siendo el número de intervalos elegido en cada caso: 2, 4, 5, 7 y 10. Entre ellos se ha optado por el último, 10 pasos, ya que el consumo de recursos informáticos es mínimo y, además, coincide con la discretización del proceso mecánico.

4. DISTRIBUCIONES DE CONCENTRACIÓN DE HIDRÓGENO

4.1. Alambrón, E0 (FAH, velocidad de desplazamiento constante)

Para visualizar los resultados obtenidos en la simulación del proceso de difusión asistida por el estado tenso-deformacional mediante el modelo pseudotransitorio se han representado en la Fig. 3.42 las distribuciones de la concentración de hidrógeno frente a la distancia a la punta de la fisura para diferentes instantes de tiempo durante el proceso de exposición al ambiente hidrogenante.

Estas distribuciones corresponden a probetas del alambre prefisuradas con los niveles de carga $0.80 K_{IC}$ [Fig. 3.42 (a)], $0.60 K_{IC}$ [Fig. 3.42 (b)], $0.40 K_{IC}$ [Fig. 3.42 (c)], $0.25 K_{IC}$ [Fig. 3.42 (d)]. En cada una de ellas se pueden diferenciar los distintos perfiles correspondientes a los diez instantes equiespaciados de la simulación del proceso de difusión de hidrógeno asistido por el estado tenso-deformacional generado por una carga monótona creciente hasta alcanzar la rotura del alambre obtenida experimentalmente (capítulo II de esta Tesis).

Los resultados obtenidos, para los cuatro casos analizados, muestran cómo se desarrolla el proceso de difusión de forma progresiva desde la punta de la fisura (expuesta al ambiente agresivo) hacia el interior de la probeta, aumentando paulatinamente la concentración de hidrógeno en el tiempo hasta alcanzar una distribución con la profundidad similar a la distribución de las tensiones hidrostáticas obtenidas en la simulación mecánica mediante MEF (Fig. 3.30).

No obstante, existe una zona muy próxima a la punta de la fisura donde los valores de la concentración de hidrógeno son considerablemente muy superiores a los alcanzados en el resto de puntos de la sección transversal de la probeta. Esta zona, en la que las concentraciones de hidrógeno se ven influidas por las altas deformaciones plásticas que existen en las proximidades de la punta de la fisura que, obviamente, dependen del nivel de prefisuración aplicado. Esta perturbación es más acusada en el caso de la mayor prefisuración ($0.80K_{IC}$) y disminuye con las deformaciones plásticas hasta ser difícilmente perceptible en el caso de la prefisuración menor ($0.25K_{IC}$).

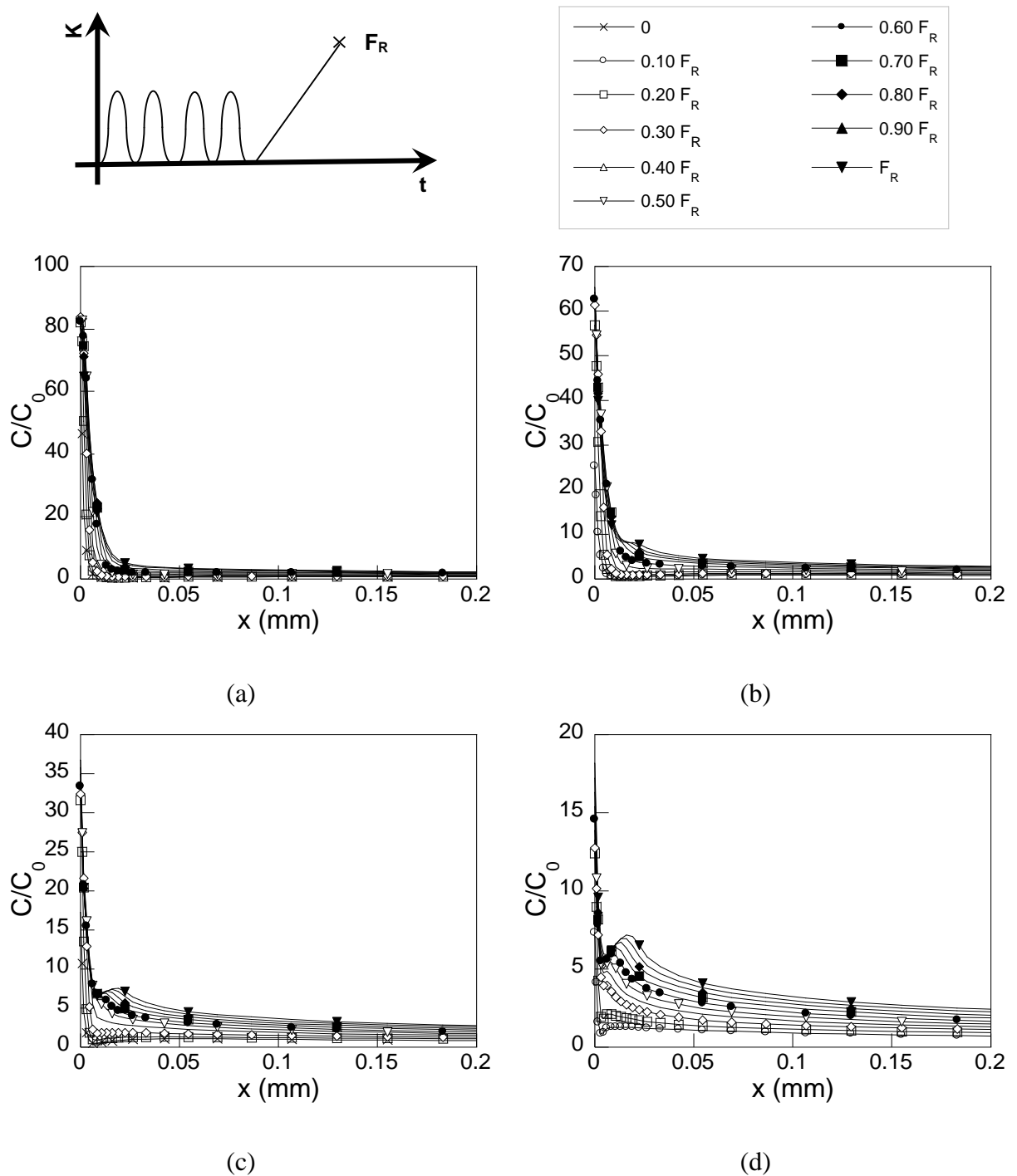


Fig. 3.42. Concentración de hidrógeno frente a la profundidad para los niveles de prefisuración por fatiga en el E0: (a) $0.80 K_{IC}$, (b) $0.60 K_{IC}$, $0.40 K_{IC}$ y (d) $0.25 K_{IC}$ en diversos instantes del proceso de difusión.

De este modo se puede observar en las distribuciones de hidrógeno que en las cercanías de la punta de fisura las concentraciones se elevan de forma muy acusada a medida que aumenta el nivel de prefisuración. Esto es debido a las altas deformaciones plásticas que se acumulan en esta zona (Fig. 3.31) que aumentan la solubilidad de hidrógeno fuera de los rangos de validez del modelo numérico empleado en la simulación del proceso de difusión asistida por el campo

tenso-deformacional. El efecto de las deformaciones plásticas generadas por el proceso de prefisuración a su vez influye en la forma en la que se acumula el hidrógeno en el interior de la probeta fisurada.

De esta forma para los casos con un nivel de prefisuración por fatiga mayor, al tener unos elevados niveles de deformación plástica, la acumulación de hidrógeno es mayor. Sin embargo, a pesar de estas altas concentraciones de hidrógeno las profundidades alcanzadas por este hidrógeno son menores al caso de las probetas prefisuradas con menor nivel de carga en fatiga.

Para analizar las distribuciones de hidrógeno sin las perturbaciones generadas por los altos niveles de deformación plástica que existen en las cercanías de la punta de la fisura se han realizado los cálculos con el modelo de difusión asistida únicamente por el estado tensional presente en la probeta en cada instante de tiempo.

A diferencia de los resultados obtenidos con el modelo de difusión asistido por el estado tenso-deformacional (Fig. 3.42), la concentración de hidrógeno en las cercanías de la punta de la fisura no se eleva tan bruscamente. Se puede observar que en este caso la morfología de estas distribuciones es semejante a la seguida por las tensiones hidrostáticas (Fig. 3.30) en cada instante de tiempo analizado.

A su vez, a medida que el nivel de prefisuración por fatiga disminuye, los niveles de concentración alcanzados por el hidrógeno son menores y se distribuyen sobre una mayor profundidad. Esto se puede apreciar mejor con la línea dibujada en estas distribuciones. Esta línea situada al nivel del valor de la concentración de hidrógeno en la superficie y permite delimitar una zona de alta concentración de hidrógeno entre la superficie y el punto de corte con la distribución en el tiempo de rotura (t_R) en la que se puede producir el daño por hidrógeno a nivel microestructural. La extensión de esta zona es mayor en el caso del nivel de prefisuración menor. Al igual que sucedía experimentalmente (Tabla 2.11) las diferencias de profundidades son pequeñas pero aún así se ve que aumenta al disminuir el nivel de prefisuración.

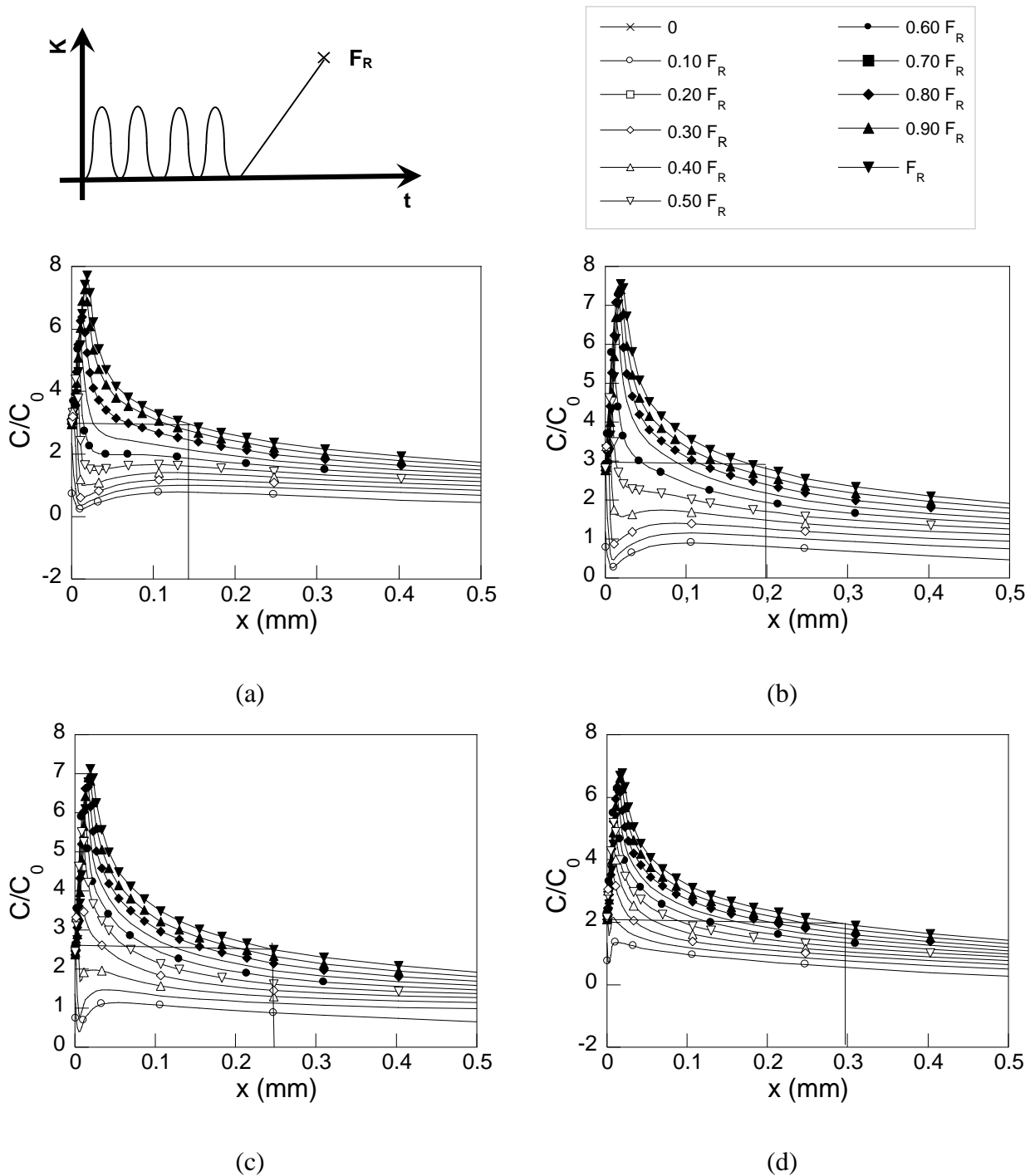


Fig. 3.43. Distribuciones de concentración de hidrógeno frente a la profundidad para los diferentes niveles de prefisuración por fatiga considerados para el E0: (a) $0.80 K_{IC}$, (b) $0.60 K_{IC}$, (c) $0.40 K_{IC}$ y (d) $0.25 K_{IC}$, en diversos instantes del proceso de difusión de hidrógeno asistida únicamente por el estado tensional.

Se puede observar, comparando las distribuciones de hidrógeno obtenidas con la aproximación numérica en las que sólo se considera el efecto del estado tensional (Fig. 3.43) con las obtenidas con el modelo asistido por el campo tenso-deformacional (Fig. 3.42), que a partir de una cierta profundidad la distribución del hidrógeno obtenida en ambos modelos es

equivalente. Teniendo en cuenta lo expuesto anteriormente este valor de profundidad se puede relacionar con el tamaño de la zona plástica generada en la punta de la fisura.

Para completar el análisis del proceso de difusión en el caso pseudotransitorio para probetas de alambroón prefisuradas en fatiga, se ha representado en las siguientes figuras (Figs. 3.44 y 3.45) la evolución de la concentración de hidrógeno a lo largo del tiempo para diferentes profundidades. Se han realizado los cálculos con el modelo de difusión asistida por el campo tenso-deformacional (Fig. 3.44) así como con el modelo de difusión asistida exclusivamente por el campo tensional (Fig. 3.45).

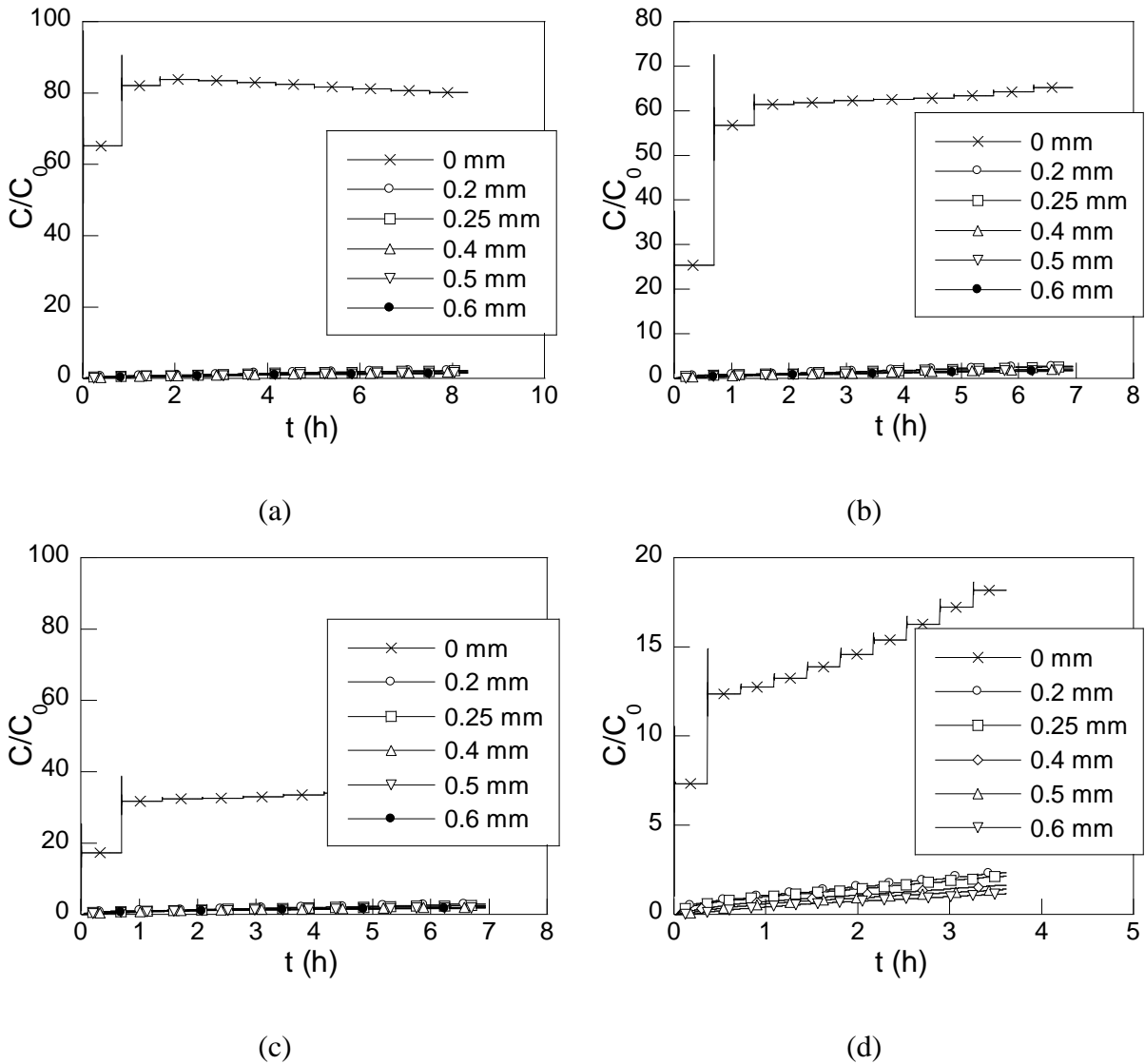


Fig. 3.44. Evolución de concentración de hidrógeno en diferentes profundidades a lo largo del tiempo para los casos de estudio para el E0: (a) $0.80 K_{IC}$, (b) $0.60 K_{IC}$ (c) $0.40 K_{IC}$ y (d) $0.25 K_{IC}$ correspondientes al modelo de difusión de hidrógeno asistida por el estado tenso-deformacional.

Tal como se puede observar en las gráficas de la Fig. 3.44 los valores de la concentración de hidrógeno alcanzadas en la superficie del alambre son muy elevados al compararlos con los valores obtenidos en los demás puntos analizados. Esto se debe a los altos niveles de deformación plástica existentes en la punta de la fisura, que conducen a una alta solubilidad de hidrógeno.

Teniendo en cuenta la relación lineal del término de la solubilidad K_{Se} (3.13), una alta deformación plástica implica una alta solubilidad. Por lo que, al igual que se mencionaba anteriormente, estos resultados deben tomarse con cierta precaución puesto que los niveles de deformación plástica obtenidos en las cercanías de la punta de la fisura son muy superiores a los límites marcados en la definición del parámetro K_{Se} (Fig. 3.36).

Por este motivo se ha realizado este mismo análisis eliminando las deformaciones plásticas en el proceso de difusión cuya evolución en el tiempo se muestra en las gráficas recogidas en la Fig. 3.45.

Cabe destacar que, al igual que las gráficas expuestas en la Fig. 3.45, la evolución de la concentración se muestra de forma escalonada, esto se debe a la discretización del proceso en el tiempo del proceso de difusión en los intervalos que definen el modelo pseudotransitorio.

A diferencia del modelo asistido por el campo tenso-deformacional, los resultados obtenidos con el modelo de difusión asistido sólo por las tensiones, los niveles de la concentración de hidrógeno alcanzan valores menos acusados en las proximidades de la punta de la fisura.

Al haber eliminado la perturbación de las deformaciones plásticas se puede observar en esta evolución de la distribución de hidrógeno que el tiempo de intervalo necesario para alcanzar el equilibrio está en el rango 0.4-0.5 mm, distancia que concuerda con a la extensión de la TTS obtenida experimentalmente. En puntos más cercanos a la punta de la fisura el equilibrio en cada intervalo de la discretización se alcanza antes de finalizar este intervalo de discretización del tiempo de difusión. Por el contrario para puntos más lejanos no alcanzan el equilibrio en los pasos considerados.

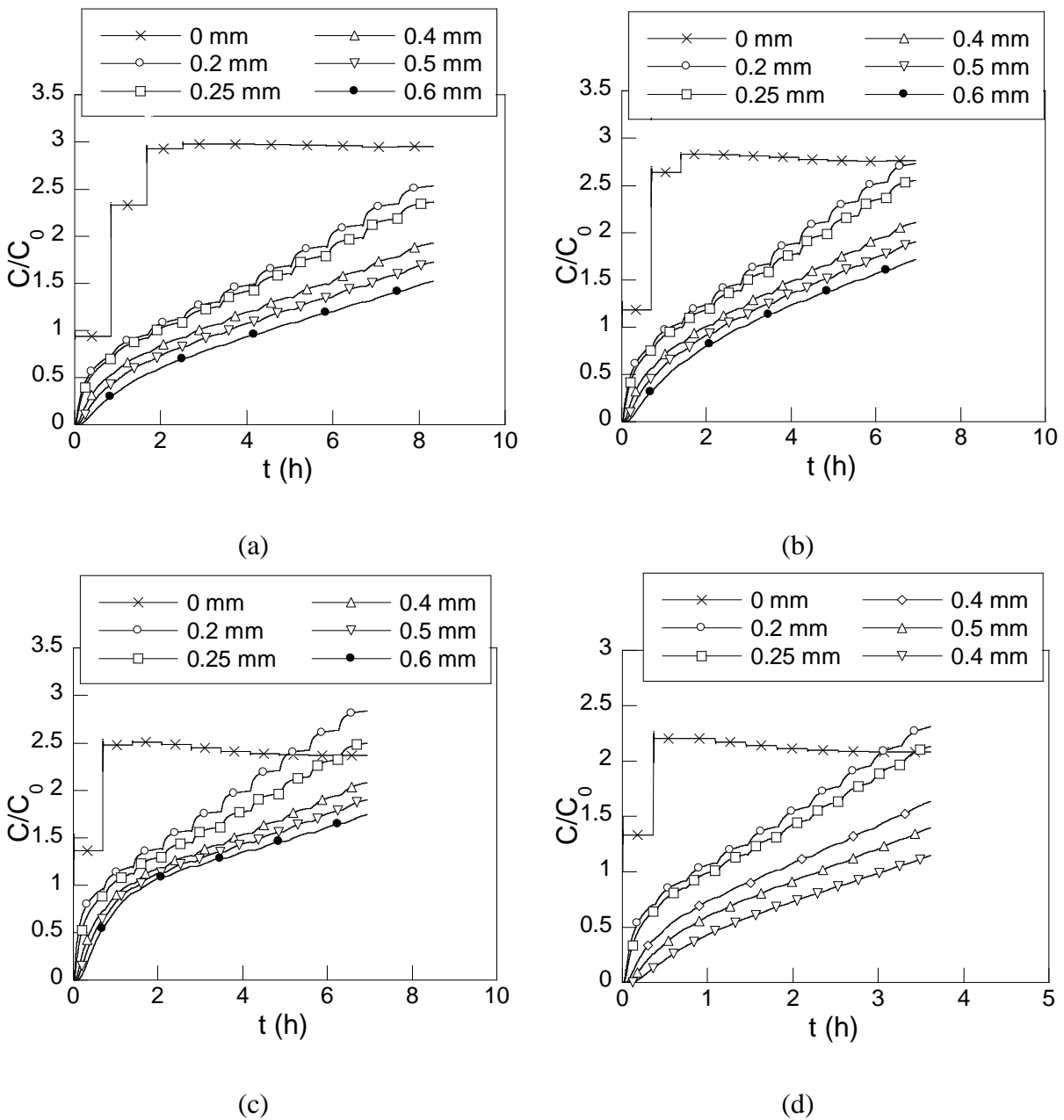


Fig. 3.45. Evolución de concentración de hidrógeno para diferentes profundidades a lo largo del tiempo para los cuatro casos de estudio para el E0: (a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} correspondientes al modelo de difusión de hidrógeno asistida por el estado tensional.

Para comparar los resultados obtenidos con los dos modelos empleados, asistido por el campo tenso-deformacional y asistido por el campo tensional, se muestran en la Fig. 3.46 las evoluciones en el tiempo para una probeta de alambón prefisurada al 0.80 K_{IC} obtenidas por ambos modelos. Se puede observar que a partir de una profundidad determinada las evoluciones en el tiempo de la concentración de hidrógeno obtenidas por los dos modelos son equivalentes. Esta profundidad se puede relacionar con la zona plástica generada en la probeta. Según TORIBIO y KHARIN (2009) la velocidad de deformación plástica es un parámetro que representa la zona activa de deformación plástica. Esta velocidad de

deformación plástica se hace nula a una profundidad aproximada de 0.04 mm (cf. Fig. 3.14), distancia a la cual los dos modelos de difusión se hacen equivalentes.

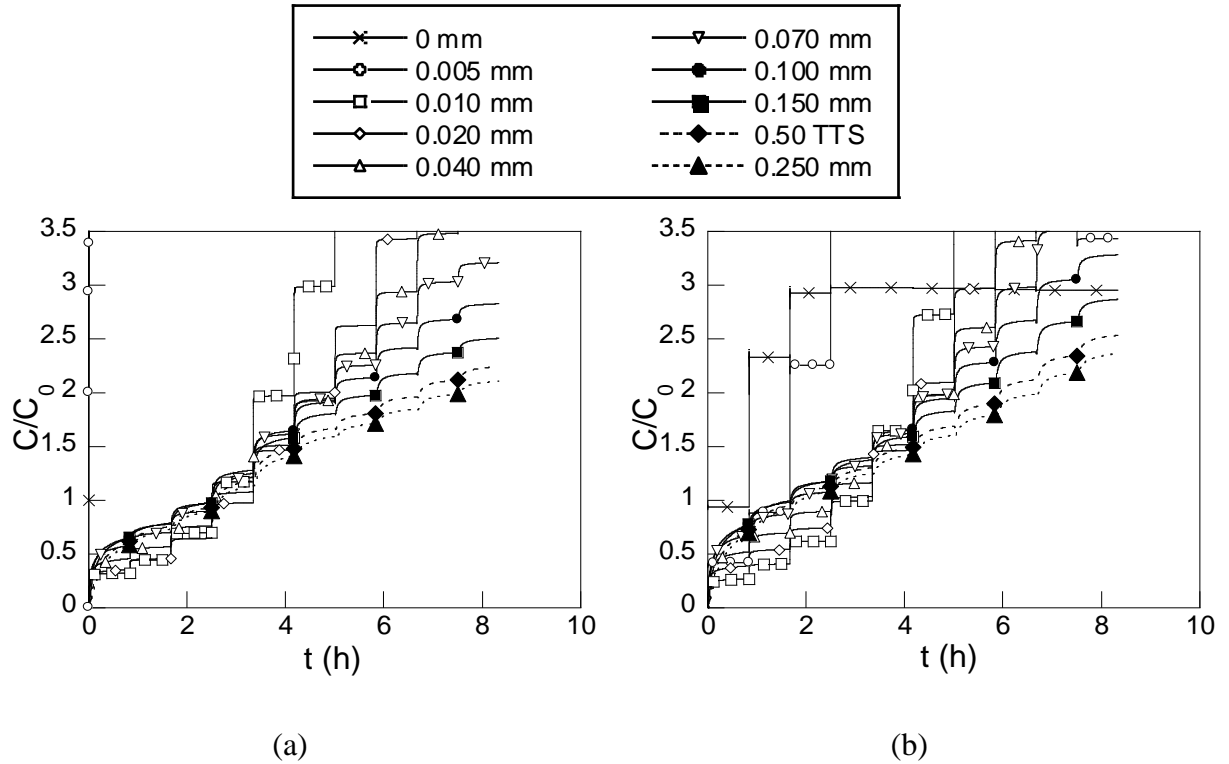


Fig. 3.46. Evolución de concentración de hidrógeno en el tiempo para distintas profundidades en una probeta de alambrión prefisurada al 0.80 K_{IC} considerando el modelo de difusión asistido por: (a) estado tenso-deformacional y (b) estado tensional.

4.2. Alambrión, E0 (FAH, carga constante)

El análisis estacionario del proceso de difusión en probetas prefisuradas por fatiga se ha aplicado únicamente al caso del alambrión, ya que es el único material empleado en esta Tesis en el que experimentalmente se ha observado los efectos de la FH bajo carga constante (capítulo II de esta Tesis). El estudio se ha realizado sobre probetas de alambrión prefisuradas con distintos niveles de carga en fatiga bajo un estado de carga mecánica constante hasta rotura.

Para ello se han modelizado los casos realizados con éxito en la fase experimental, esto es: (i) carga de FAH al 0.80 K_{IC} en la que se emplean probetas prefisuradas al 0.80 y 0.60 K_{IC} , ($q80p80$ y $q80p60$ respectivamente) y (ii) carga de FAH al 0.70 K_{IC} en la que se emplean probetas prefisuradas al 0.60 y 0.40 K_{IC} ($q70p60$ y $q70p60$ respectivamente).

En la siguiente figura (Fig. 3.47) se muestran las evoluciones en el tiempo del proceso de difusión de hidrógeno en la probeta asistido por el campo tenso-deformacional para distintas

profundidades. En estas distribuciones los niveles de concentración de hidrógeno alcanzados por la punta de la fisura son extremadamente elevados tal como se comentó anteriormente este efecto se puede atribuir a la alta deformación plástica que se acumula en dicha zona de la probeta durante el proceso.

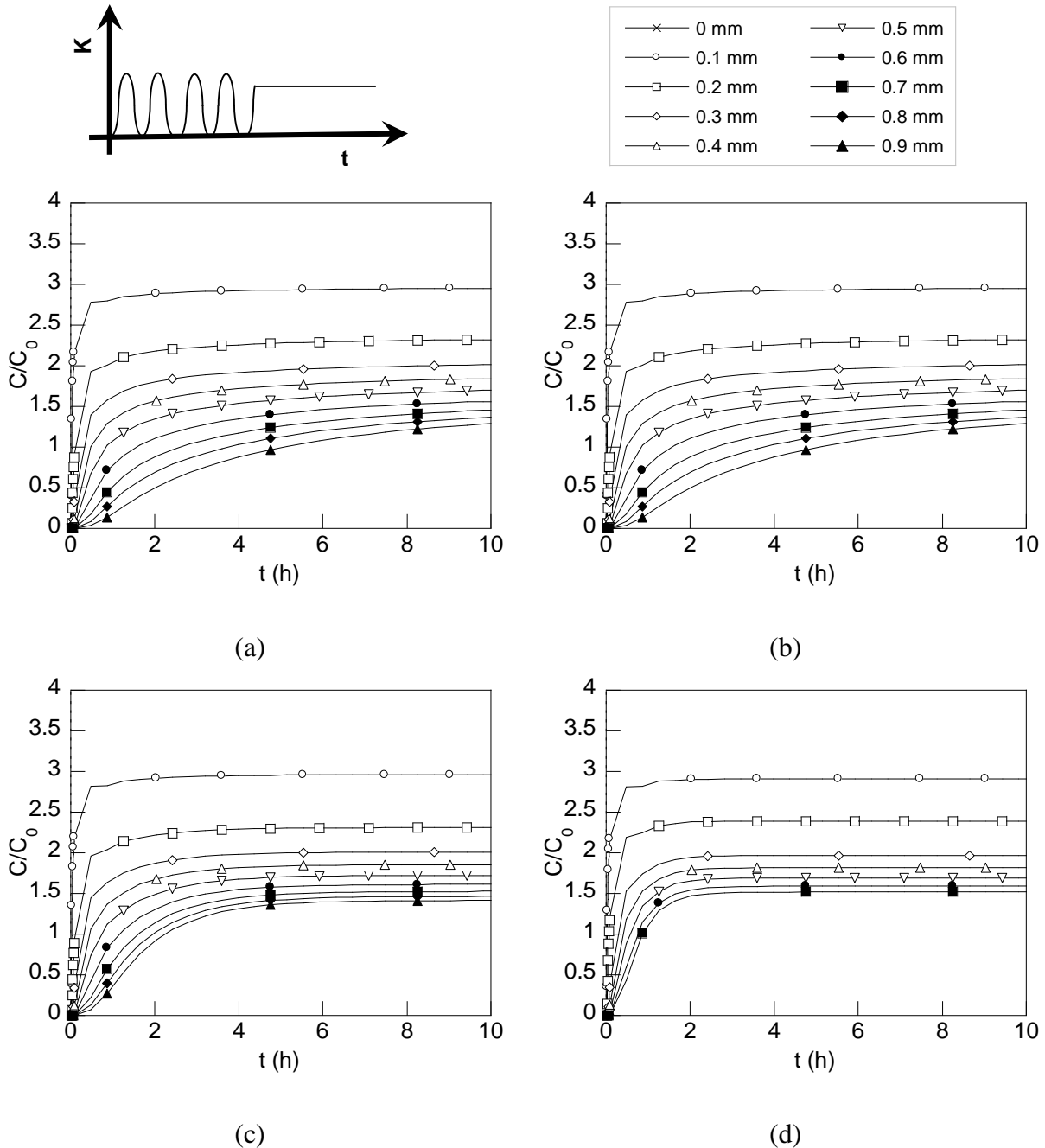


Fig. 3.47. Evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno obtenidas con el modelo de difusión asistida por el campo tenso-deformacional para diferentes profundidades para los cuatro casos considerados: llevadas a rotura en ambiente agresivo al 0.80 K_{IC} y prefisuradas al; (a) 0.80, (b) 0.60 K_{IC} y llevadas a rotura en ambiente agresivo al 0.70 K_{IC} y prefisuradas al; (c) 0.60 y (d) 0.40 K_{IC} .

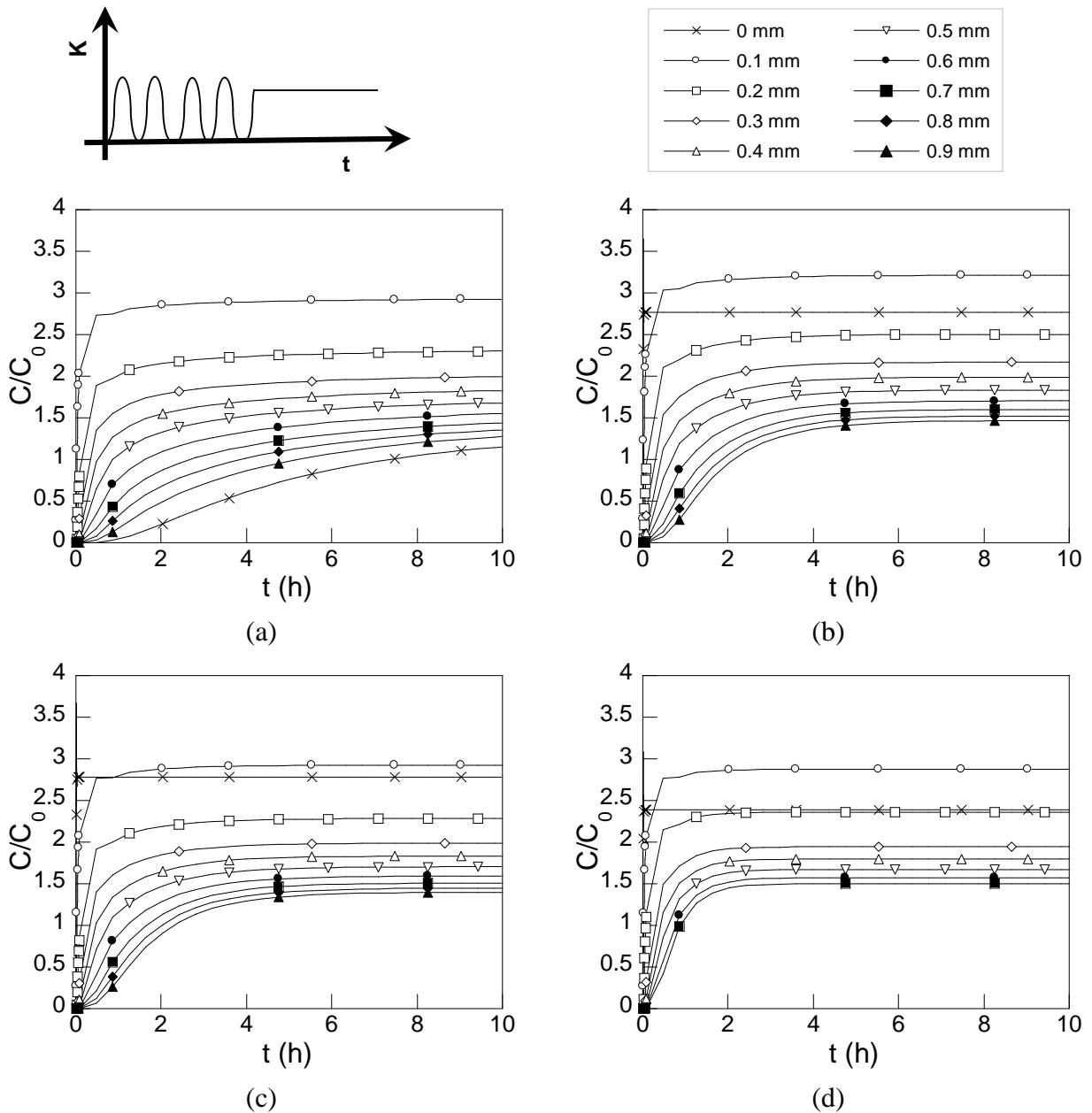


Fig. 3.48. Evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno obtenidas con el modelo de difusión asistida por el campo tensional para diferentes profundidades para los cuatro casos considerados: llevadas a rotura en ambiente agresivo al $0.80 K_{IC}$ y prefisuradas al; (a) 0.80 de K_{IC} y (b) $0.60 K_{IC}$ y llevadas a rotura en ambiente agresivo al $0.70 K_{IC}$ y prefisuradas al; (c) $0.60 K_{IC}$ y (d) $0.40 K_{IC}$.

Con los datos obtenidos experimentalmente, y cotejados con las anteriores distribuciones de concentración de hidrógeno, se han elegido los instantes de tiempo a los cuales se realiza la representación de la distribución de hidrógeno en la sección longitudinal de la probeta. Estos instantes son el tiempo final de rotura (t_R) y el instante correspondiente a la mitad del tiempo de rotura de cada una de las probetas ($t_R/2$).

Para evitar las perturbaciones generadas por las deformaciones plásticas que se concentran en valores elevados en la punta de la fisura se han empleado los resultados obtenidos mediante la

modelización del proceso de difusión asistida por el estado tensional. En la Fig. 3.49 se muestran las distribuciones de la concentración de hidrógeno para los cuatro casos analizados.

En estas distribuciones se puede apreciar la misma tendencia seguida por las obtenidas en el caso pseudotransitorio; la concentración de hidrógeno se acumula en las proximidades de la punta de la fisura disminuyendo a medida que la distancia aumenta.

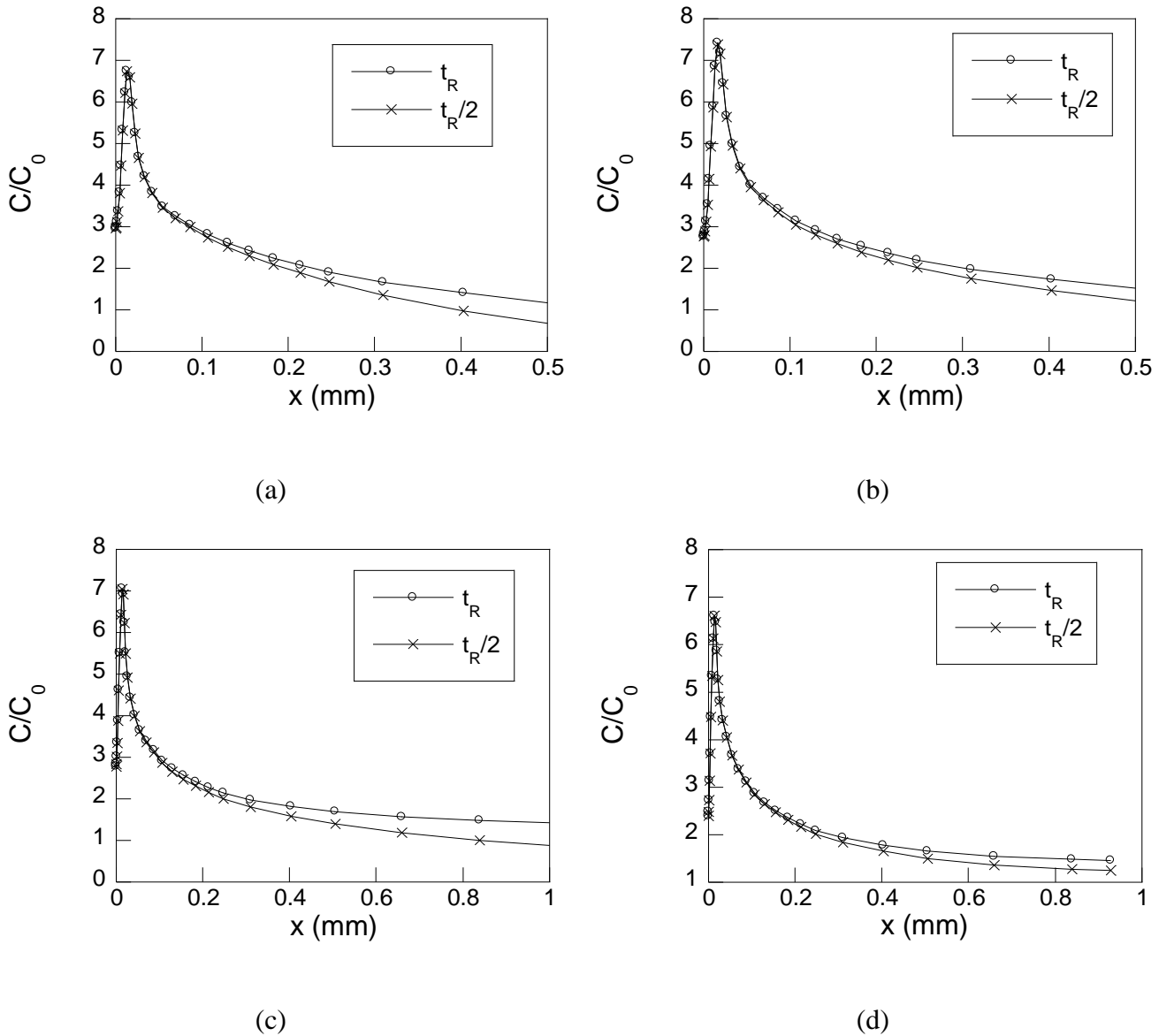


Fig. 3.49. Distribuciones de concentración de hidrógeno en la probeta obtenidas con el modelo de difusión asistida por el estado tensional en los cuatro casos de estudio considerados y en los dos instantes de tiempo elegidos: llevadas a rotura en ambiente agresivo al $0.80 K_{IC}$ y prefisuradas al; (a) $0.80 K_{IC}$ y (b) $0.60 K_{IC}$ y llevadas a rotura en ambiente agresivo al $0.70 K_{IC}$ y prefisuradas al; (c) $0.60 K_{IC}$ y (d) $0.40 K_{IC}$.

4.3. Acero de pretensado, E7 (FAH, velocidad de desplazamiento constante)

Para el otro material empleado en el estudio, el acero de pretensado, se han realizado únicamente ensayos hasta rotura en ambiente agresivo con velocidad de mordazas constante. Por ello el modelo empleado para este análisis es el pseudotransitorio.

En la siguiente figura (Fig. 3.50) se representan las distribuciones de la concentración de hidrógeno a lo largo de la profundidad de la probeta prefisurada por fatiga correspondientes a los dos casos analizados: 0.40 y 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$. Para la obtención de la distribución de concentración de hidrógeno que se muestra en la Fig. 3.50 se ha empleado el modelo de difusión de hidrógeno asistido por el campo tenso-deformacional existente en el material.

Como sucedía en el caso del alambión, las altas deformaciones plásticas existentes en la zona próxima a la punta de la fisura generan unas elevadas concentraciones de hidrógeno. A pesar de estas perturbaciones, que hacen que la probeta de menor prefisuración presente menores concentraciones en la superficie es en ésta en la que el hidrógeno penetra a profundidades mayores.

Para un análisis exento de las perturbaciones que generan unos valores de deformación plástica fuera del rango de validez de la ecuación de solubilidad empleada en el modelo, se muestra en la Fig. 3.51 las distribuciones de la concentración de hidrógeno obtenidas con el modelo de difusión asistida únicamente por el estado tensional.

La distribución de hidrógeno obtenida por el modelo de difusión asistido por tensiones sigue la misma tendencia que en el modelo de difusión asistida por el campo tenso-deformacional. Para el caso del nivel de prefisuración menor hay mayores concentraciones de hidrógeno en la superficie y la profundidad que alcanza este hidrógeno es ligeramente mayor.

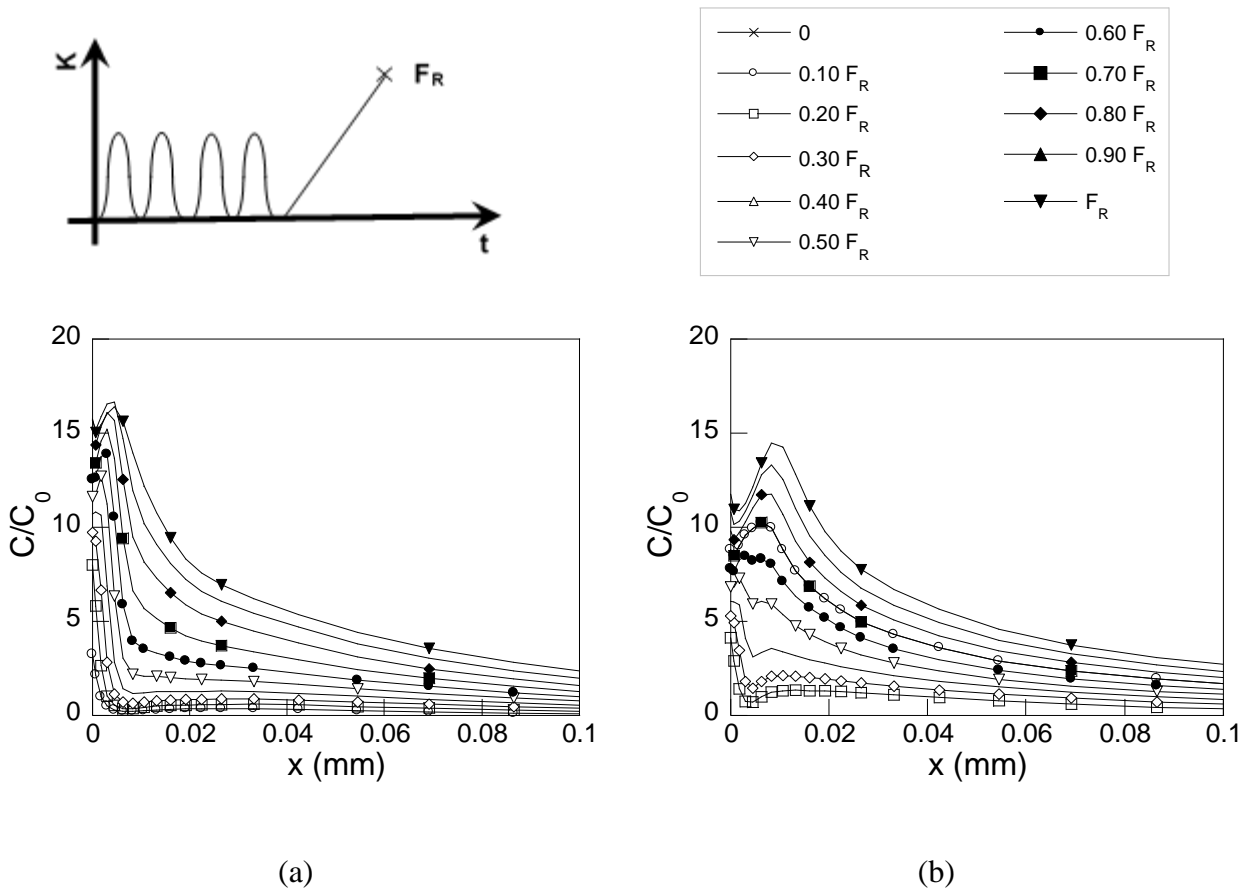


Fig. 3.50. Distribución de concentración de hidrógeno frente a la profundidad para los dos niveles de prefisuración por fatiga considerados en el acero de pretensado (a) $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ en diversos instantes del proceso de difusión asistido por el estado tenso-deformacional y (b) $0.25 K_{IC35.6^\circ}$ en diversos instantes del proceso de difusión asistido por el estado tenso-deformacional.

Las profundidades alcanzadas son bastantes menores que en el caso del alambón y a su vez también mucho menores que las medidas en la fase experimental (cf. Tabla 2.13). Esto puede ser debido a que, en el modelo de difusión asistida tanto por el campo tenso-deformacional como tensional así como en la modelización mecánica para la obtención de estos campos de tensiones y deformaciones, no se tiene en cuenta la anisotropía microestructural del material. Esto es, no considera la morfología laminar del acero así como la discontinuidad en sus propiedades mecánicas que conlleva dicha morfología.

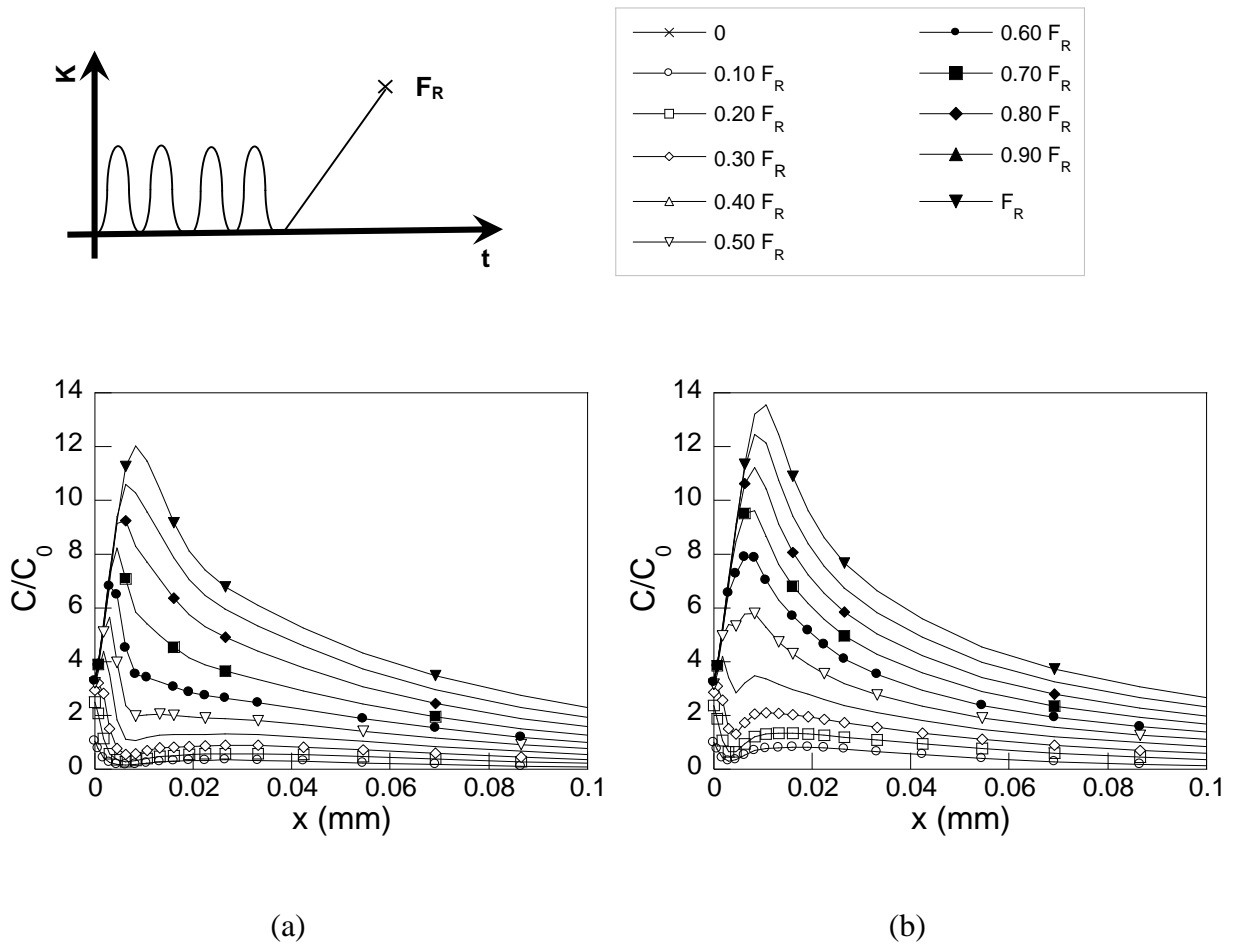


Fig. 3.51. Distribución de concentración de hidrógeno frente a la profundidad para los dos niveles de prefisuración por fatiga considerados en el acero de pretensado: (a) 0.40 y (b) 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$ en diversos instantes del proceso de difusión asistido únicamente por el campo tensional.

A continuación, en la Fig. 3.52, se muestra la evolución en el tiempo de la concentración de hidrógeno para diversos puntos de la probeta obtenido por el modelo de difusión asistido por el campo tenso-deformacional. A su vez en la Fig. 3.53 se muestra esta misma evolución pero, en este caso, obtenida por el modelo de difusión asistido exclusivamente por el campo tensional.

Al igual que sucedía en el caso del alambroón, la diferencia de niveles de concentración de hidrógeno entre el punto de la superficie y el resto de puntos considerados que se observa en la Fig. 3.52 donde se considera el modelo de difusión asistido por el campo tenso-deformacional es muy elevado.

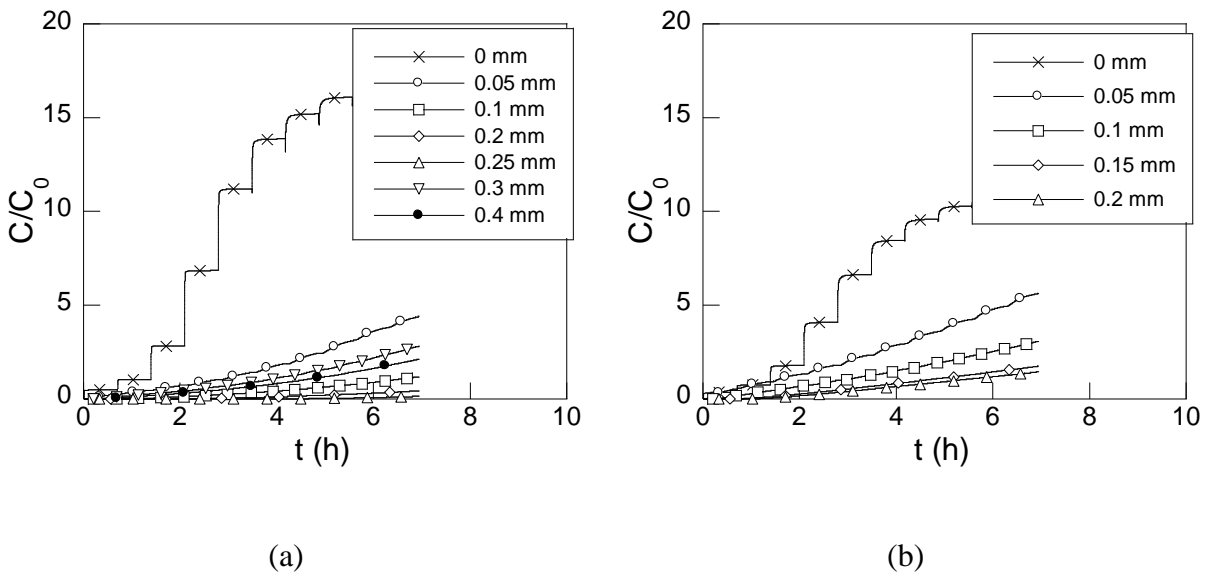


Fig. 3.52. Evolución de concentración de hidrógeno para distintas profundidades a lo largo del tiempo para los dos casos de estudio (a) $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ y (b) $0.25 K_{IC35.6^\circ}$ obtenidas mediante el modelo de difusión asistido por el campo tenso-deformacional.

En el caso del modelo de difusión asistida únicamente por el campo tensional (Fig. 3.53) se obtiene una distribución en la que se puede ver, como para una profundidad muy pequeña ya se ha conseguido el equilibrio dentro de cada uno de los pasos en los cuales se divide el proceso pseudotransitorio.

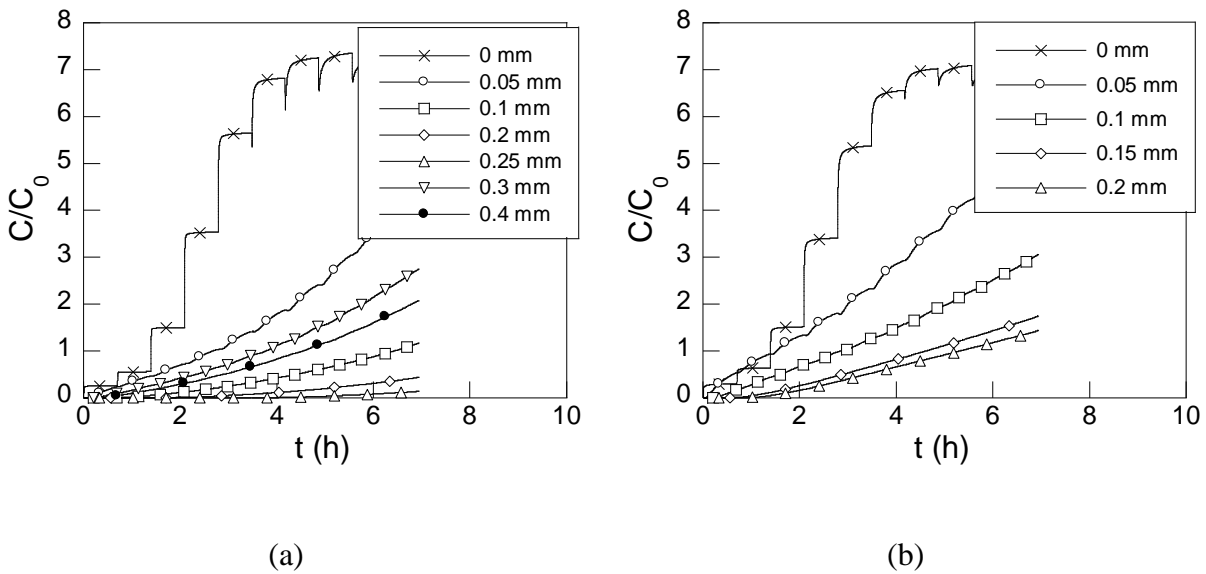


Fig. 3.53. Evolución de concentración de hidrógeno para distintas profundidades a lo largo del tiempo para los dos casos de estudio (a) $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ y (b) $0.25 K_{IC35.6^\circ}$ obtenidas mediante el modelo de difusión asistido por el campo tensional.

IV. DISCUSIÓN

1. FISURACIÓN ASISTIDA POR HIDRÓGENO (FAH)

1.1. Alambrón, E0 (velocidad de desplazamiento constante)

En la Fig. 4.1 se muestran las distribuciones de tensión hidrostática $\sigma(x)$ en la sección transversal de la probeta en los ensayos de FAH con velocidad de desplazamiento constante. Dichos perfiles se han tomado en tres instantes diferentes de tiempo [instante inicial, instante intermedio ($t_R/2$) y final (t_R)], con el fin de estudiar su evolución a lo largo del ensayo.

Tal como se observa en la Fig. 4.1 (a), a medida que se emplea un nivel de prefisuración por fatiga mayor se generan tensiones residuales de compresión más elevadas. Además, la región afectada por este estado tensional residual compresivo es más extensa para las probetas prefisuradas con niveles altos, disminuyendo progresivamente con este nivel de prefisuración.

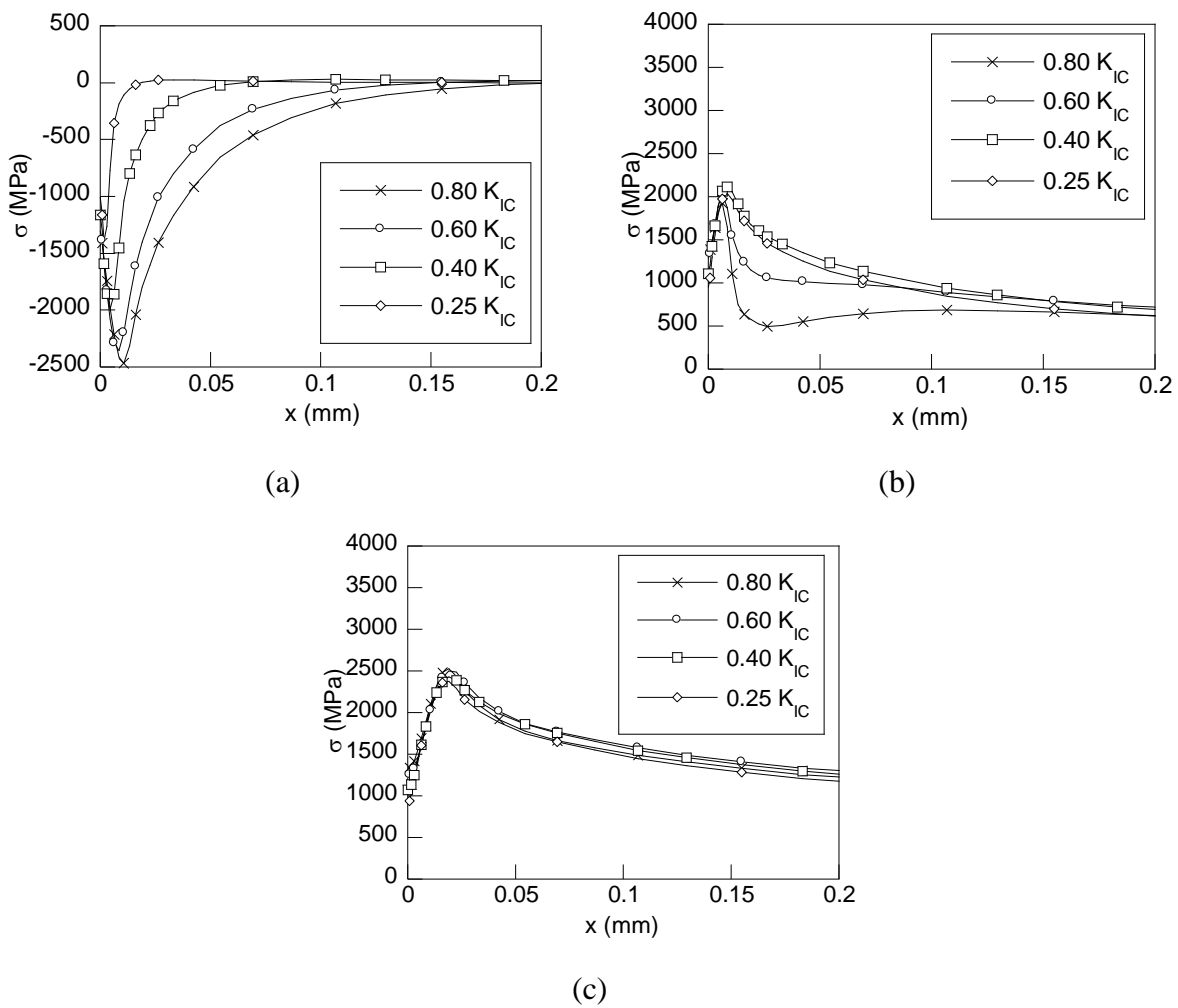


Fig. 4.1. Distribuciones de tensión hidrostática frente a la distancia a la punta de la fisura para el E0 en diferentes instantes del proceso de FAH: (a) inicial, (b) intermedio y (c) final.

El hecho de aplicar una velocidad de desplazamiento constante provoca en el material estados de tracción que compensan los estados de compresión generados anteriormente. A niveles mayores de prefisuración se generan mayores tensiones de compresión, por lo que se necesita más tiempo para compensar los estados residuales. De esta forma, la Fig. 4.1 (b) permite observar cómo se desarrolla dicho proceso de compensación.

Las distribuciones de tensión hidrostática correspondientes al instante de rotura [Fig. 4.1 (c)], permiten comprobar que todos los estados residuales han sido anulados por la carga externa y por tanto las diferencias entre ellos son mínimas. Teniendo en cuenta que dichos estados corresponden al instante de rotura de los alambres, se podría considerar que esta distribución se asocia al estado crítico que conduce a la rotura por FAH. No obstante, resulta necesario indicar que los distintos niveles de prefisuración y, por ende, los distintos estados de

compresión iniciales, determinan distintos valores para el tiempo de rotura. Por tanto las distribuciones críticas de tensiones mostradas en la Fig. 4.1 (c) se obtienen para tiempos distintos de exposición al ambiente agresivo dependiendo del nivel de prefisuración.

Los tiempos de rotura obtenidos experimentalmente (Fig. 2.19), son mayores para los casos en los que se han aplicado niveles de prefisuración por fatiga más elevados, esto indica que el hecho de tener mayores niveles tensionales residuales de compresión, frente a una variación de la sollicitación mecánica lineal impuesta durante el ensayo, mayor será el tiempo necesario para borrar estos estados de compresión así como sus efectos en los procesos de CBT. A pesar de alcanzar el mismo rango de tensiones al final del ensayo [Fig. 4.1 (c)] resulta interesante analizar la evolución de estos perfiles de tensiones durante el proceso de CBT con mayor profundidad. Con este fin, en la Fig. 4.2 se muestran los perfiles de tensiones hidrostáticas en la sección transversal del alambre que contiene la fisura en distintos incrementos de tiempo de exposición al ambiente agresivo para cada uno de los casos de estudio.

Para poder comprender mejor el efecto de la prefisuración se muestran también en estas gráficas los perfiles de tensiones obtenidos en el primer instante (0 % sin tensiones residuales, TR) y en el instante final de rotura de la misma probeta pero en ausencia de estados residuales (100 % sin tensiones residuales, TR).

Como se puede observar en estas gráficas, la probeta que alcanza antes el perfil de tensiones correspondiente a la muestra sin estados residuales es la de menor nivel de prefisuración. Esto es debido a que niveles de carga más bajos generan menores tensiones de compresión que son compensadas en tiempos de exposición menores, lo que se traduce en estos tipos de ensayo de velocidad de desplazamiento constante, en un menor tiempo de rotura.

Por otro lado, en las probetas con un nivel de prefisuración por fatiga mayor, durante un mayor intervalo de tiempo la probeta sigue teniendo estados de compresión, por lo que los estados iniciales generados en el material permanecen en el material, aunque con menor intensidad. Esto supone que su efecto protector frente a la CBT se mantiene durante más tiempo y, por tanto, el tiempo necesario para alcanzar el estado crítico de rotura es más largo.

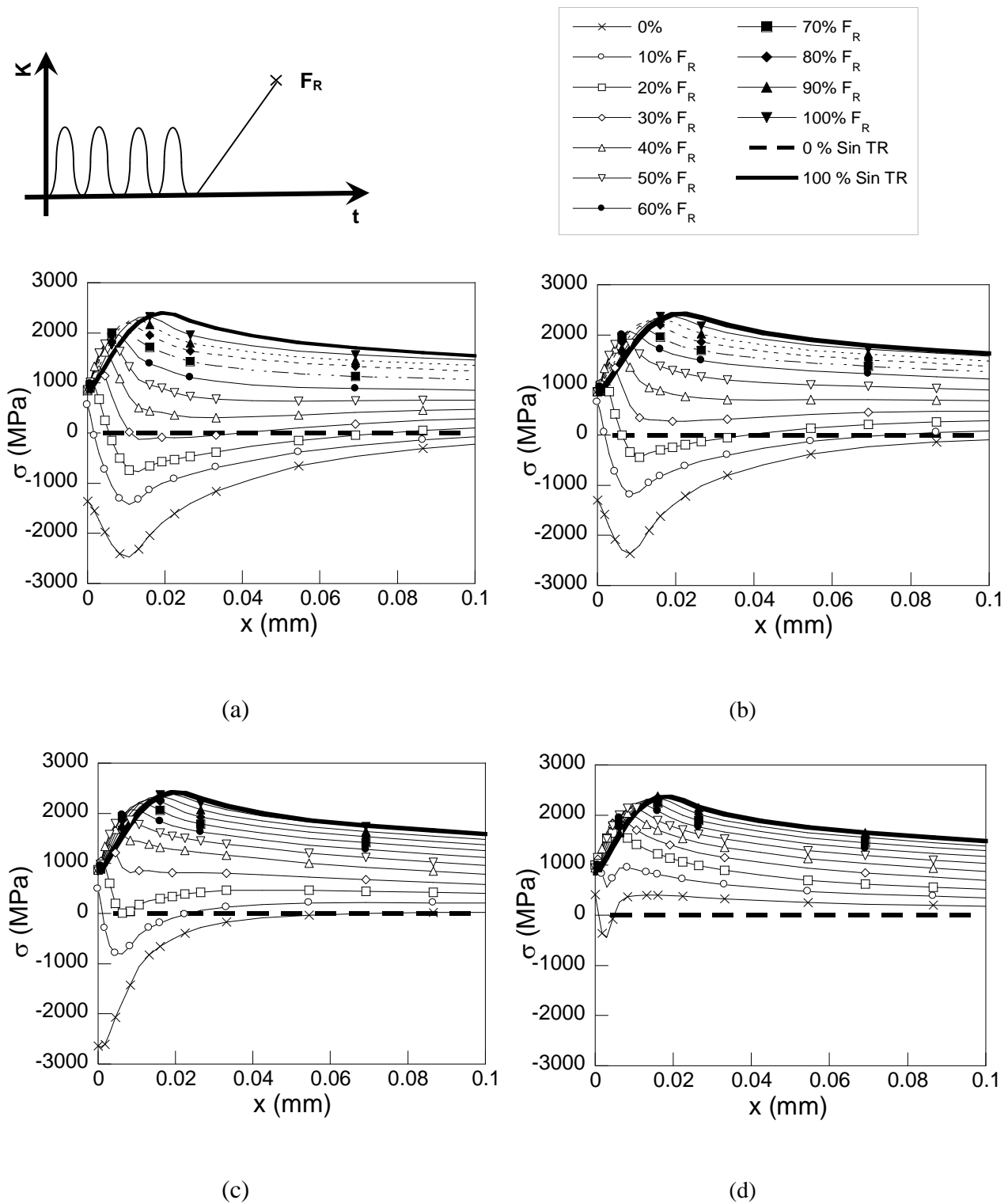


Fig. 4.2. Distribución de tensión hidrostática en E0 prefisurado con distintos niveles de fatiga –(a) 0.80, (b) 0.60, (c) 0.40 y (d) 0.25 K_{IC} – durante el ensayo de FAH en diferentes tiempos de exposición al ambiente agresivo.

Para completar este análisis, se han estudiado las distribuciones de las deformaciones plásticas generadas en la sección transversal de la probeta en el ensayo FAH en la zona próxima a la punta de la fisura para los tres instantes de tiempo analizados (Fig. 4.3).

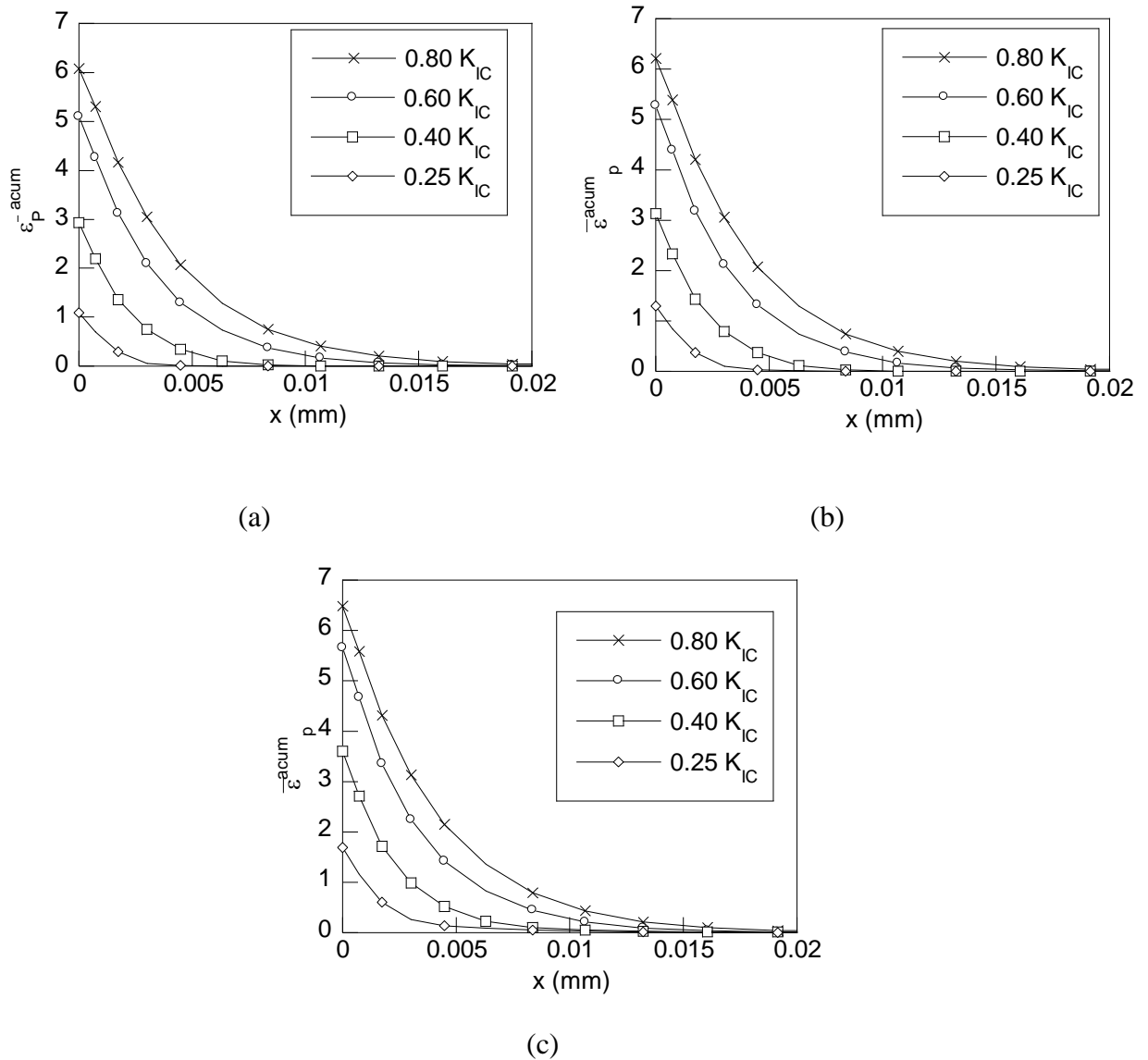


Fig. 4.3. Distribuciones de deformación plástica acumulada en E0 frente a la distancia a la punta de la fisura en los instantes del proceso FAH: (a) inicial, (b) intermedio y (c) final.

Tal como cabría esperar, los valores de las deformaciones generadas por la prefisuración [Fig. 4.3 (a)] aumentan con el nivel de carga aplicado, concentrándose en la punta de la fisura. No obstante, la variación de la extensión de la zona plástica no sufre grandes variaciones durante el proceso de carga respecto a la generada en la prefisuración ya que el aumento solo se produce una vez superado el nivel de carga aplicado a cada paso.

A partir de estos resultados es posible extraer que no existe el proceso de compensación del estado generado por la prefisuración debido al carácter aditivo de las deformaciones plásticas. Por otro lado el aumento de la zona afectada por las deformaciones plásticas se puede deber al avance plástico de la fisura generando la típica forma de hueso de perro.

Para comprender en mejor medida cómo se produce el proceso de generación y evolución de la deformación plástica resulta interesante analizar las distribuciones de la tensión de von Mises y la velocidad de deformación plástica, Fig. 4.4 y 4.5 respectivamente. Teniendo en cuenta el criterio de plasticidad de von Mises, la zona plástica se puede determinar como aquella en la que el parámetro adimensionalizado $\sigma/\sigma_Y > 1$. De esta forma es posible visualizar el ligero crecimiento, de la zona plástica con el nivel de prefisuración aplicado. En esta distribución de la tensión de von Mises se diferencian dos mesetas, la *primera* se sitúa en un valor para el cual esta tensión de von Mises es ligeramente superior al límite elástico; considerando el endurecimiento por deformación del material, esta zona se sitúa a una profundidad equivalente a la extensión de la zona donde aparecen deformaciones plásticas [Fig. 4.3 (b), (c)].

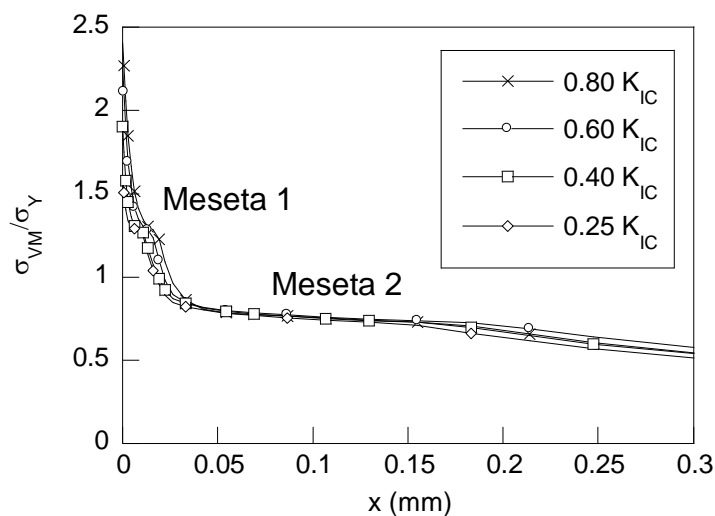


Fig. 4.4. Distribución de tensión de von Mises adimensionalizada con el límite elástico del material para el E0 sometido a diferentes niveles de prefisuración por fatiga.

Por otro lado, la *segunda meseta* aparece para valores de la tensión de von Mises próximos al límite elástico convencional sobre una zona que, tal como muestra la Fig. 4.5, se extiende hasta la profundidad a la que se hace nula la velocidad de deformación plástica. Teniendo en cuenta los resultados de TORIBIO y KHARIN (2009), donde se muestra que la velocidad de deformación plástica es un parámetro representativo de la generación de daño en el material, se puede considerar que la segunda meseta en la distribución de tensión de von Mises es la zona que *potencialmente sufrirá deformación plástica*, dando lugar a la nueva zona plástica.

Así pues, a pesar de tener deformaciones plásticas nulas (Fig. 4.3), es una zona potencialmente plástica.

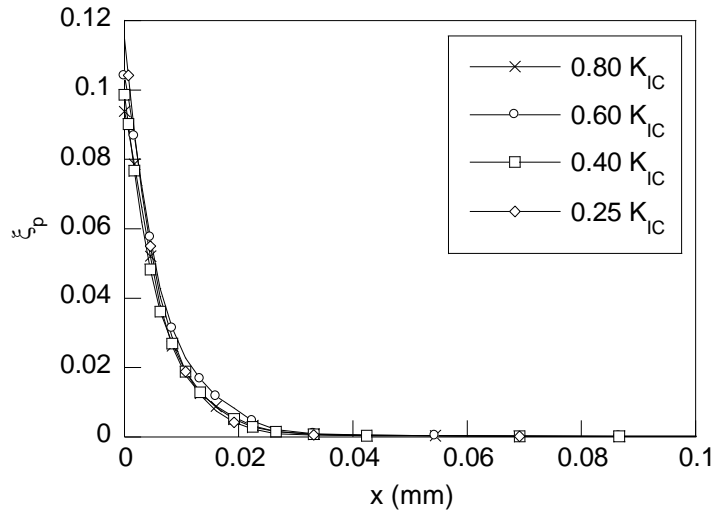


Fig. 4.5. Distribución de la velocidad de deformación plástica para el E0 prefisurado con distintos niveles de carga en fatiga.

A partir de las distribuciones de los estados tenso-deformacionales que aparecen en las probetas simuladas tras el proceso de prefisuración y en su posterior carga durante el ensayo en condiciones catódicas es posible, mediante la simulación numérica del proceso de difusión asistida por el estado tensional, estimar las concentraciones de hidrógeno presentes en los diferentes puntos de la sección de la probeta en cada uno de los casos de estudio.

Cabe destacar que los resultados obtenidos en las simulaciones correspondientes al caso de la difusión asistida por el estado tenso-deformacional revelan que el hecho de tener unos valores de deformaciones muy elevados (valores superiores al valor máximo del rango en el cual se define la componente de la solubilidad (ASTIZ, ÁLVAREZ Y GUTIÉRREZ-SOLANA, 1998)). Lejos de la punta de la fisura, y por tanto, lejos de la zona donde aparecen estos valores elevados de deformación plástica, los resultados obtenidos por el modelo de difusión asistido por el campo tenso-deformacional y tensional convergen.

Por estos motivos el análisis de los resultados de las simulaciones se ha centrado en los casos de *difusión asistida por el estado tensional*, puesto que teniendo en cuenta las limitaciones del modelo anteriormente expuestas, los resultados que proporciona el modelo de difusión asistido por tensiones permiten determinar en mejor medida la influencia del nivel de prefisuración en la acumulación de hidrógeno en el interior del alambre. No obstante, el

efecto de las deformaciones plásticas entra en juego de una manera secundaria en este modelo tensional, ya que la existencia de deformaciones plásticas determina el campo de tensiones del material debido al efecto de endurecimiento por deformación. Por tanto se puede considerar que, en cierta forma, su influencia en el proceso queda plasmada de una manera indirecta dentro de las distribuciones tensionales.

En la Fig. 4.6 se muestran las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno (C/C_0) frente a la profundidad a la punta de la fisura en la sección transversal de las probetas de alambroón prefisuradas por fatiga obtenidas en dos instantes del proceso de fractura en ambiente catódico: (i) instante intermedio, ($t_R/2$) e instante final (t_R). Cabe destacar que los tiempos de rotura (t_R), tomados de los datos obtenidos experimentalmente, son diferentes para cada caso y aumentan gradualmente con el nivel de prefisuración aplicado a la probeta.

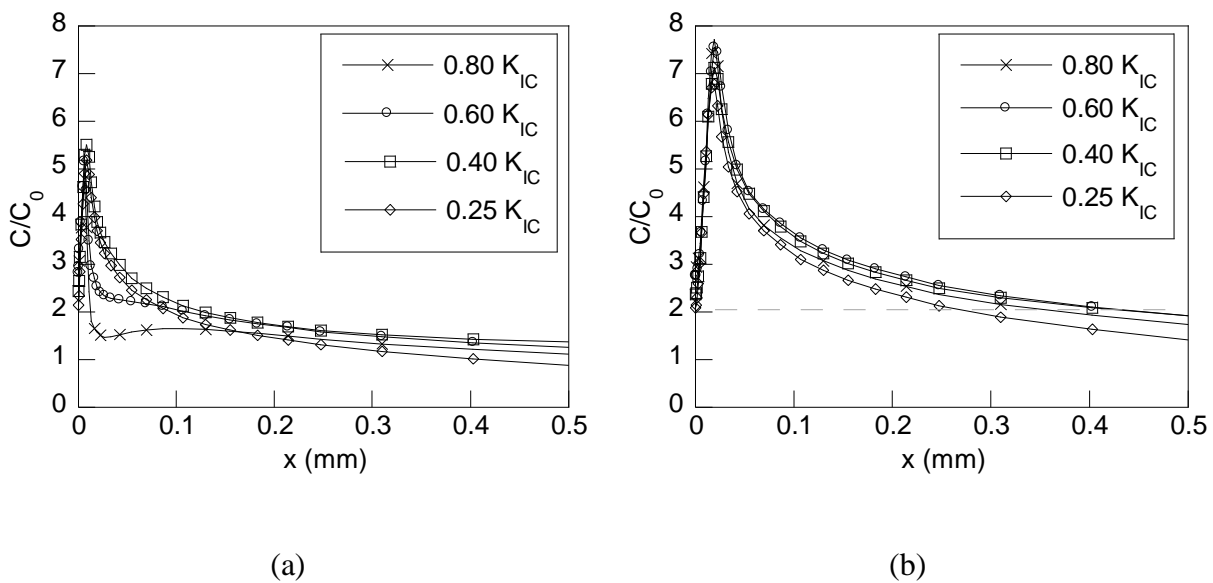


Fig. 4.6. Distribución de concentración de hidrógeno en el E0 frente a la distancia a la punta de fisura en el instante: (a) intermedio, $t_R/2$ y (b) final, t_R .

En la Fig. 4.6 (a) se puede observar como en el caso de las probetas prefisuradas con mayor nivel de carga y, por tanto, con mayores tensiones de compresión, impiden de forma más efectiva la acumulación de hidrógeno debido a que en estos casos la eliminación del efecto de la historia de tensiones residuales de compresión generadas por la prefisuración se realiza en un tiempo mayor. En cambio una vez superado este estado tenso-deformacional residual los perfiles de distribución de hidrógeno alcanzados son similares, tal como se puede ver en la Fig. 4.6 (b), dando una idea del perfil de concentraciones crítico.

La influencia de los estados residuales generados tras la prefisuración por fatiga tiene su reflejo en el tiempo de rotura que, tal como se mostró en los resultados de los ensayos realizados, disminuye con el nivel de prefisuración aplicado. Esto es, cuanto menor es el nivel de carga empleado en la prefisuración por fatiga menores son las tensiones de compresión y, por tanto, antes se anula el efecto barrera frente a la difusión de hidrógeno producido por dichas tensiones y antes alcanza el estado crítico.

Por otro lado, la extensión de la zona que potencialmente puede estar afectada por el hidrógeno se puede intuir en las distribuciones de la concentración de hidrógeno obtenidas numéricamente [línea gris en la Fig. 4.6 (b)], la cual oscila entre 0.30 y 0.40 mm. Experimentalmente las zonas TTS tienen una extensión parecida, $a_{TTS} = 0.40\text{--}0.46$ mm, aunque no exacta. Esta divergencia se puede atribuir al hecho de no considerar, o no poder considerar, el efecto que pudieran tener directamente las deformaciones plásticas en el proceso de difusión de hidrógeno.

Por otro lado también se puede ver en estas distribuciones como la acumulación máxima de hidrógeno en instantes intermedios de difusión [Fig. 4.6 (a)] varía dependiendo del nivel de prefisuración aplicado, *i.e.*, que dependiendo de si todavía existen en el material tensiones de compresión o no, el valor de la concentración de hidrógeno máxima cambia.

No obstante, esta tendencia desaparece en la distribución de hidrógeno correspondiente al instante final; el caso en el que se obtenía un mayor efecto protector por las tensiones residuales de compresión (nivel de prefisuración por fatiga del $0.80 K_{IC}$) es precisamente el que en el instante final alcanza un valor de concentración más alto, aunque la extensión de concentraciones de hidrógeno más altas es más pequeña. Esto último se puede relacionar con la extensión de la zona afectada por el hidrógeno que se analiza en la parte experimental donde precisamente el caso en el que se obtenía una menor TTS es el de las probetas prefisuradas con un mayor nivel de carga en fatiga.

Los tiempos de rotura obtenidos experimentalmente, que se han utilizado como referencia para la representación de las distribuciones de hidrógeno dentro del material, son diferentes para cada nivel de prefisuración. Para analizar el efecto que tienen las tensiones residuales de compresión generadas en las probetas resulta interesante estudiar estas distribuciones de hidrógeno para un mismo tiempo de exposición al ambiente agresivo. De esta forma, en la

Fig. 4.7 se muestran las distribuciones de hidrógeno de los cuatro casos analizados expuestos al ambiente en condiciones catódicas durante un mismo tiempo de exposición al hidrógeno. El tiempo elegido corresponde al tiempo de rotura menor (c.f. Tabla 2.11), *i.e.* al caso correspondiente al nivel más bajo de la prefisuración por fatiga ($0.25 K_{IC}$) de las probetas.

Como se puede ver en esta gráfica (Fig. 4.7), las tensiones residuales de compresión generadas por los distintos niveles de prefisuración influyen en la forma en la que el hidrógeno se distribuye a lo largo de la probeta.

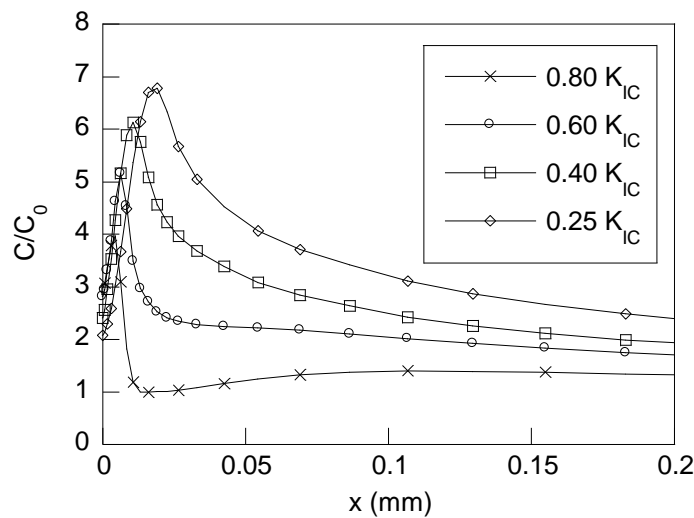


Fig. 4.7. Distribución de concentración de hidrógeno en un tiempo correspondiente al instante de rotura del E0 prefisurado al $0.25 K_{IC}$ para los cuatro niveles de $K_{m\acute{a}x}$ utilizados.

El *efecto barrera* que ejercen las tensiones residuales de compresión aumenta con el nivel de prefisuración por fatiga empleado, y es evidente en los dos niveles más altos empleados (0.80 y $0.60 K_{IC}$), en los otros dos casos se puede intuir que, para este instante de tiempo, los perfiles residuales generados en la prefisuración se han eliminado completamente. Además a medida que el nivel de carga disminuye, antes se elimina el historial residual de tensiones de compresión generado, así como su efecto en el proceso de CBT. De esta manera, cuanto antes se eliminen los efectos de las tensiones residuales de compresión, *i.e.*, cuanto menor es el nivel de prefisuración, antes empieza a aumentar el daño producido por el hidrógeno.

Comparándolo con los datos experimentales concuerda con el hecho observado: a menor nivel de prefisuración por fatiga empleado menor será la carga en rotura y ligeramente mayor la extensión de TTS y, por ende, mayor fragilización por hidrógeno ha sufrido el material.

Para profundizar en el análisis del proceso de difusión y acumulación de hidrógeno se han representado en la Fig. 4.8 la evolución en el tiempo de la concentración relativa de hidrógeno para las diferentes probetas prefisuradas en tres puntos relevantes del proceso de FH: la punta de la fisura [Fig. 4.8 (a)], la mitad de la profundidad de la zona TTS [Fig. 4.8 (b)] y finalmente, la profundidad de la zona TTS [Fig. 4.8 (c)] obtenidas a partir de la simulación del proceso de difusión asistida por el estado tensional con la aproximación pseudo-transitoria.

En el caso de las concentraciones obtenidas en la punta de la fisura se puede observar como a medida que avanza el tiempo de exposición al ambiente agresivo la concentración de hidrógeno sufre un salto repentino al final de cada uno de los pasos en los que se ha dividido el análisis pseudotransitorio para a continuación tender de una forma suave a la concentración de equilibrio correspondiente al estado tensional de dicho paso.

La amplitud de los saltos disminuye con el instante de tiempo considerado, de tal forma que en los últimos pasos de la simulación pseudotransitoria los saltos son cuasi inapreciables, manteniendo una concentración de hidrógeno prácticamente invariable en el tiempo. Este comportamiento se debe a la condición de contorno impuesta en la punta de fisura en el modelo de difusión empleado (cf. capítulo III) por lo que la concentración de hidrógeno en la superficie (*i.e.* en la punta de fisura), se mantiene constante durante todo el proceso y el intercambio de masa es instantáneo. La razón por la que aparecen los saltos en la Fig. 4.8 (a) se debe a que en la aproximación pseudotransitoria se considera que el estado tenso-deformacional es constante dentro de cada intervalo y por tanto la concentración de equilibrio que aparece en la superficie varía de un intervalo a otro.

El efecto barrera que producen las tensiones residuales de compresión se aprecia desde los primeros instantes del proceso de difusión de hidrógeno [Fig. 4.8 (b) y (c)]. De acuerdo con los resultados obtenidos, las probetas con niveles de prefisuración más altos alcanzan niveles de concentración de hidrógeno menores.

Por otro lado para tiempos de exposición mayores, el orden de las curvas tiende a invertir esta tendencia siendo la concentración de hidrógeno alcanzada mayor a medida que aumenta el nivel de prefisuración. Este cambio de tendencia se debe a que a partir de cierto instante de tiempo el estado tensional residual de compresión se elimina por completo anulando sus efectos en el proceso de difusión.

En el caso del análisis del punto situado en la mitad de la zona TTS [Fig. 4.8 (b)] la evolución de las concentraciones de hidrógeno crece con el tiempo de forma indefinida, notándose en cada uno de los intervalos de tiempo en los que se ha dividido el análisis pseudotransitorio, una evolución de la concentración en dos tramos, el primero corresponde a la acumulación progresiva de hidrógeno desde la concentración de equilibrio del paso anterior hasta alcanzar la concentración de equilibrio correspondiente al estado tensional del paso siguiente y el segundo una evolución constante una vez alcanzada dicha concentración de equilibrio.

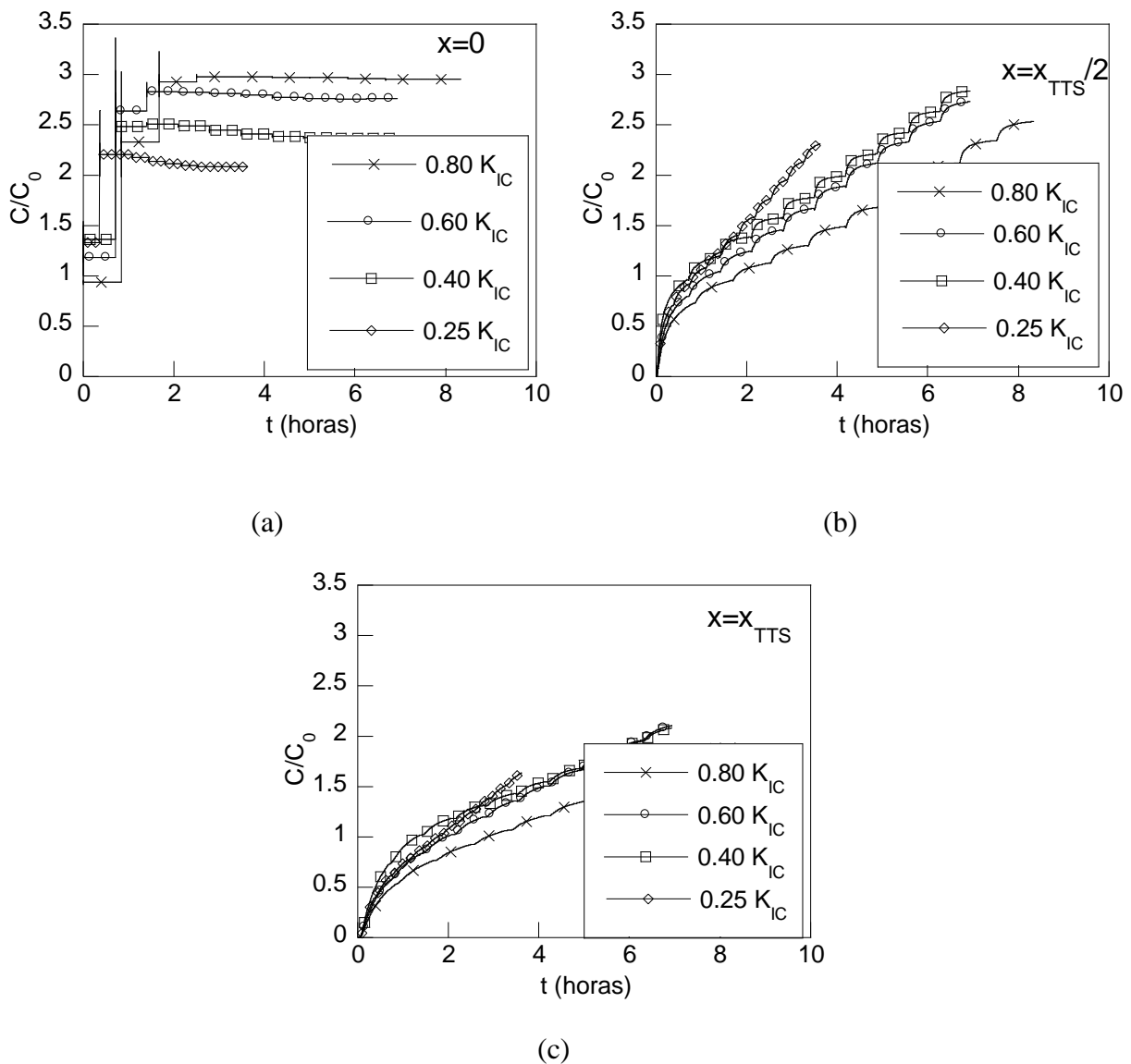


Fig. 4.8. Evolución C/C_0 vs. t en el E0 prefisurado bajo diferentes niveles obtenidas mediante el modelo de difusión pseudotransitorio asistido por las tensiones para los puntos: (a) punta de la fisura (b) mitad de zona TTS y (c) final de zona TTS.

En las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno frente a la profundidad en el alambraón se puede ver que debido a la proximidad a la punta de la fisura, el tiempo de la discretización utilizado en el modelo pseudotransitorio es mayor al tiempo necesario en cada paso para alcanzar el estado estacionario (*i.e.* la concentración de equilibrio) y por ese motivo aparecen las dos zonas descritas anteriormente. En este caso, la acumulación de hidrógeno es más rápida para niveles de prefisuración menores reflejando la influencia de los estados tensionales de compresión presentes en la probeta (cf. Fig. 4.1) que actúan como freno a la entrada de este hidrógeno en el material.

Finalmente, en el caso de la evolución de la concentración de hidrógeno correspondiente al punto situado en la extensión de la zona TTS [Fig. 4.8 (c)], se observa un comportamiento similar, pero a diferencia del caso anterior, la evolución solo presenta una zona definida puesto que al estar situado a una mayor profundidad el tiempo de difusión necesario para alcanzar dicha zona coincide a grandes rasgos con el tiempo necesario para alcanzar la concentración de equilibrio en cada paso de la discretización. Al igual que en la profundidad $a_{TTS/2}$ la acumulación de hidrógeno es más lenta a medida que aumenta el nivel de prefisuración. No obstante, a medida que avanza el tiempo de exposición al ambiente agresivo, la variación en el tiempo de la concentración de hidrógeno en el caso de la prefisuración al $0.60 K_{IC}$ se aproxima a la obtenida en el caso de la prefisuración al $0.40 K_{IC}$ debido a la similitud de los estados tensionales en ambas probetas en los instantes finales del proceso de carga sobre la probeta (cf. Fig. 4.1).

Desde el punto de vista experimental, al igual que numéricamente, la influencia del efecto fragilizador del hidrógeno en función del nivel de prefisuración por fatiga se revela en la carga de rotura (F_R) y el tiempo (t_R) a la que ésta se alcanza. De este modo, como se muestra en la Fig. 4.9, a medida que el nivel de prefisuración por fatiga aplicado a la probeta es menor, la probeta rompe a una carga inferior debido al efecto barrera de las tensiones de compresión que hacen también que el tiempo de rotura ligeramente sea menor. Por tanto, aplicar menores niveles de prefisuración a las probetas implica generar estados tensionales de compresión menores, en la sollicitación posterior aplicada durante el ensayo estas tensiones de compresión menores se eliminan antes y consecuentemente, una vez eliminadas, el hidrógeno puede entrar y difundirse dentro del acero con mayor facilidad aumentando por tanto la acumulación de hidrógeno en los lugares potencialmente de daño a nivel microestructural.

De esta manera en estas zonas se genera una mayor susceptibilidad a la FH tal como refleja la extensión de la zona de daño por hidrógeno (TTS) que, de acuerdo con lo obtenido experimentalmente, aumenta ligeramente (de 0.41 a 0.46 mm) al disminuir el nivel de prefisuración por fatiga aplicado, lo que significa que el material con menores niveles de prefisuración sufre de forma más intensa los efectos del proceso de daño microestructural por la FH. No obstante, hay que tener en cuenta que esta variación es muy pequeña, y considerando la alta dispersión característica de los ensayos de CBT, las variaciones observadas podrían atribuirse a la propia dispersión de los resultados experimentales.

La variación en la extensión de la TTS con el nivel de prefisuración aplicado a las probetas [cf. Fig. 2.61 (a)] y teniendo en cuenta la alta dispersión de los datos, se observa que difieren de los resultados obtenidos numéricamente (Fig. 4.6), siendo la extensión de esta TTS obtenida experimentalmente de mayor magnitud. Esto puede ser debido al hecho de que en la modelización numérica del proceso de difusión del hidrógeno no se ha considerado las deformaciones plásticas y éstas tienen una relación directa con la presencia de las denominadas trampas de hidrógeno donde se acumula y se genera el daño.

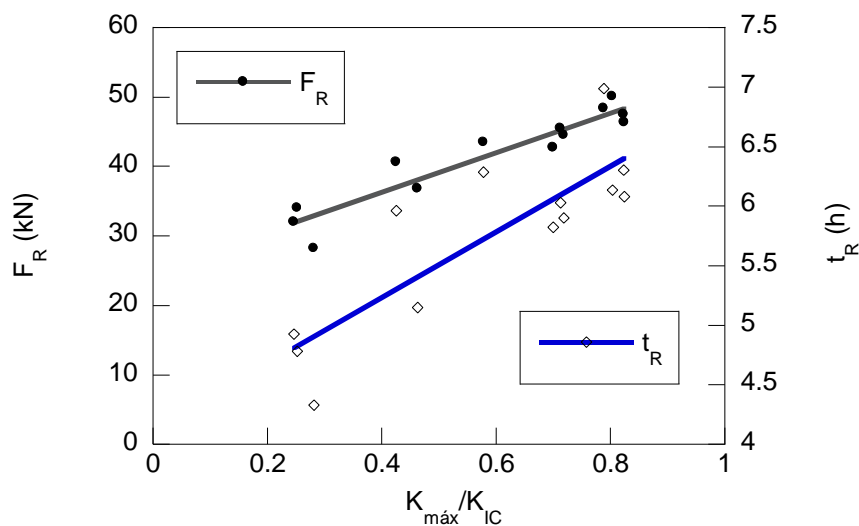


Fig. 4.9. Carga (F_R) y tiempo de rotura (t_R) de probetas de E0 prefisurado y ensayado a fractura en condiciones catódicas (FAH) frente al nivel de prefisuración empleado.

El hecho de que el rango de variación de esta extensión con el nivel de prefisuración, tanto numérica como experimentalmente, sea tan pequeño se puede deber a que cuando se superan los niveles de compresión generados por la prefisuración por fatiga en las probetas aumenta la entrada del hidrógeno ya que empiezan a aparecer estados de tracción que hace que aumente su gradiente. Esto es, el aumento de la entrada y difusión de hidrógeno se debe a que en el

material se están generando estados de tracción que crecen de forma progresiva hasta la rotura favoreciendo el proceso de difusión del hidrógeno. A este hecho hay que sumarle también que continuamente se incrementan las deformaciones plásticas en la punta de la fisura aumentando en estas zonas la solubilidad de hidrógeno del material.

Donde se puede observar una mayor variación de la zona TTS con el nivel de prefisuración aplicado a la probeta es en la morfología del frente de fisura en el proceso de FAH. Aquí se puede observar que a medida que se tiene probetas prefisuradas con un mayor nivel de carga en fatiga, el factor de forma (a/b) del frente de fisura generado en FAH aumenta (cf. Fig. 2.59). Este factor de forma se hace menor que el obtenido en fatiga, *i.e.*, en fatiga el frente de fisura es más circular que el observado en la zona TTS donde el avance del frente de fisura es mayor por los bordes haciéndose más elíptico. Además, para niveles de prefisuración más bajos en las probetas aparece un crecimiento aún mayor de la zona dañada por el hidrógeno en los bordes, generando en el frente una morfología en forma de “*barriga*” en cada uno de los extremos del frente. Esto puede inducir a pensar que el proceso de daño microestructural por hidrógeno de la probeta es más severo en estas zonas. Otro factor añadido que puede favorecer la aparición de estas *barrigas* es que el hidrógeno puede introducirse en el material desde otros puntos de la superficie de la probeta debido a la proximidad de dichas zonas al medio hidrogenante.

Otra implicación de este factor de forma es en el valor del FIT ya que depende directamente de la morfología del frente de fisura. Este factor se ha calculado en el instante de fractura en ambiente corrosivo teniendo en cuenta el valor de carga de rotura, su longitud de fisura crítica y los parámetros geométricos que caracterizan el FIT adimensional (a/d , a/b y x/h) obtenidos experimentalmente. La variación del FIT, K_T , con el nivel de prefisuración por fatiga mostrado en la Fig. 2.62 (a) del capítulo II, es creciente de forma similar a lo que ocurría con la carga a la cual rompe la probeta en este ambiente agresivo.

Los diferentes estados tenso-deformacionales residuales generados en las probetas de alambroón mediante la prefisuración por fatiga a distintos niveles influyen en el comportamiento general del material. Esta influencia se hace notar también en los ensayos a fractura en aire de estas probetas. En ellos se puede ver como con niveles de prefisuración más altos la carga de rotura es mayor. Esto es debido a la generación en las proximidades de la punta de la fisura de un estado de tensiones de compresión que frena el proceso de fractura

debido a que, para alcanzar la tensión de rotura, las tensiones generadas por la carga aplicada deben superar las tensiones residuales. Además, con niveles de prefisuración por fatiga mayores se aumenta el endurecimiento por deformación del material contribuyendo de esta manera al retardo de la fractura catastrófica de la probeta.

Con el fin de comparar la influencia del ambiente en la carga en rotura de las probetas se ha representado en la Fig. 4.10 la variación de la carga en rotura con el nivel de prefisuración aplicado a probetas de alambrión tanto en aire como en ambiente catódico.

Los resultados obtenidos demuestran que en ambos ambientes existe una variación razonablemente lineal de la carga de rotura del material de estas probetas prefisuradas con el nivel de prefisuración. Se puede ver que es a medida que el nivel de prefisuración aumenta mayor es la carga de rotura. Obviamente los niveles de rotura en aire son siempre superiores a los obtenidos en este ambiente corrosivo.

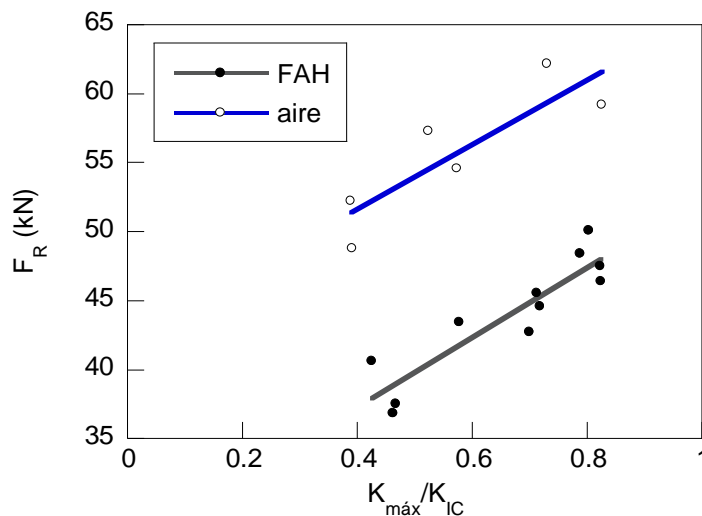


Fig. 4.10. Variación de la carga de rotura del E0 tanto en aire como en condiciones catódicas con el nivel de prefisuración por fatiga aplicado adimensionalizado con la tenacidad de fractura del material.

No obstante, para un mismo nivel de prefisuración la diferencia entre las cargas de rotura en aire y en ambiente agresivo no es constante sino que disminuye a medida que aumenta el nivel de prefisuración. Esto se puede atribuir a que con niveles de prefisuración mayores se necesita más tiempo para sobrepasar los estados tensionales residuales de compresión de la probeta y, por tanto, el hidrógeno tiene menos tiempo para dañar el material provocando así la fragilización del material.

La influencia del estado tenso-deformacional en la rotura del material en aire hace más difícil intuir la influencia propia del hidrógeno en el proceso de fragilización del material, por ello resulta interesante analizar los resultados obtenidos en el segundo tipo de ensayo realizado en las probetas prefisuradas de alambón, donde es sometido a carga constante en presencia de un ambiente agresivo. Esta carga constante es siempre inferior a la de rotura por lo que la misma probeta prefisurada bajo estas condiciones de carga en aire no debería romper.

1.2. Alambón, E0 (carga constante)

Para determinar los valores de las cargas de ensayo se han tenido en cuenta por un lado la susceptibilidad de este material al hidrógeno (SÁNCHEZ GÁLVEZ, CABALLERO y ELICES, 1985) 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 $0.80 K_{IC}$ en probetas prefisuradas al $0.80 (q80p80)$ y $0.60 K_{IC} (q80p60)$ y carga constante en el ensayo de fractura de $0.70 K_{IC}$ aplicadas en probetas con nivel de prefisuración del $0.60 (q70p60)$ y $40.40 K_{IC} (q70p40)$. El estado tenso-deformacional al que están sometidas estas probetas durante el ensayo de CBT a carga constante se muestra en la Fig. 4.11, donde se representa la distribución de la tensión hidrostática [Fig. 4.11 (a)] y la deformación plástica equivalente [Fig. 4.11 (b)] respectivamente.

Los resultados demuestran que las distribuciones de tensiones hidrostáticas son similares en todos los casos analizados, exceptuando la probeta prefisurada al $0.60 K_{IC}$ ensayada en CBT con una carga constante del $0.80 K_{IC}$ 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 ($0.60 K_{IC}$) 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 $0.60 K_{IC}$ 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).

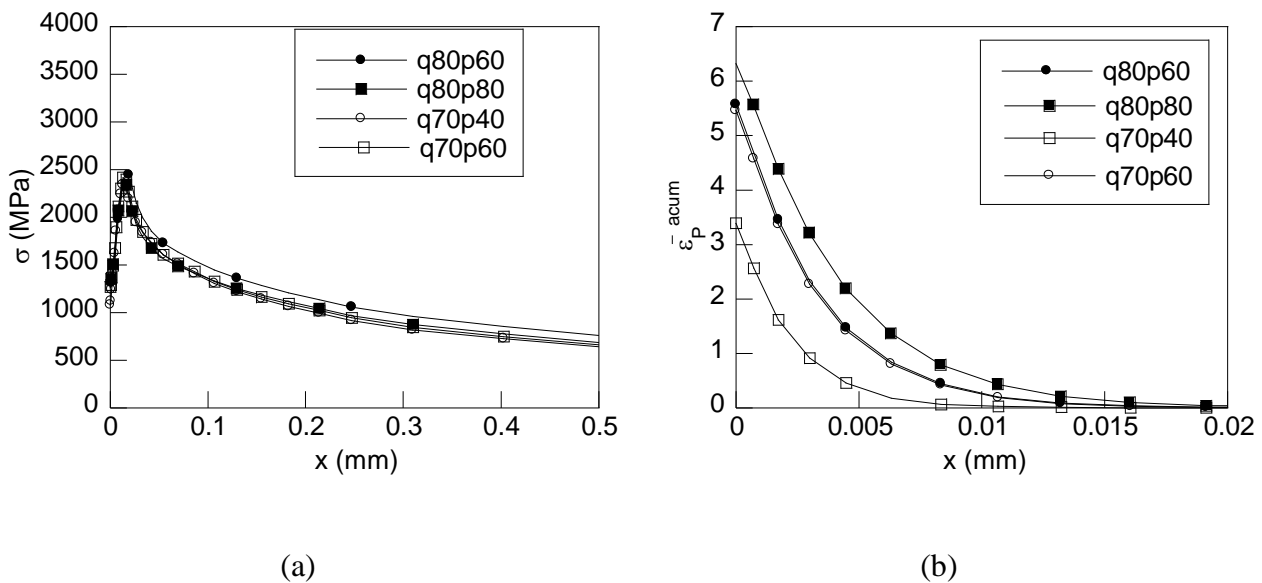


Fig. 4.11. Distribución de (a) tensión hidrostática y (b) deformación plástica equivalente en la sección transversal del E0 prefisurado bajo distintos niveles de carga para los dos niveles de carga constante considerados.

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 los perfiles de distribución de la tensión de von Mises [Fig. 4.12 (a)] se observan las dos mesetas que aparecían en el primer tipo de ensayo con velocidad de desplazamiento constante aplicado, la diferencia es que la profundidad de la segunda meseta en este caso es ligeramente menor.

Para el caso del perfil de velocidad de deformación plástica [Fig. 4.12 (b)] también sigue la morfología que se obtenía en los ensayos a velocidad de desplazamiento constante pero en

este caso los valores alcanzados por estas velocidades en la punta de la fisura son ligeramente menores.

Esto concuerda con el hecho que, en el caso de imponer una velocidad de desplazamiento constante en el ensayo de corrosión, la fractura tiene lugar a valores de carga mayores, generando estados tenso-deformacionales más elevados. Esto implica que haya una mayor zona plástica en las proximidades de la punta de la fisura, dando mayor profundidad en las mesetas generadas en las distribuciones de la tensión de von Mises, y por otro lado, mayores valores en la velocidad de deformación plástica aunque la profundidad de estas distribuciones, que se puede asociar al tamaño de la zona potencialmente plástica, para los dos tipos de ensayo sea la misma.

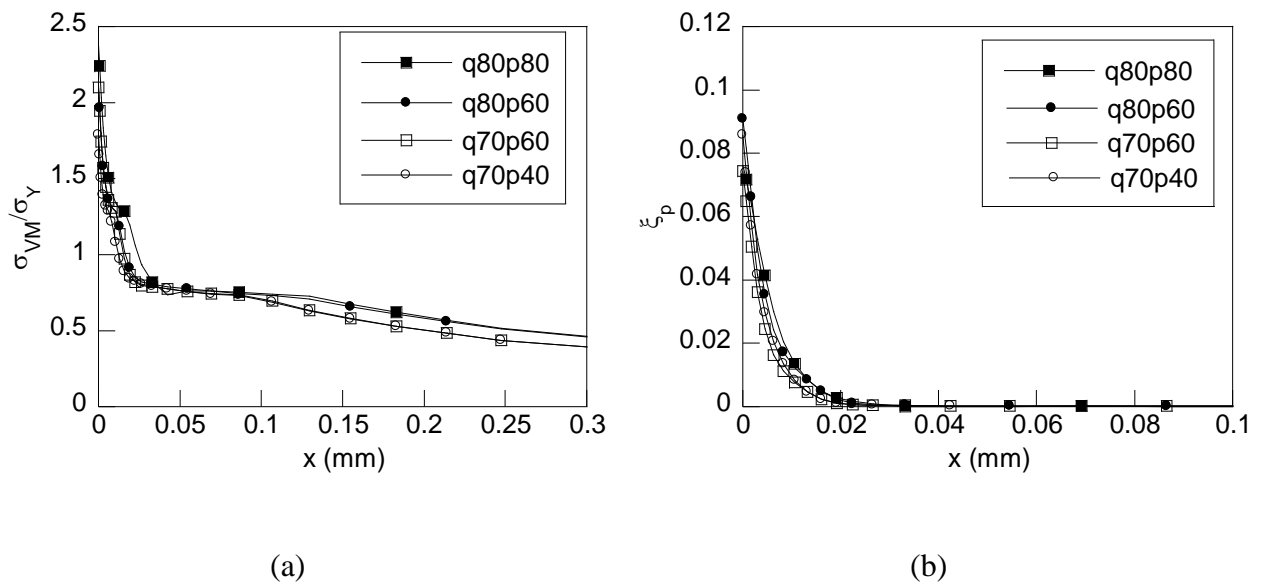


Fig. 4.12. Distribución de (a) tensión de von Mises y (b) velocidad de deformación plástica a lo largo de la sección del E0 prefisurado por fatiga y sometidas a carga constante en el ensayo de FAH.

En la Fig. 4.13 se muestran las distribuciones de la concentración de hidrógeno obtenidas para los cuatro casos analizados en dos instantes de tiempo (intermedio y final del proceso de fractura) agrupado en función de la carga aplicada [Fig. 4.13 (a)-(d)] y, por otro lado, del nivel de prefisuración aplicado a la probeta [Fig. 4.13 (e), (f)].

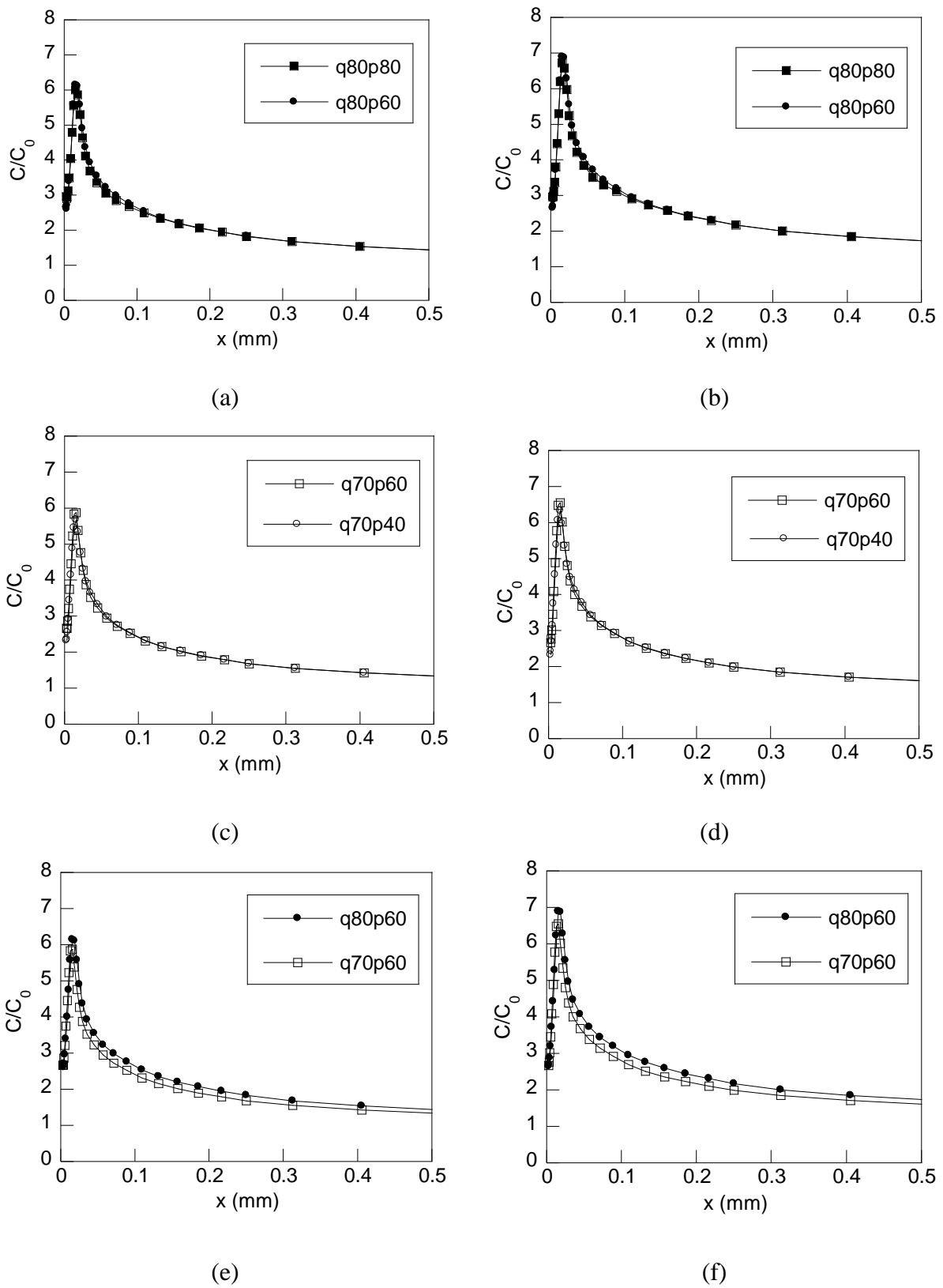


Fig. 4.13. Perfiles de concentración de hidrógeno a lo largo de la sección transversal para el E0 prefisurado en ambiente catódico: (a) al 0.80 K_{IC} y prefisurado al 0.60 y 0.80 K_{IC} en el instante intermedio, (b) al 0.80 K_{IC} y prefisurado al 0.60 y 0.80 K_{IC} en el instante final, (c) al 0.70 K_{IC} y prefisurado al 0.60 y 0.40 K_{IC} en el instante intermedio, (d) al 0.70 K_{IC} y prefisurado al 0.60 y

0.40 K_{IC} en el instante final, (e) al 0.60 K_{IC} y prefisurado al 0.70 y 0.80 K_{IC} en el instante intermedio y (f) al 0.60 K_{IC} y prefisurado al 0.70 y 0.80 K_{IC} en el instante final..

Estos perfiles de hidrógeno siguen la misma tendencia que la distribución tensional de la probeta en el instante de rotura [Fig. 4.11 (a)]. Se acumula algo más de hidrógeno en los niveles de prefisuración menor de los dos casos de carga constante aplicado, siendo además mayor en el caso de mayor carga impuesta durante el ensayo.

En la Fig. 4.14 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 (cf. Tabla 2.13). Los tiempos en alcanzar el equilibrio en la concentración de hidrógeno son muy similares en el caso de carga aplicada del 0.80 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 0.70 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.

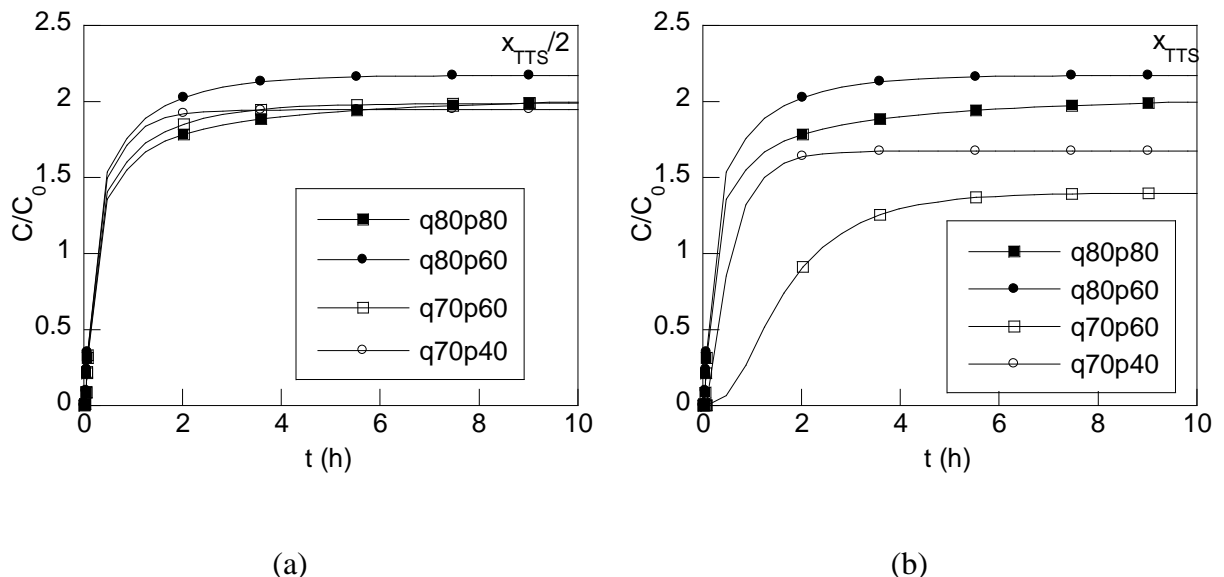


Fig. 4.14. Evolución en el tiempo de concentración de hidrógeno en dos puntos característicos de la zona TTS –(a) mitad de la extensión TTS y (b) al final de esta zona afectada por el hidrógeno – del E0 en FAH de alambión.

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 $0.70 K_{IC}$, siendo dicho tiempo bastante más alto en el caso de la prefisuración mayor correspondiente al $0.60 K_{IC}$. 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 $0.80 K_{IC}$.

Viendo los resultados obtenidos experimentalmente, los tiempos de rotura de las probetas prefisuradas al 0.80 y $0.60 K_{IC}$ con una carga aplicada del 0.80 de K_{IC} , tal como se ha mostrado en la Tabla 2.13, son similares. Comparando el valor de la carga aplicada con las cargas de rotura en ambiente agresivo FAH bajo velocidad de desplazamiento constante (47 y 40 kN respectivamente) se puede observar que presentan valores semejantes y muy próximos al valor utilizado en el ensayo de carga constante (46.4 kN). Esto supone que bajo esta carga aplicada, en ambos casos de prefisuración, se está cerca del valor de daño crítico que marca la susceptibilidad de este acero a la acción de la FAH (teniendo en cuenta también la alta dispersión de resultados característica de este tipo de ensayos).

Los perfiles de tensiones residuales para los casos de prefisuración del 0.80 y $0.60 K_{IC}$ son muy similares (cf. Fig. 3.22) tanto en los valores en la superficie como en su valor máximo, sus gradientes y posición del máximo. Esto hace pensar que en ambos casos la fuerza motora de la difusión, considerando solo tensiones, es similar y por tanto no debe haber grandes cambios en relación a los tiempos de rotura obtenidos bajo estos niveles de carga en el ensayo FAH a carga constante entre los dos casos estudiados. Esto también es lo que se ha observado a nivel experimental en las dimensiones de la extensión de la zona TTS; en ambos casos presenta valores similares (cf. Tabla 2.13) con una ligera variación que puede atribuirse a la dispersión intrínseca de estos ensayos.

Por otro lado, en el caso de las probetas ensayadas a carga constante al $0.70 K_{IC}$ con niveles de prefisuración del 0.60 y $0.40 K_{IC}$ (cf. Tabla 2.13), en primer lugar cabe destacar que los valores de tiempo de rotura obtenidos son claramente diferentes, siendo sensiblemente mayor en el caso de la prefisuración más alta considerada al igual que sucede con la concentración de hidrógeno calculada numéricamente donde se puede ver en la Fig. 4.14 (b) que el caso de mayor prefisuración es el que más tarda en acumular hidrógeno. En este caso, aplicando una carga al $0.70 K_{IC}$ (39.5 kN), el nivel de carga aplicado está de antemano lo suficientemente lejos del instante crítico.

De esta manera se puede producir un daño subcrítico por hidrógeno a nivel microestructural de forma más progresiva que en los casos próximos al estado crítico, dando lugar a mayores tiempos a fractura en dichas probetas, ya que durante más tiempo se impide la difusión del hidrógeno por efecto de las tensiones residuales de compresión. Al igual que en el caso anterior, esto se puede verificar observando los valores de las zonas TTS producidas en ambos casos (Tabla 2.13). Tal como se puede apreciar los valores de la zona TTS en el caso de la prefisuración al $0.60 K_{IC}$ es marcadamente mayor (0.876 mm) que la obtenida en el caso del nivel de prefisuración al $0.40 K_{IC}$ (0.457 mm) donde cabe esperar una rotura menos progresiva por estar la carga aplicada cerca del estado crítico.

En el primer caso, el proceso de daño es más progresivo dando lugar a una zona TTS más extensa y con tiempos de rotura más largos frente a la fractura más repentina de los casos donde la carga constante aplicada en el ensayo de corrosión es similar a la carga de rotura obtenida en los ensayos con velocidad de desplazamiento constante ($q70p40$).

Otra forma de abordar el problema que supone la FH para estos aceros es el análisis estructural del material una vez que ha sido sometido a ensayos a fractura en condiciones que favorezcan este proceso de corrosión para así poder deducir el mecanismo propio del proceso de daño. Las fractografías obtenidas permiten diferenciar los dos crecimientos subcríticos que tienen lugar en la fractura de la probeta: el producido por el proceso de la prefisuración por fatiga y el generado en el ensayo de CBT debido a la acción del hidrógeno. Estas zonas se diferencian en la rugosidad que presentan siendo más rugosa la zona correspondiente al proceso de corrosión de la probeta. Aunque los dos crecimientos son subcríticos, esta rugosidad induce a pensar que el crecimiento subcrítico de la TTS es más brusco debido al carácter localmente frágil impuesto por el hidrógeno.

El primer crecimiento subcrítico que aparece en la fractura de la probeta, correspondiente a la aplicación de la prefisuración por fatiga, es un *crecimiento subcrítico microdúctil* relacionado con las propias condiciones cíclicas de la carga impuesta (generación de zona plástica cíclica). La morfología mostrada por este crecimiento está compuesta por microdesgarros dúctiles (*facetas de fatiga*) que varían su tamaño en función del nivel de prefisuración, aumentando su tamaño con el nivel de carga en fatiga aplicado. Esto induce a pensar que este crecimiento subcrítico está influido por los estados tenso-deformacionales generados en la punta de la fisura durante su avance puesto que a medida que disminuimos el nivel de prefisuración las

facetas de fatiga son más pequeñas al igual que ocurre con los tamaños de zona plástica que se van generando en la punta de la fisura.

El segundo crecimiento subcrítico que aparece en estas muestras prefisuradas por fatiga y llevadas a fractura en ambiente catódico es el *crecimiento subcrítico microfrágil* debido a la acción de daño microestructural que produce el hidrógeno. Bajo la acción del hidrógeno en el material la fisura avanza subcríticamente en dos pasos; por acción del ambiente hidrogenante el material se fragiliza, disminuyendo localmente las propiedades resistentes, para a continuación romper dando lugar al avance de esta zona dañada, este proceso se repite sucesivamente hasta llegar a una longitud crítica general dentro del material que provoca la fractura catastrófica final. El inicio del avance subcrítico tiene naturaleza dúctil debido a la formación de huecos por el atrapamiento del hidrógeno en sitios preferenciales (ENOS y SCULLY, 2002) lo que da lugar a deformaciones locales, al igual que sucede en el mecanismo característico de fractura dúctil en aire (CMH). Por tanto se puede pensar que aunque el crecimiento de la fisura por FAH puede originarse dúctilmente la fractura de los pasos que componen el avance subcrítico es frágil.

En el análisis fractográfico de estas zonas TTS generadas por el crecimiento subcrítico microfrágil, se han observado regiones no afectadas por el hidrógeno que han roto por clivaje, las denominadas *islas de clivaje*. Estas regiones se encuentran dentro de la zona afectada por el ambiente corrosivo de las probetas de alambón ensayadas en condiciones FAH a fractura bajo las dos condiciones de carga; velocidad de desplazamiento constante y carga constante.

La generación de estas zonas puede ser debida dos mecanismos: el primero de ellos es que exista una zona de material con una posible resistencia más alta a la FH – menores deformaciones plásticas y tensiones locales debido por ejemplo a una red cristalina local más compacta, ausencia de defectos, etc. En este caso la FH avanza por las zonas circundantes a esta zona más resistente, con lo que las regiones que la rodean llegarán a estar afectadas por el ambiente agresivo debilitando sus propiedades resistentes. A partir de aquí la zona no afectada por hidrógeno rompe por clivaje bien antes de la fractura final o incluso pudiendo romper en el instante final al mismo tiempo que el clivaje que conduce a la fractura catastrófica de la probeta.

Por otro lado, el segundo mecanismo que puede dar lugar a la generación de estas islas, puede ser debido a que durante el avance subcrítico de la fisura por efecto del ambiente catódico hidrogenante la fisura llega a una zona donde existe algún defecto, inclusión, o que por determinadas propiedades locales se produzca una rotura frágil y localmente rompa en forma de clivaje. No obstante, esta rotura local no potencia la rotura final catastrófica ya que no se ha alcanzado una longitud de fisura global crítica.

Para determinar los micromecanismos que dan lugar a estas *islas de clivaje*, se ha realizado el estudio fractográfico de las mismas. En la mayoría de estas fractografías se puede ver cómo la dirección general de propagación de los clivajes que forman estas islas va desde el centro de estas islas hacia sus bordes (Fig. 4.15).

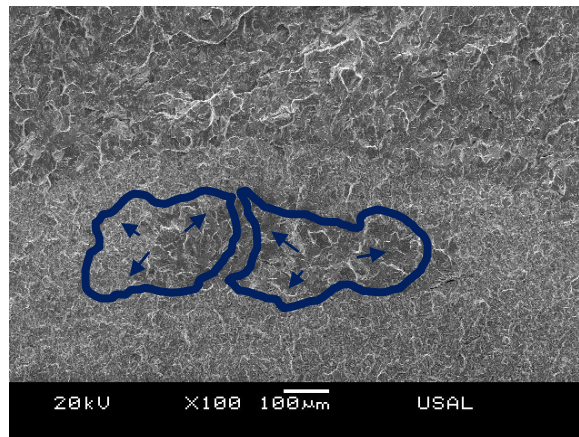


Fig. 4.15. Fractografía de una zona perteneciente al frente de fisura generado por FAH en el E0 donde existen dos *islas de clivaje* dentro de la zona TTS. En ellas se ha señalado la dirección de los clivajes.

La dirección radial que presentan los clivajes indica que la existencia de la TTS que rodea a la isla es anterior a los clivajes ya que las direcciones de los clivajes van hacia las zonas dañadas. El disparo de fractura en estos clivajes puede ser debido a diversos motivos, entre ellos está la presencia de inclusiones – en la Fig. 4.16 (a) se puede ver como la inclusión (línea continua verde) que se aprecia en la fractografía dentro de la isla de clivaje es la causante del disparo – por otro lado otra forma de disparo es la presencia de la TTS dentro de estas islas [línea discontinua roja en la Fig. 4.16 (b)].

La TTS presente dentro de las islas de clivaje puede ser generada por el hecho de que el hidrógeno difundido dentro del material ha encontrado una zona con mayor afinidad para su acumulación provocando la fragilización local del material en ese punto, generando en esta zona un punto de disparo del clivaje. En escasas ocasiones se han encontrado islas de clivaje

en las que su dirección de propagación de la fractura vaya en el mismo sentido del avance de la fisura, partiendo del frente que se va creando por la fragilización del material hacia el centro de la probeta.

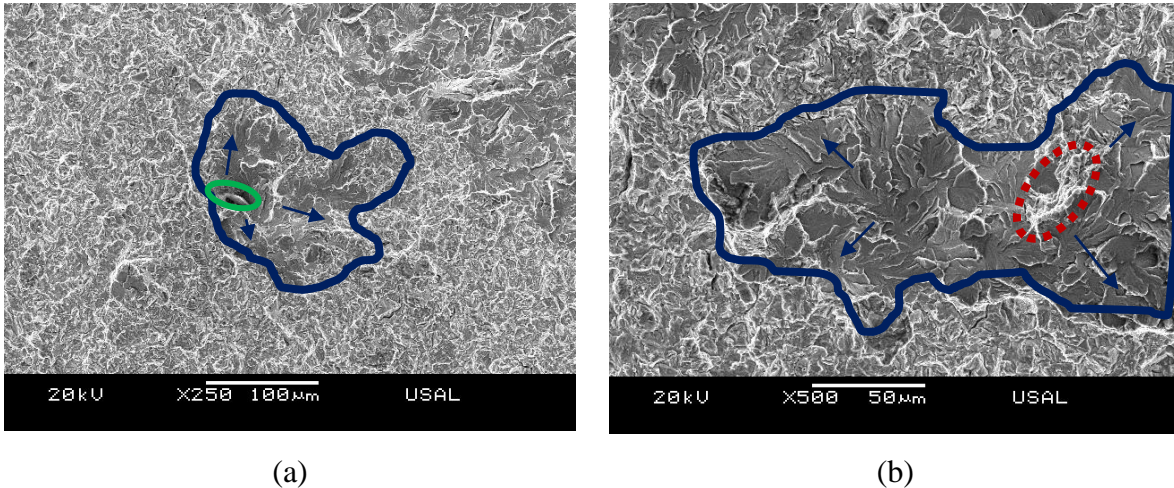


Fig. 4.16. Fractografías de dos islas de clivaje presentes en el frente de fisura generado por FAH en el E0. En ellas se muestran los puntos de disparo y la dirección de los clivajes: (a) disparo por inclusión y (b) disparo por TTS.

La zona de aparición de estas islas de clivaje dentro del frente de fisura generado por el hidrógeno al final de la prefisuración por fatiga se localiza preferentemente en el centro del frente, no encontrándose apenas islas en los extremos del frente de fisura. Esto se puede atribuir a que el hidrógeno se difunde muy rápidamente en estas zonas puesto que las deformaciones y tensiones son más elevadas en estos bordes del frente de fisura, además hay que añadir que, aunque mucho menor, existe una fuente secundaria de hidrógeno fuera del frente de la probeta. El análisis fractográfico de estas islas (cf. Anexo II) ha permitido establecer dos micromecanismos de formación. El primero sería de naturaleza subcrítica, y por tanto, tiene lugar antes de la fractura catastrófica de la probeta; este mecanismo es el que aparece de forma predominante generando islas de clivaje con direcciones de propagación radiales (del centro a los bordes).

El segundo micromecanismo que da lugar a islas de clivaje es de naturaleza crítica y tiene lugar durante la fractura final de la probeta. En este caso hay micro-zonas dentro de la TTS que no han sido dañadas por el hidrógeno donde el material se mantiene unido hasta el momento en el que se alcanza la fractura final de la probeta rompiendo de forma simultánea con el resto de material. El segundo mecanismo anteriormente citado, en el cual el clivaje es anterior a la formación de la TTS que rodea la isla carece de sentido ya que las direcciones de

los clivajes van hacia las zonas que ya están dañadas dentro de la probeta y, en ningún caso se han encontrado clivajes con dirección única hacia atrás.

1.3. Acero de pretensado, E7 (velocidad de desplazamiento constante)

Al igual que en el caso del alambión los ensayos se han realizado a una velocidad de desplazamiento de $0.01\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ hasta la fractura final de la probeta tanto en ambiente catódico como en aire. Estas condiciones de ensayo también se han utilizado en las simulaciones numéricas. De las simulaciones numéricas del proceso de fractura se ha obtenido los perfiles tenso-deformacionales que posteriormente se introducirán en la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno en el interior del material. En la Fig. 4.17 se muestran los perfiles de tensión hidrostática en la sección transversal de la probeta generados en el proceso de fractura en ambiente FAH en tres instantes de tiempo: inicial, intermedio ($t_R/2$) y final (t_R). Hay que tener en cuenta que estos tiempos no son iguales para los dos casos analizados ya que el tiempo al que se llega a la fractura de las probetas depende también del nivel de prefisuración.

La morfología de los perfiles de tensión generados en los diferentes intervalos del proceso de fractura en la sección central de la probeta para los dos materiales estudiados, alambión y acero de pretensado, son similares. No obstante, una de las diferencias que se puede observar es que las tensiones generadas en el acero de pretensado son notablemente superiores a las que soporta el alambión (Fig. 4.1).

Por otro lado, los estados tenso-deformacionales residuales generados en la prefisuración de las probetas todavía ejercen su influencia en el instante intermedio del proceso de fractura a diferencia del alambión, donde los estados residuales generados en estos niveles de prefisuración son eliminados en tiempos menores. Al igual que en el alambión, con niveles de prefisuración mayores las tensiones de compresión residuales generadas se mantienen en el material durante más tiempo, viéndose esta influencia en la morfología de estos perfiles de tensiones, donde para el caso de nivel de prefisuración del $0.40 K_{IC35.6^\circ}$ (nivel más alto empleado en la prefisuración del acero de pretensado) existe un valle más acusado debido a las tensiones de compresión no eliminadas que se generaron en las proximidades de la punta de la fisura durante el proceso previo de fatiga. En el instante final de la fractura [Fig. 4.17 (c)] los valores alcanzados por la tensión en las proximidades de la punta de la fisura son muy

superiores a los alcanzados en el alambión. Así mismo, se puede apreciar en el acero trefilado que hay mayores diferencias entre los dos niveles de prefisuración empleados que en el caso del alambión donde todos los casos estudiados prácticamente tienden al mismo perfil.

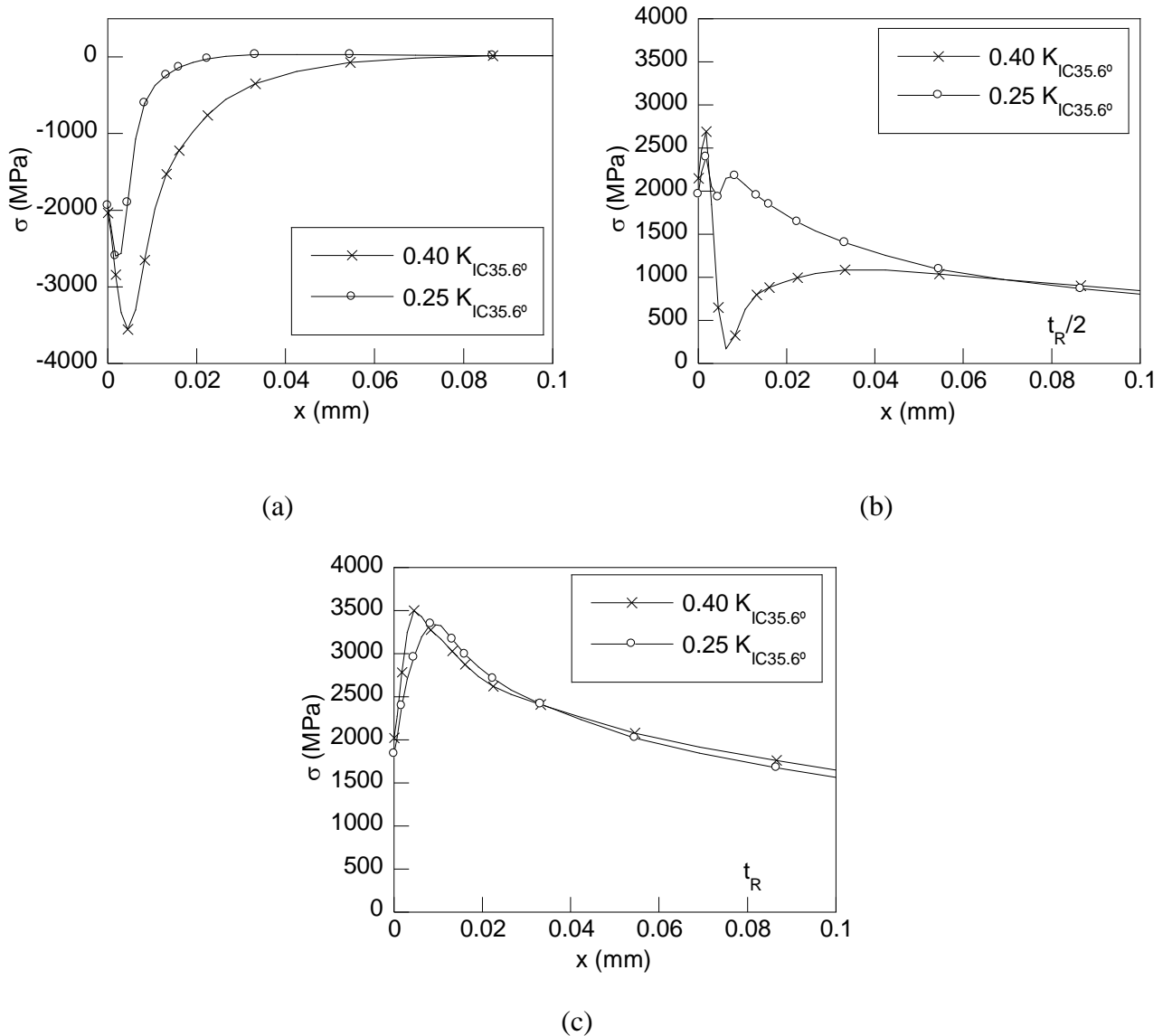


Fig. 4.17. Distribución de tensión hidrostática frente a la distancia a la punta de fisura para los dos casos de prefisuración por fatiga considerados en E7 en tres instantes de tiempo de ensayo: (a) inicial, (b) $t_R/2$ y (c) t_R .

En la Fig. 4.18 se muestran los perfiles de deformación plástica generados en las probetas prefisuradas por fatiga en el proceso de fractura en ambiente catódico, estos perfiles son los correspondientes a los tres tiempos elegidos en el caso de las tensiones: inicial, intermedio y final del proceso.

La forma que toman estos perfiles de deformación es similar a la que se genera en el caso del alambión, con el máximo situado en la superficie (punta de fisura). El valor de la deformación

plástica en la superficie aumenta a medida que avanza el ensayo de fractura en ambiente agresivo. Los niveles alcanzados en la punta de la fisura, en el caso del acero de pretensado son, al igual que sucedía con las tensiones, notablemente superiores a los alcanzados por el alambión, tanto en el instante intermedio como en el momento de la fractura final de la probeta. No obstante, la extensión de la zona donde los valores de esta deformación plástica son no nulos son similares al caso del alambión.

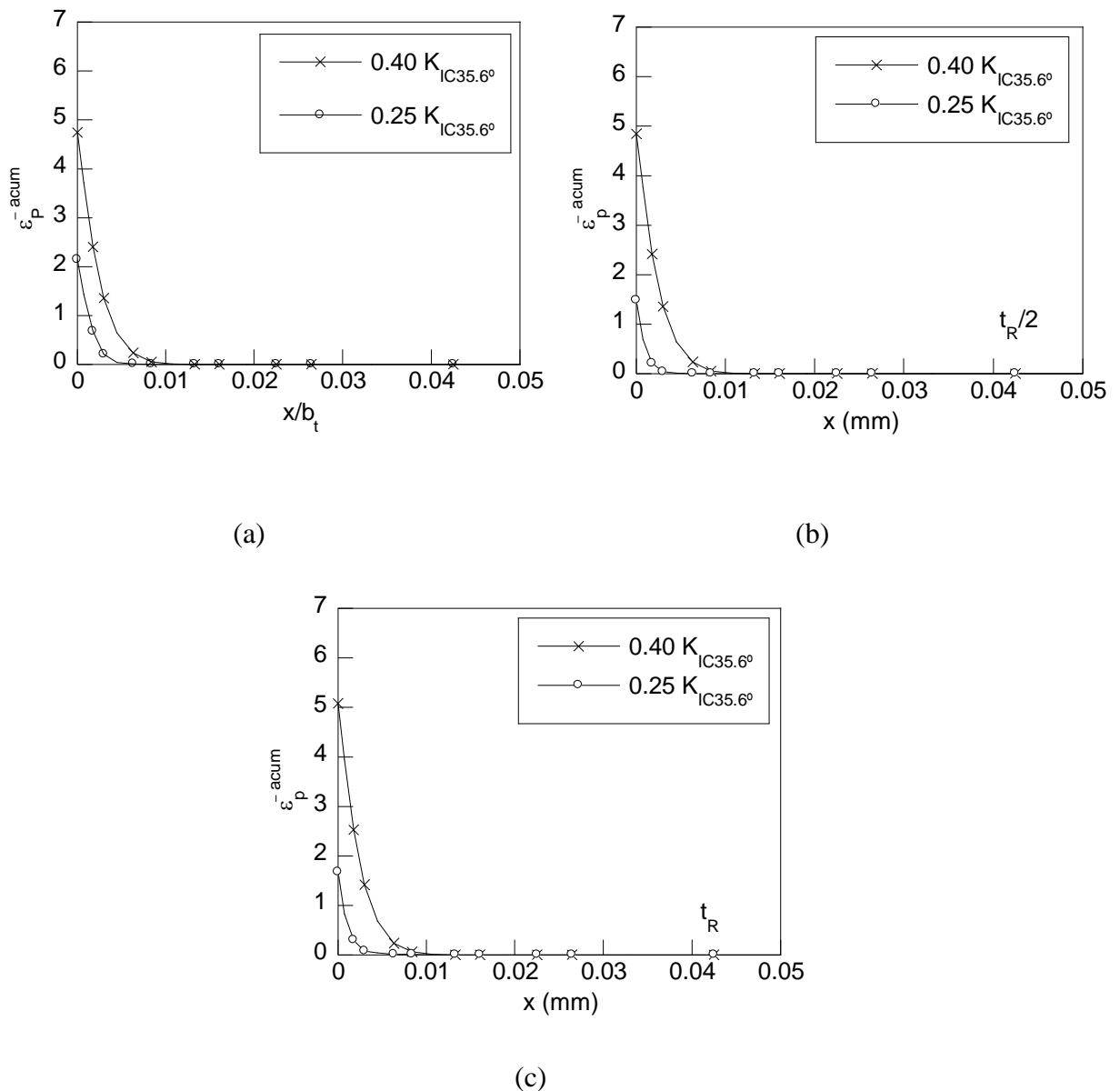


Fig. 4.18. Deformación plástica acumulada frente a la distancia a la punta de fisura para el instante (a) inicial, (b) intermedio y (c) final del proceso de fractura en condiciones catódicas del E7 para los dos casos considerados.

Para completar el análisis se ha representado la tensión de von Mises [Fig. 4.19 (a)] y la velocidad de deformación plástica [Fig. 4.19 (b)] frente a la profundidad se puede ver como también siguen

la misma morfología que en el caso del alambión. Como se puede observar en la gráfica de la Fig. 4.19 (a) la distribución de la tensión de von Mises presenta dos mesetas (aunque la primera casi inapreciable) al igual que en el caso del alambión [Fig. 4.12 (a)] y además unos valores de la tensión de von Mises adimensionalizados similares (la mayor diferencia se ve en la primera meseta donde en el caso del alambión alcanzan niveles de 1.3 y en este caso de 1.2). La segunda meseta se genera aproximadamente a la distancia a la cual la velocidad de deformación plástica se hace nula, al igual que sucedía en el alambión, para el mismo nivel de 0.8 del valor del límite elástico endurecido, valor que se aproxima al valor del límite elástico convencional. En este caso la meseta se prolonga a profundidades superiores a la que nos da la velocidad de deformación plástica nula. En el caso del alambión la meseta se encuentra justo con anterioridad al punto en el que su velocidad de deformación plástica es nula (Fig. 4.12).

Las profundidades a la que se extienden los valores no nulos de la velocidad de deformación plástica son superiores a la zona donde numéricamente se obtienen las deformaciones plásticas e indica la región de la zona potencialmente plástica (TORIBIO y KHARIN, 2009). Al contrario de lo que sucedía en los perfiles de deformación plástica donde las diferencias entre los dos casos considerados eran notablemente visibles en este caso, tanto para el caso de la tensión de von Mises como para la velocidad de deformación plástica, son aproximadamente iguales.

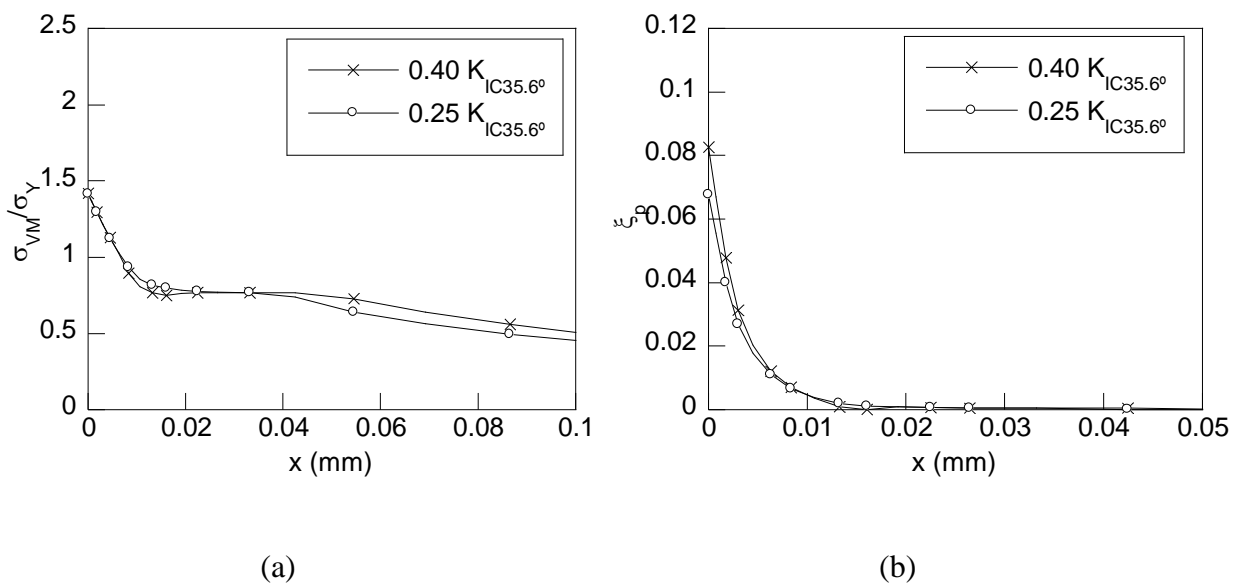


Fig. 4.19. Distribución de (a) tensión de von Mises adimensionalizada con el límite elástico y (b) velocidad de deformación plástica del E7 prefisuradas por fatiga. Estos estados tenso-deformacionales se emplean para la simulación numérica del proceso de difusión de hidrógeno en el material. Como también existen valores de deformación elevados

fuera del rango en el cual se define la solubilidad, el estudio se centra en el modelo asistido solo por el estado tensional donde el efecto de las deformaciones plásticas se incluye de forma indirecta en el perfil de tensiones de la probeta. En la Fig. 4.20 se muestran las distribuciones de la concentración relativa de hidrógeno frente a la profundidad a la punta de la fisura en la sección transversal obtenidas en los instantes intermedio y final del proceso.

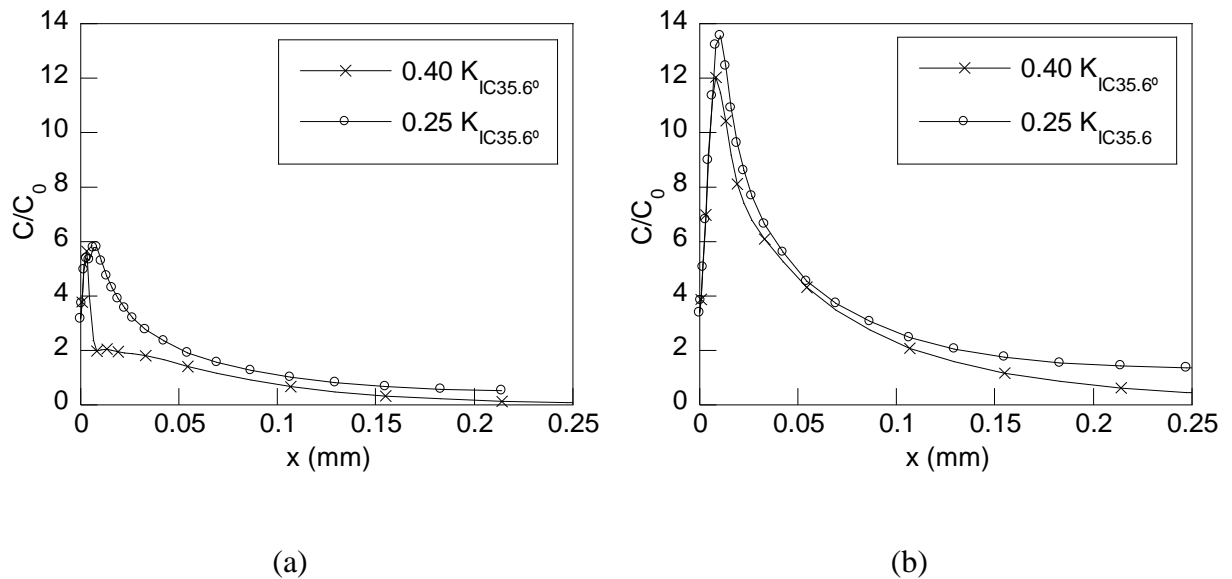


Fig. 4.20. Distribución de concentración de hidrógeno en la sección transversal para el E7 en el (a) instante intermedio y (b) final del proceso de fractura en ambiente FAH.

Al igual que sucedía en el caso del alambrión estos tiempos de rotura son diferentes para cada caso y han sido tomados de los datos obtenidos experimentalmente. Como se puede observar en la primera gráfica [Fig. 4.20 (a)] todavía están presentes las perturbaciones generadas por el estado tenso-deformacional residual de la probeta. En el instante final, se puede ver una gran diferencia entre los dos casos analizados debido a que el historial de compresión generado por la prefisuración por fatiga se sobrepasa a niveles de carga superiores por lo que su influencia todavía está presente en el instante final. Esto justifica que debido al efecto de las tensiones residuales de compresión, las profundidades alcanzadas por el hidrógeno son notablemente inferiores a las alcanzadas en el alambrión,.

Se puede ver, en el instante final [Fig. 4.20 (b)], como la probeta que alcanza mayores concentraciones de hidrógeno y mayores profundidades es la que tiene una prefisuración menor. Esto concuerda con los datos obtenidos experimentalmente donde las probetas prefisuradas con el menor nivel de carga en fatiga registran un menor tiempo y carga en rotura provocado por una mayor acción del hidrógeno (además para el caso de mayor nivel de prefisuración, la

carga de rotura en ambiente agresivo está más próxima al valor que toma en los ensayos en aire, es decir, que su susceptibilidad a la acción del hidrógeno es menor).

Se puede ver en la gráfica de la Fig. 4.20 (b) que la concentración de hidrógeno tiende a un valor constante en los dos casos de prefisuración, para el caso del nivel más alto la profundidad a la cual la concentración de hidrógeno se hace constante es mayor, casi el doble. Este resultado se ajusta a lo obtenido experimentalmente, relacionando esto con la proyección horizontal del camino seguido por la fisura generada en el proceso de corrosión.

Para los niveles de prefisuración menores la probeta sufre una mayor FAH. Experimentalmente esto viene reflejado por una mayor susceptibilidad al efecto del hidrógeno y una mayor extensión de la zona TTS. Cuantitativamente los resultados obtenidos experimental y numéricamente no se pueden relacionar exhaustivamente ya que en los modelos numéricos no es posible incluir la anisotropía del material responsable de la deflexión del camino de la fisura durante el proceso de fractura.

El acero de pretensado, debido a su microestructura orientada en la dirección del trefilado, experimenta una fractura anisótropa pero, en presencia del hidrógeno, dicho comportamiento anisótropo se ve acentuado puesto que la fisura sufre deflexiones más acusadas que en el caso de la fractura en aire. Tal es así que, experimentalmente se ha comprobado que en las probetas con niveles de prefisuración menores, más susceptibles a la acción del hidrógeno, el ángulo de deflexión de la fisura es mayor (*i.e.* a mayor FAH, mayor anisotropía de fractura). De esta forma, se puede comprobar como el hidrógeno potencia el comportamiento anisótropo que de por sí tiene el propio material.

En la fractura de estos alambres la anisotropía es tal que en varios ensayos de fractura en ambiente FAH del acero de pretensado se generan deflexiones con ángulos próximos a 90°, con respecto a la sección transversal del alambre que contiene la prefisura por fatiga, formando la denominada FMA (fractura marcadamente anisótropa, cf. Fig. 2.53). Este fenómeno ocurre con mayor probabilidad en las probetas prefisuradas con el mayor nivel de carga en fatiga, las cuales previamente han sufrido una deflexión previa con un ángulo menor.

Esto se debe a que en el proceso de prefisuración por fatiga, debido a un mayor $K_{m\acute{a}x}$, se generan caminos de fisura más abruptos y microdeflexiones mayores, con lo que ya de inicio

la fisura va orientada en una dirección más próxima al eje del alambre que en el caso de las probetas prefisuradas con niveles de prefisuración menores y ello facilita la formación de estas deflexiones tan bruscas.

Por otro lado la formación de esta FMA provoca un descenso de carga en el ensayo tal como se muestra en la curva carga vs tiempo de dos probetas ensayadas (Fig. 4.21); una probeta cuyo camino de fisura desencadenó la formación de un FMA y otra probeta con rotura convencional en ambiente agresivo.

Tras la formación de esta FMA el tipo de sollicitación al que está sometida la probeta pasa de ser tracción centrada a una sollicitación de tracción excéntrica dando lugar a una sollicitación combinada de tracción–flexión en la sección efectiva de la probeta (zona de la punta de la fisura). Por ello, cuando la fisura sufre una deflexión brusca cercana a la dirección vertical, aparece durante el ensayo un descenso en la carga que puede ser atribuido al estado triaxial de tensión que se genera en la punta de la fisura cuando ésta está totalmente deflectada.

De esta manera, debido a la asimetría que se genera en el eje de aplicación del desplazamiento y la probeta, la respuesta local del material al desplazamiento impuesto no es simétrica y se disminuye en esta dirección provocando un aumento de las tensiones en el resto de direcciones.

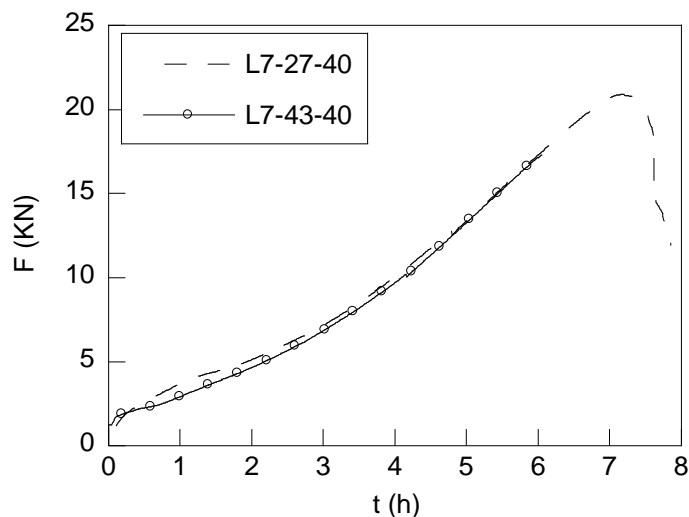


Fig. 4.21. Evolución temporal de la carga registrada en dos ensayos de FAH sobre E7 prefisurado con el nivel más alto de carga en fatiga registrándose en un caso (L7-27-40) el descenso de carga asociado a la formación de la FMA en el material.

Otra consecuencia de esta asimetría debida a las desviación del camino de fisura en la dirección vertical y que la velocidad de los ensayos CBT es suficientemente lenta, es la

formación de microhuecos perpendiculares a la dirección del desplazamiento impuesto, tal como se puede apreciar en las fractografías realizadas en las paredes verticales generadas durante el proceso de FAH (Fig. 4.22).

Los microhuecos se forman por fractura dúctil y son paralelos a la fuerza que provoca esta fractura, el hecho de que se generen en dirección perpendicular a la carga impuesta y aparezcan en un proceso de naturaleza frágil se debe a que, en fisuras con deflexiones altas, se generan en ella estados triaxiales de tensiones que provocan microfracturas perpendiculares a la dirección del desplazamiento que se impone en el ensayo. Estos microhuecos aparecen a una determinada altura (longitud de fisura vertical), que depende también del ángulo al cual defleca, y aumenta a medida que la longitud de fisura se incrementa (mayor altura alcanzada en la pared vertical).

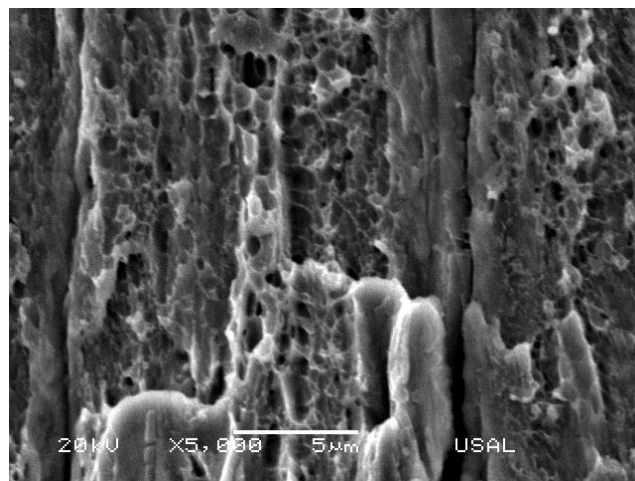


Fig.4.22. Formación de microhuecos en la pared de la fisura en ensayos en FAH para el E7.

Para analizar el crecimiento anisótropo de la fisura ha sido necesario realizar cortes longitudinales a las probetas ensayadas para su posterior observación en el MEB. En el capítulo II se observó la existencia de una fisura secundaria simétrica a la principal con respecto al plano transversal que contiene la prefisura por fatiga, tomando como fisura principal la que conduce a la fractura final de la probeta.

Por ello parece lógico pensar que al igual que la principal esta fisura secundaria generada en la probeta tras la prefisura de fatiga se genera de manera simultánea a la principal, aunque con una velocidad de propagación menor, y por tanto se producirá por las mismas causas.

Para desvelar el estado tenso-deformacional que existe en la probeta en estos ensayos se ha realizado una simulación numérica del proceso. En la Fig. 4.23 se puede ver un mapa de

isolíneas de la distribución de la tensión transversal [Fig. 4.23 (a)] y de la deformación plástica en dicha dirección obtenido a partir de la modelización de una probeta de acero trefilado con una fisura de geometría similar a la que se ha observado experimentalmente. Los datos tanto de longitud de fisura como ángulo de desviación del camino de fisura se han obtenido como una ponderación de los resultados obtenidos de manera experimental.

En esta figura se puede ver la existencia de tensiones transversales, que pueden dar lugar a la fractura en la dirección longitudinal, así como las deformaciones plásticas en la dirección transversal que dan lugar a los microhuecos que se observan en las fractografías mostradas en la Fig. 4.24.

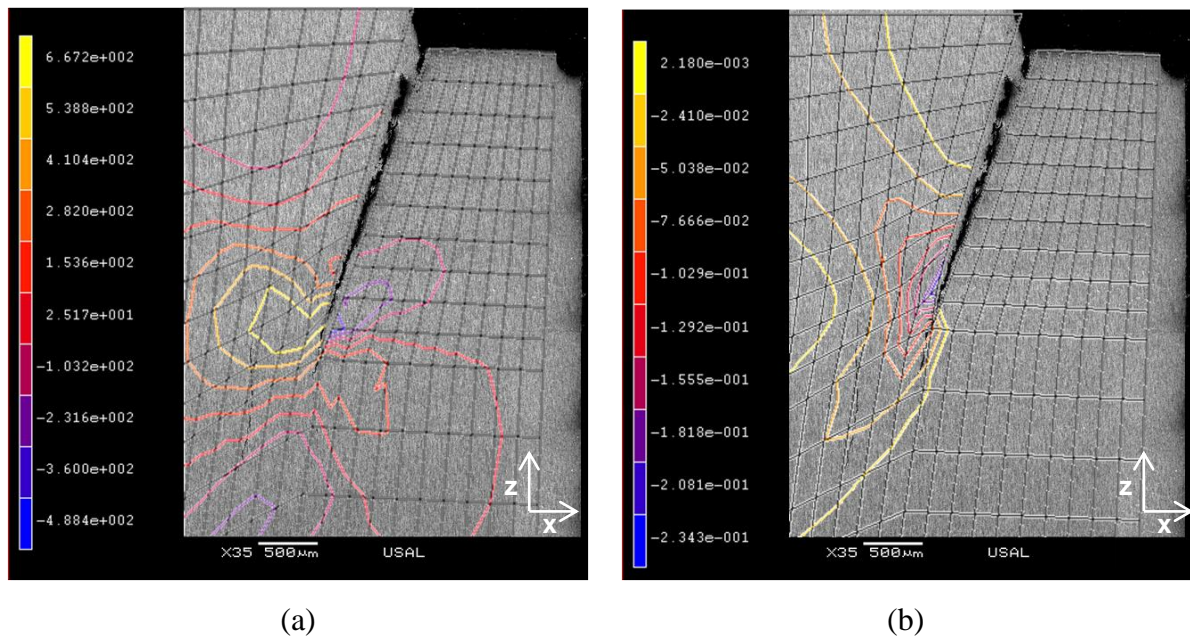


Fig. 4.23. Mapa de isolíneas de (a) tensión y (b) deformación plástica en la dirección transversal (eje x) que se generan en E7 fisurada con camino casi próximo al eje longitudinal de la probeta en FAH.

Teniendo en cuenta que el daño a nivel microestructural producido por hidrógeno se desarrolla por la creación de microhuecos entre las láminas, al tener el material tensiones en dirección transversal se puede llegar a una fractura por coalescencia de microhuecos: éstos nacen por influencia del hidrógeno y crecen con ayuda de las tensiones en esta dirección transversal.

De esta manera se puede explicar lo observado en las fractografías de las paredes longitudinales de la fisura principal donde se han encontrado numerosos microhuecos en las láminas de ferrita (Fig. 4.24). La morfología de los microhuecos es muy circular (no elíptica)

y ello da una clara información de que éstos se han producido por tensiones de tracción perpendiculares a la superficie de fractura en la que se encuentran, *i.e.*, no se han generado por tensiones (o deformaciones) cortantes (ASM, 2004c).

Para analizar el micromecanismo que tiene lugar en los procesos de fractura en FAH se ha profundizado en el análisis fractográfico de los cortes longitudinales de las probetas ensayadas. Tal como se puede observar en las fractografías mostradas en la Fig. 4.25 la fisura secundaria se desvía del plano transversal de la probeta al igual que sucedía con la fisura principal, cuyo camino de fisura se desvía alcanzando la dirección longitudinal de la probeta.

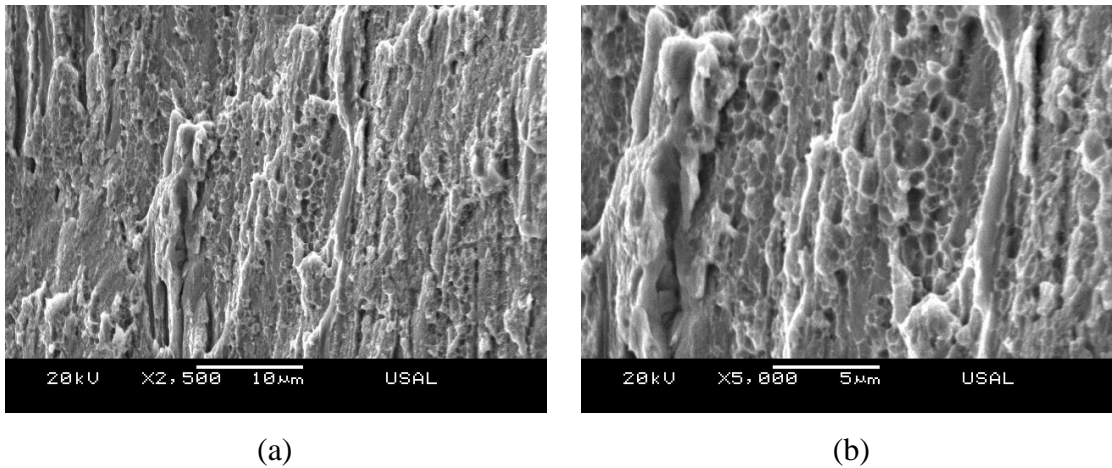


Fig. 4.24. Fractografías de los labios de fisura verticales de las probetas de E7 en FAH donde se aprecian los microhuecos formados a (a) 2500 y (b) 5000 aumentos.

En la Fig. 4.25 (a) se muestra una parte del camino de la fisura y en la Fig. 4.24 (b) la zona correspondiente a la punta de la fisura, en esta última se aprecia como la abertura de esta fisura es mucho menor. En la Fig. 4.25 (a) se puede observar que la fisura avanza de manera escalonada, los tramos verticales siguen la dirección paralela al eje de la probeta; en la mayoría de los casos estos escalones se unen por un mecanismo de fractura transversal (mecanismo de Miller-Smith, cf. MILLER y SMITH (1970)).

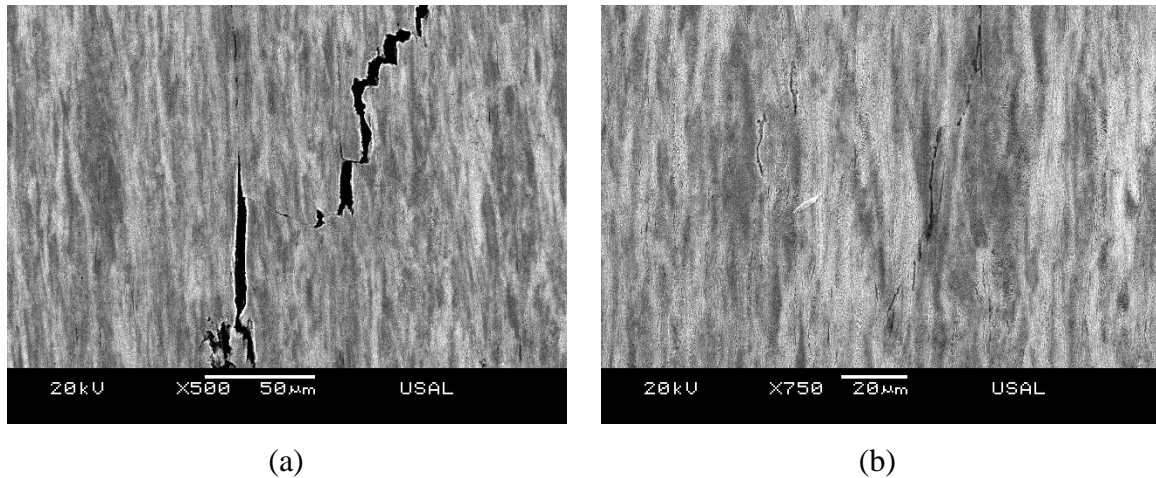


Fig. 4.25. Fractografías del corte longitudinal de una probeta de E7 en FAH: (a) parte del camino de fisura y (b) punta de fisura.

En este caso (Fig. 4.25) la fractura por cizalla se inicia por la rotura de las láminas de cementita, produciendo una zona de deslizamiento que evoluciona hacia las láminas adyacentes, provocando la formación y coalescencia de microhuecos a lo largo de un plano de deslizamiento. Un detalle de este mecanismo se observa en la ampliación de una de estas zonas mostrada en la Fig. 4.26, en las cuales se puede observar como la existencia de dos fisuras verticales se han unido por el mecanismo de fractura de cizalla a 45° descrito anteriormente.

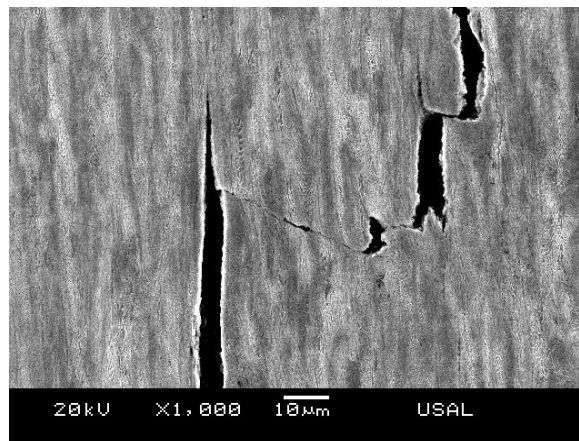


Fig. 4.26. Detalle de fractura a 45° que sucede por el mecanismo de Miller Smith y una dos fisuras verticales próximas en E7 durante la FAH.

El hecho de que se produzcan estas fisuras verticales, que dan lugar posteriormente al avance de la fisura de forma escalonada puede ser debido por un lado a la existencia de inclusiones (Fig. 4.27) que en este acero de trefilado es muy abundante (RODRÍGUEZ, 2008) y, por otro lado, a la propia rotura de las láminas de ferrita y cementita durante el propio proceso de

trefilado, lo que provoca en el material defectos que adquieren una morfología alargada en dirección al eje de trefilado (*garras de leopardo*, AYASO *et al.*, 2005). Tanto las inclusiones como los propios defectos del material generan lugares de nucleación de fisuras verticales debido en sí a la propia microestructura fuertemente anisótropa del acero potenciada por la propia acción del hidrógeno que encuentra en estas inclusiones y defectos del material lugares propicios para su acumulación.

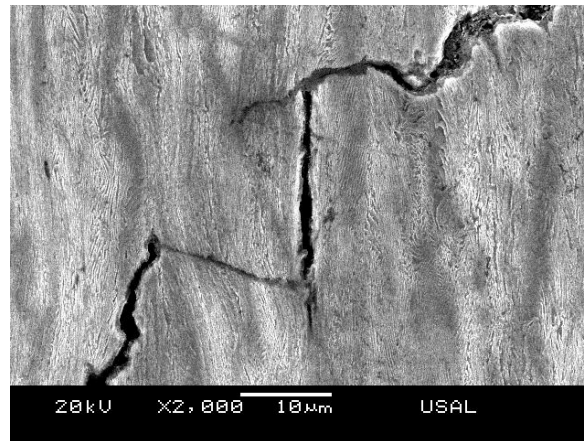


Fig. 4.27. Detalle del avance escalonado de la fisura en E7 ensayados en FAH.

Otro detalle de estas fisuras verticales se puede observar en la propia punta de la fisura secundaria donde se ve como además de esta fisura se encuentra otra vertical a la derecha (Fig. 4.28).

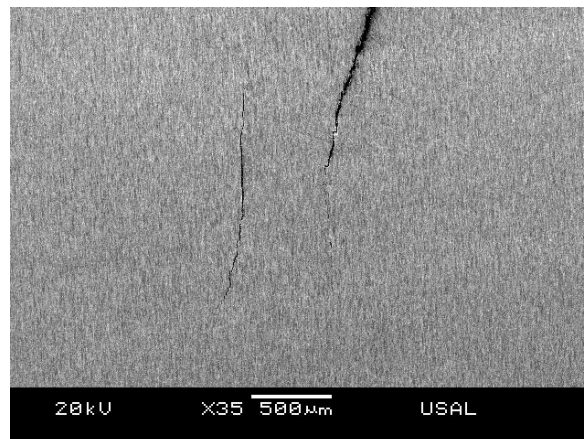


Fig. 4.28. Detalle de la punta de fisura donde se observa una fisura totalmente vertical próxima a ésta (E7, FAH).

En esta fractografía se aprecia como la dirección de esas fisuras alcanza la dirección longitudinal del alambre. Este estudio desvela que la fisura avanza preferentemente a lo largo del borde de las colonias, aunque también se da el avance entre las láminas que forman la colonia perlítica, especialmente cuando éstas están orientadas a favor de este avance

longitudinal (Fig. 4.29). El mecanismo de avance a lo largo del borde de colonia deja de ser predominante en las cercanías de la punta de la fisura donde se puede ver con mayor claridad la deslaminación asistida por el hidrógeno (Fig. 4.10).

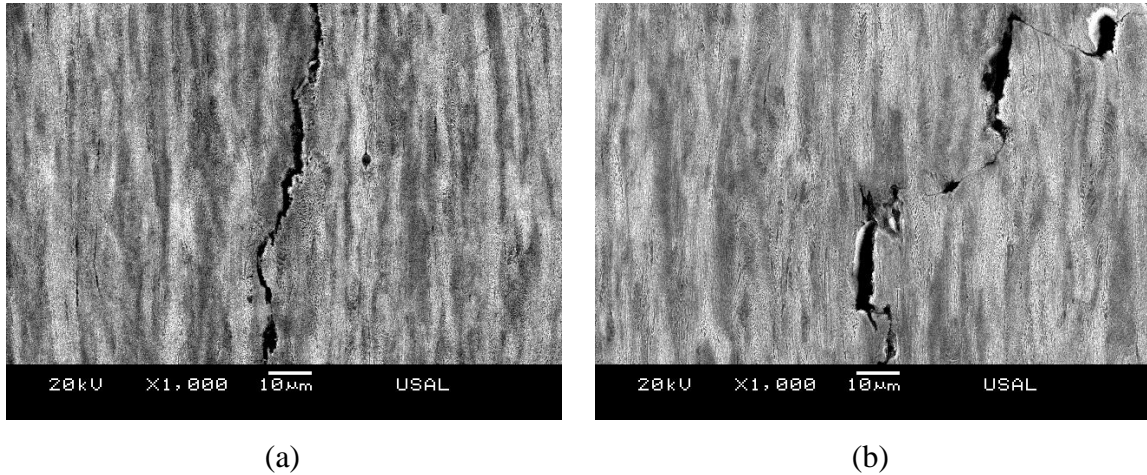


Fig. 4.29. Avance de la fisura: (a) a través del borde de colonia y (b) entre láminas (E7, FAH).

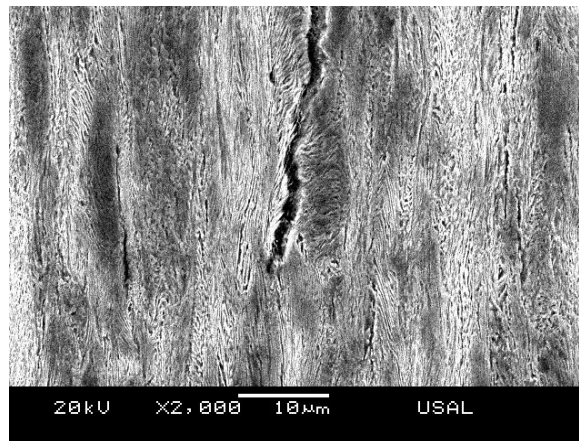


Fig. 4.30. Detalle de la punta de fisura donde se aprecia la deslaminación de la estructura laminar de estos aceros (E7, FAH).

Cuando la fisura está deflecionada tiene ya una dirección casi paralela al eje longitudinal de la probeta y tiene mayor facilidad de encontrar a su paso láminas con una orientación afín a este mecanismo de deslaminación. El hecho de que la fisura avance bien a lo largo del borde de colonia o bien a lo largo de las láminas es el resultado de un cúmulo de circunstancias que faciliten la rotura local del material. La probabilidad de que ocurra la deslaminación de las láminas por el efecto del hidrógeno aumenta a medida que la fisura avanza. Esto puede deberse a que esta fisura se va orientando en una dirección más paralela a las láminas debido al trefilado, por lo tanto la preferencia de la fisura a continuar por el borde de la colonia se compensa con el hecho de encontrar una direccionalidad en la microestructura.

Cuando se tiene longitudes mayores de fisura, debido a que esta está deflectada, hay estados tensionales en la dirección transversal del alambre que favorecen la deslaminación. Cuanto mayor es la fisura con ángulos de deflexión tan altos, mayor es la triaxialidad, lo cual provoca que más fácilmente ocurra la deslaminación así como la formación de los microhuecos en esta dirección perpendicular al eje del alambre.

Por otro lado cuando la fisura en su camino se encuentra con una pseudocolonia (colonias cuyas láminas no han sido capaces de orientarse en la dirección del trefilado y presentan una morfología diferente, TORIBIO *et al.*, 2006) se ha observado como la fisura la rodea. Estas pseudocolonias se comportan ya de por sí de manera diferente al resto, hecho que puede influir en impedir el avance de la fisura parte debido a que poseen una orientación diferente. Ese comportamiento se muestra en la siguientes fractografías realizadas en diversas pseudocolonias encontradas tras el estudio del camino de fisura (Fig. 4.31).

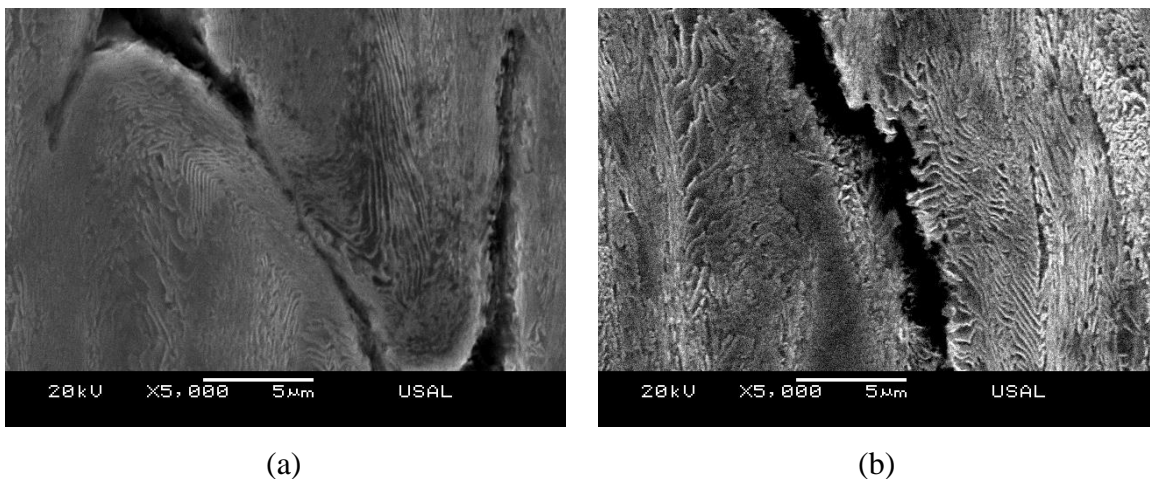


Fig. 4.31. Detalle del avance de fisura cuando encuentra una pseudocolonia (E7, FAH).

En estudios anteriores (OVEJERO, 1998) se obtuvo que el modelo final de avance de la fisura en estas condiciones para el acero de pretensado es un modelo secuencial, donde la etapa de iniciación corresponde a la creación de una macrofisura que actúa como camino preferente, proceso está dominado por la acción mecánica. El hidrógeno tiene la función de incentivar la decohesión en la punta de la fisura, degradando las uniones del material de forma que se disminuye la fuerza necesaria para que se produzca la fisuración por decohesión favoreciendo la coalescencia de microfisuras en la punta de fisura. Una vez generado este predaño orientado longitudinalmente en el acero, los mecanismos de decohesión de láminas asistidos por el hidrógeno y las fuerzas mecánicas favorecen la propagación.

Por otro lado se han realizado diversos ensayos a fractura en ambiente FAH de probetas prefisuradas de acero de pretensado incrementando la velocidad de desplazamiento del ensayo desde $0.01 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ (utilizada en el grueso de los ensayos de FAH) hasta $0.05 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. En estos ensayos se observó que a medida que se aumenta la velocidad de desplazamiento, aparte de que se alcanza la fractura catastrófica con anterioridad, la anisotropía del camino de fisura es menor. Esto puede llevar a pensar que el hecho de aumentar el tiempo de exposición al ambiente hidrogenante provoca que el camino de fisura se desvíe del plano transversal con ángulos mayores ya que el hidrógeno tiene más tiempo para potenciar la fractura anisótropa que tienen estos materiales.

Como los aceros utilizados en esta Tesis contienen gran cantidad de inclusiones, el proceso de conformado del material favorece la aparición de fisuras verticales provocadas por las mismas, ya que son arrastradas a través del interior del material por el estiramiento del alambre. Un detalle de estas inclusiones y de la fisura que genera con el proceso de trefilado se puede ver en la Fig. 4.32. En ella se puede ver cómo las dos inclusiones están alineadas verticalmente y entre ellas se puede detectar la fisura que las une apareciendo en numerosas ocasiones. Además, estas inclusiones se pueden romper por el propio proceso de trefilado (Fig. 4.33) quedándose retenidas dentro de la fisura vertical generada.

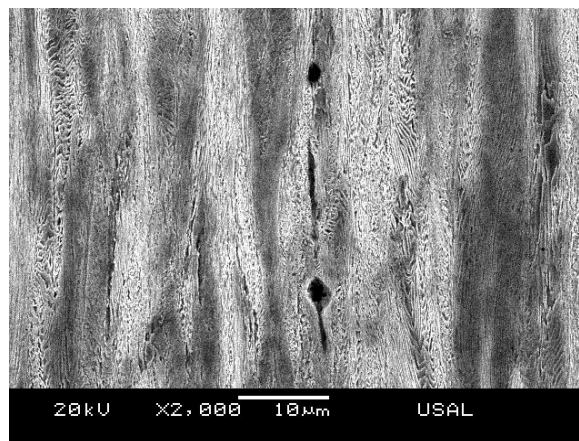


Fig. 4.32. Dos inclusiones alineadas en la dirección longitudinal del E7.

Estas inclusiones son muy numerosas en este material y generan fisuras muy verticales que pueden dar lugar a la formación de FMA que se generan en estos ensayos. En la Fig. 4.34, donde se muestra la zona de la punta de la fisura, se puede ver una inclusión muy próxima a ella. Como se puede observar el defecto generado por esta inclusión es prácticamente paralelo al eje de la probeta con lo que se condiciona la dirección del avance de la fisura de manera

longitudinal favoreciendo, con ayuda del ambiente agresivo que potencia esta anisotropía, la formación de FMA.

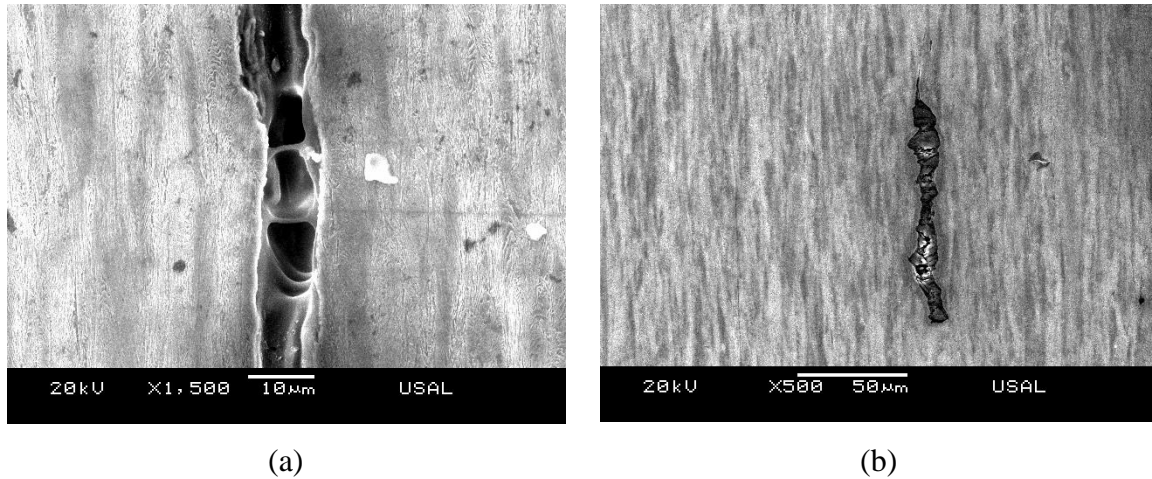


Fig. 4.33. Fractografías del corte longitudinal en el E7 donde se aprecia las inclusiones rotas por el proceso de trefilado generando los huecos alargados en la dirección del trefilado.

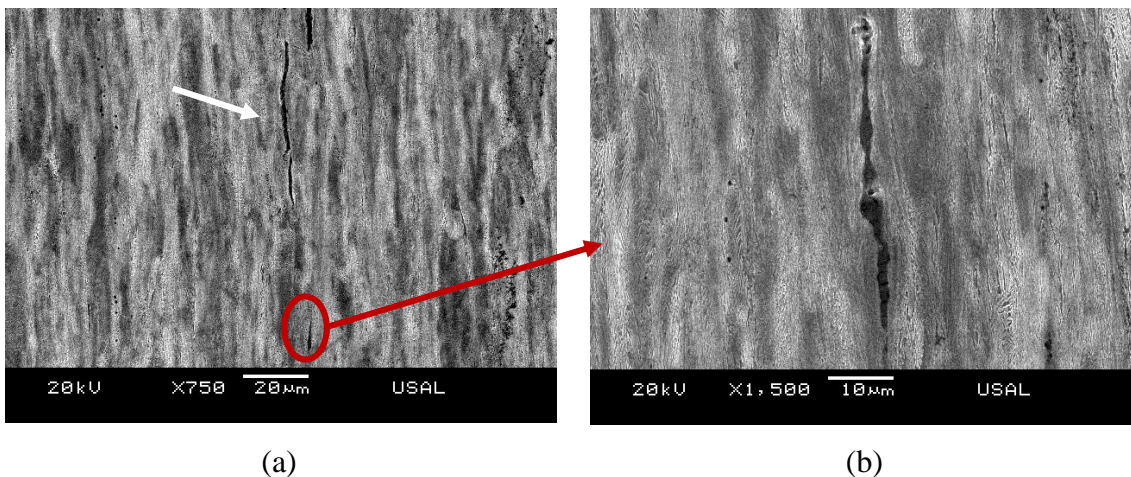


Fig.4.34. (a) Fractografía de la zona de la punta de fisura y (b) ampliación de una inclusión próxima a ella.

2. DISOLUCIÓN ANÓDICA LOCALIZADA (DAL)

2.1. Alambrón, E0 (velocidad de desplazamiento constante)

Los casos analizados en fractura en ambiente anódico son los mismos que en el caso de FAH, *i.e.* probetas prefisuradas por ciclos de fatiga de nivel de carga en términos de FIT del 0.80, 0.60, 0.40 y 0.25 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 ($0.001 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$) hasta

fractura. Para reproducir las condiciones anódicas se ha sumergido las probetas en una disolución de pH 12.5 donde se ha impuesto un potencial electro-químico de -400 mV ECS. Al igual que en condiciones FAH 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.

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, tal como se pudo ver en el capítulo II, 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 de FAH.

El análisis fractográfico de las superficies de fractura obtenidas en condiciones de DAL revela una diferencia con lo que sucedía en FAH; la extensión afectada por el ambiente corrosivo (crecimiento subcrítico) aumenta, aunque ligeramente, con el nivel de prefisuración por fatiga aplicado a la probeta (Fig. 4.35). Este hecho puede ser debido a dos motivos; el primero, e inherente al proceso de DAL, es que a mayores niveles de prefisuración se generan en la probeta mayores tensiones de compresión que actúan como escudo protector, tal y como sucede en los ensayos en aire, esto hace que los tiempos de rotura sean mayores, lo que implica una mayor exposición al ambiente agresivo.

Por otro lado, el proceso de CBT en régimen anódico ralentiza el proceso de fractura, por la creación y rotura progresiva de la capa de pasivación generada en la punta de la fisura. Este proceso genera redondeo y bifurcaciones de la punta de la fisura, reduciendo así la concentración tensional que se genera en esta zona. De esta manera, aunque se generen mayores longitudes de fisura, debido a estos procesos locales que se generan en la punta de fisura los datos de carga de rotura obtenidos de los ensayos a rotura en aire y en DAL son similares (cf. Fig. 2.21). Así pues, a mayores cargas de rotura, y por tanto a mayor tiempo de rotura, implica que hay un mayor tiempo para que se lleve a cabo las reacciones de corrosión que tienen lugar en estas condiciones.

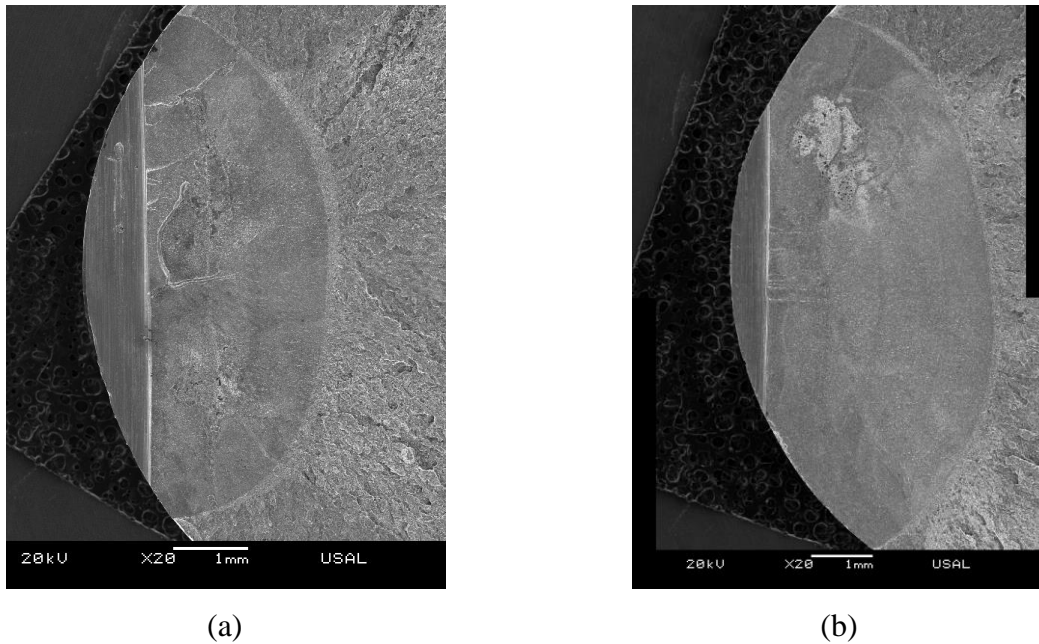


Fig. 4.35. Vistas generales de la superficie de fractura de probetas de E0 ensayadas en ambiente DAL bajo una prefisuración: (a) 0.40 y (b) 0.25 K_{IC} .

La diferencia que se puede observar en la dependencia de la carga en rotura con el nivel de prefisuración es muy pequeña (la susceptibilidad tanto en tiempo como en carga a este tipo de ambiente corrosivo es muy reducida), por lo que se puede deducir que lo que retarda la rotura en DAL es lo que primordialmente lo hace sin ambiente agresivo. Este retardo se debe al efecto de las tensiones de compresión que se generan en la punta de la fisura tras la prefisuración por fatiga; a mayor carga aplicada en el preproceso, mayores tensiones de compresión se generan y mayor retardo se tendrá en la fractura del material.

A parte de lo observado anteriormente, con el fin de deducir el mecanismo que tiene lugar en estos procesos de fractura en ambiente anódico, se han analizado las micro-fractografías realizadas en las zonas afectadas por dicho ambiente (zona DTS). Se puede observar que el ambiente agresivo ha provocado en el material la disolución de una de las fases del acero (viéndose la estructura laminar del acero perlítico).

De estas reacciones que tienen lugar entre la solución y el acero se generan productos de reacción que pasan a la solución. Algunos de estos productos se han encontrado depositados en la superficie de fractura del acero y, tras un análisis cualitativo de su composición, y teniendo en cuenta la propia naturaleza de cada fase que forma el acero, se puede deducir que el hierro que compone las láminas de ferrita del acero se va pasando a la solución. Debido a las condiciones electro-químicas del sistema creado para reproducir estas condiciones se

facilita la formación, a partir del hierro de la ferrita, de óxidos, tal como se puede observar en el diagrama Fe-agua de la Fig. 4.36, donde para el potencial y pH empleado se generan dichos óxidos de hierro.

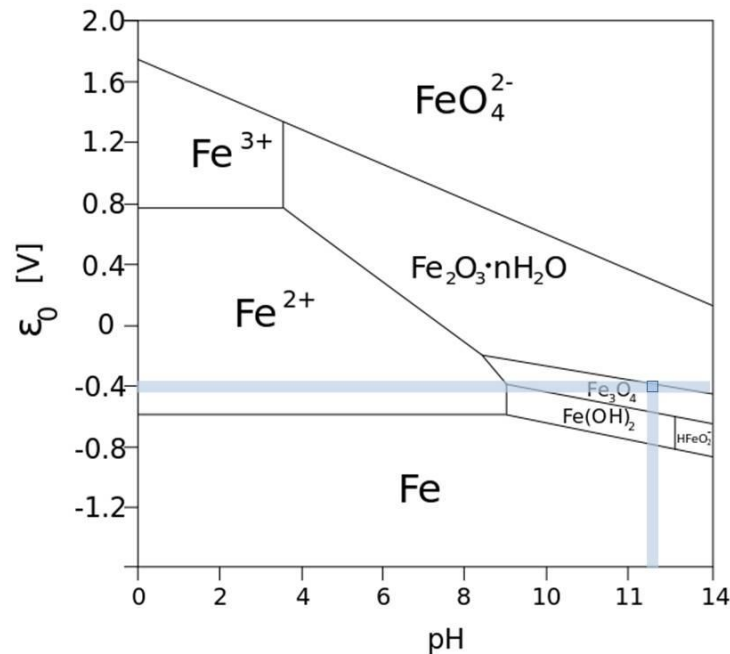


Fig. 4.36. Diagrama de pourbaix Fe-agua donde aparece sombreado la zona electro-química de trabajo.

Mediante este proceso de disolución de las láminas de ferrita la fisura va avanzando, provocando que el ambiente agresivo se vaya introduciendo en el material a través de las colonias de perlita y reaccionando con el hierro que forma la ferrita, dejando en el material un *esqueleto* laminar de cementita.

Como resultado de la reacción de disolución se forman óxidos de hierro que pueden, tras otras reacciones con la solución, pasar a formar parte de ella, además de generar una capa de pasivación en la punta de la fisura. Debido a las condiciones mecánicas impuestas a la probeta, la capa pasiva que se genera se va rompiendo progresivamente, provocando que la disolución vuelva a introducirse en el material y continúe disolviendo el hierro que compone las láminas de ferrita. Un esquema de este mecanismo se puede observar en la Fig. 4.37.

El mecanismo consta de los siguientes pasos: (i) reacción con la disolución, (ii) formación de los productos de reacción – óxidos de hierro – (iii) extracción del hierro que compone la ferrita y formación capa pasiva, y (iv) finalmente rotura frágil de la cementita y la capa pasiva (Fig. 4.38).

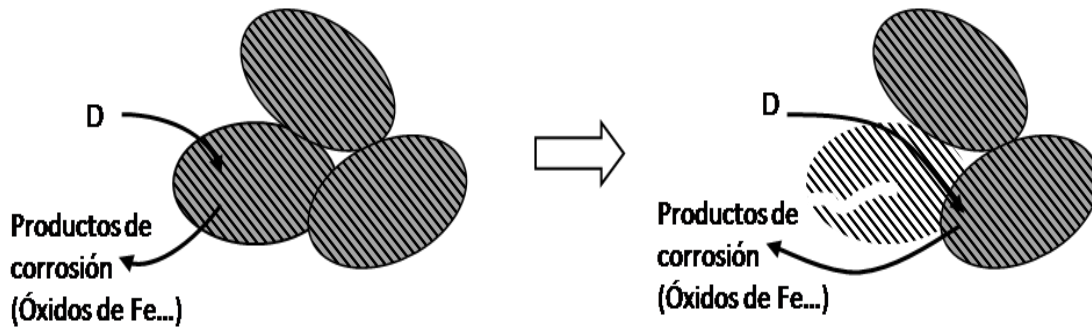


Fig. 4.37. Esquema del mecanismo de crecimiento subcrítico de la fisura en condiciones DAL, donde *D* representa la disolución circundante a la muestra en DAL.

En la zona DTS se puede ver, al igual que sucedía en la TTS, indicios que inducen a pensar que el crecimiento de la fisura en ambiente anódico es frágil. El crecimiento de la fisura por DAL es subcrítico en el sentido de que la fisura va avanzando mediante la disolución secuencial de la ferrita. Esto es, viene dado por la disolución de la ferrita dentro de las colonias de perlita con la posterior rotura de la cementita, por lo tanto se puede hablar de un crecimiento subcrítico “microfrágil” y transcolonial (*crecimiento subcrítico de la fisura químico-frágil*).

Este micromecanismo de daño de DAL supone una degradación progresiva por extracción de un componente (ferrita) para el posterior avance de la fisura por rotura frágil del otro componente del material (cementita) y se diferencia del micromecanismo de FAH por la ausencia de difusión de un elemento dentro de la estructura (en este último caso el hidrógeno se difunde dentro del material a una profundidad determinada donde se acumula en puntos afines a él). Este tipo de avance progresivo de la fisura puede ser el motivo por el cual no se han detectado las denominadas *islas de clivaje* en las probetas ensayadas en condiciones anódicas.

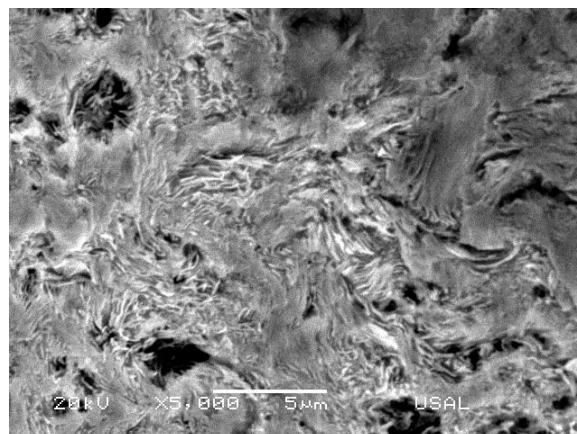


Fig. 4.38. Detalle de la zona DTS.

2.2. Acero de pretensado, E7 (velocidad de desplazamiento constante)

Para el acero de pretensado los casos analizados vienen determinados por la limitación en la prefisuración por fatiga debido a su alta tenacidad de fractura. Al igual que en el caso de FAH, sólo se han podido prefisurar probetas con niveles del 0.40 y 0.25 $K_{IC35.6^\circ}$, puesto que en el caso de los niveles de prefisuración más altos se alcanzan valores de carga correspondientes al límite elástico. Las condiciones electro-químicas impuestas en los ensayos son de -400 mV ECS y de pH 12.5 reproduciendo las mismas condiciones anódicas que en el caso del alambión. Aparte, para poder analizar la susceptibilidad de este material al ambiente agresivo, se han realizado los pertinentes ensayos de fractura en aire de probetas prefisuradas con los mismos niveles de carga en fatiga.

La influencia de estos niveles de prefisuración aplicados a las probetas de acero de pretensado ya se hacen notar en los ensayos de fractura en aire. En ellas se puede ver cómo, 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 obtiene una alta dispersión en los resultados, característica de estos procesos de CBT. De los datos obtenidos del registro de la máquina de ensayo (cf. Tabla 2.10) se puede ver cómo 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.

Para el caso de los tiempos de rotura, éstos son ligeramente superiores para la prefisuración de menor nivel (0.25 $K_{IC35.6^\circ}$). 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 (0.40 $K_{IC35.6^\circ}$) 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.

Debido a la orientación microestructural del acero de pretensado, a lo largo del proceso de fractura en estos ambientes, se genera una deflexión en el camino de fractura desde el inicio del proceso de fractura en ambiente anódico. En este caso, acero trefilado en condiciones DAL, se producen grandes desviaciones del avance de la fisura, llegando a ser incluso aproximadamente paralelas al eje longitudinal de la probeta, al igual que en FAH, provocando la formación de la FMA.

Estas deflexiones del camino de fractura, con ángulos cercanos a 90° con respecto al avance de la prefisura, son más bruscas y frecuentes que en el caso de FAH. Además, al igual que en ambiente catódico, provocan una respuesta macroscópica en el comportamiento del material, ya que cuando ocurre esta deflexión (FMA) no se produce la fractura total de la probeta; el proceso de CBT continúa, registrándose un descenso de carga, tal como se puede ver en la Fig. 4.39 donde se muestra la variación de la carga en el tiempo registrada en los ensayos de fractura del acero de pretensado en condiciones DAL.

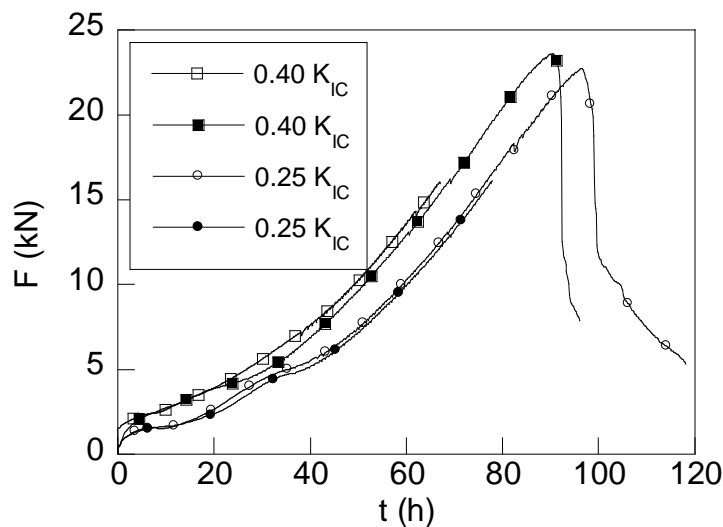


Fig. 4.39. Variación temporal de la carga registrada en los ensayos de fractura del E7 en condiciones anódicas para los dos niveles de prefisuración empleados registrándose en cada uno de ellos el descenso de carga asociado a la formación de *FMA* en el material.

Durante el tiempo transcurrido en este proceso la probeta sigue estando sumergida en la disolución continuando así la corrosión, dando lugar a la aparición de residuos como consecuencia de las reacciones químicas que ocurren bajo estas condiciones electro-químicas. Las dimensiones de la fisura generada por FMA, fruto de una alta desviación del camino de la fisura, son considerables, provocando una asimetría en el eje de la probeta y llegando a

producirse en ella un esfuerzo combinado de flexión y tracción que da lugar a estados de triaxialidad, que provocan un descenso en el registro de carga del ensayo.

La probabilidad de que se genere esta alta deflexión es mayor con estados tenso-deformacionales generados por la prefisuración de menor nivel, puesto que las probetas prefisuradas con el nivel de fatiga superior soportan deflexiones de hasta 70° sin formar estas desviaciones bruscas de su camino. En estos procesos de CBT provocan mayores deflexiones iniciales en el camino de la fisura por lo que sumado a una velocidad de desplazamiento impuesta muy lenta, la fisura ya de inicio está condicionada a sufrir con mayor probabilidad la formación de FMA.

Del análisis fractográfico se tiene que las probetas con estados tenso-deformacionales menores, producidos por niveles inferiores de carga en la prefisuración por fatiga, generan mayores extensiones dañadas por el ambiente corrosivo. Estas superficies aparecen fuera del plano transversal de la fisura generada en fatiga, con lo que el avance de fisura en ambiente DAL es, al igual que en FAH, anisótropo desde el inicio. Este comportamiento anisótropo es más acusado que el que se da en aire y más intenso que el que presentaba este mismo acero en FAH. Esta potenciación del comportamiento anisótropo se puede deber a la propia naturaleza del mecanismo de corrosión en ambiente anódico, *i.e.*, la disolución agresiva se encuentra con una microestructura totalmente orientada de láminas de ferrita dispuestas en dirección del alambre generando, por el proceso DAL, caminos preferenciales para la fisuración; pero principalmente se puede deber a que, en este caso, la velocidad de ensayo es muy lenta (10 veces más lenta que en el caso de FAH) lo cual potencia la desviación en los caminos de fractura de estos materiales anisótropos.

En diversas fractografías realizadas en la zona de daño por DAL se ha encontrado el esqueleto de láminas de cementita que ha quedado en el material tras la disolución de la ferrita en el proceso de CBT. En las probetas donde ha tenido lugar la formación de esta FMA se han realizado fractografías en las paredes verticales (Fig. 4.40): en ellas se ve como la textura de estas regiones se asemeja al *bambú* con una morfología de fibras provocada por la disolución de la ferrita, donde también se aprecia la rotura de las láminas de cementita.

En este caso, a diferencia de lo observado en FAH, no hay presencia de microhuecos perpendiculares a la dirección de aplicación del desplazamiento incluso con mayores deflexiones del camino de fractura y con mayor altura la superficie de FMA que en el caso de

FAH. Esto puede ser debido a la ausencia de la fase dúctil del acero en estas paredes verticales por su disolución mediante el proceso de corrosión en estas condiciones electro-químicas (y por lo tanto no se puede saber si se formaron microhuecos en la fase dúctil del acero, ferrita) o también al hecho de que en ausencia de hidrógeno no hay una nucleación de huecos por acumulación de este elemento.

Dentro del análisis del camino de fisura por DAL, a lo largo de la probeta en dirección paralela al eje se ha realizado el estudio fractográfico de los cortes longitudinales de estas probetas fracturadas en ambiente anódico. Este camino se produce, al igual que en el otro tipo de CBT, en forma escalonada. Tanto en los caminos en zig-zag, donde la fisura se para, como en la punta de la fisura, se ve el redondeo debido a los procesos de corrosión que sufre el material en estas condiciones (Fig. 4.41).

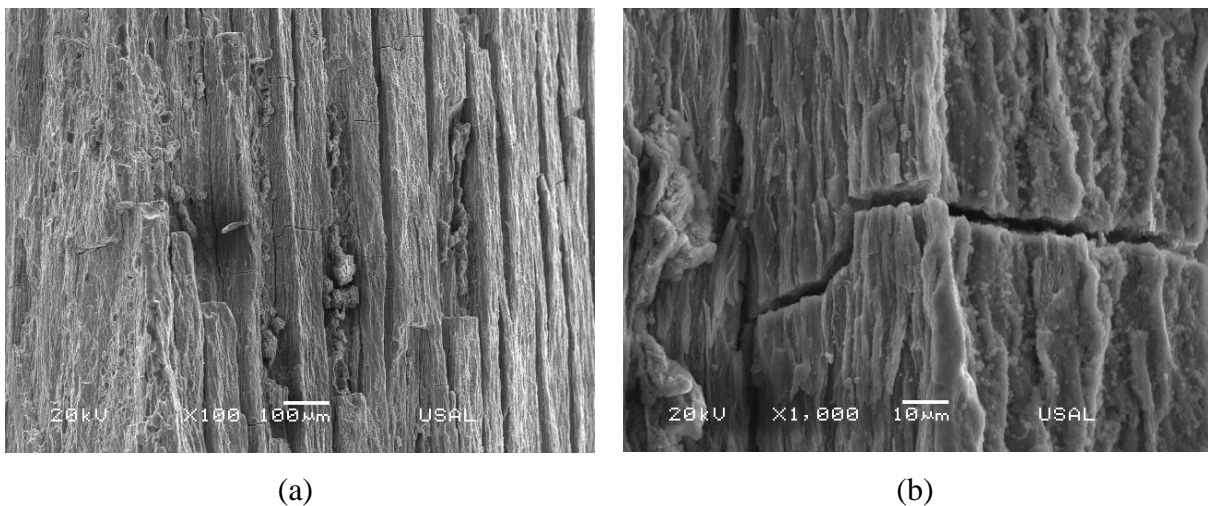


Fig. 4.40. (a) Fractografía realizada en el labio de fisura vertical del E7 fracturado en DAL y (b) ampliación de la zona donde se presenta la rotura frágil de la cementita.

En la fractografía mostrada en la Fig. 4.41 (a) se puede observar cómo las fisuras que se han generado verticalmente se unen por un proceso de cizalla. El hecho de esta generación de fisuras verticales puede ser debido, tal como se ha comentado anteriormente, al hecho de la existencia de numerosas inclusiones así como de defectos en las láminas causadas por el proceso de conformado que sufren estos alambres.

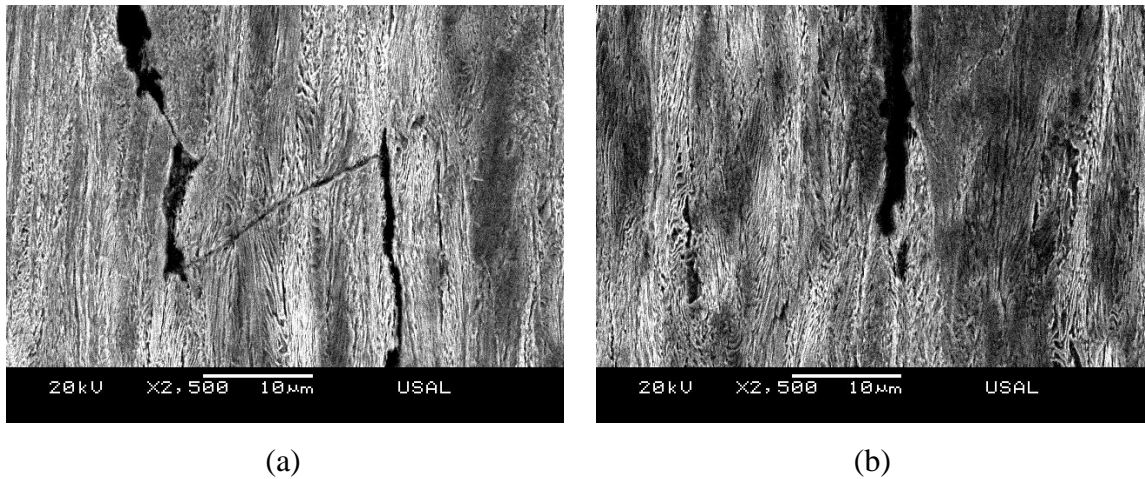


Fig.4.41. Fractografía del corte longitudinal del E7 fracturado en DAL: (a) parte del camino de fisura y (b) punta de fisura.

En la Fig. 4.42 se puede ver un detalle de varias inclusiones que han dado lugar a estas fisuras verticales. La presencia de estas inclusiones, junto con los propios defectos del trefilado, facilita las grandes deflexiones que sufre el camino de fisura en estos procesos de corrosión. A diferencia de la fisura generada por FAH, la apertura de ésta en condiciones anódicas es mayor.

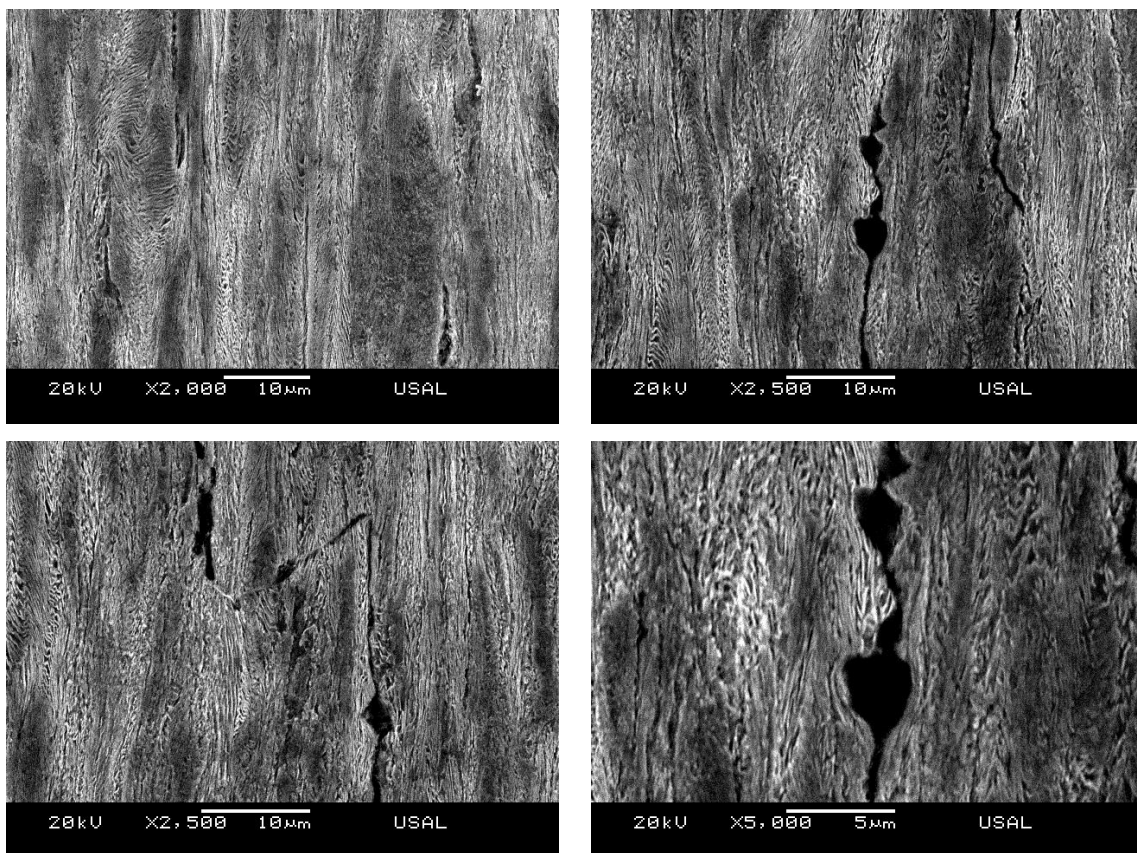


Fig. 4.42. Detalles de inclusiones y de cómo condicionan el avance vertical de la fisura en DAL de estos aceros de pretensados.

Además se puede ver en la Fig. 4.43 cómo la punta de fisura en condiciones anódicas [Fig. 4.43 (a)] es más redondeada que en caso de potenciales catódicos [Fig. 4.43 (b)]. El efecto de redondeo del extremo de la fisura se debe a la propia DAL. Así pues, debido al aumento del radio de la punta de la fisura, el material incrementa su resistencia a la rotura local (CHU *et al.*, 1979) debido a que la concentración tensional de esta zona próxima a la punta de fisura disminuye. Esto afecta por un lado a la susceptibilidad, ya que estos aceros rompen a cargas incluso superiores a la del aire. Esto está relacionado con el redondeo de la punta de fisura que al disminuir su angulosidad en la zona de su vértice se disminuye la concentración tensional, tal como se ha analizado en detalle en compuestos reforzados con partículas (AGUADO, 2008).

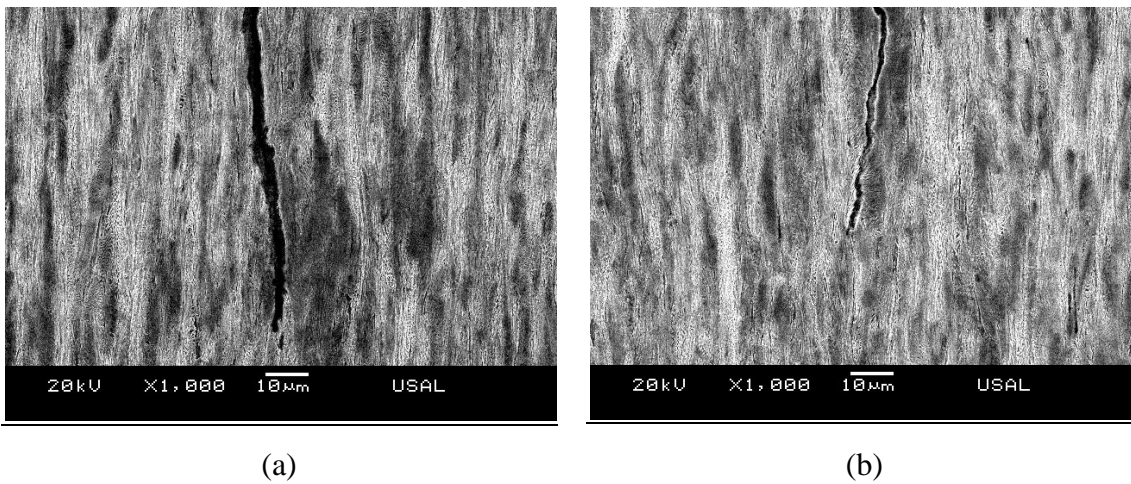


Fig. 4.43. Punta de fisura del E7 fracturadas en condiciones (a) anódicas y (b) catódicas.

En la Fig. 4.44 se pueden observar fisuras generadas exclusivamente por el proceso de corrosión. Éstas se han observado en el labio de fisura generado en la prefisuración por fatiga. En ella se puede ver como la disolución va *comiendo* el material.

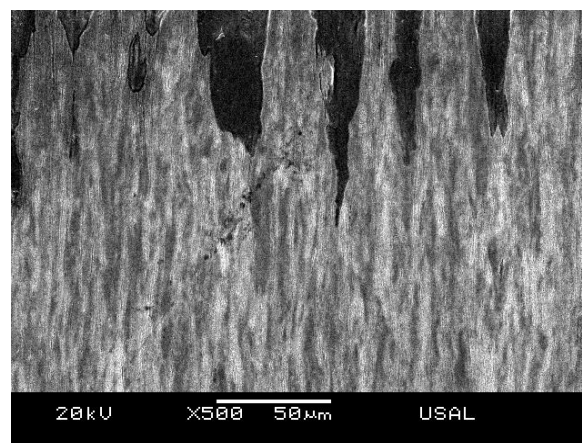


Fig. 4.44. Detalle de fisuras generadas únicamente por corrosión en DAL que nacen en los labios de la fisura de fatiga generada en la prefisuración.

En las vistas generales del alzado de estas probetas de acero de pretensado ensayadas en condiciones anódicas, sobre todo en las que han estado expuestas durante mayor tiempo al ambiente corrosivo, se pudieron ver estos huecos generados mediante la corrosión. La solución ha disuelto el hierro principalmente de la ferrita, generando unas *cuevas* o *cavernas* (Fig. 4.45), donde también se puede apreciar la fractura del esqueleto que queda tras la reacción de disolución.

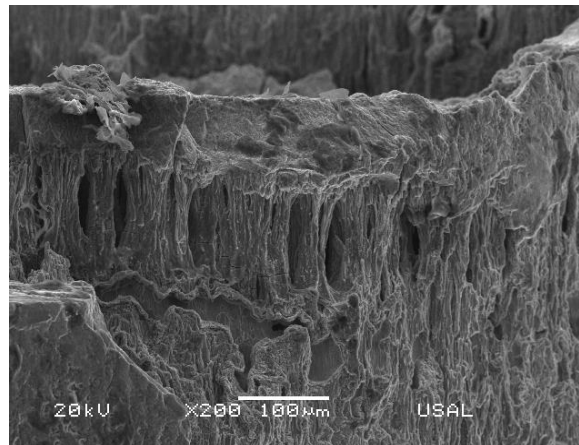


Fig. 4.45. Fractografía de la zona exterior de la fisura del E7 ensayado a fractura en DAL.

De esta manera se puede ver que el proceso de DAL no es tan dependiente del estado tenso-deformacional como sucedía en FAH. Los estados residuales en las proximidades del extremo de la fisura provocan el retardo en la fractura, tal y como ocurría en aire, y esto supone un mayor tiempo de exposición al ambiente corrosivo. Incluso un aumento de la longitud de fisura no afecta de manera considerable para que estas probetas rompan a cargas inferiores. Esto se debe al hecho de que los procesos de corrosión de la punta de la fisura hacen que ésta tenga un radio de curvatura mayor y reduzcan así en esta zona los niveles tenso-deformacionales. Por otro lado el propio proceso de redondeo y bifurcación de la punta de fisura hace que las tensiones y deformaciones en esta zona disminuyan.

V. CONCLUSIONES

1. INFLUENCIA DE LA PREFISURACIÓN POR FATIGA EN LA FRACTURA ASISTIDA POR HIDRÓGENO (FAH)

Las tensiones residuales de compresión, protectoras frente a la FAH, aumentan a medida que lo hace el nivel de prefisuración por fatiga, lo que supone que el tiempo y la carga de rotura aumenten. Dichas tensiones compresivas en el material producen un *efecto barrera* frente a la difusión de hidrógeno (puesto que el estado tensional es uno de los factores determinantes en la difusión de hidrógeno en los metales).

Cuando se superan los estados residuales, en los procesos de corrosión bajo tensión (CBT), donde se aplica una velocidad de desplazamiento constante hasta rotura, se alcanza en todos los casos un perfil tensional equivalente. La diferencia está en el tiempo necesario para compensar el estado tensional residual producido durante la prefisuración por fatiga.

Este efecto de compensación no tiene lugar en el caso de la deformación plástica, parámetro que tiene influencia en la difusión del hidrógeno dentro del material de manera secundaria en términos de la solubilidad de hidrógeno en el material. Estas deformaciones plásticas son acumulativas, generándose en la zona de la punta de fisura niveles muy elevados.

Tras el análisis de los modelos de difusión se tiene que fuera de la zona donde las deformaciones plásticas son extremadamente altas, *i.e.* punta de la fisura, el modelo asistido por las tensiones se hace equivalente al asistido por el campo tenso-deformacional. Esta zona está determinada por el parámetro que define la zona de plasticidad activa. Por otro lado, el efecto de la deformación plástica queda implícito en el campo tensional residual del material debido al endurecimiento por deformación.

Para simular el proceso de difusión de hidrógeno bajo condiciones variables en el tiempo se ha desarrollado un *modelo pseudotransitorio*. Para ello se ha discretizado el tiempo donde en cada intervalo se implementa el modelo de difusión de hidrógeno estacionario, tomando en cada uno de estos intervalos como condición inicial el resultado final del intervalo anterior. Para poder detectar la concentración de hidrógeno correspondiente al equilibrio, que daría una estimación de la profundidad de daño característica en el material, se puede relacionar esta distancia con el nodo en el cual, dentro de cada intervalo, la concentración de hidrógeno alcanza el equilibrio justo al final de dicho intervalo. Para distancias menores, el equilibrio en la concentración de hidrógeno de cada intervalo se alcanza antes de terminarlo.

El hecho por el cual el estado tensional existente en el instante de rotura sea similar en todos los casos implica que, una vez superado el estado residual producido por la prefisuración por fatiga, la distribución de la concentración de hidrógeno en este instante final es independiente del nivel de prefisuración aplicado. De esta manera se puede considerar que todas las probetas alcanzan una distribución que se podría considerar crítica en la zona próxima a la fisura (donde se produce el daño microestructural debido al ambiente agresivo).

La extensión de la zona afectada por el hidrógeno obtenida numéricamente (0.30-0.40 mm) es ligeramente inferior a la obtenida de forma experimental (0.40-0.46 mm). Estas diferencias se pueden atribuir al efecto que tienen las deformaciones plásticas, no consideradas directamente en las simulaciones numéricas realizadas en esta Tesis. Este efecto en la difusión está

relacionado con la solubilidad, con lo que si se tienen deformaciones elevadas en la zona de proceso cabe esperar que las concentraciones y extensiones de zona afectada sean mayores.

Para un mismo tiempo de exposición al hidrógeno, cuanto más intensa es la prefisuración por fatiga (mayores tensiones de compresión) más resistente es el material a la fragilización por hidrógeno (FH), es decir, menores niveles de concentración relativa de hidrógeno se alcanzan dentro del material y a menores profundidades.

La acumulación de hidrógeno en los puntos situados dentro de la zona de proceso de fractura-daño por hidrógeno (TTS), obtenida mediante el modelo pseudotransitorio demuestra que este proceso es más lento en los casos en los que aparecen estados de compresión más elevados. Esto supone que una sollicitación de fatiga previa en un material fisurado permite alargar su vida en servicio. Por tanto cuando se genera un estado tensional de compresión en el acero éste romperá a un tiempo y carga superior.

El hecho de que la sollicitación sea variable en el tiempo (velocidad constante de desplazamiento hasta rotura) hace que los efectos de la difusión por hidrógeno se reflejen principalmente en los resultados obtenidos de tiempos y cargas de rotura y no en la extensión de la zona de daño. Esta zona TTS se genera mayormente cuando se supera el efecto de la prefisuración, reflejado en el material como un estado tensional de compresión, cuando aparecen estados de tracción por la continua sollicitación mecánica impuesta a la probeta que hacen que el hidrógeno entre con mayor facilidad.

En el avance de la fisura en régimen de FAH, a diferencia del frente de fisura obtenido en aire, el factor de forma de la fisura (zona TTS) se hace menor debido al crecimiento de la fisura por los bordes por la entrada de hidrógeno por los laterales. Además, la forma elíptica es más acusada en el caso de prefisuraciones por fatiga menores, puesto que en estos casos los estados residuales de compresión se concentran preferentemente en el centro del frente de fisura, provocando así un mayor efecto barrera.

Para sollicitaciones 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 de tener efecto. 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 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 FH. A mayor deformación plástica se obtienen tiempos de rotura más altos y mayores extensiones de topografía TTS debido a la mayor zona plástica y al aumento en el tiempo de exposición al ambiente.

A nivel microestructural la zona TTS presenta un crecimiento subcrítico al igual que el asociado al proceso de fatiga. No obstante la naturaleza de ambos procesos es distinta: por un lado, el proceso de fatiga es un *crecimiento subcrítico microdúctil* relacionado con los microdesgarros plásticos asociados a la zona plástica cíclica. Estos microdesgarros son de mayor tamaño al aumentar el nivel de la sollicitación de fatiga. Por otro lado el proceso de daño por hidrógeno se desarrolla mediante un *crecimiento subcrítico microfrágil* donde el avance tiene lugar en dos pasos; la disminución de las propiedades resistentes locales por acción del ambiente agresivo y su posterior rotura dando lugar al avance local de la fisura.

El *crecimiento subcrítico microfrágil* viene determinado por la difusión de hidrógeno dentro del material. Debido a la naturaleza de esta difusión se puede dar dentro de la zona dañada por el hidrógeno la formación de las denominadas *islas de clivaje*. Se han determinado dos micromecanismos que pueden dar lugar a estas islas: el primero, de naturaleza subcrítica y anterior a la rotura final, aparece de forma predominante y presenta en su superficie de fractura direcciones de propagación radiales. El segundo micromecanismo es de naturaleza crítica y sucede en el mismo instante que la rotura catastrófica del material y por tanto todos los clivajes presentan la misma dirección de propagación.

El factor predominante en la difusión de hidrógeno, y por tanto en la FH, es la microestructura del acero. Esta influencia se nota tanto de manera mecánica como estructural. El efecto más acusado que ejerce el hidrógeno en estos aceros de pretensados es la potenciación de la fractura anisótropa. Esto genera altas deflexiones en el camino de fisuración, lo que provoca

que los campos tenso-deformacionales que aparecen en la zona de la punta de fisura cambien. A pesar de estos cambios debidos a la microestructura, el nivel de prefisuración se sigue haciendo notar de la misma manera, *i.e.*, a mayores cargas en fatiga menor FAH, reflejado en mayores tiempos y cargas de rotura, así como menor extensión de TTS, medida como la proyección de la fisura en la horizontal. El hecho de que la microestructura sea tan determinante es debido tanto a la composición laminar de este acero con direcciones de láminas orientadas en la dirección del trefilado, como el hecho de que al variar así la microestructura varían también sus propiedades (con lo que con las modelizaciones numéricas empleadas solo se pueden analizar tendencias).

El hidrógeno potencia la fractura anisótropa del acero de pretensado de manera que a mayor cantidad de hidrógeno dentro del material, más anisótropa será la fractura, tal es así que para menores niveles de prefisuración (donde el hidrógeno tiene mayor facilidad para entrar en el material) presenta mayores ángulos de deflexión del camino de la fisura.

La naturaleza del acero trefilado, además de su composición laminar, presenta numerosas inclusiones; esto hace que debido a la microestructura y ayudada por el hidrógeno la fisura deflece, y sumado a la existencia de estas inclusiones se generan caminos preferenciales y zonas donde se puede acumular el hidrógeno, provocando que la fisura se desvíe hasta 90° y dando lugar a la *fractura marcadamente anisótropa* (FMA).

Al deflectarse el camino de fisura a ángulos tan altos se eleva la triaxialidad, provocando que aparezcan otros modos de fractura como puede ser la formación de microhuecos en la dirección perpendicular al eje debido a la aparición de tensiones en la dirección transversal del alambre.

La fisura generada en el acero de pretensado cuando se lleva a fractura en condiciones catódicas deflece avanzando bien a lo largo del borde de colonia o bien mediante la deslaminación: el hecho que se incline hacia un lado u otro es la distribución tensional de la zona de fractura, así como la microestructura local (presencia de inclusiones, pseudocolonias, ...). A medida que avanza la fractura a longitudes de fisura mayores aumenta la triaxialidad, lo que conduce a unos niveles en la tensión axial mayores, provocando que el material se deslamine más fácilmente en vez de avanzar a lo largo del borde de colonia.

Otro factor determinante en el avance de la fisura es la microestructura. Cuando la fisura se encuentra con una inhomogeneidad, *i.e.* un cambio de microestructura, cambia su comportamiento:

- Las inclusiones provocan las deflexiones verticales de la fisura que dan lugar a los cuchillos. Estos aceros poseen una gran cantidad de inclusiones que durante el proceso de conformado son arrastradas a través del material por el estiramiento del alambre. Muchas de estas inclusiones se alinean verticalmente o se pueden fracturar ,quedándose retenidas dentro del hueco alargado que se ha generado en el proceso de conformado. Bien sea un caso o el otro, cuando el avance subcrítico de la fisura se aproxima a estas inclusiones se facilita su deflexión a caminos casi paralelos al eje del alambre.
- Las pseudocolonias, presentes en estos aceros de trefilado, provocan que el camino de fisura se desvíe debido a su diferente morfología. Cuando el avance de la fisura se encuentra con una pseudocolonia esta fisura la rodea.

2. INFLUENCIA DE LA PREFISURACIÓN POR FATIGA EN LA DISOLUCIÓN ANÓDICA LOCALIZADA (DAL)

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: 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.

La respuesta del material a un ambiente anódico, medida en carga de rotura, a veces es mejor a la respuesta en aire. Esto es debido al retardo en el avance de la fisura debido al redondeo de la punta de fisura, así como en la creación y ruptura de la capa pasiva que se forma debido a la reacción de corrosión que tiene lugar.

Los estados tenso-deformacionales residuales que genera la prefisuración por fatiga tienen el mismo efecto protector que se da en aire. La relación de estos parámetros con la zona dañada por el material no sigue la tendencia que se da en condiciones catódicas. El factor predominante en este caso es el tiempo de exposición, el cual aumenta a mayor nivel de prefisuración generado en la probeta. Esto es debido a que las tensiones de compresión, al igual que en aire, tienen un efecto barrera, *i.e.* la carga tiene que superar este estado tensional residual de compresión. Esto provoca que la probeta rompa a tiempos superiores, lo que se traduce en un mayor tiempo expuesto al ambiente anódico y por tanto más daño en el material. Por tanto los procesos de CBT por DAL son determinados por la cinética de la reacción química que tiene lugar. Aunque se tengan fisuras de longitud mayor, lo que provocaría que el FIT se acerque a la tenacidad de fractura, este parámetro depende del estado tensional de la zona próxima a la fisura (zona de dominio de K) y debido a las bifurcaciones y redondeos (a mayor radio de curvatura de la punta de fisura menor concentración tensional en la zona) que sufre la punta de la fisura, así como el proceso de generación de capa pasiva y su rotura, las tensiones en esta zona disminuyen.

Estos procesos de redondeo, bifurcación y formación de capa pasiva son debidos a la reacción de corrosión que tiene lugar. La solución va introduciéndose en el material, provocando la disolución selectiva de la ferrita y formándose así residuos de óxidos de hierro que pueden formar la capa pasiva o pasar a formar parte de la solución. Tras la disolución de la ferrita en el material queda el esqueleto de cementita que rompe de manera frágil. El mecanismo consta de los siguientes pasos: (i) reacción con la solución, (ii) extracción del hierro de la ferrita, (iii) formación de los productos de reacción (capa pasiva, o disolución), (iv) rotura frágil de la cementita. Es un comportamiento subcrítico ya que la fisura va avanzando mediante la disolución de la ferrita, es un *crecimiento de fisura subcrítico químico-frágil*, y es de forma transcolonial.

Este crecimiento subcrítico asociado a la DAL se puede observar en la superficie de fractura en forma de la denominada DTS (*dissolution topography surface*) en la cual se aprecia el esqueleto de cementita que queda tras la disolución de la ferrita.

El proceso anteriormente descrito es continuo, carece de difusión dentro del material, con lo que no se forman en el alambroón las islas de clivaje. En cambio la formación de FMA en el acero de pretensado es más acusada. En este acero de pretensado se producen grandes

desviaciones del avance de la fisura, sufren mayores deflexiones iniciales, y por tanto tienen mayor probabilidad de formación de FMA.

La potenciación del comportamiento anisótropo se debe a tres factores. El primero la propia naturaleza del mecanismo de avance de la fisura en DAL; la solución en la que está inmersa el material encuentra una microestructura laminar donde las láminas de ferrita y cementita están orientadas en el eje del acero, con lo que tras la disolución de la ferrita se generan caminos preferenciales con dirección cercana a la longitudinal. El segundo la propia velocidad de ensayo, mucho más lenta que en el caso de los ensayos en ambiente catódico, lo que genera una mayor anisotropía en el camino de fisura debido a que aumenta el tiempo de exposición al ambiente agresivo y por tanto se facilita la disolución de la ferrita.

El tercer factor que ejerce influencia en este comportamiento anisótropo es común a FAH y es la presencia de inclusiones, que se disponen verticalmente debido al proceso de trefilado, y provocan que la fisura siga este camino desviándose hacia la dirección longitudinal del alambre.

La formación de FMA genera respuestas del material distintas, ya que provoca la asimetría en el eje de la probeta, produciéndose en ella un esfuerzo combinado de flexión y tracción que da lugar a estados de triaxialidad, provocando un descenso de carga en los ensayos.

La estructura laminar que deja el proceso de fractura en el acero de pretensado se asemeja al *bambú*: como la solución agresiva provoca la disolución de la ferrita, queda en el material el esqueleto de cementita que se refleja en la fractografía en forma de fibras debido a la microestructura laminar propia del acero de pretensado. En procesos de DAL no se detecta la formación de microhuecos, pero puede ser debido a la ausencia de fase dúctil, ya que ésta se va disolviendo en el proceso.

3. MICROMECHANISMOS DE FRACTURA EN AMBIENTE AGRESIVO

Los cambios microestructurales en el material producidos por el trefilado influyen en su comportamiento, provocando en el acero una mejora de sus propiedades resistentes, así como de su comportamiento en fractura.

La fractura del acero de pretensado es anisótropa debido a su composición laminar cuya dirección se aproxima al eje del alambre, a diferencia de lo que ocurre en el alambcón donde su microestructura homogénea carece de anisotropía en la fractura. Frente a un ambiente agresivo, este comportamiento anisótropo en fractura se vuelve más acusado, bien sea porque la difusión de hidrógeno encuentra caminos preferenciales entre las láminas y colonias orientadas longitudinalmente, o bien debido al propio mecanismo de DAL donde se encuentran las láminas de ferrita láminas de ferrita orientadas en la dirección del eje.

Los procesos de CBT tienen un crecimiento de fisura asociado de naturaleza subcrítica pero difieren en su mecanismo. Una de las diferencias en el crecimiento subcrítico entre FAH y DAL es que, en el primer caso, hay difusión de un elemento dentro del material, este elemento encuentra sitios preferenciales para su acumulación, fragilizando ahí el material y degradando sus propiedades resistentes locales. En cambio en el segundo caso, DAL, el crecimiento de la fisura es continuo (mecanismo cuya mecánica es similar al que tiene lugar en los procesos de fatiga). El hecho de que tenga lugar la difusión del hidrógeno dentro del material y no sea de manera progresiva sino que es hacia determinados puntos dentro del acero justifica que sólo se hayan encontrado las islas de clivaje en FAH.

Otra diferencia es que el crecimiento subcrítico en FAH es a lo largo del borde de colonia donde el hidrógeno, difundido desde el exterior, encuentra lugares de nucleación donde fragilizar localmente el material. En cambio cuando en el material los estados tensionales cambian, *i.e.*, cuando el camino de fisura deflecha y se orienta de manera que se crea una asimetría en el eje de las cargas, aparecen estados de triaxialidad que conllevan a la existencia de tensiones axiales que facilitan la deslaminación de las colonias y el avance de la fisura, creándose microhuecos en la dirección de estas tensiones axiales.

El crecimiento subcrítico de la fisura por DAL es transcolonial y viene precedido por la eliminación de la ferrita del acero debido a la reacción con la solución agresiva. Es un crecimiento secuencial sin difusión dentro del material. Esta reacción de corrosión provoca un redondeo de la punta de fisura (disminución de la curvatura de la punta de fisura y con ello de la concentración tensional del acero) así como la formación de una capa pasiva en la fisura que ejerce una cierta protección, ya que para que la fisura pueda avanzar hay que romperla.

BIBLIOGRAFÍA

- AGUADO, L. (2008)
Caracterización computacional del comportamiento mecánico de materiales compuestos reforzados con partículas de diferentes morfologías.
Grado de Salamanca, Universidad de Salamanca.
- ASHBY, M. F., JONES, D.R.H. (2002)
Engineering Materials 1: an introduction to their properties and applications.
Butterworth-Heinemann, Oxford.
- ASM (2004a)
ASM Handbook, Volume I: Properties and Selection.
ASM Internacional, Materials Park, OH.
- ASM (2004b)
ASM Handbook, Volume 8: Mechanical Testing and Evaluation.
ASM Internacional, Materials Park, OH.
- ASM (2004c)
ASM Handbook, Volume 12: Fractography.
ASM Internacional, Materials Park, OH.
- ASM (2004d)
ASM Handbook, Volume 13a: Corrosion Fundamentals.
ASM Internacional, Materials Park, OH.
- ASTÍZ, M.A. (1986)
An incompatible singular elastic element for two- and three- dimensional crack problems
International Journal of Fracture, 31, 105-124.
- ASTÍZ, M.S., ÁLVAREZ, J.A., GUTIÉRREZ-SOLANA, F. (1998)
Modelo numérico para analizar el efecto del hidrógeno sobre los procesos de fisuración dúctil.
Anales de Mecánica de la Fractura, **15**, 79-84.
- ATIENZA, J.M. (2001)
Tensiones residuales en alambres de acero trefilados.
Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.
- ATIENZA, J.M., RUÍZ-HERVÍAS, J., ELICES, M. (2008a)
Control de las tensiones residuales como herramienta de mejora de los alambres de pretensado: 1. Caracterización de las tensiones residuales.
Anales de Mecánica de la Fractura, **25**, 199-204.
- ATIENZA, J.M., RUÍZ-HERVÍAS, J., ELICES, M. (2008b)
Control de las tensiones residuales como herramienta de mejora de los alambres de pretensado: 2. Optimización de las propiedades mecánicas.
Anales de Mecánica de la Fractura, **25**, 205-210.

AYASO, J. (2001)

Fractura de alambres entallados de acero eutectoide progresivamente trefilado.
Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.

AYASO, F.J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C., VERGARA, D., LORENZO, M., TORIBIO, J. (2005)

Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados.

Anales de Mecánica de la Fractura, **22**, 128-133.

BROEK, D. (1988)

The practical use of Fracture Mechanics.

Kluwer Academic Publishers, Boston.

CABALLERO, F.G., GARCÍA DE ANDRÉS, C., CAPDEVILA, C. (2000)

Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel.

Materials Characterization, **45**, 111-116.

CARPINTERI, A. (1994)

Propagation of surface cracks under cyclic loading.

Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures (A. Carpinteri, Ed). Elsevier Science B. V., The Neetherlands, pp. 653-705.

CARPINTERI, A. (1992)

Stress Intensity Factors for straight-fronted edge cracked in round bars.

Engineering Fracture Mechanics, **42(6)**, 1035-1040.

CHU, W.Y., HSIAO, C.M., LI, S.Q. (1979)

A new engineering fracture toughness parameter $K_{ISCC}(\rho)$.

Scripta Metallurgica, **13**, 1057-1062.

ELICES, M. (1997)

Mecánica de la fractura aplicada a sólidos elásticos bidimensionales.

Universidad Politécnica de Madrid. Madrid.

ELICES, M., (2004)

Influence of residual stresses in the performance of cold drawn pearlitic wires.

Journal of Materials Science. **39**, 3889-3899.

EMBURY, J.D., FISHER, R.M. (1966)

The structure and properties of drawn pearlite.

Acta Metallurgica, **14**, 147-159.

ENOS, D.G., SCULLY, J.R. (2002)

A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel.

Metallurgical and Materials Transactions A33, 1151-1166.

FIP-78 (1981)

Stress corrosion test. Stress corrosion cracking resistance for prestressing tendons. Technical Report, **5** FIP, Wexham Springs, Slough.

- GONZÁLEZ, B. (2007)
Influencia del proceso de fabricación en el comportamiento plástico y en fractura de aceros de pretensado.
Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.
- GRAY III, G.T., THOMPSON, A.W., WILLIAMS, J.C. (1985)
Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels.
Metallurgical Transactions, **16A**, 753-760.
- HE, S., VAN BAELE, A., LI, S.Y., VAN HOUTTE, P., MEI, F., SARBAN, A. (2003)
Residual stress determination in cold drawn steel wire by FEM simulation and X diffraction.
Materials Science and Engineering A, **18**, 101-107.
- ISO (2002)
Norma ISO 15630-3: Steel for the reinforcement and prestressing of concrete-Test methods.
ISO, Madrid.
- LANCHA, A. M. (1987)
Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides.
Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.
- LANGFORD, G. (1977)
Deformation of pearlite.
Metallurgical Transactions, **8A**, 861-875.
- LEWANDOWSKI, J.J., THOMPSON, A.W. (1986)
Effects of the prior austenite grain size on the ductility of pearlitic eutectoid steel.
Metallurgical Transactions, **17A**, 461-472.
- LORENZO, M. (2009)
Influencia de las tensiones y deformaciones residuales en la fragilización por hidrógeno de acero eutectoide trefilado.
Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.
- MAKABE, C., PURNOWIDODO, A., MCEVILY, A.J. (2004)
Effects of surface deformation and crack closure on fatigue crack propagation after overloading and underloading.
International Journal of Fatigue, **26**, 1341-1348.
- MATOS, J.C. (2008)
Iniciación y propagación de fisuras por fatiga en alambres de acero de pretensado.
Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.
- MILLER, L.E., SMITH, G.C. (1970)
Tensile fracture in carbon steels.
Journal of Iron and Steel Institute, **208**, 998-1005.
- OVEJERO, E. (1998)
Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado.
Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña.

ÖVERSTAM, H. (2006)

The influence of bearing geometry on residual stress state on cold drawn wire.

Journal of Materials Processing Technology, **171**, 446-450.

PARK, Y.J., BERNSTEIN, I.M. (1979)

The process of crack initiation and effective grain size for cleavage fracture in pearlitic eutectoid steel.

Metallurgical Transactions, **10A**, 1653-1664.

PARKINS, R.N., ELICES, M., SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1981)

Some comments on the standardization of test methods for prestressing steel.

Proc. 3rd. FIP Symposium, FIP-Berkeley, Wexham Springs, Slough UK.

RODRÍGUEZ, R. (2008)

Análisis del micro-daño y de la presencia de inclusiones en acceros progresivamente trefilados.

Grado de Salamanca, Universidad de Salamanca.

SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V. (1999)

Curso de comportamiento plástico de materiales.

Universidad Politécnica de Madrid. Madrid.

SÁNCHEZ-GÁLVEZ, V., CABALLERO, L., ELICES, M. (1985)

The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete.

Laboratory Corrosion Tests and Standars, ASTM STP 866, G. Haynes and R. Baboian, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 428-436.

SHIN, C.S., CAI, C.Q., (2004)

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, **129**, 239-264.

SOFRONIS, P., MCMEECKING, R.M. (1989)

Numerical analysis of hydrogen transport near a blunting crack tip.

Journal of the Mechanics and Physics of Solids, **37**, 317-350.

SOFRONIS, P., LUFRANO, J. (1999)

Interaction of local elastoplasticity with hydrogen: embrittlement effects.

Materials Science and Engineering A, **260**, 41-47.

SURESH, S. (1998)

Fatigue of materials.

University Press. Cambridge.

TIMOSHENKO, S.P., GERE, J.M (2004)

Resistencia de Materiales.

Thompson Paraninfo, Madrid.

TORIBIO, J. (1992)

On the intrinsic character of the stress-strain curve of a prestressing steel.

Journal of Testing and Evaluation, **20**, 357-362.

- TORIBIO, J. (1997)
Fracture mechanics approach to hydrogen- assisted microdamage in eutectoid steel.
Metallurgical and Materials Transactions, **28A**, 191-197.
- TORIBIO, J. (2004)
Relationship between microstructure and strength in eutectoid steels.
Materials Science and Engineering A, **387-389**, 227-230.
- TORIBIO, J. (2006)
Cold drawn eutectoid pearlitic steel wires as high performance materials in structural engineering.
Structural Durability and Health Monitoring, **2**, 239-247.
- TORIBIO, J., ALVAREZ, N., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C. (2009)
A critical review of stress intensity factor solutions for surface cracks in round bars subjected to tensión loading.
Engineering Fracture Analysis **16(3)**, 794-809.
- TORIBIO, J., AYASO, J. (2001)
Fracture performance of progressively drawn pearlitic steel under triaxial stress states.
Materials Science, **37**, 707-717.
- TORIBIO, J., AYASO, J. (2003)
Anisotropic fracture behaviour of cold drawn steel: a materials science approach.
Materials Science and Engineering A, **343**, 265-272.
- TORIBIO, J., AYASO, F.J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C., VERGARA, D., LORENZO, M. (2006)
De las pseudocolonias perlíticas y su papel como iniciadores de rotura en aceros fuertemente trefilados.
INASMET **93**, 95-106.
- TORIBIO, J., ELICES, M. (1991)
Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels.
International Journal of Solids and Structures, **28**, 791-803.
- TORIBIO, J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C. (2007)
Fatigue crack propagation in cold drawn steel.
Materials Science and Engineering A **468-470**, 267-272.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (1997a)
K-dominance condition in hydrogen assisted cracking: the role of the far field.
Fatigue and Fracture Engineering Materials and Structures, **20**, 729-745.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (1997b)
The effect of history on hydrogen assisted cracking 1: coupling of hydrogenation and crack growth.
International Journal of Fracture, **88**, 233-245.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (1998a)
The meaning of thresholds in hydrogen assisted cracking.
Materials Science, **34**, 476-489.

- TORIBIO, J., KHARIN, V. (1998b)
Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach.
Nuclear Engineering and Design, **182**, 149-163.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (1999)
Fracture mechanics approach to hydrogen assisted cracking: analysis of *K*-dominance condition.
Materials Science, **35**, 461-476.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (2000)
A hydrogen diffusion model for applications in fusion nuclear technology.
Fusion Engineering and Design, **51-52**, 213-218.
- TORIBIO, J., KHARIN, V. (2009)
Finite-deformation analysis of the crack-tip fields under cyclic loading.
International Journal of Solids and Structures, **46**, 1937-1952.
- TORIBIO, J., KHARIN, V., AYASO, F.J., GONZÁLEZ, B., MATOS, J.C., VERGARA, D., LORENZO, M. (2011)
Numerical and experimental analyses of the plasticity-induced fatigue crack-growth in high-strength steels.
Construction and Boulding Materials, **25**, 3935-3940.
- TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M., ELICES, M. (1991)
Macroscopic variables governing the microscopic fracture of pearlitic steels.
Materials Science and Engineering A, **145**, 167-177.
- TORIBIO, J., LANCHÁ, A.M., ELICES, M. (1992)
The tearing topography surface as the zone associated with hydrogen embrittlement processes in pearlitic steel.
Metallurgical Transactions, **23A**, 1573-1584.
- TORIBIO, J., MATOS, J.C., GONZÁLEZ, B., ESCUADRA, J. (2008)
Numerical modelling of crack shape evolución for surface flaws in round bars under tensile loading.
Engineering Failure Analysis, **16**, 618-630.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1997)
Microstructure evolution in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation.
Materials Science and Engineering A, **234-236**, 579-582.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998a)
Effect of cumulative cold drawing on the pearlite interlamellar spacing in eutectoid steel.
Scripta Materialia, **39**, 323-328.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998b)
Effect of cold drawing on microstructure and corrosion performance of high strength steels.
Mechanics of Time-Dependent Materials, **1**, 307-319.

- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1998c)
Microstructure orientation in a pearlitic steel subjected to progressive plastic deformation.
Journal of Materials Science Letters, **17**, 1037-1040.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1999a)
Role of crack tip blunting in stress corrosion cracking on high strength steels.
International Journal of Fracture, **98**, L31-L36.
- TORIBIO, J., OVEJERO, J. (1999b)
Corrosion assisted cracking in progressively drawn pearlitic steels: a materials science approach.
Materials Science, **35**, 802-810.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (1999c)
Micromechanics of hydrogen assisted cracking in progressively drawn steels.
Scripta Materialia, **40**, 943-948.
- TORIBIO, J., OVEJERO, E. (2005)
Failure analysis of cold drawn prestressing steel wires subjected to stress corrosion cracking.
Engineering Failure Analysis, **12**, 654-661.
- TORIBIO, J., VALIENTE, A. (2006)
Failure analysis of cold drawn eutectoid steel wires for prestressed concrete.
Engineering Failure Analysis, **13**, 301-311.
- TOYOSADA, M., NIWA, T., SAKAI, J. (1997)
Physical meaning of ΔK_{RP} and fatigue crack propagation in the residual stress distribution field.
International Journal of Fatigue, **19**, S161-S166.
- UNE (1986)
Norma UNE 36464: Armaduras de hormigón pretensado–Ensayo de fragilización por hidrógeno–Método del tiocianato amónico.
AENOR, Madrid.
- VALIENTE, A. (1980)
Criterios de fractura para alambres.
Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.
- VALIENTE, A. (2006)
Especificaciones y dispersión de resultados en el ensayo FIP de corrosión bajo tensión.
Anales de Mecánica de la Fractura, **23**, 629-634.
- VALIENTE, A., ELICES, M. (1998)
Premature failure of prestressed steel bars.
Engineering Failure Analysis, **5**, 219-227.
- VASUDEVAN, A.K., SADANANDA, K., GLINKA, G. (2001)
Critical parameters of fatigue damage.
International Journal of Fatigue, **23**, S39-S53.

VÁZQUEZ, M., López, E. (2001)

El Método de los elementos finitos aplicado al análisis estructural.

Ed. Noela, Madrid.

VERGARA, D. (2007)

Fragilización por hidrogeno de aceros de pretensado sometidos a estados triaxiales de tensión.

Tesis Doctoral, Universidad de Salamanca.

ZIENKIEWICZ, O.C., WOOD, W.L., HINE, N.W., TAYLOR, R.L. (1984)

A unified set of single step algorithms. Part 1: general formulation and applications.

International Journal for Numerical Methods in Engineering **20**, 1592-1552.

ZOLOTOREVSKY, N.Y., KRIVONOSOVA, N.Y. (1996)

Effect of ferritic crystals plastic anisotropy on residual stress in cold drawn steel wire.

Materials Science and Engineering, **203**, 278-285.

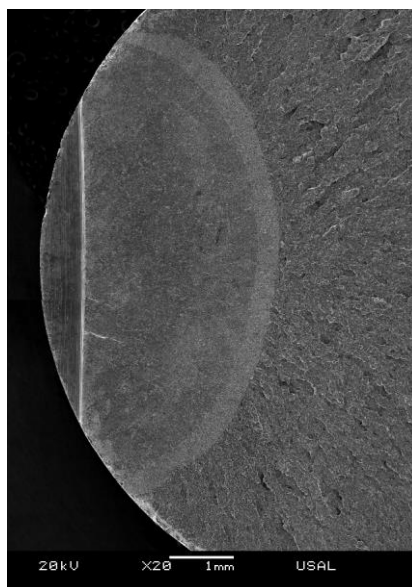
ANEXO I
ENSAYOS DE FRACTURA:
FAH, DAL Y AIRE

ENSAYO: L0-18-80

Condiciones de ensayo

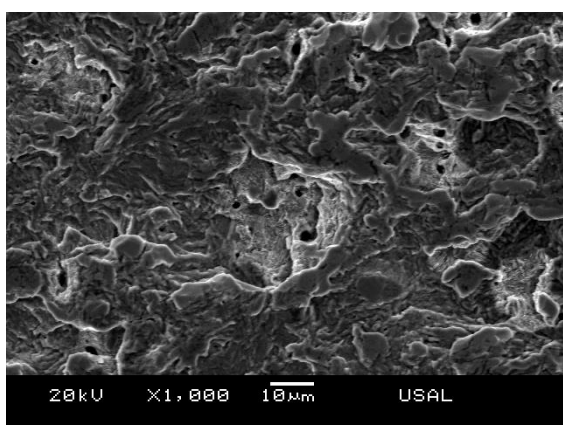
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

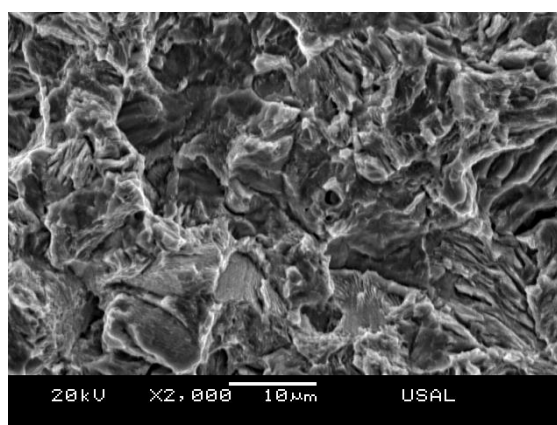


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.36	21889	-	0.8923	0.3043	0.8778	0.3389	11.022

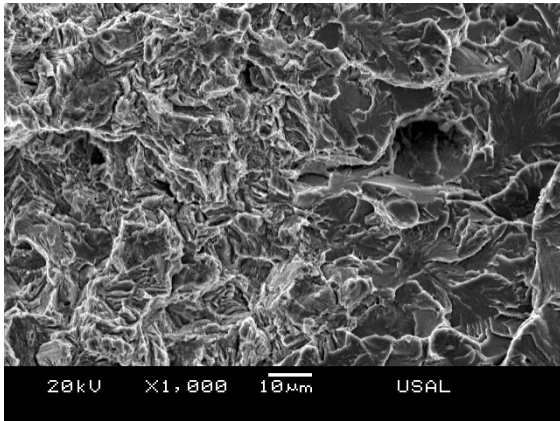


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

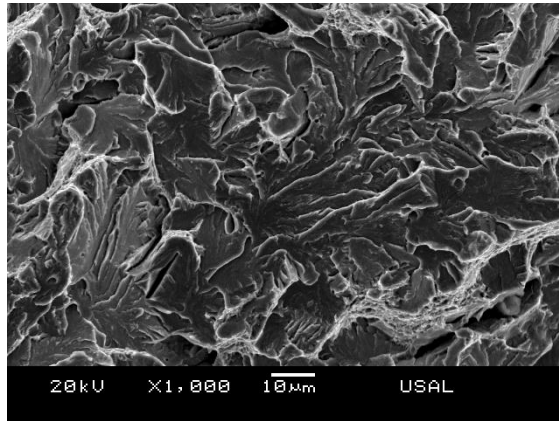


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente FAH a 2000x.

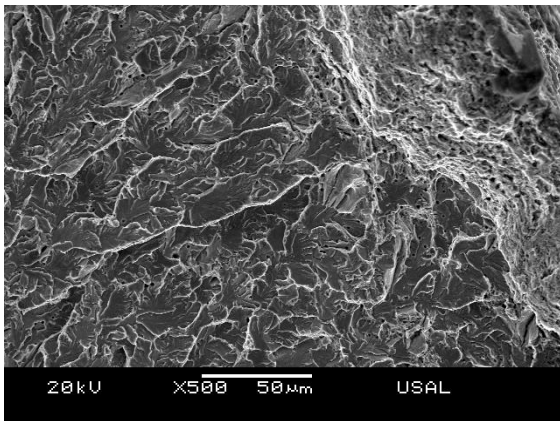
ENSAYO: L0-18-80 (cont.)



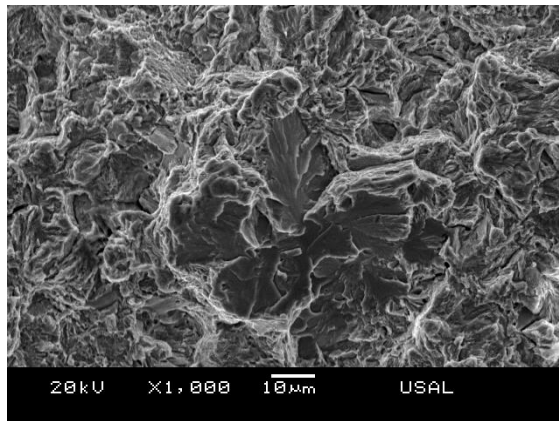
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



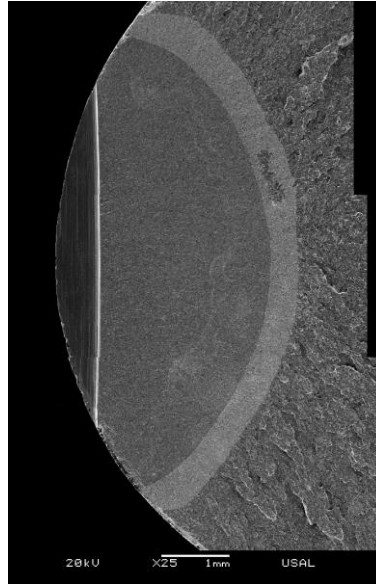
Detalle de isla 1

ENSAYO: L0-02-80

Condiciones de ensayo

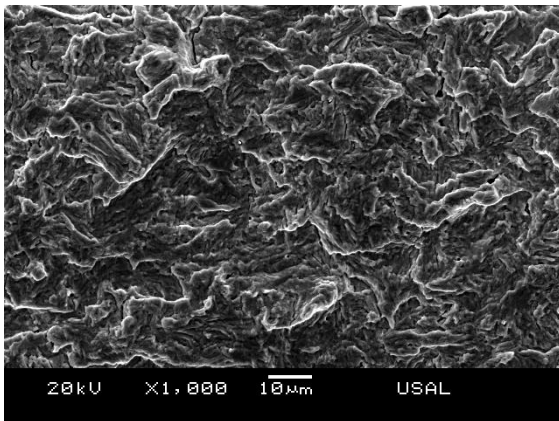
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

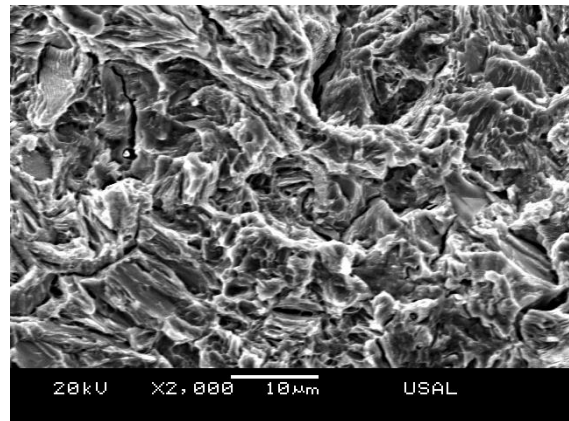


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
50.04	22081	3.305	0.8185	0.2852	0.8627	0.3267	11.079

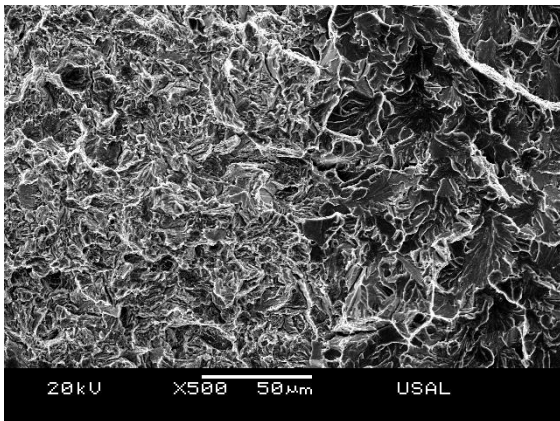


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

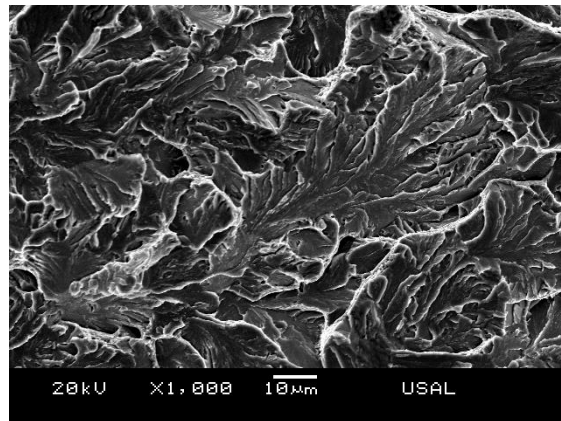


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.

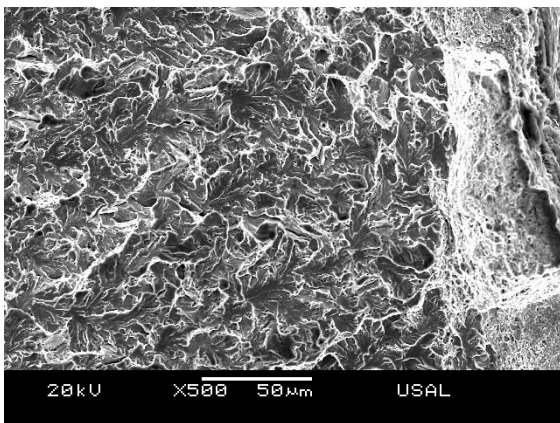
ENSAYO: L0-02-80 (cont.)



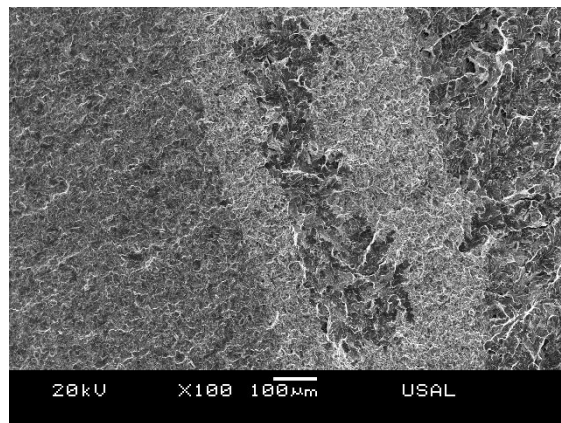
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



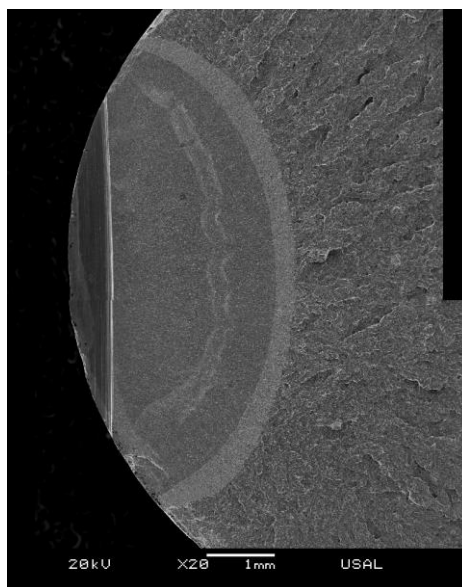
Detalle de isla 1

ENSAYO: L0-03-80

Condiciones de ensayo

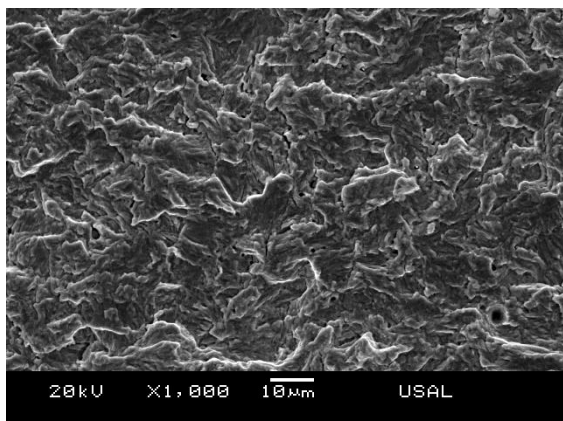
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

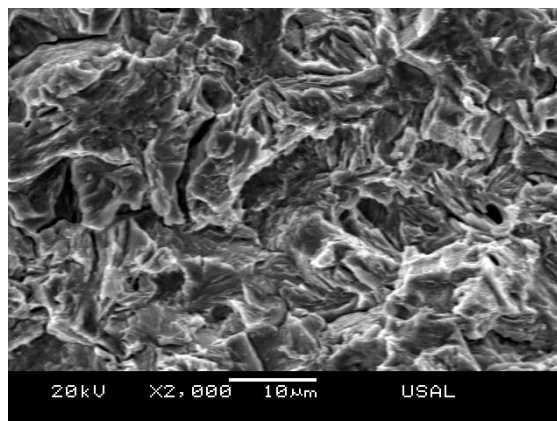


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
48.36	25153	3.263	0.9635	0.2831	0.8342	0.3107	11.082

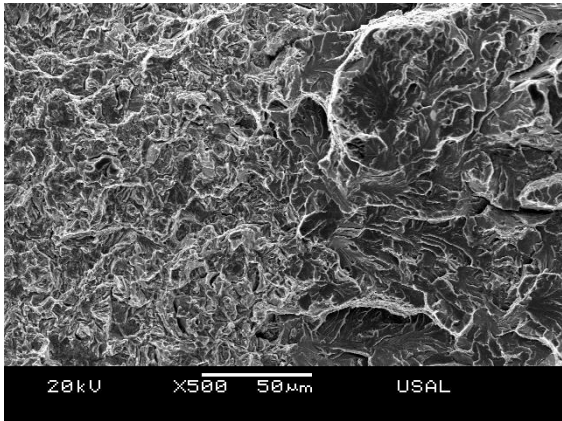


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

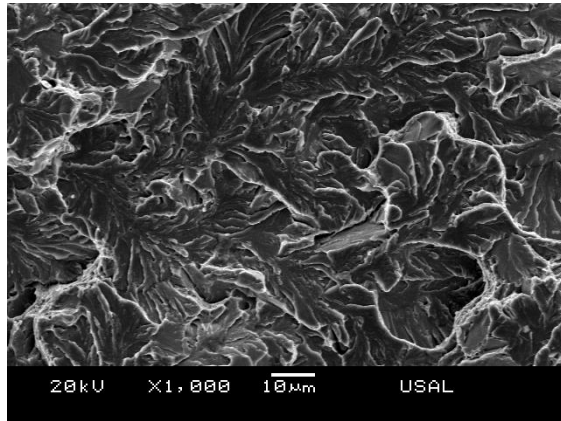


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.

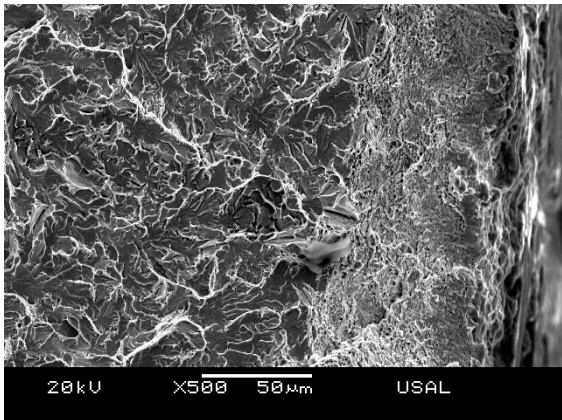
ENSAYO: L0-03-80 (cont.)



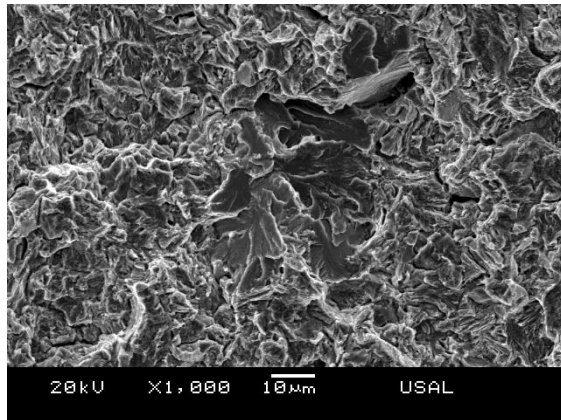
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



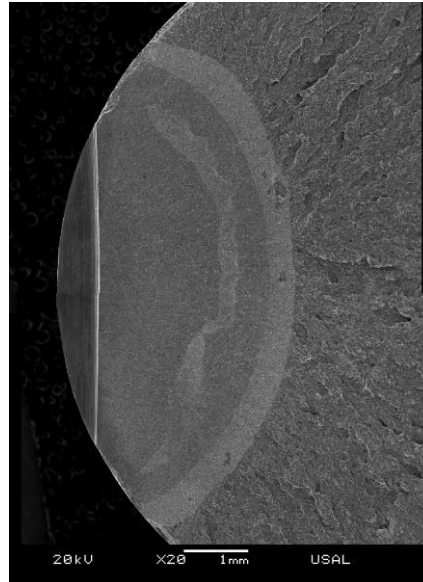
Detalle de isla 1

ENSAYO: L0-04-80

Condiciones de ensayo

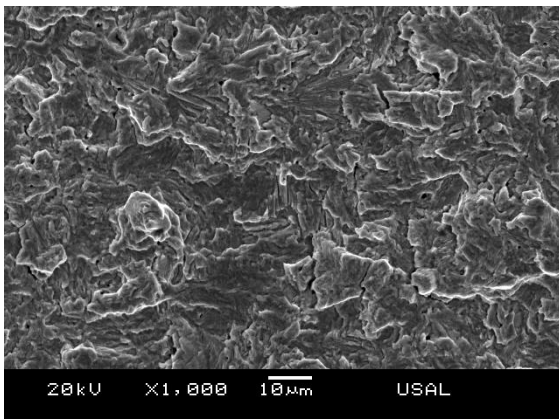
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

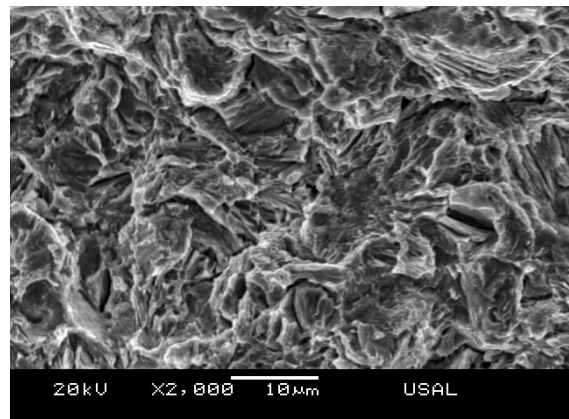


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
47.47	22689	3.265	0.8628	0.3058	0.8556	0.3409	11.072

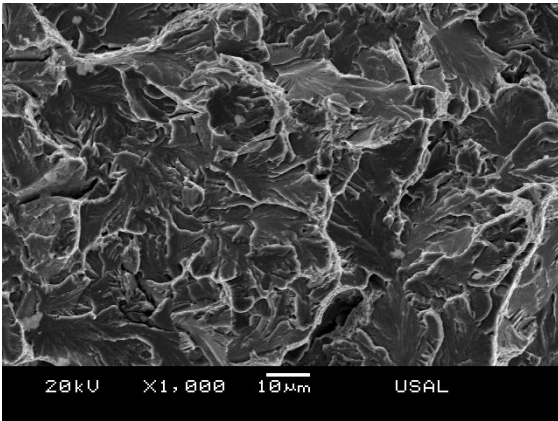


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

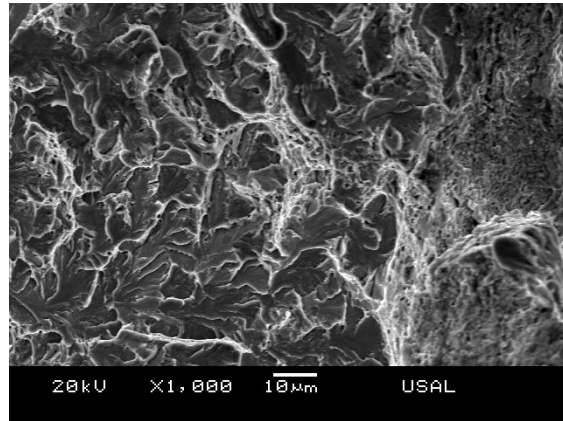


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.

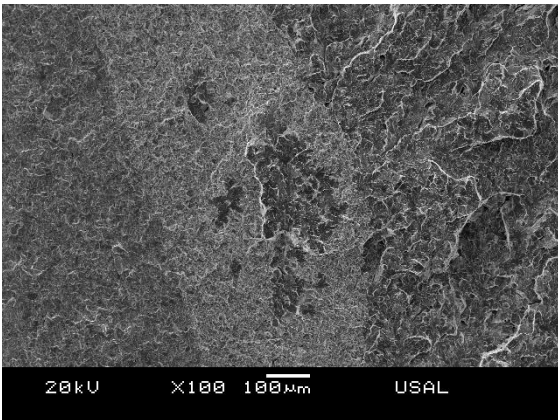
ENSAYO: L0-04-80 (cont.)



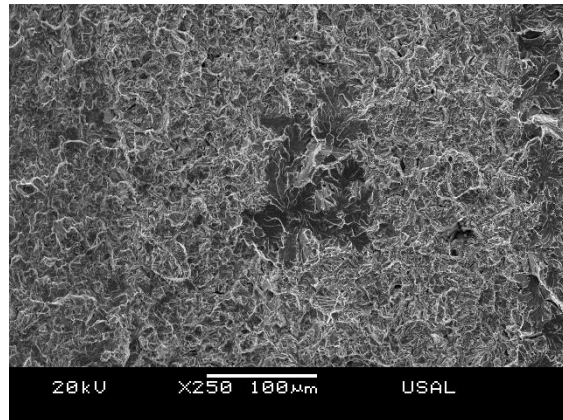
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



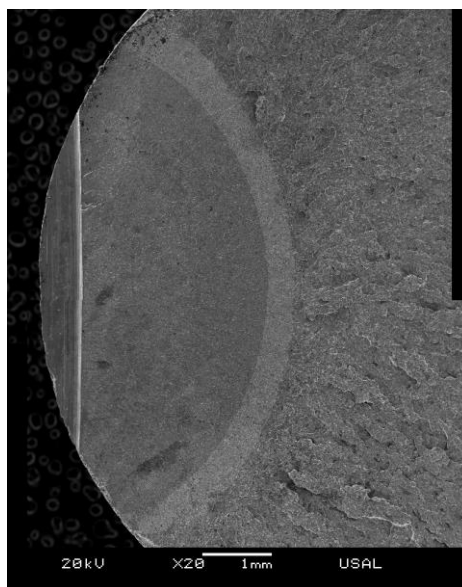
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-08-60

Condiciones de ensayo

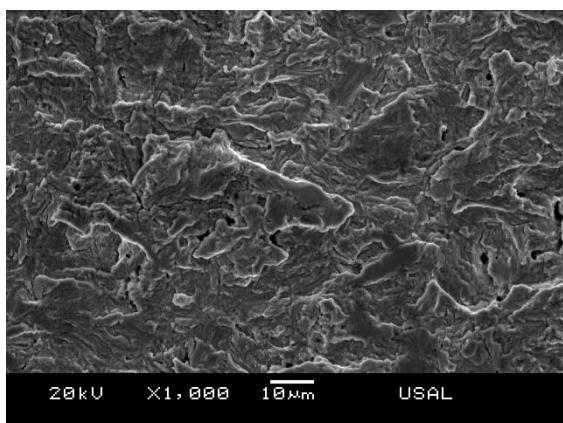
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

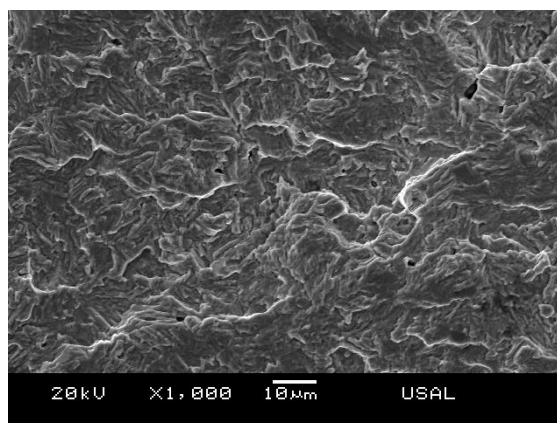


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
43.44	22627	-	0.8900	0.2781	0.8554	0.3159	10.975

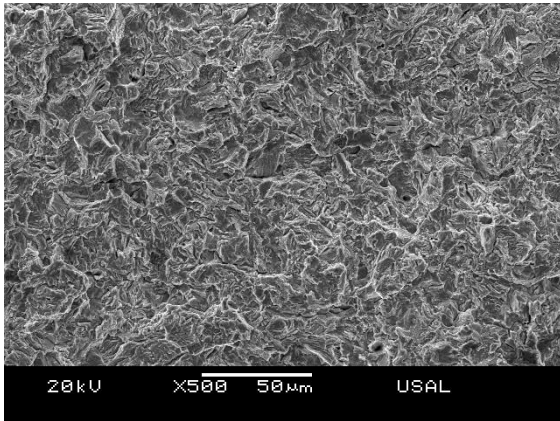


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

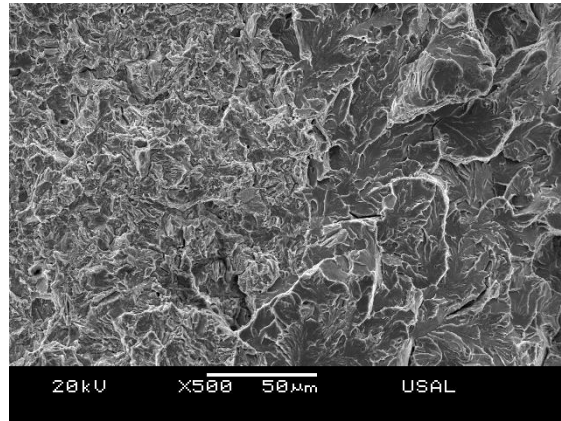


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

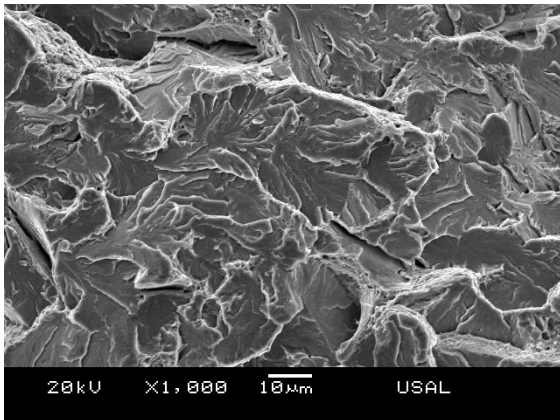
ENSAYO: L0-08-60 (cont.)



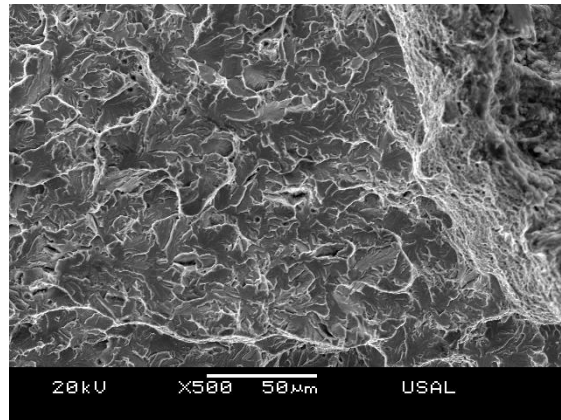
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico.



Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



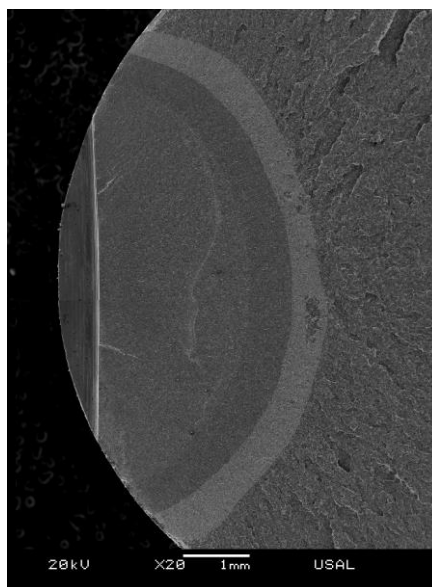
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-09-60

Condiciones de ensayo

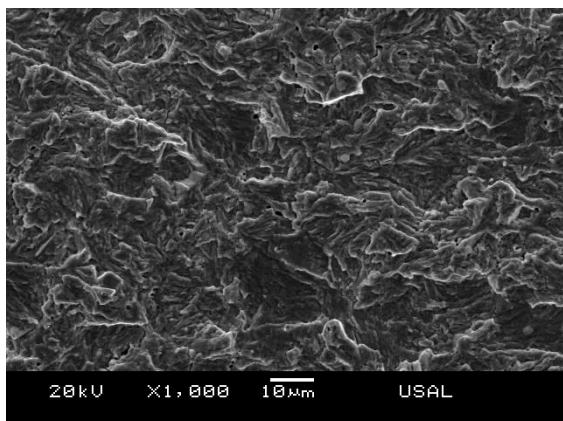
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

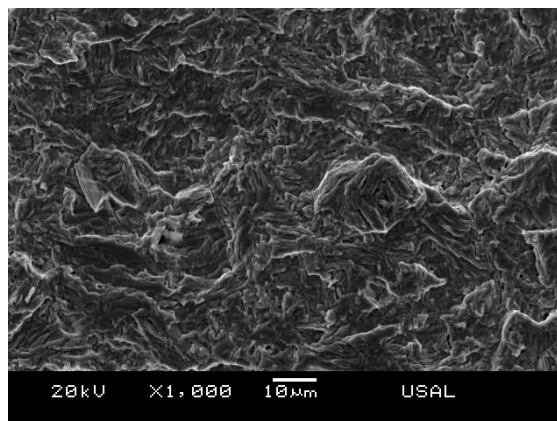


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
45.52	21697	-	0.9647	0.3252	0.9128	0.3619	11.033

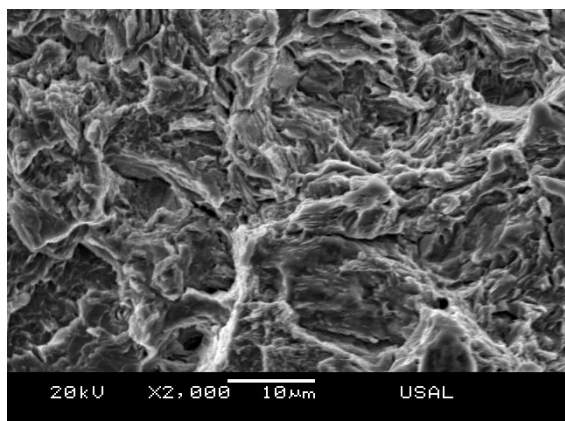


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

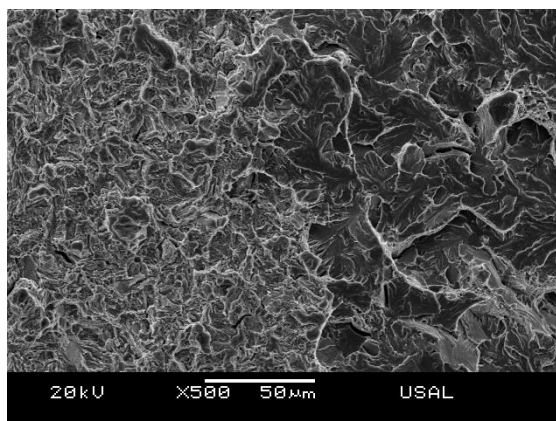


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

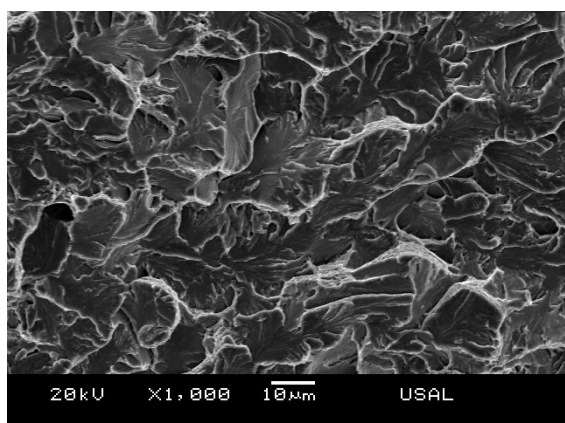
ENSAYO: L0-09-60 (cont.)



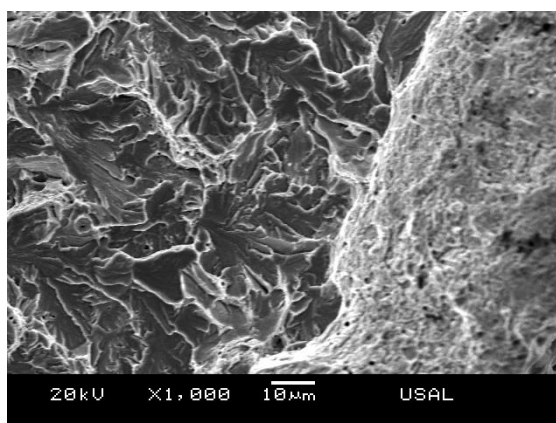
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.



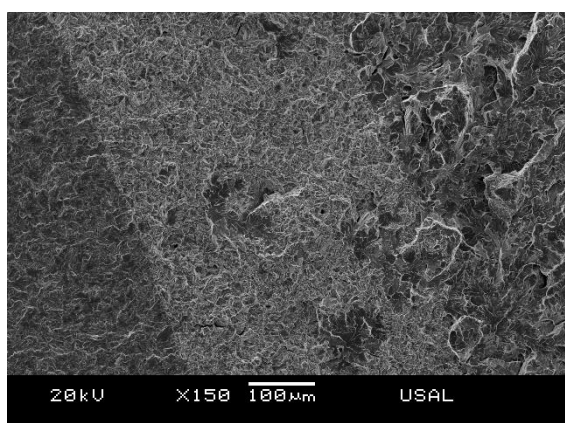
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



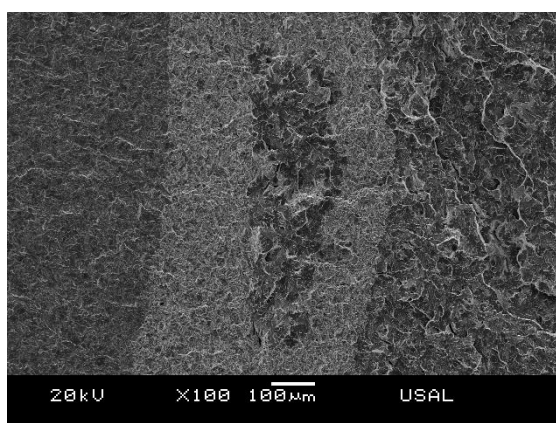
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



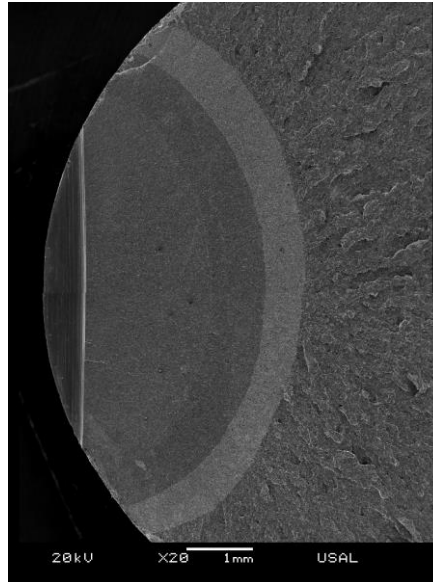
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-10-60

Condiciones de ensayo

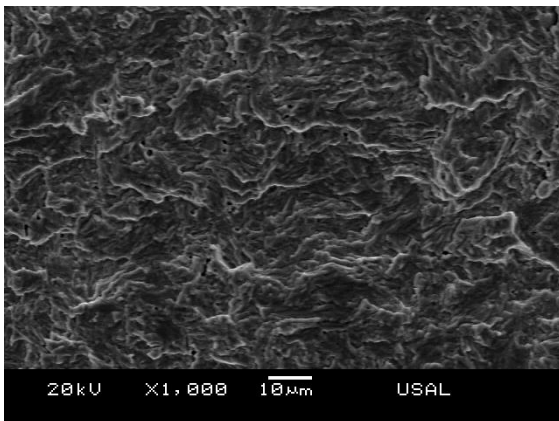
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

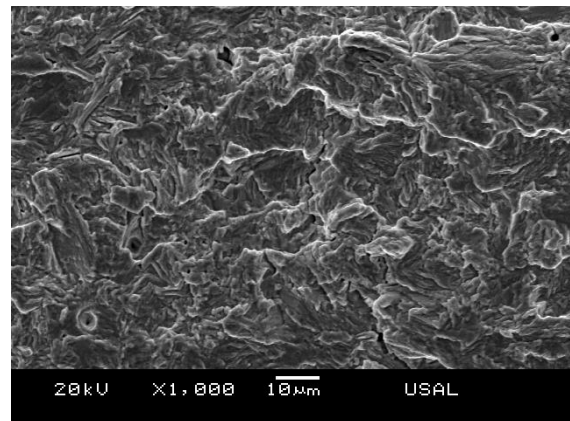


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
44.56	21249	-	0.8712	0.3199	0.8675	0.3760	10.957

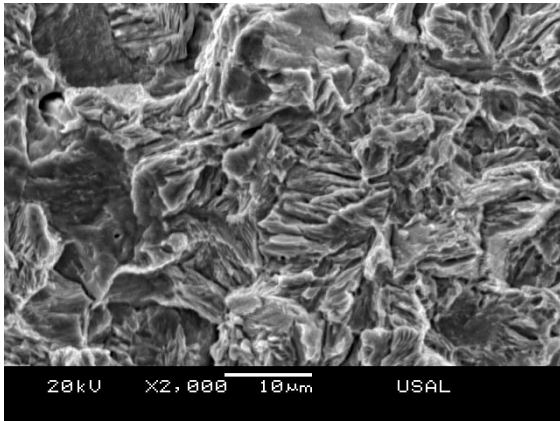


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

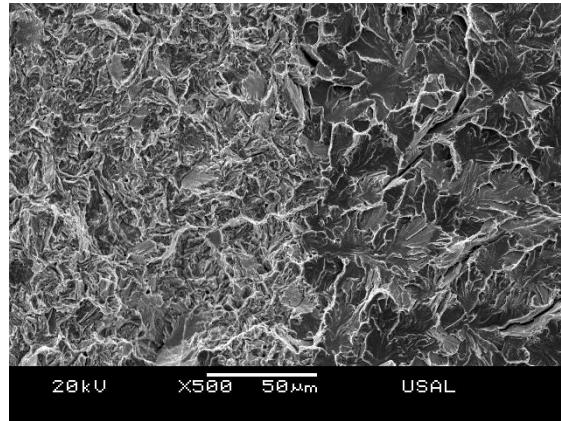


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

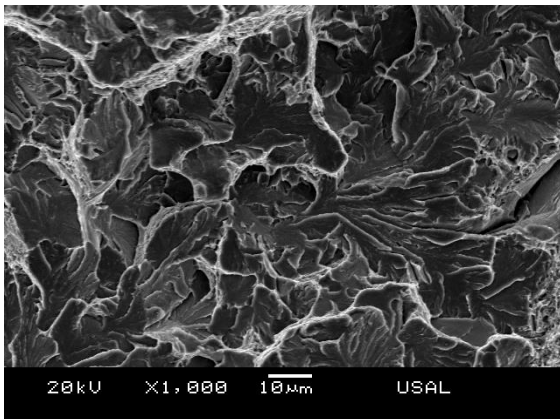
ENSAYO: L0-10-60 (cont.)



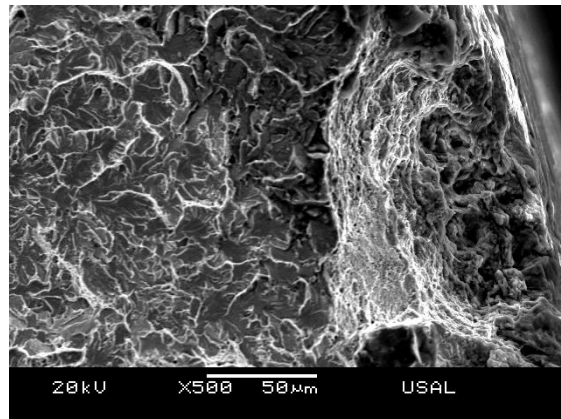
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.



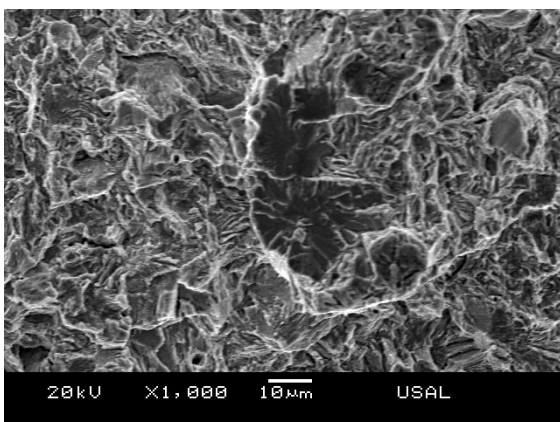
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



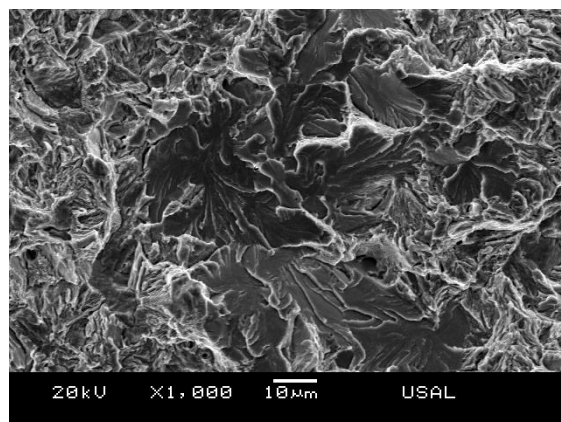
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



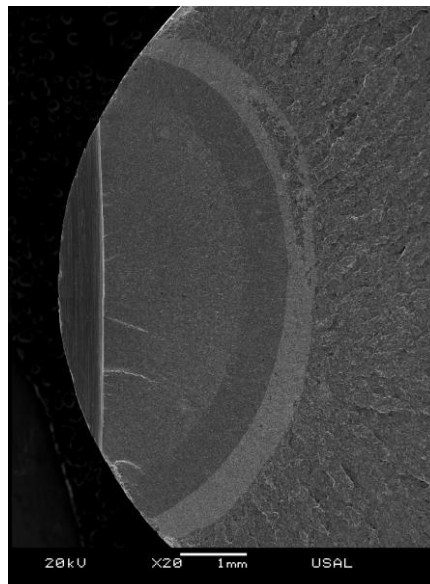
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-13-60

Condiciones de ensayo

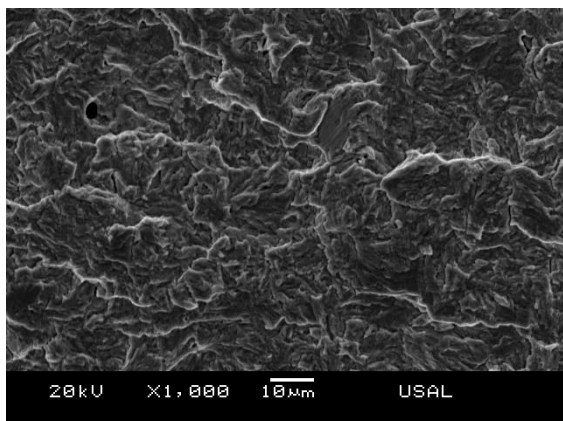
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

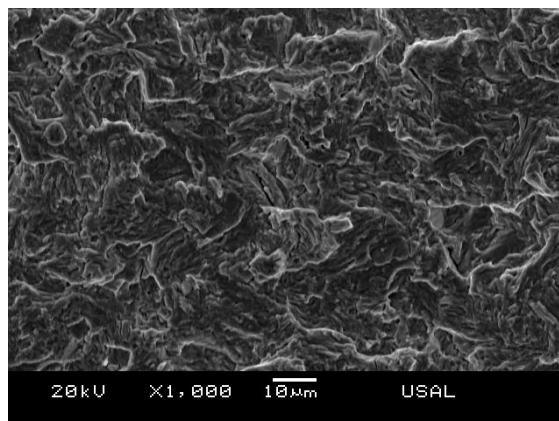


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
42.71	20961	-	0.8746	0.3061	0.8888	0.3503	11.043

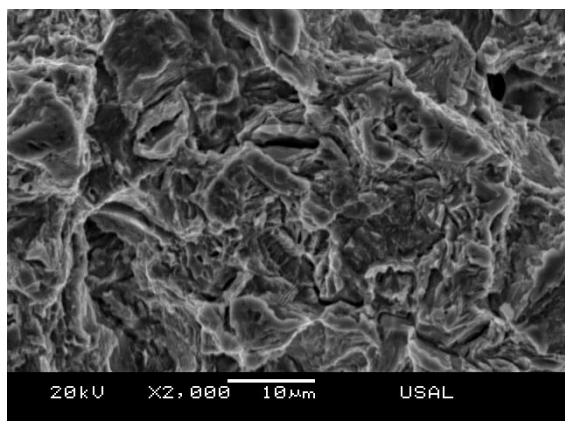


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

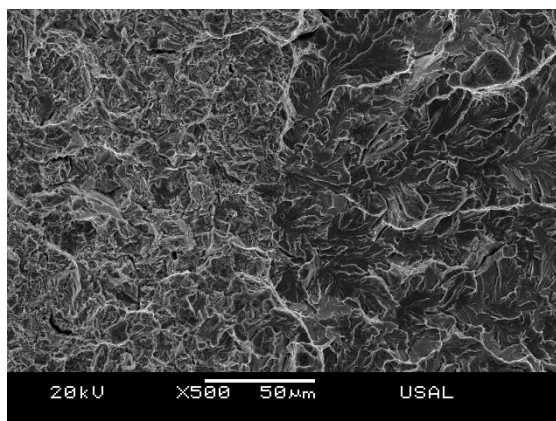


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

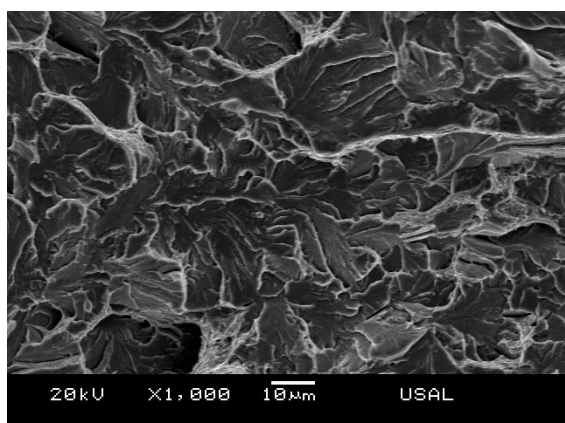
ENSAYO: L0-13-60 (cont.)



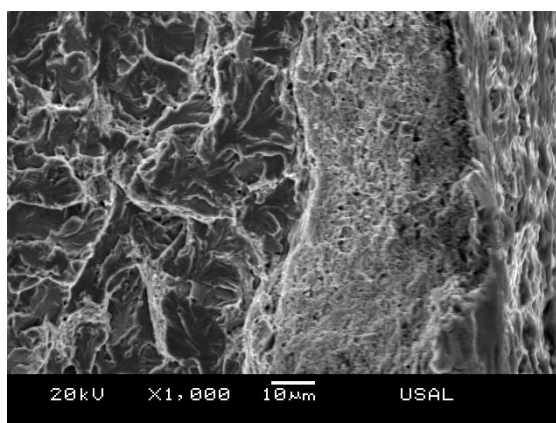
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en FAH a 2000x.



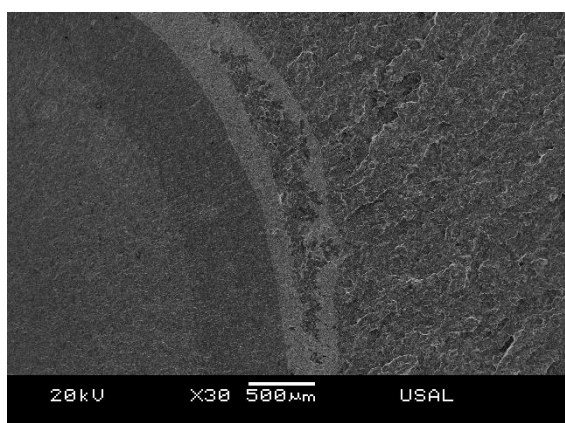
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



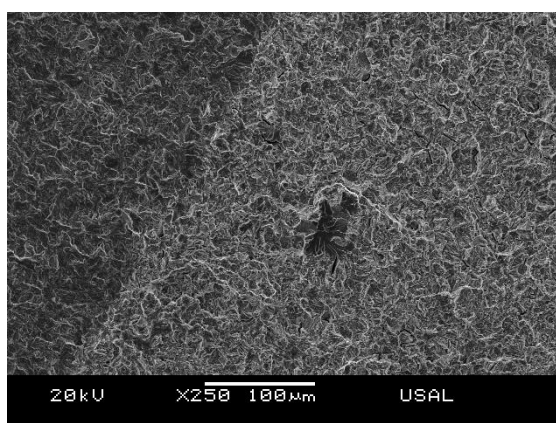
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



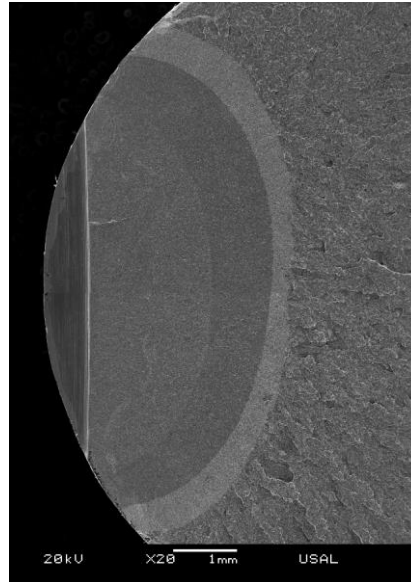
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-11-40

Condiciones de ensayo

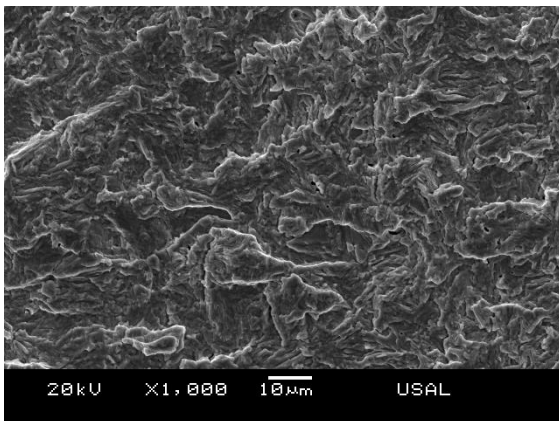
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

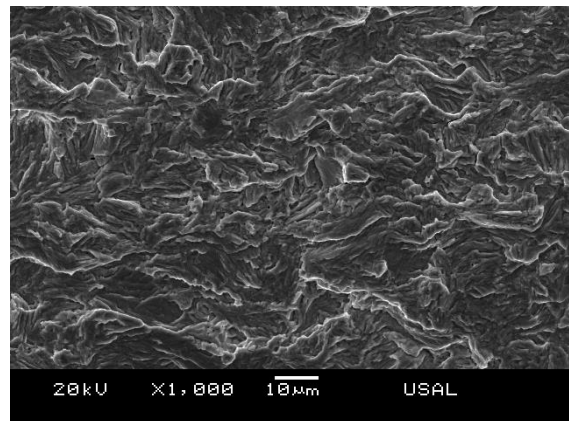


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
40.61	21473	-	0.9326	0.3157	0.7963	0.3422	10.987

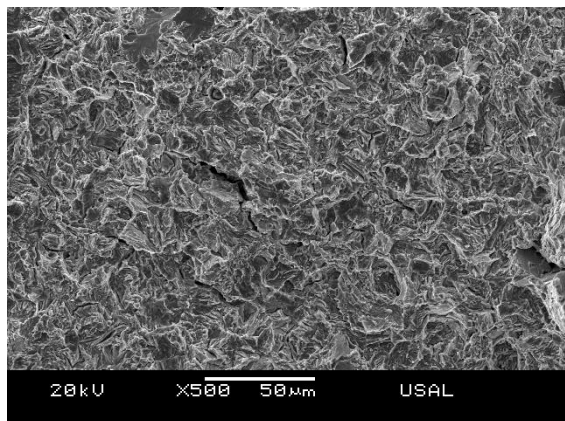


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

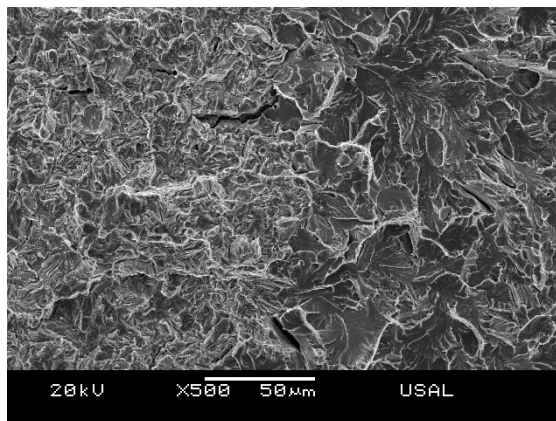


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

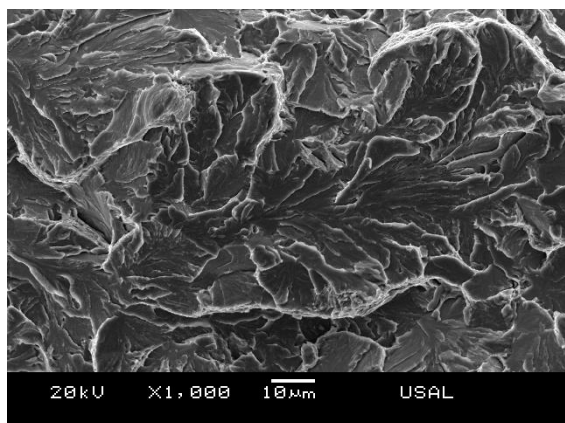
ENSAYO: L0-11-40 (cont.)



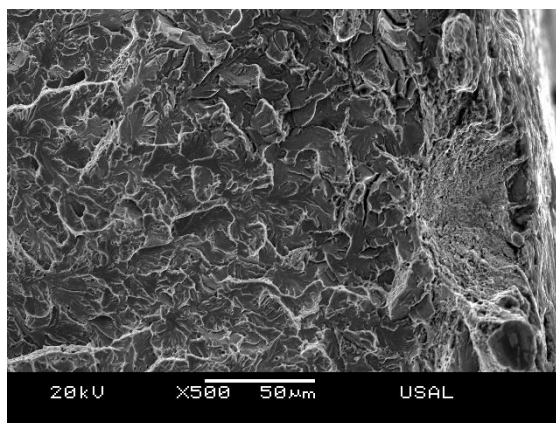
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH).



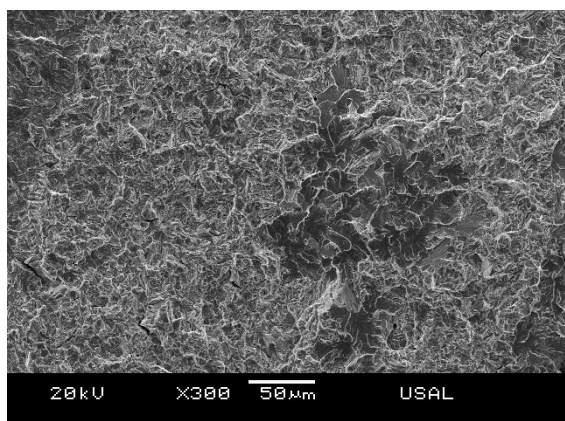
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



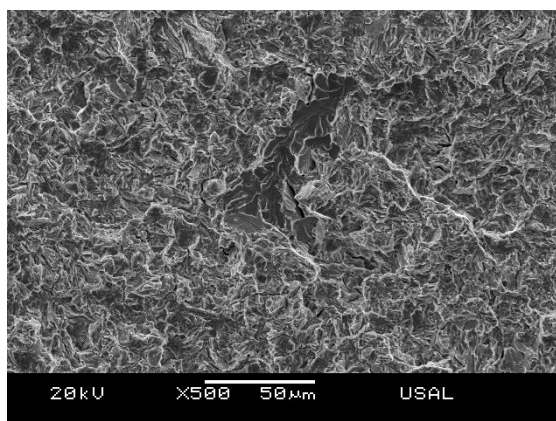
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



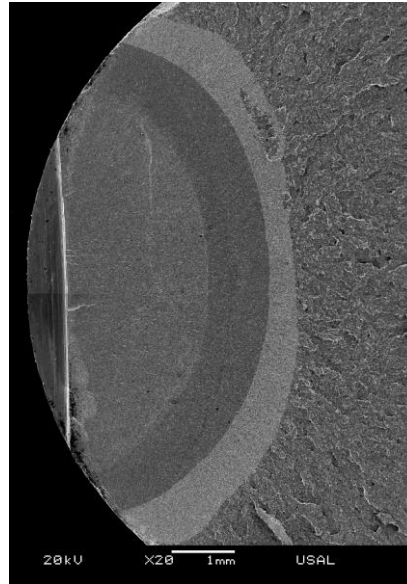
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-12-40

Condiciones de ensayo

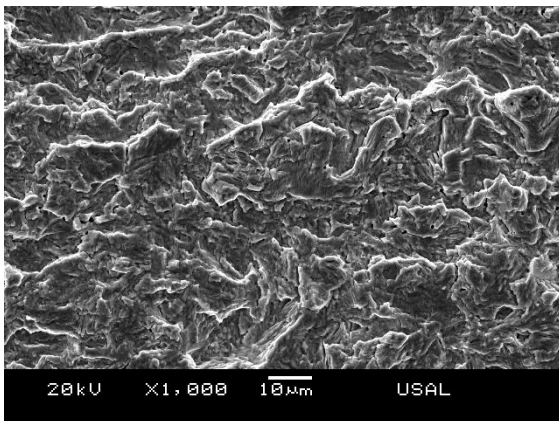
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

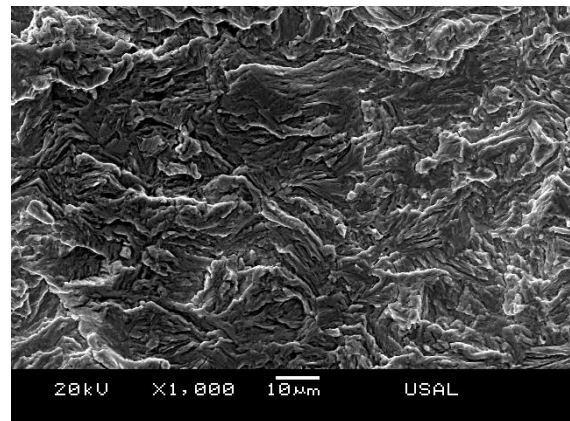


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
37.49	25665	-	0.9164	0.3519	0.9062	0.3997	10.945

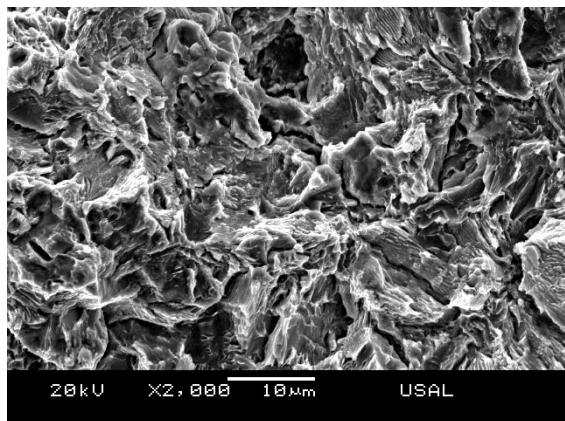


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

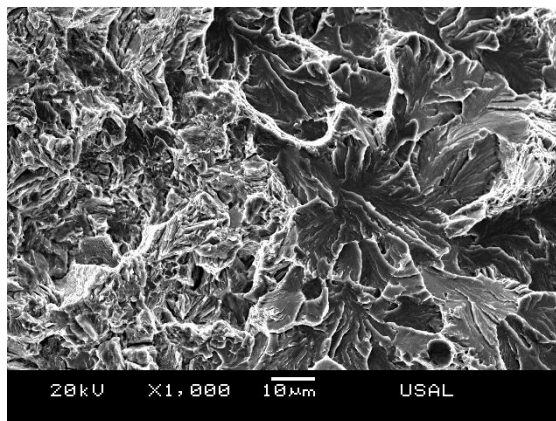


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

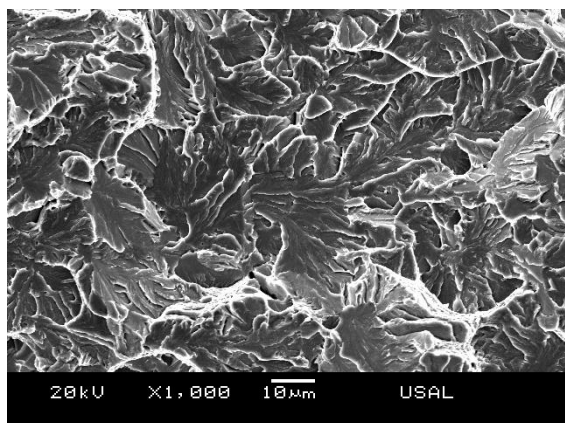
ENSAYO: L0-12-40 (cont.)



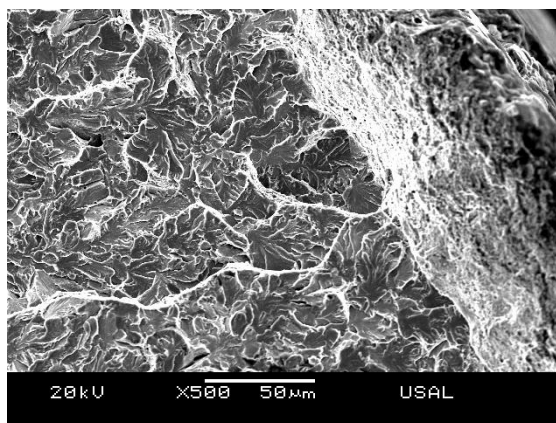
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH).



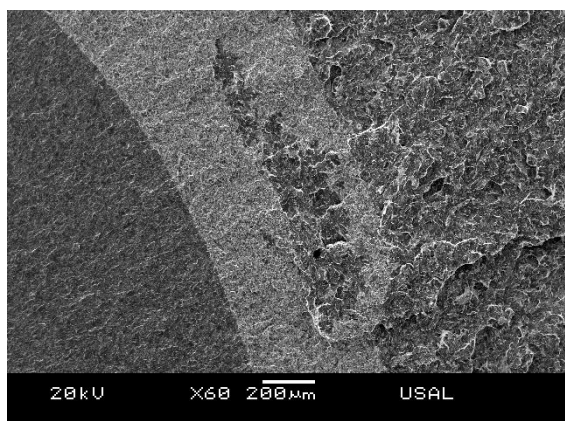
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



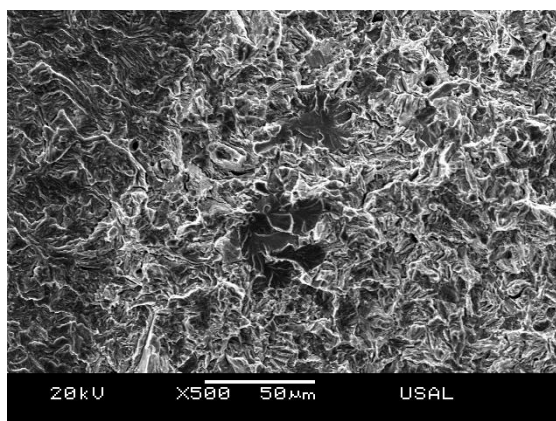
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



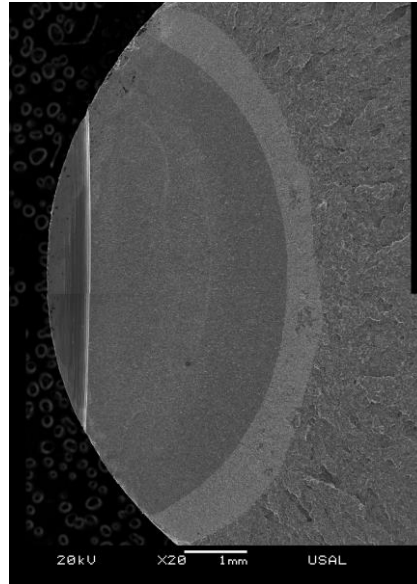
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-05-40

Condiciones de ensayo

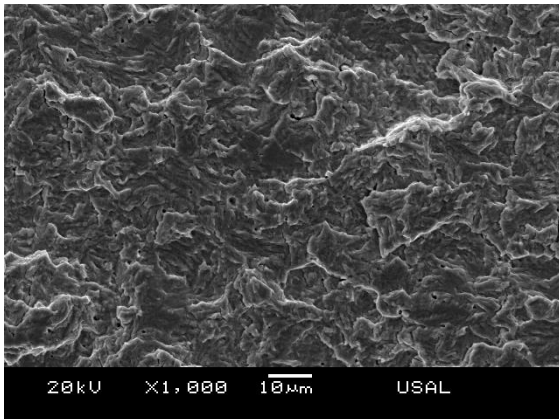
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

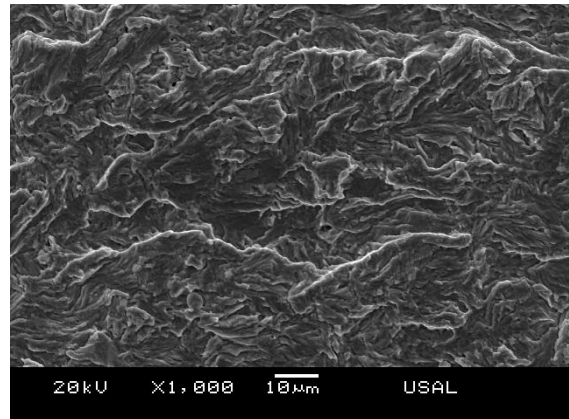


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
36.81	18529	2.167	0.8694	0.3518	0.9172	0.4036	11.059

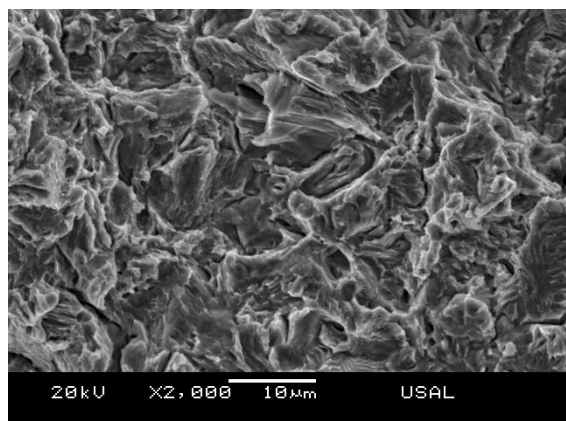


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

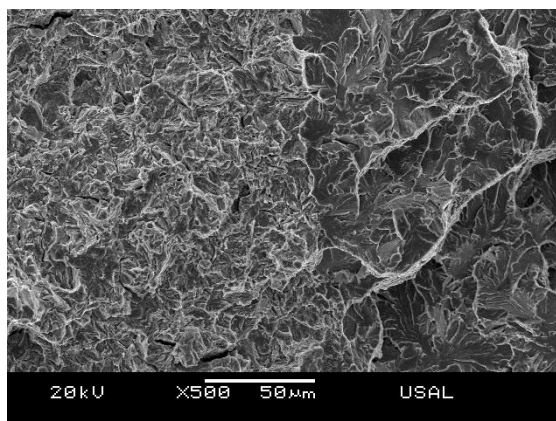


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

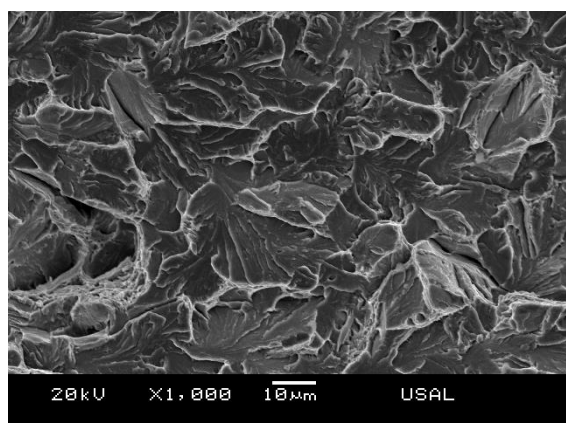
ENSAYO: L0-05-40 (cont.)



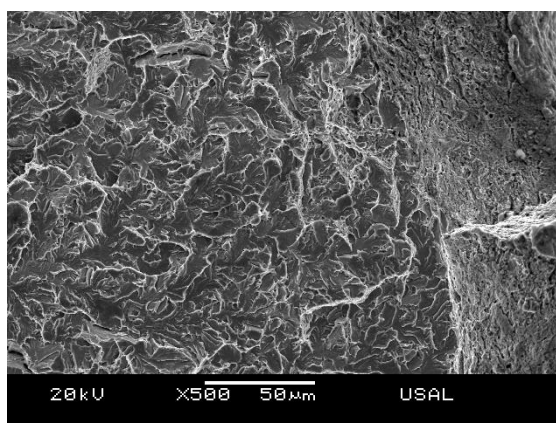
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH).



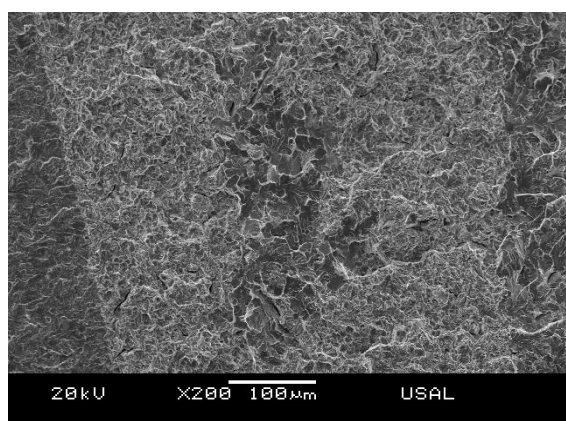
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



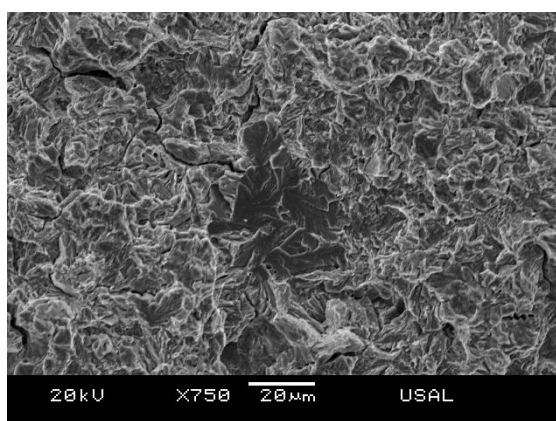
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



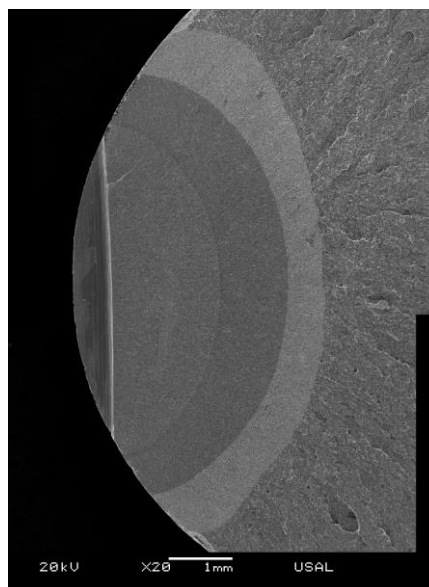
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-07-40

Condiciones de ensayo

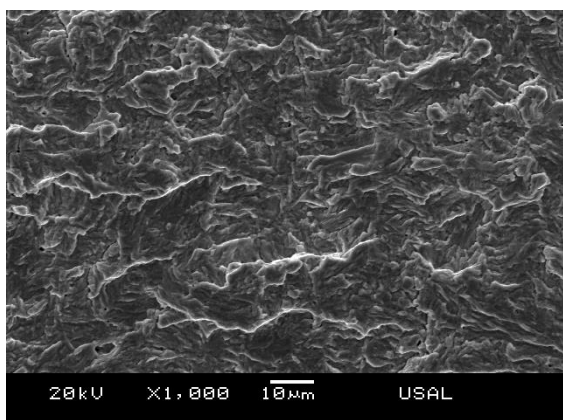
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

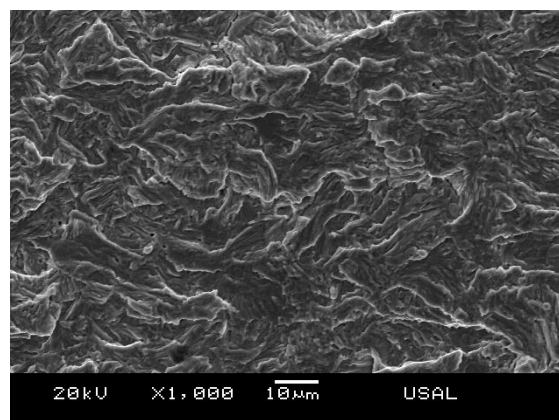


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
44.44	26825	-	0.9045	0.3147	0.8199	0.3658	10.989

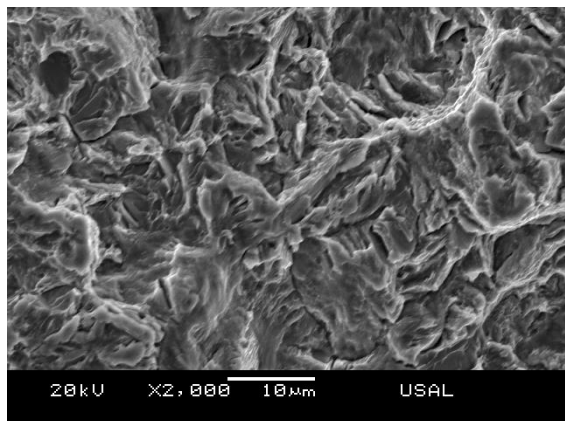


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

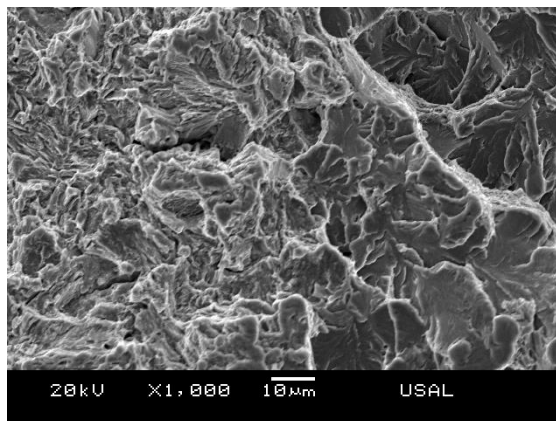


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

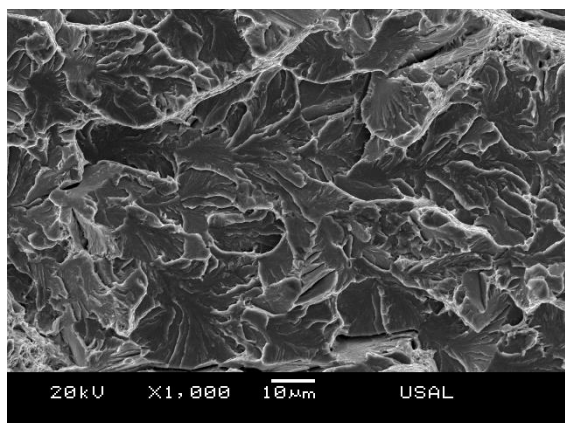
ENSAYO: L0-07-40 (cont.)



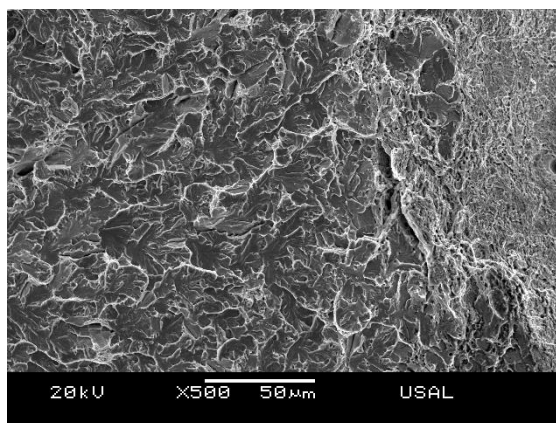
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH).



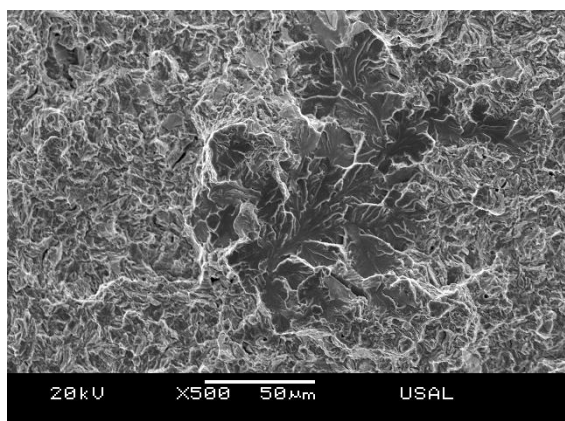
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



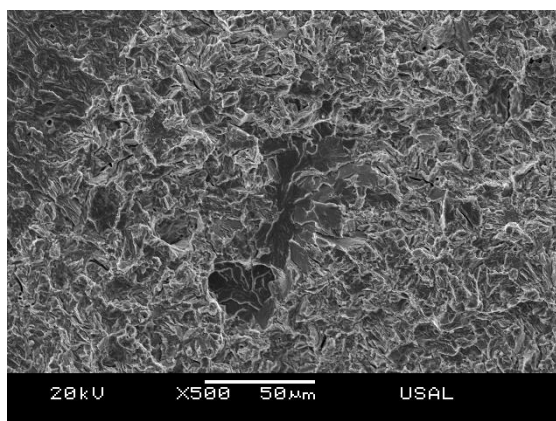
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



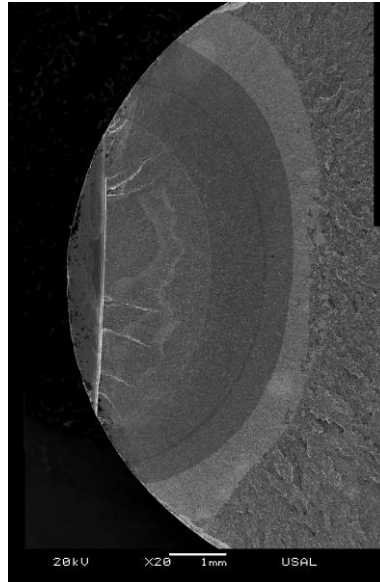
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-15-20

Condiciones de ensayo

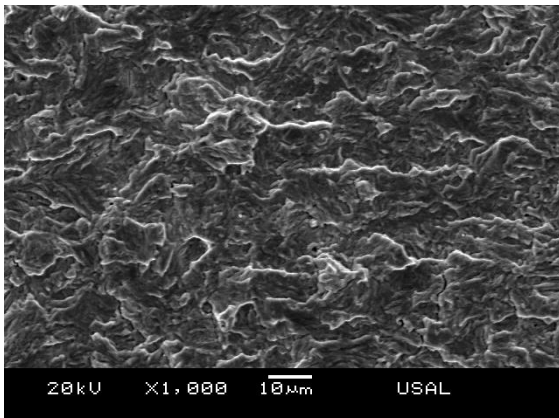
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.20 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

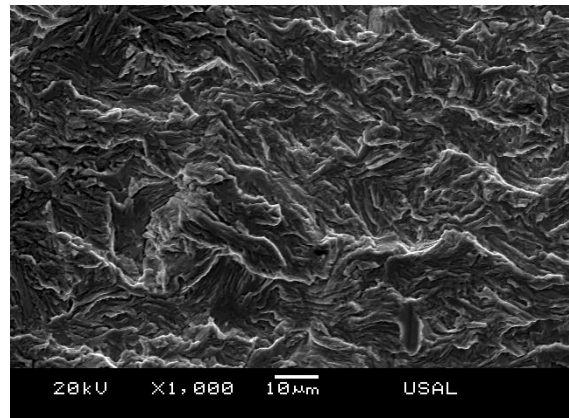


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
32.04	17729	-	0.8914	0.3646	0.7904	0.4054	11.047

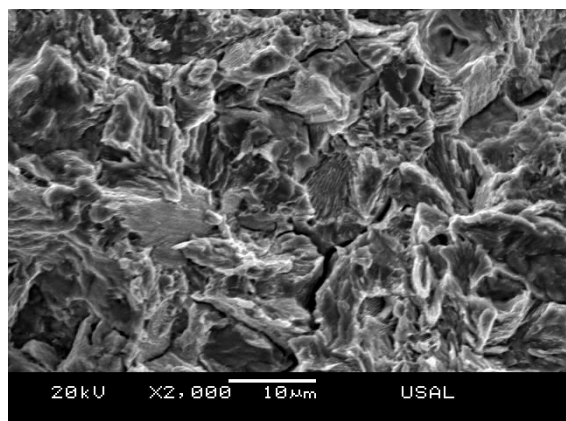


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

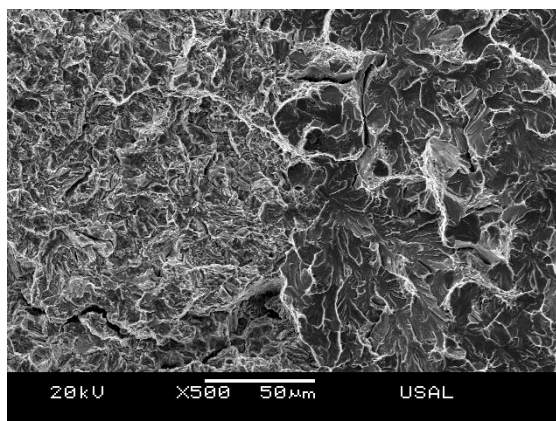


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.20 K_{IC} .

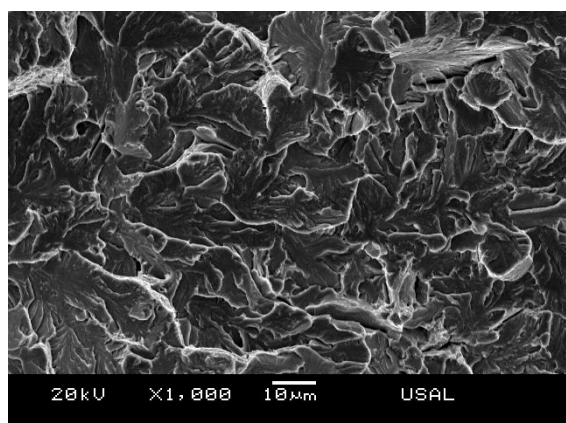
ENSAYO: L0-15-20 (cont.)



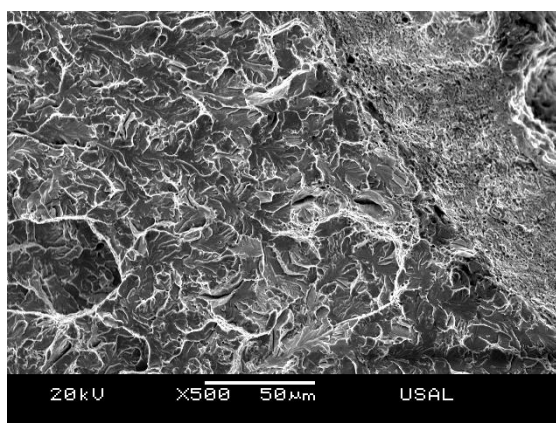
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH).



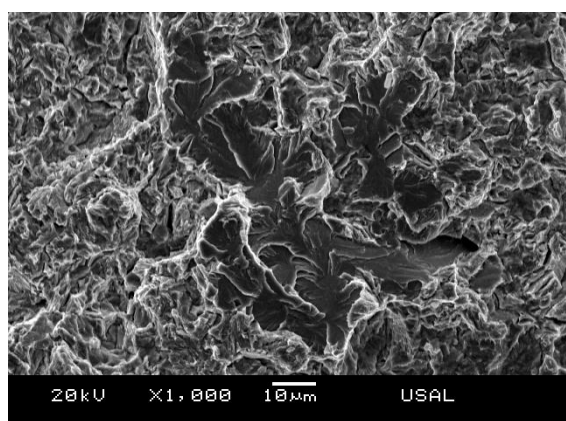
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



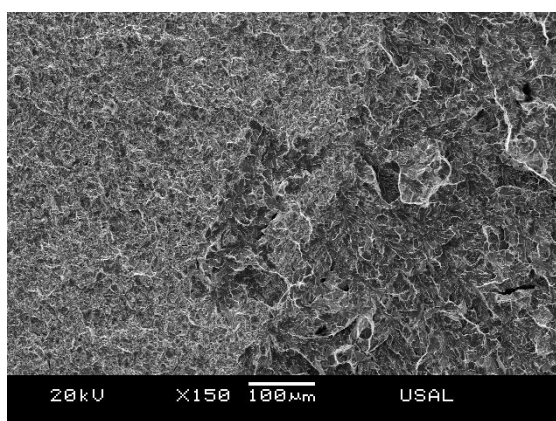
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



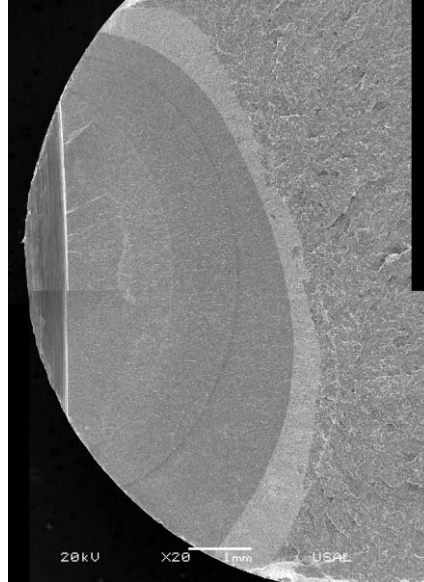
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-17-20

Condiciones de ensayo

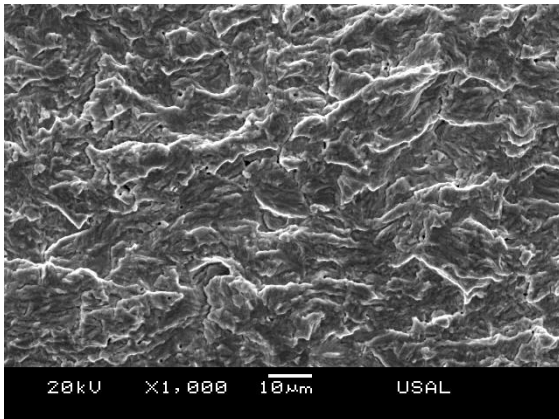
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.20 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

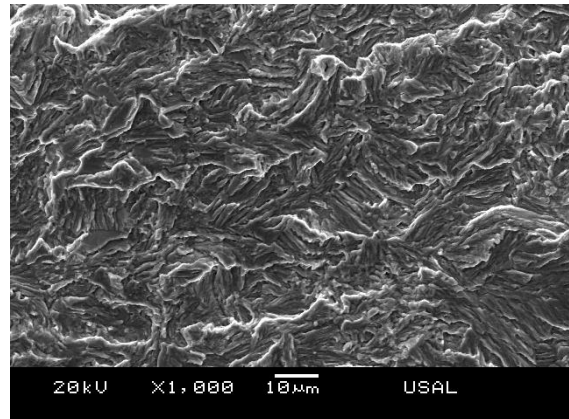


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
28.20	15585	-	0.7386	0.3513	0.7186	0.4148	10.912

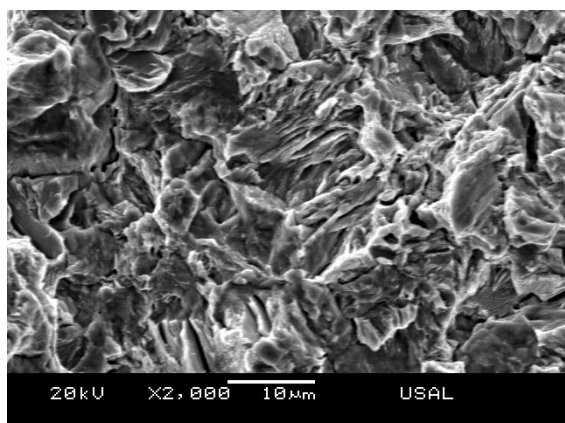


Fractografía de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

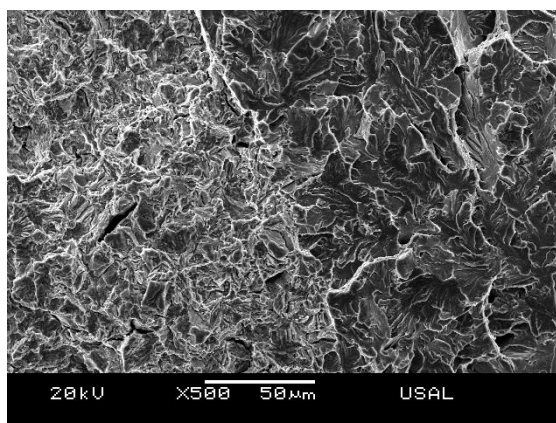


Fractografía de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.20 K_{IC} .

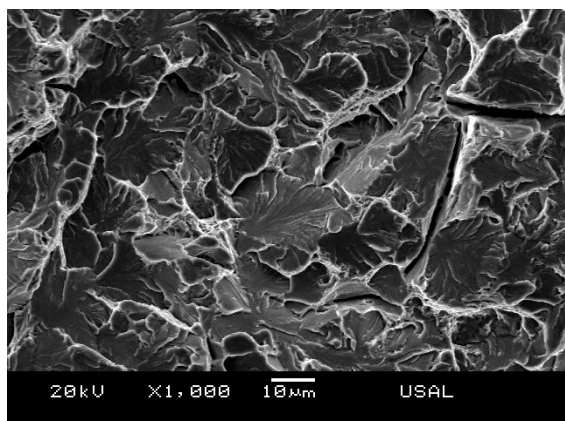
ENSAYO: L0-17-20 (cont.)



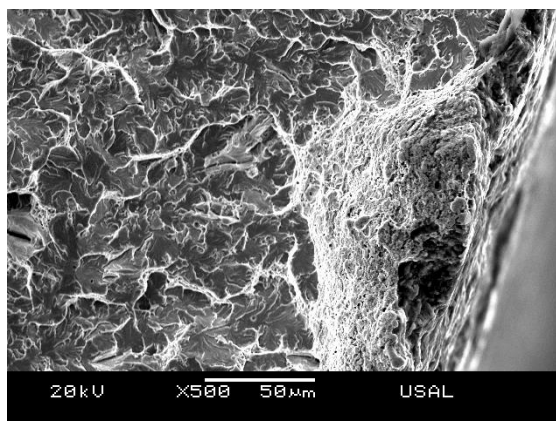
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH)



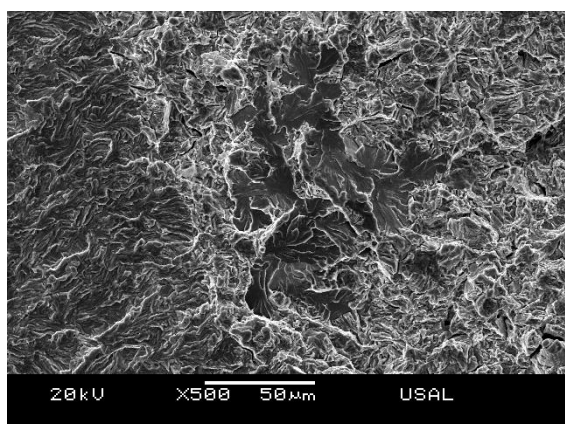
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



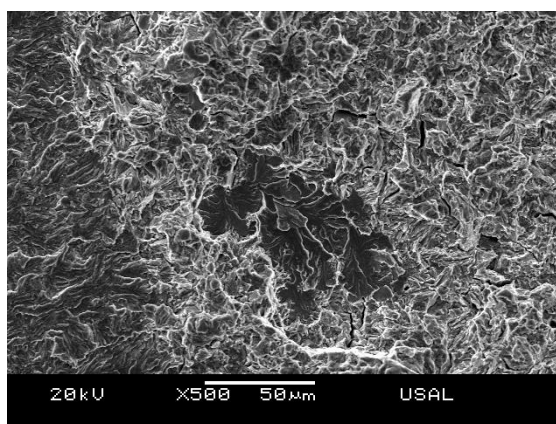
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



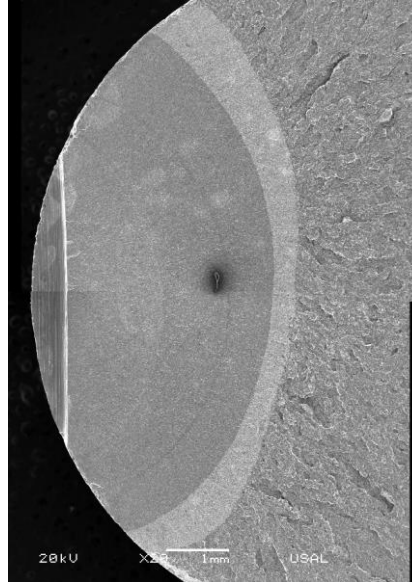
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-21-25

Condiciones de ensayo

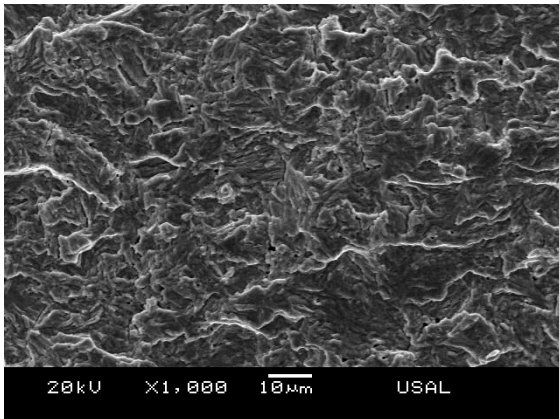
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

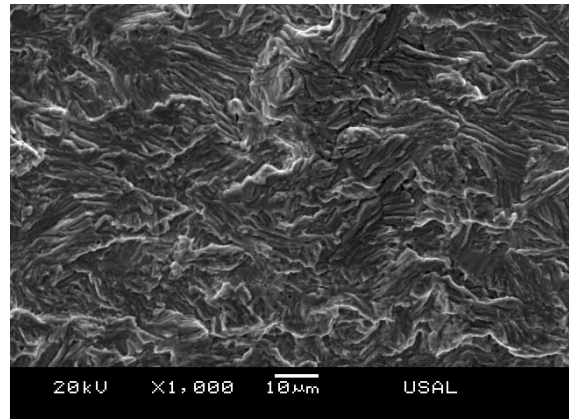


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
34.07	17217	-	0.8591	0.3415	0.7666	0.3834	10.758

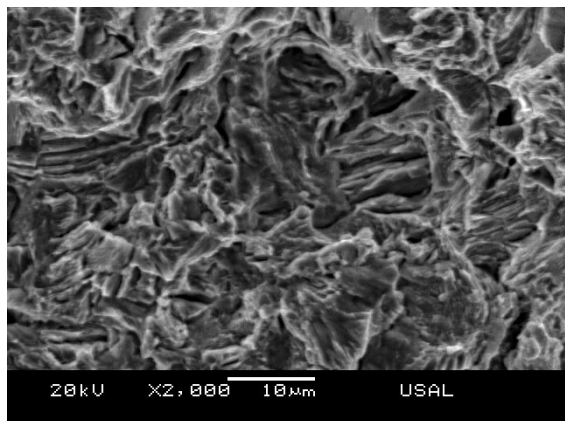


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

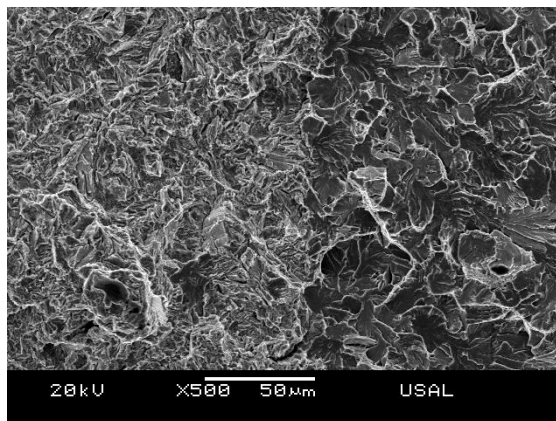


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC} .

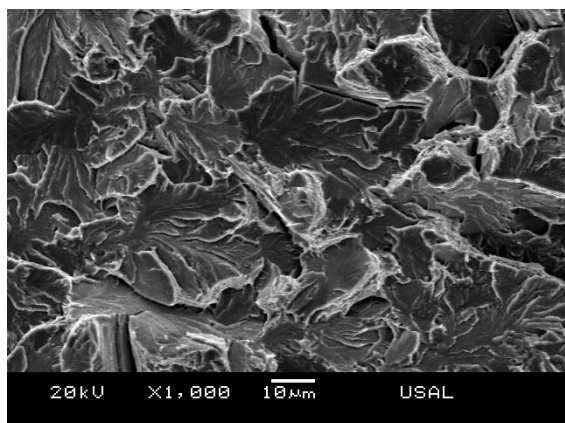
ENSAYO: L0-21-25 (cont.)



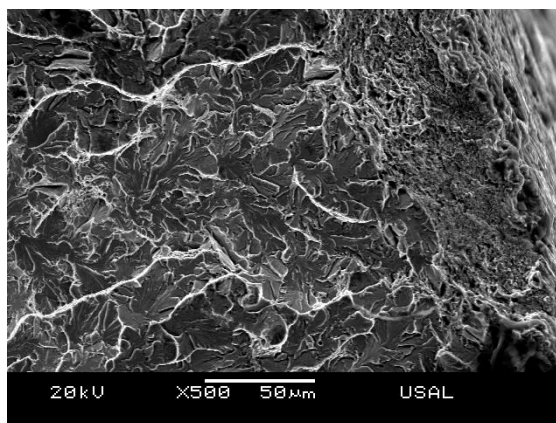
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH)



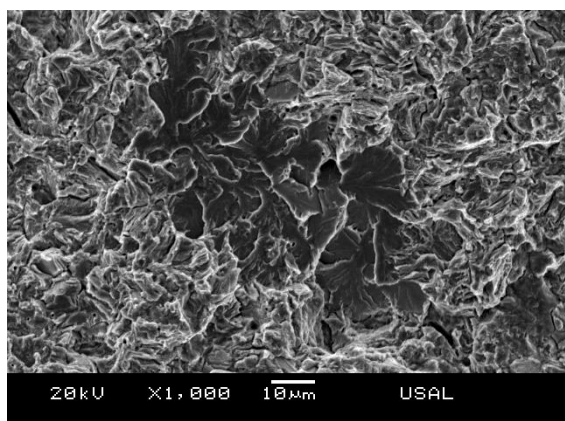
Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



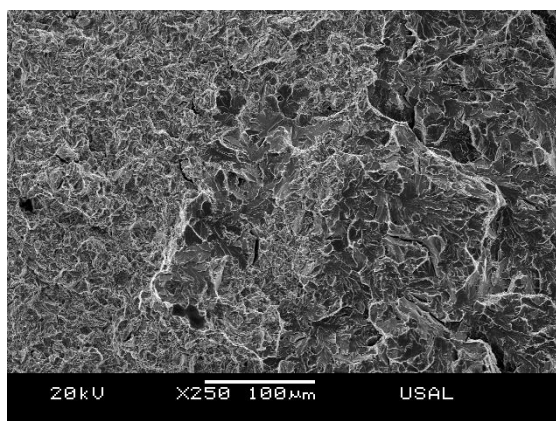
Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



Detalle de islas.



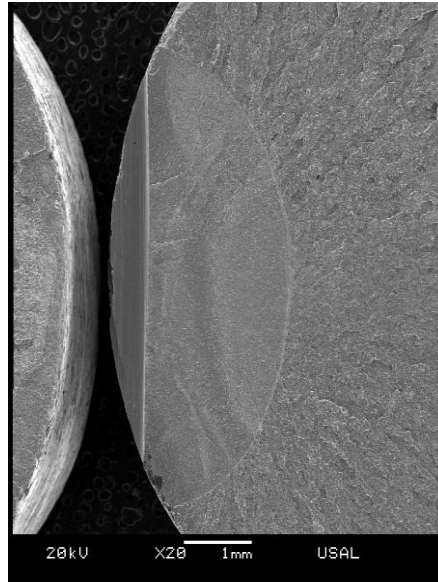
Detalle de islas.

ENSAYO: L0-52-80

Condiciones de ensayo

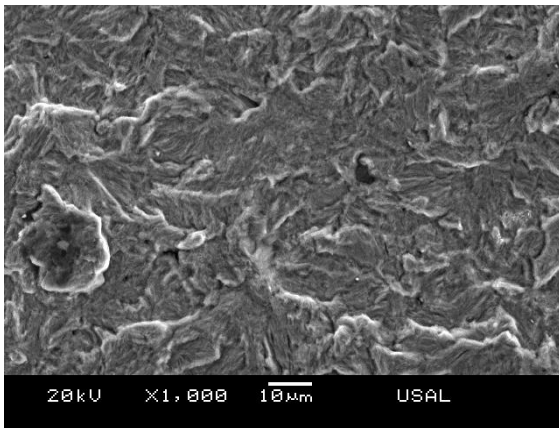
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

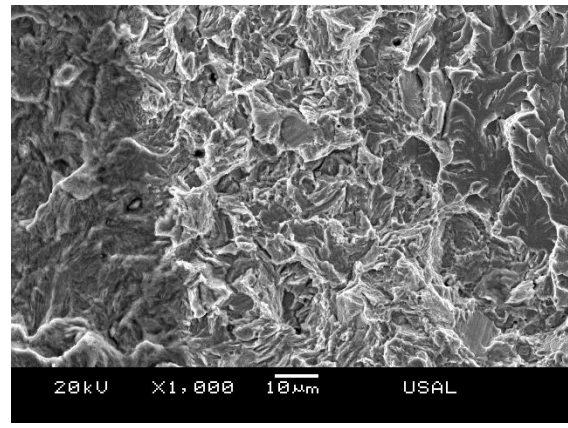


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
55.84	259073	3.825	0.86	0.22	0.88	0.23	10.983

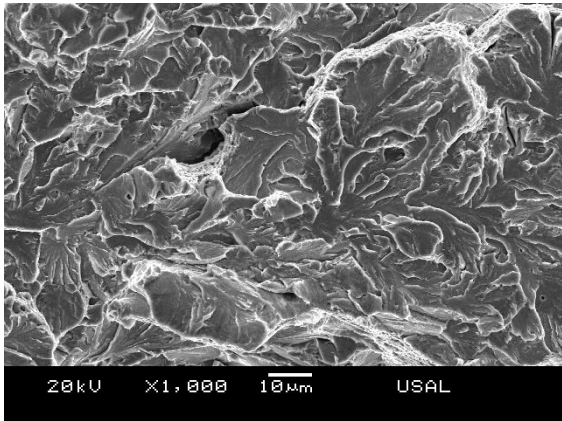


Fractografía de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

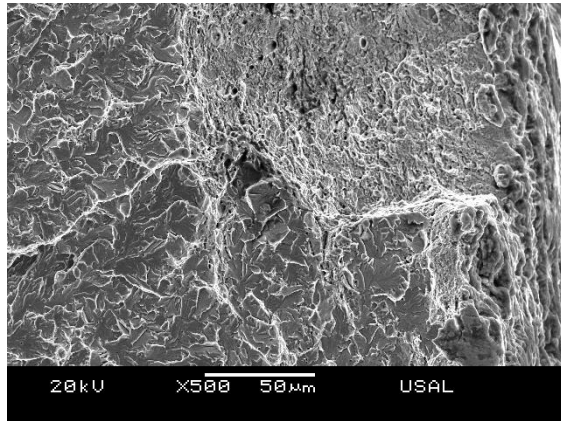


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).

ENSAYO: L0-52-80 (cont.)



Fractografía de la superficie de clivaje.



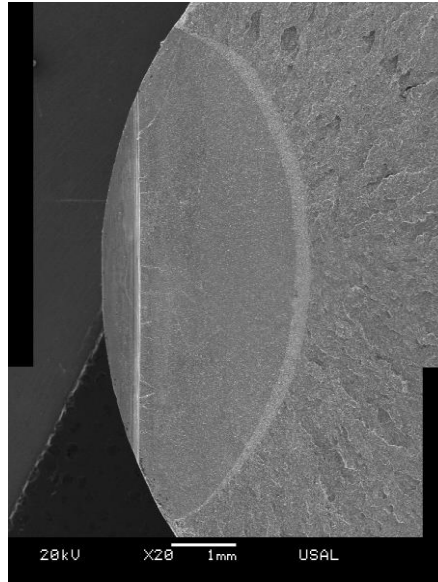
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-43-80

Condiciones de ensayo

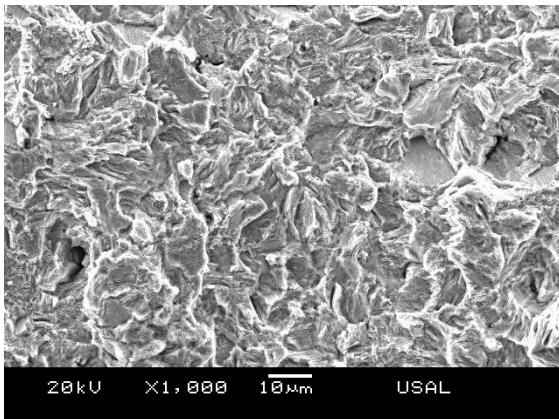
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

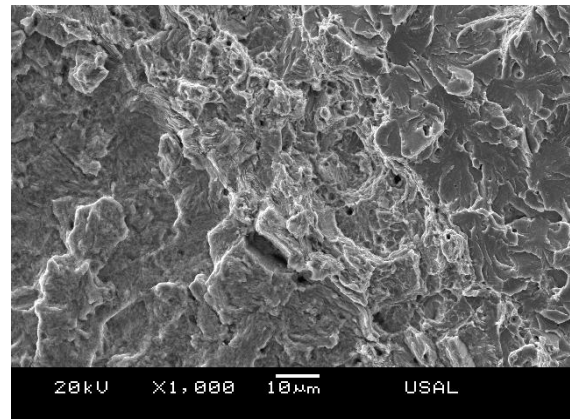


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
56.12	245761	3.848	0.8708	0.2763	0.9006	0.2940	11.071

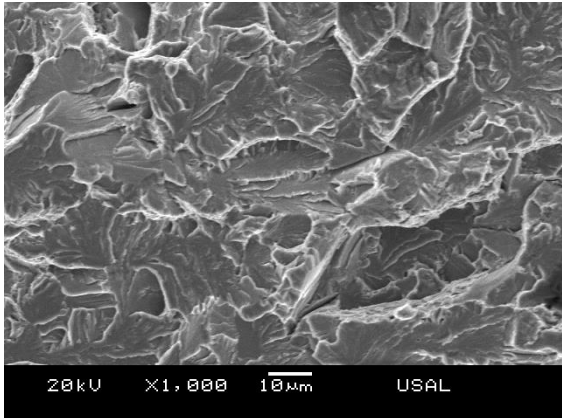


Fractografía de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

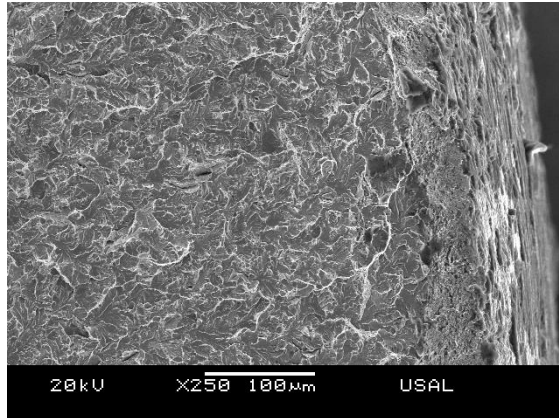


Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).

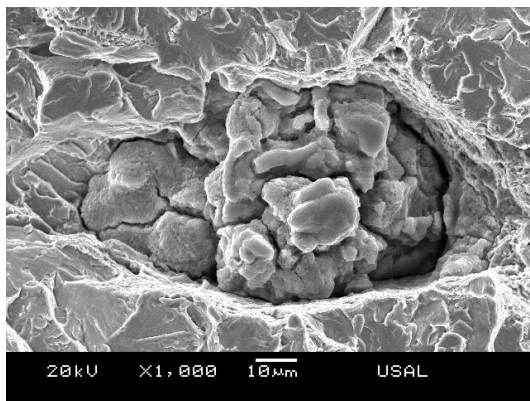
ENSAYO: L0-43-80 (cont.)



Fractografía de la superficie de clivaje.



Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.



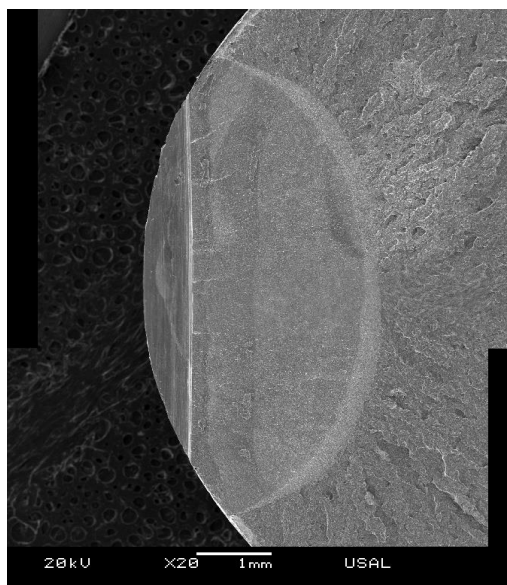
Detalle de inclusión presente en el clivaje.

ENSAYO: L0-44-80

Condiciones de ensayo

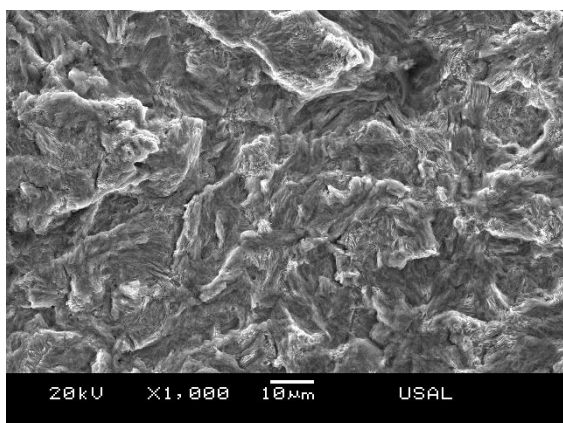
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

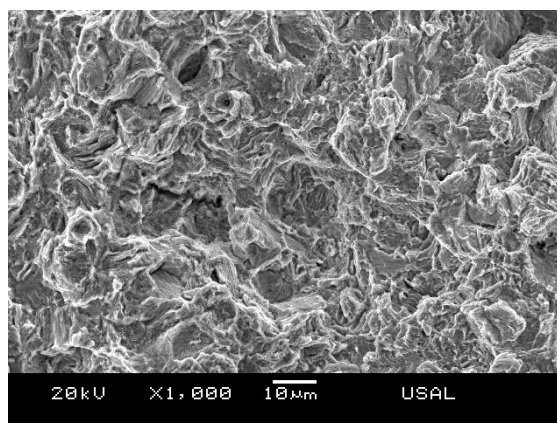


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
56.09	247283	3.778	0.8384	0.2581	0.9296	0.2861	10.995

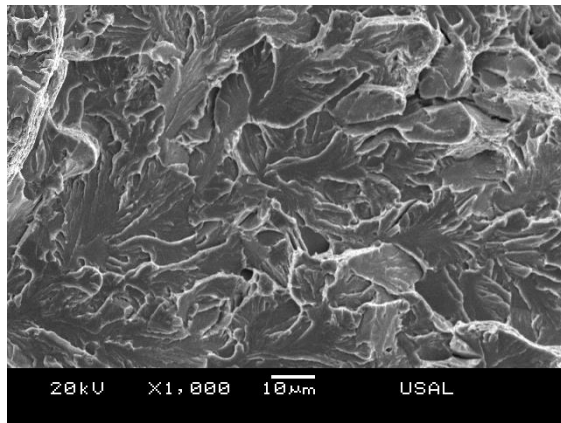
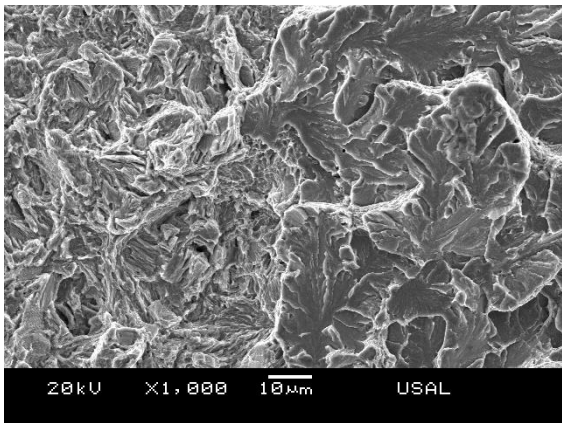


Fractografía de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .



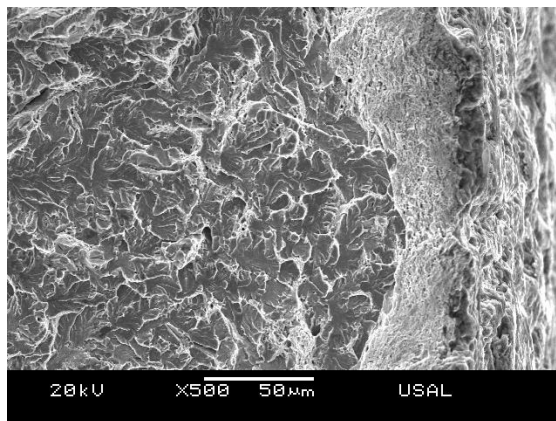
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).

ENSAYO: L0-44-80 (cont.)



Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.

Fractografía de la superficie de clivaje.



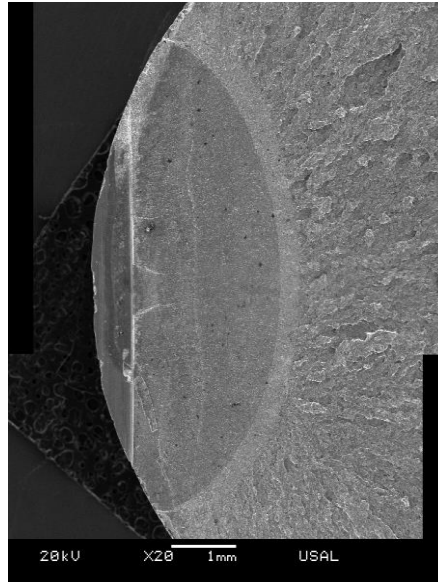
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración

ENSAYO: L0-47-60

Condiciones de ensayo

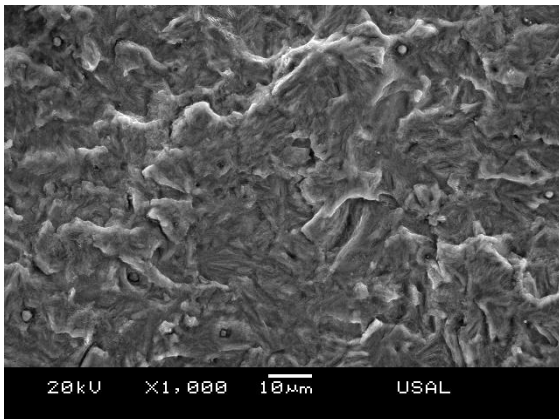
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

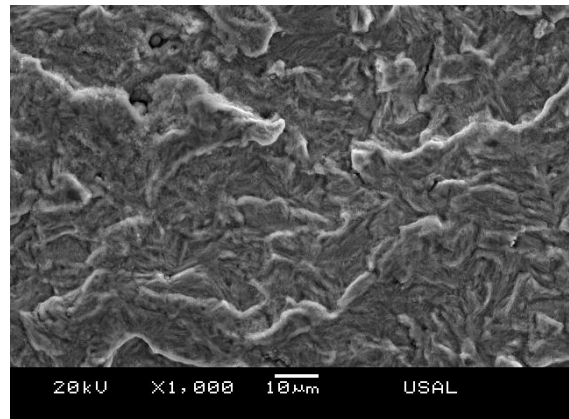


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
53.67	248321	3.640	0.8215	0.2641	0.8066	0.2913	10.983

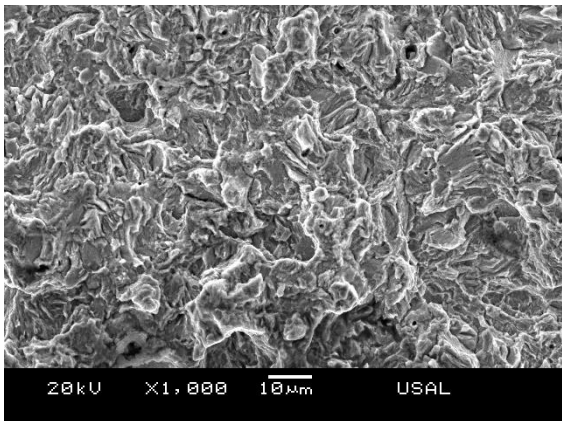


Fractografías de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

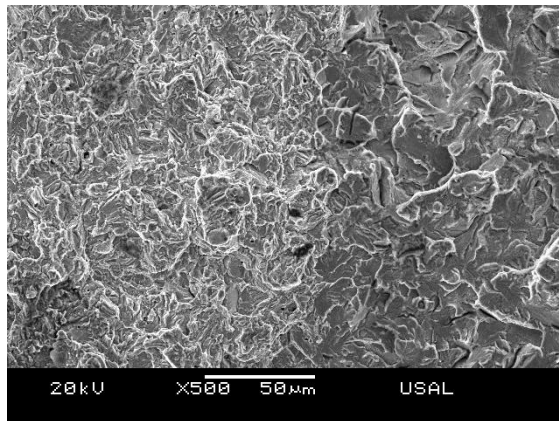


Fractografías de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

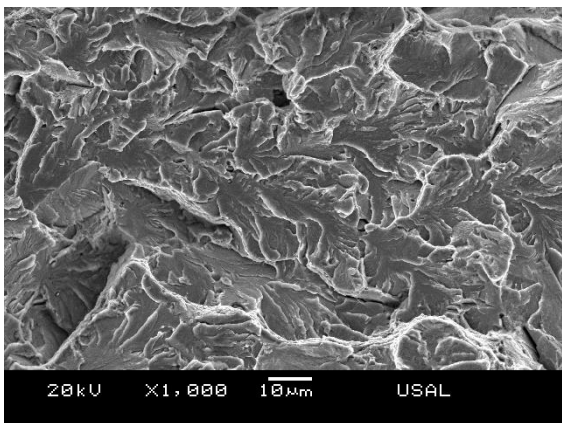
ENSAYO: L0-47-60 (cont.)



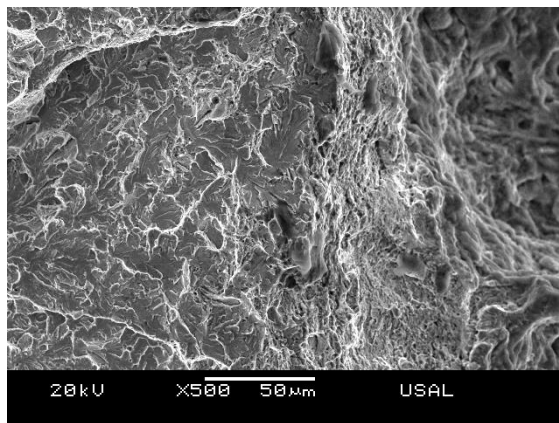
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).



Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



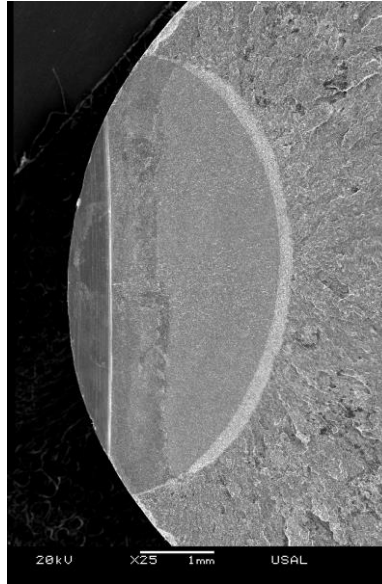
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-48-60

Condiciones de ensayo

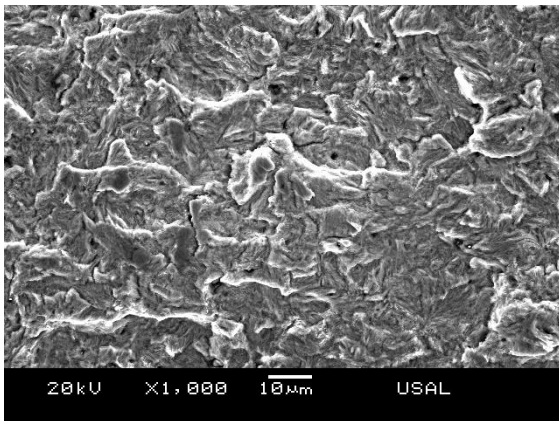
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

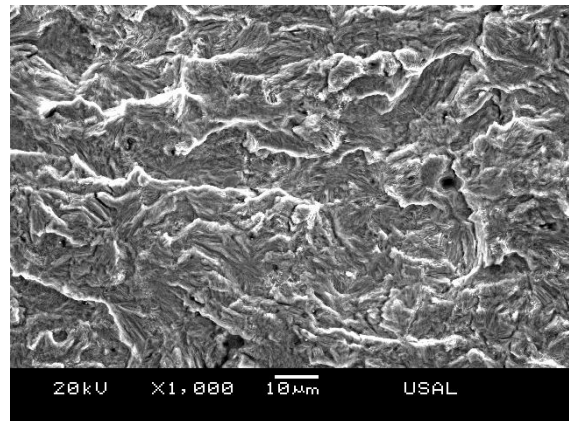


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
50.76	277073	3.382	0.8984	0.2722	0.9564	0.2897	10.959

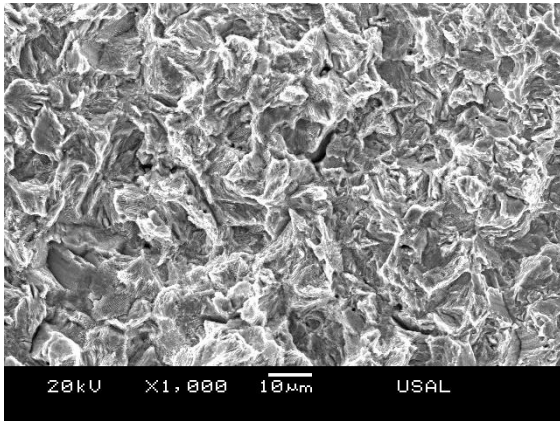


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

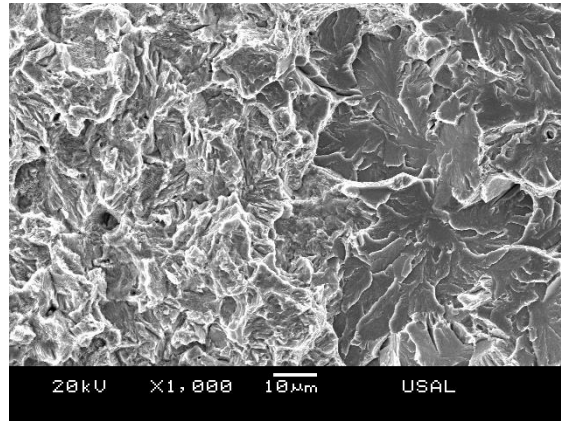


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

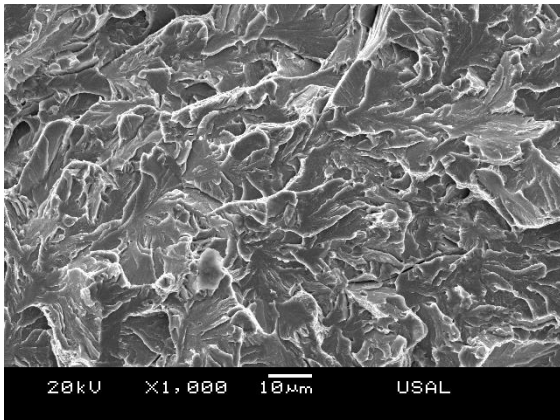
ENSAYO: L0-48-60 (cont.)



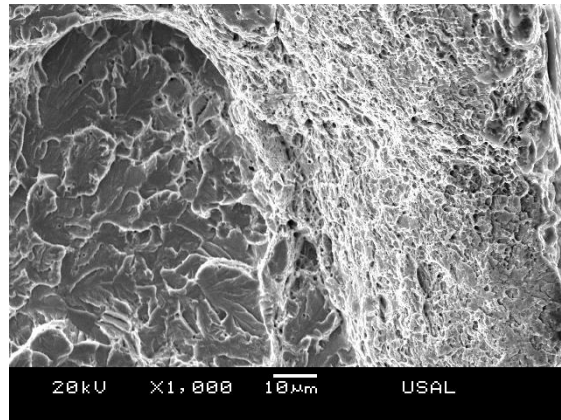
Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).



Fractografía de la superficie de fractura en la zona de transición entre la zona dañada por el ambiente y el clivaje final.



Fractografía de la superficie de clivaje.



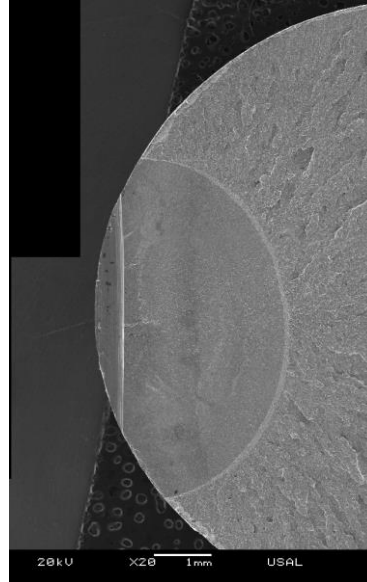
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración

ENSAYO: L0-27-60

Condiciones de ensayo

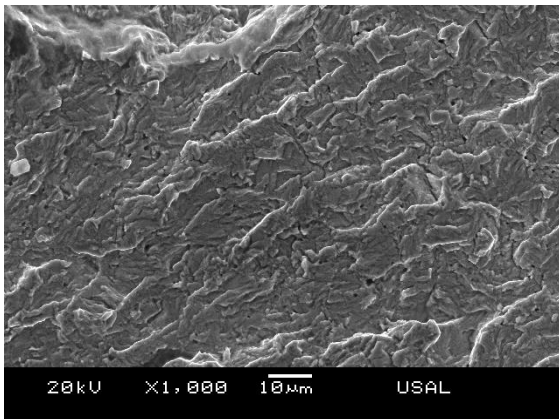
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

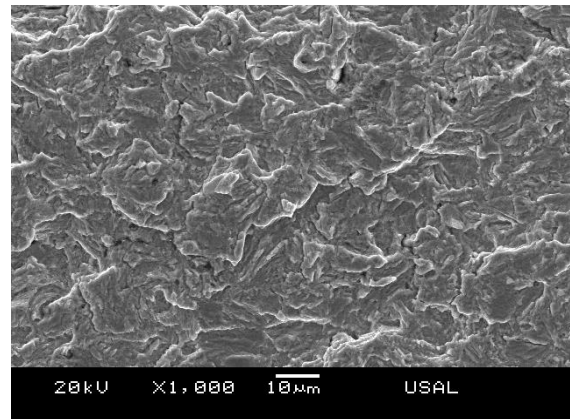


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
53.92	245504	3.634	0.9873	0.2840	0.9687	0.2894	11.080

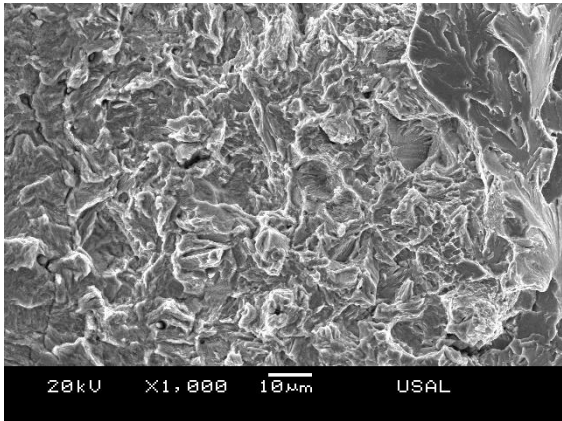


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

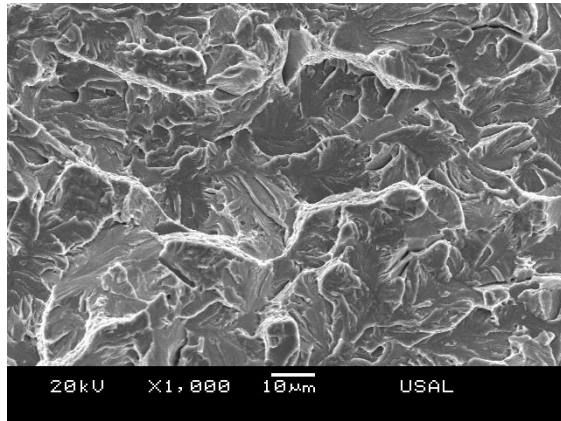


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .

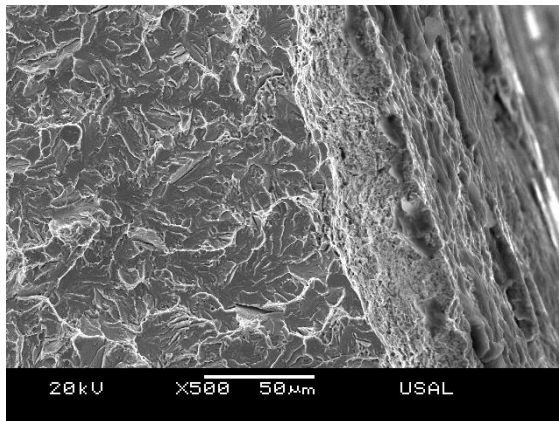
ENSAYO: L0-27-60 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL)



Fractografía de la superficie de clivaje.



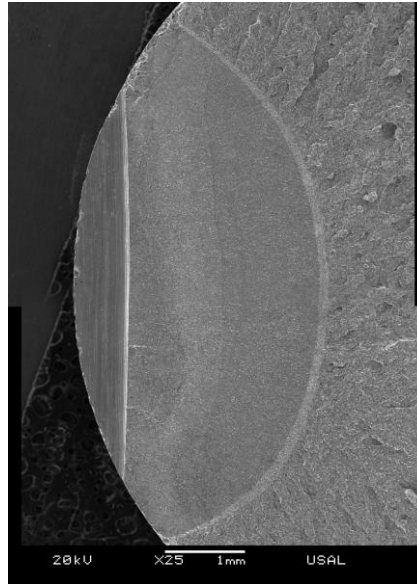
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-45-40

Condiciones de ensayo

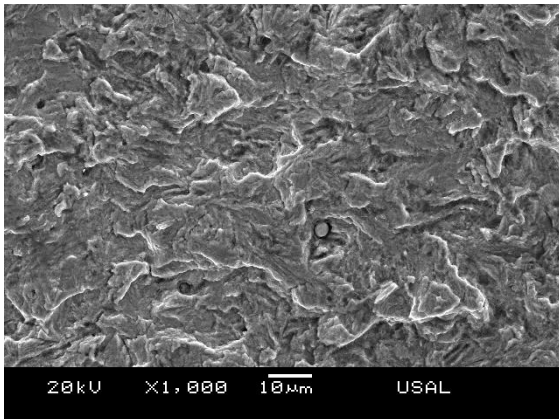
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

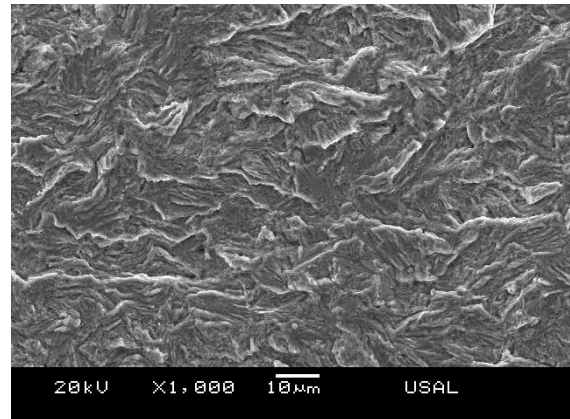


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
53.28	250625	3.602	0.8804	0.2924	0.8917	0.3023	11.100

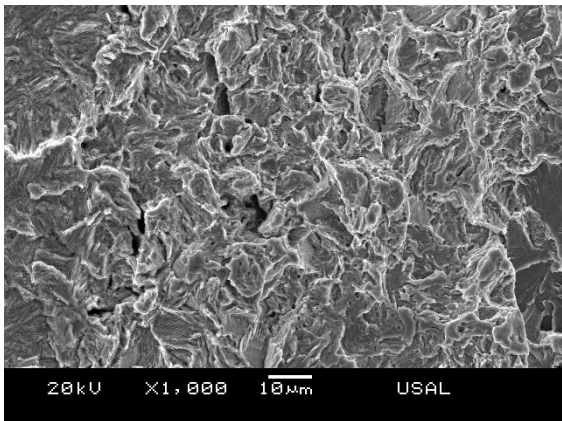


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

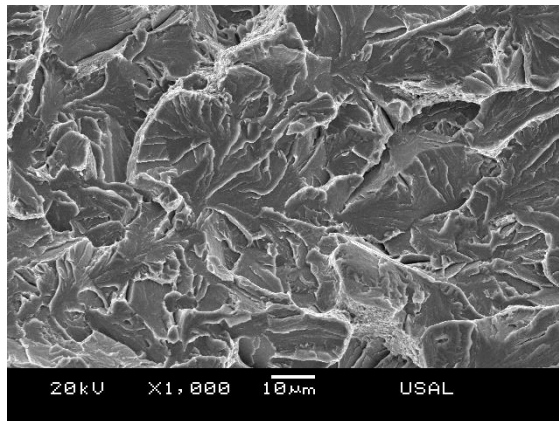


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

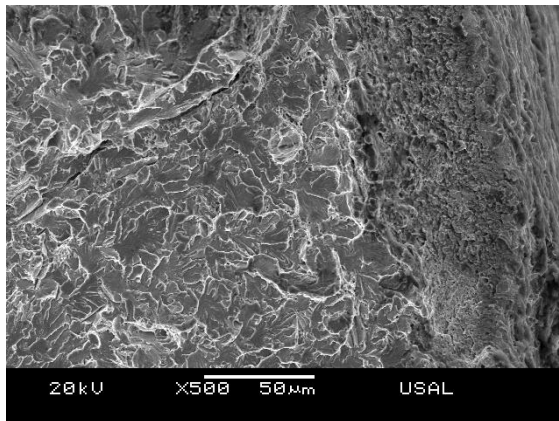
ENSAYO: L0-45-40 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).



Fractografía de la superficie de clivaje.



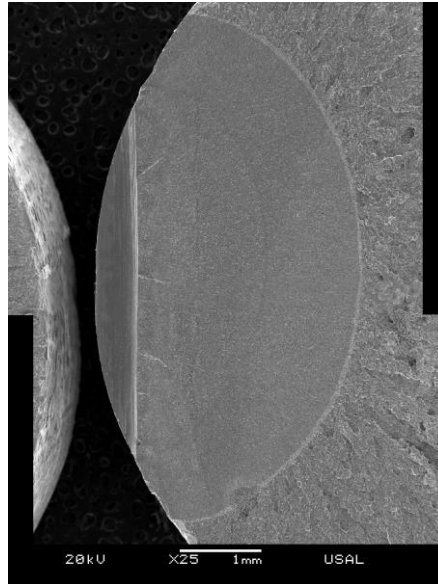
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-23-40

Condiciones de ensayo

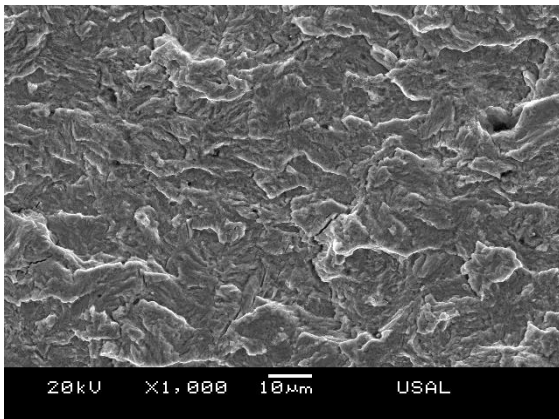
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

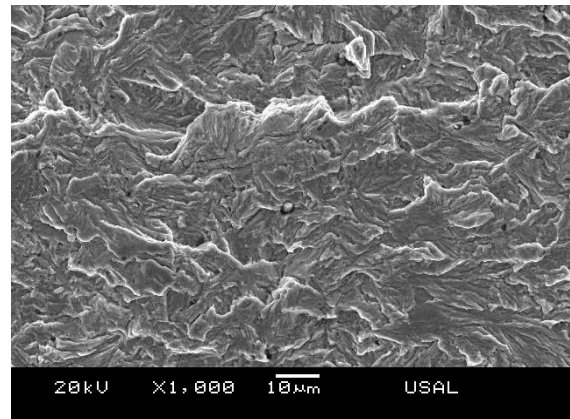


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
53.28	250625	3.602	0.8804	0.2924	0.8917	0.3023	11.100

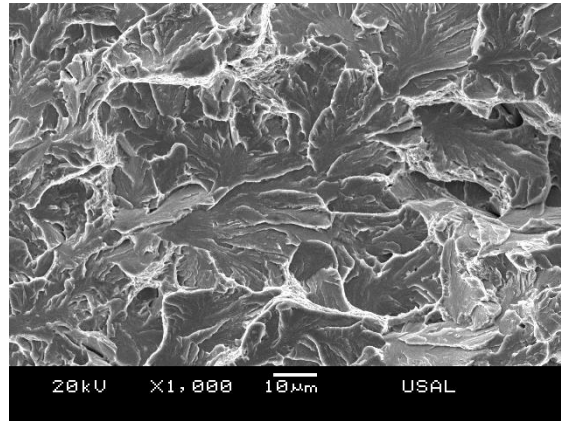
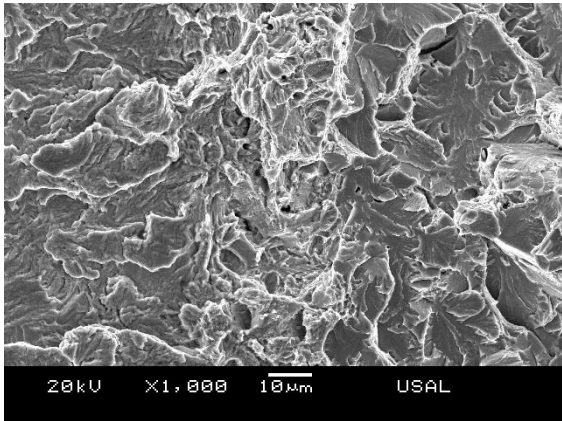


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .



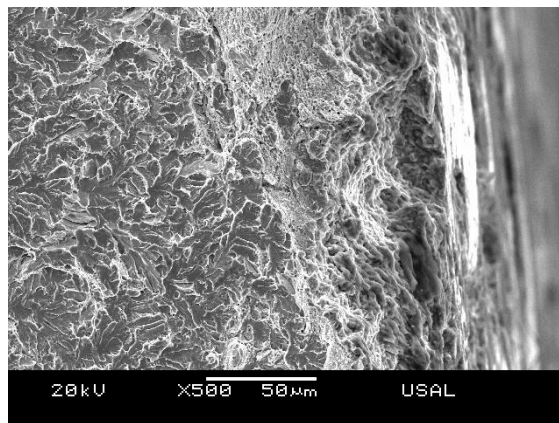
Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

ENSAYO: L0-23-40 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).

Fractografía de la superficie de clivaje.



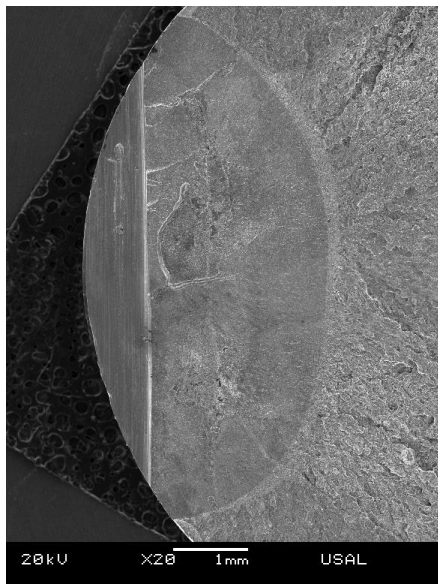
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-22-40

Condiciones de ensayo

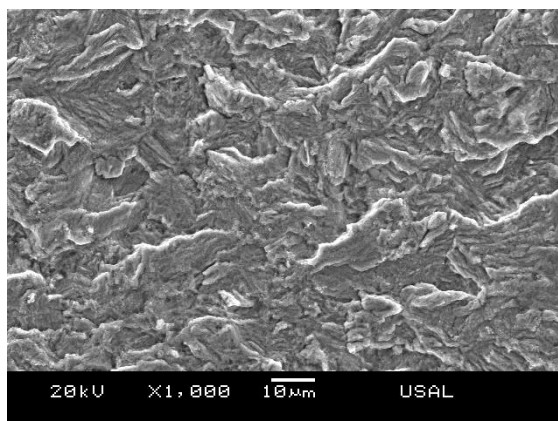
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.



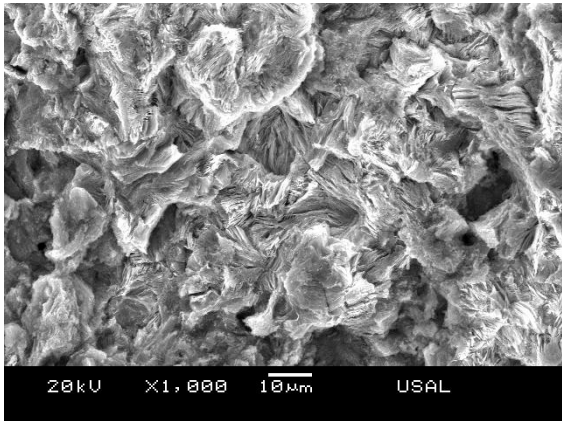
Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
49.63	225537	3.325	0.8769	0.3122	0.9488	0.3378	11.025

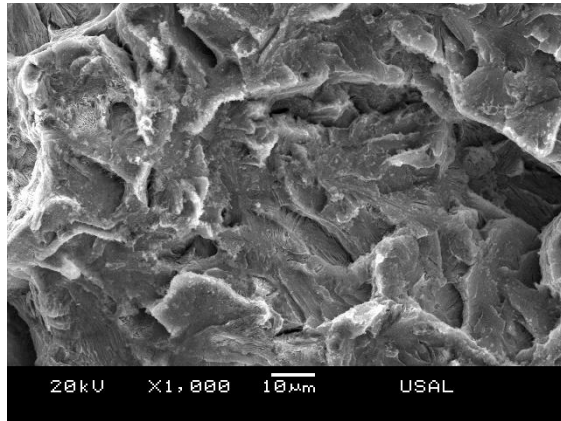


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

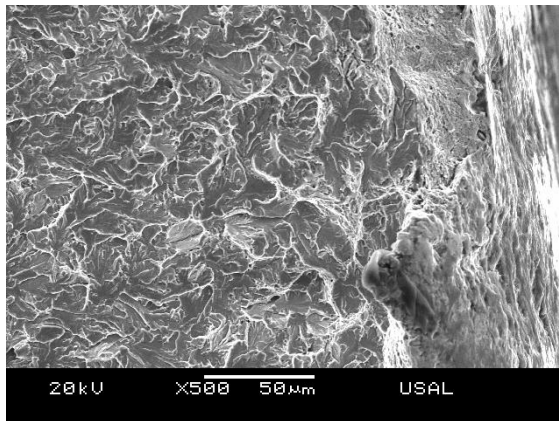
ENSAYO: L0-22-40 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).



Fractografía de la superficie de clivaje.



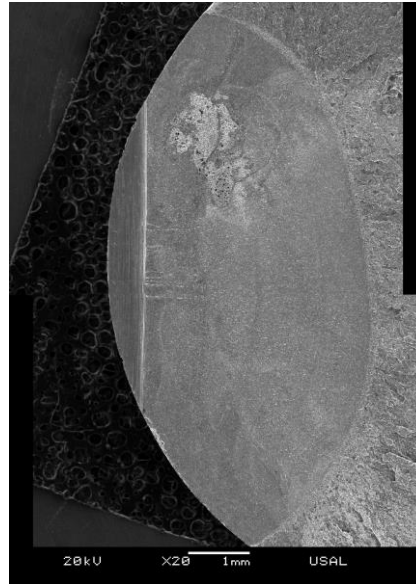
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración.

ENSAYO: L0-39-25

Condiciones de ensayo

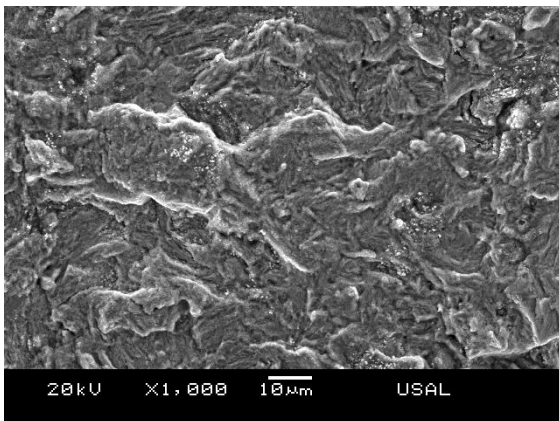
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

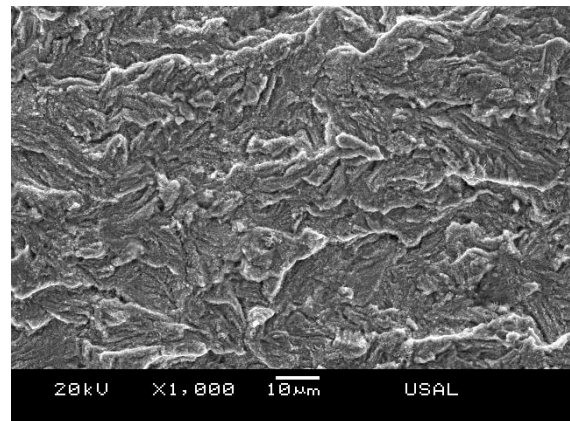


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
41.09	188161	2.798	0.8946	0.3207	0.9601	0.3442	11.020

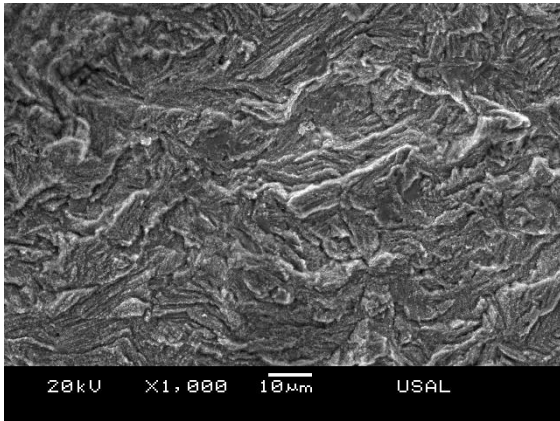


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.80 K_{IC} .

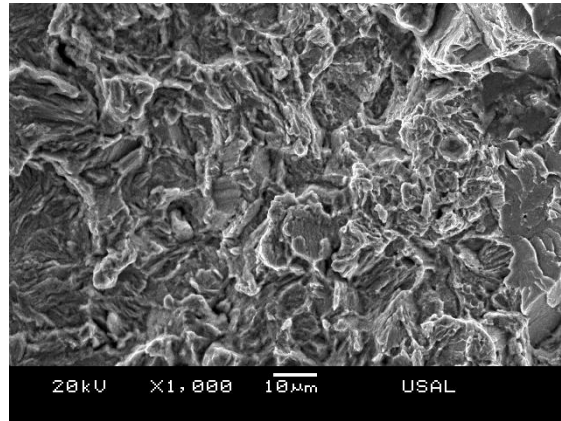


Fractografías de superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC} .

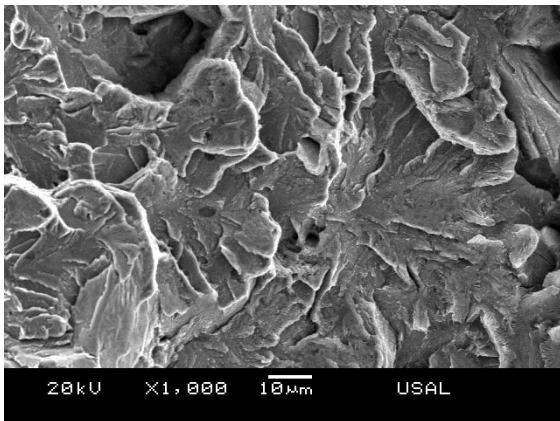
ENSAYO: L0-39-25 (cont.)



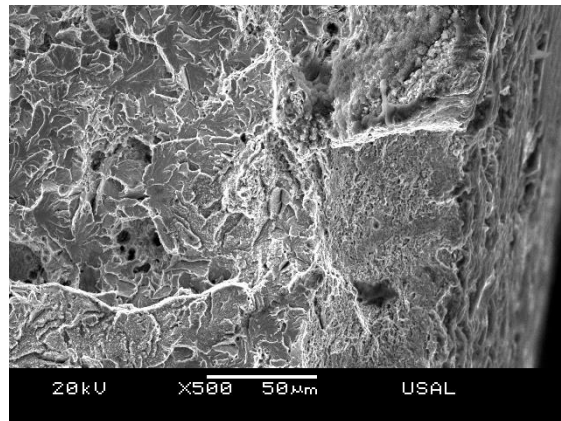
Fractografías de la superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC} .



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL)



Fractografía de la superficie de clivaje.



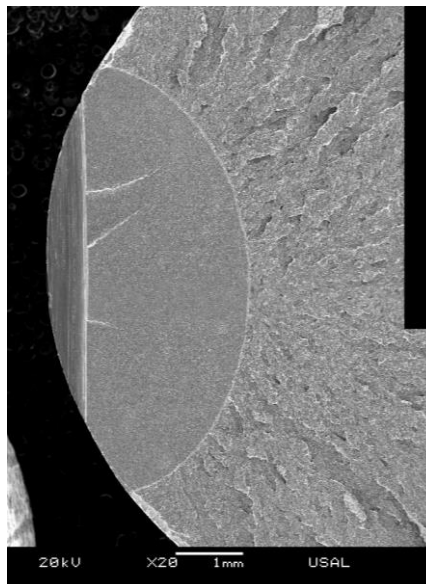
Fractografía de la corona exterior en una zona diametralmente opuesta a la prefisuración

ENSAYO: L0-35-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

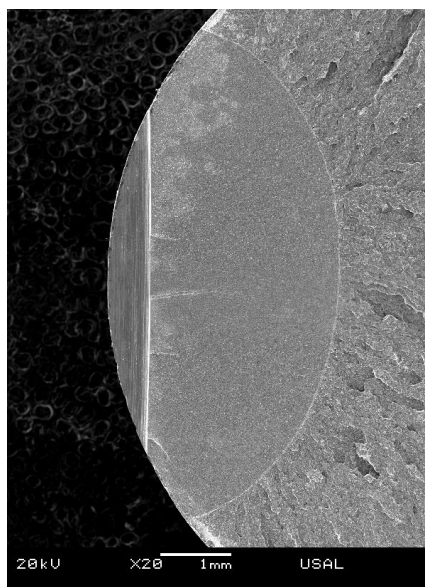
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
62.13	29697	4.483	0.8541	0.259	10.950

ENSAYO: L0-36-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

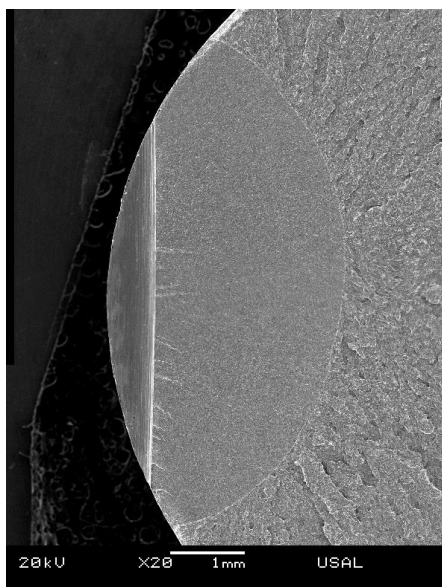
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
58.17	26945	4.080	0.8569	0.2964	11.015

ENSAYO: L0-37-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

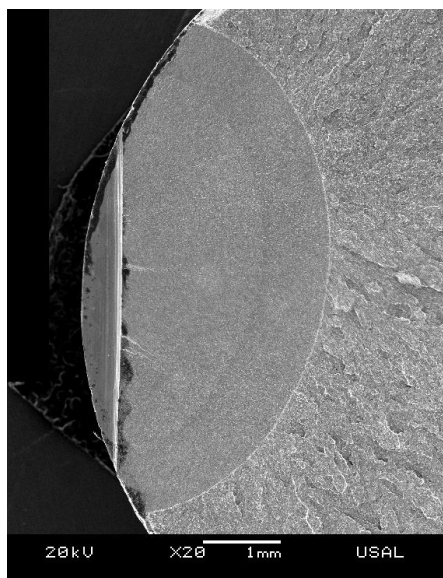
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
53.39	26817	3.693	0.8857	0.2925	11.003

ENSAYO: L0-31-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{mín}	K_{máx}	u_{d-m}(mm·min⁻¹)	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K _{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

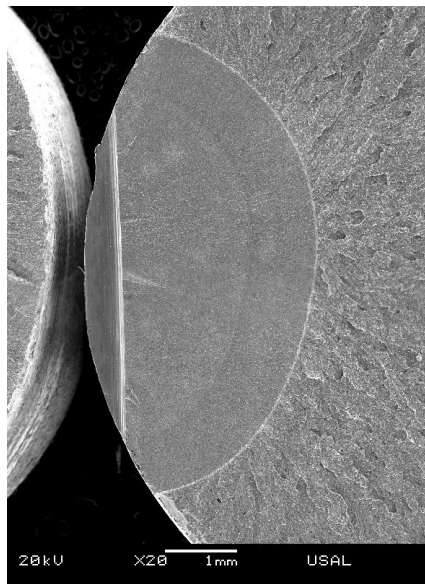
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	(a/b)_{FAT}	(a/D)_{FAT}	D (mm)
54.53	25217	3.790	0.9249	0.2981	11.040

ENSAYO: L0-32-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

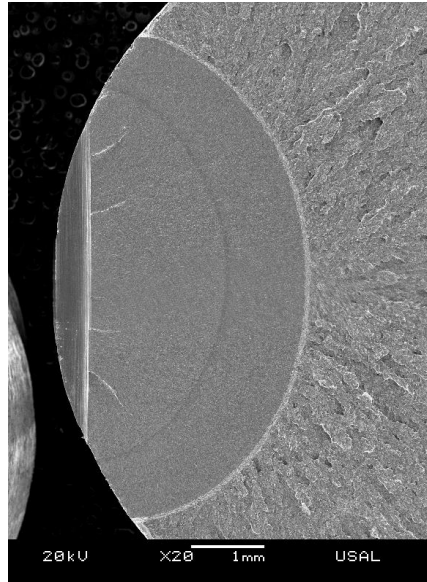
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
57.26	29601	4.132	0.9463	0.2792	11.090

ENSAYO: L0-25-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

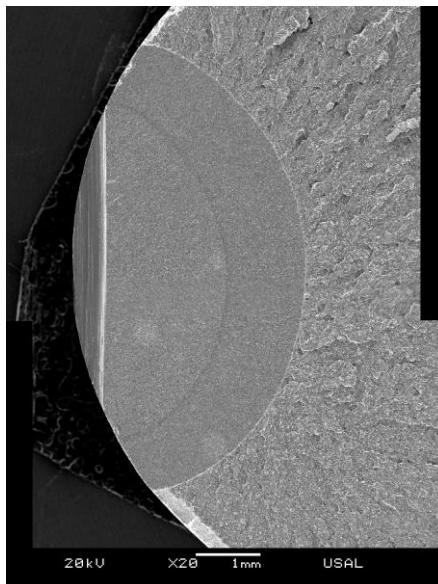
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
58.22	28114	4.145	0.9709	0.3187	11.020

ENSAYO: L0-26-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

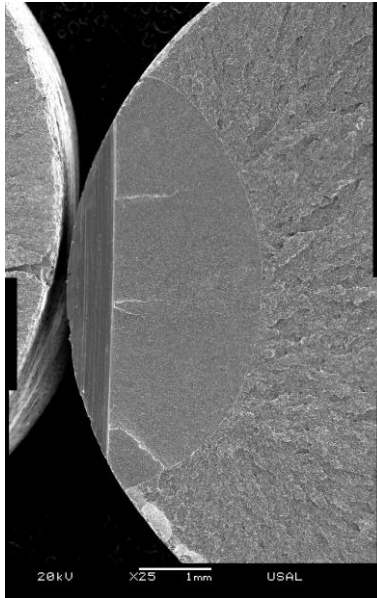
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
48.78	23869	3.479	0.9681	0.3216	11.030

ENSAYO: L0-58-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

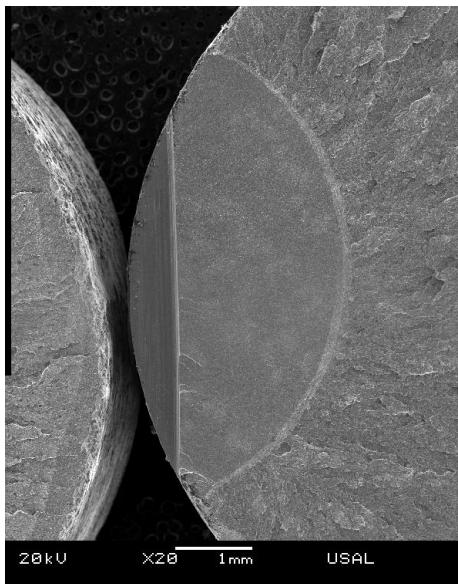
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
52.97	231681	3.477	0.8956	0.2767	10.975

ENSAYO: L0-49-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

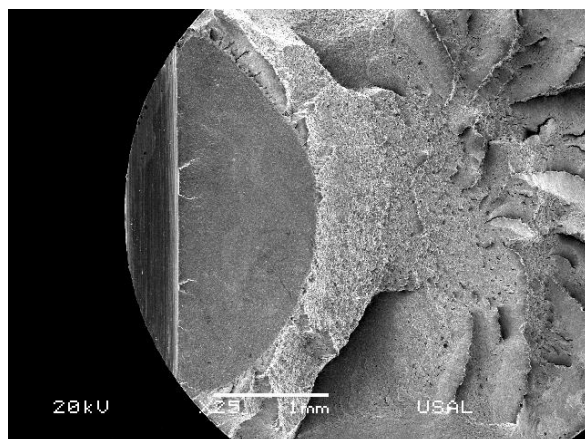
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
65.95	308225	4.757	0.8744	0.2713	10.994

ENSAYO: L7-26-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	$0.40 K_{IC}$	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

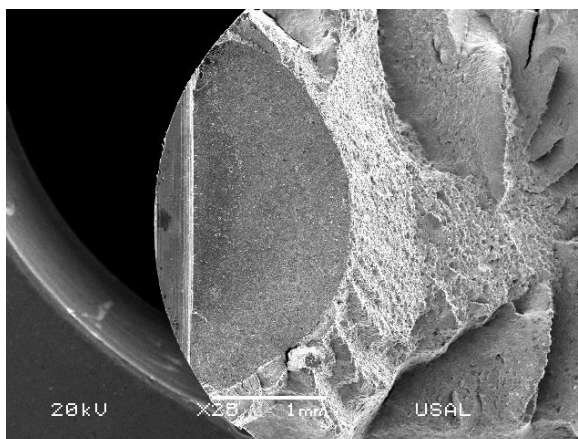
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
16.18	25920	3.269	0.95	0.33	0.9685	0.46	5.04

ENSAYO: L7-25-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

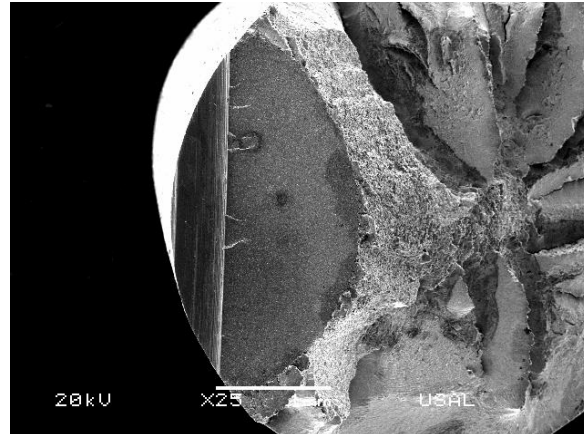
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
16.90	24672	3.352	-	-	-	-	5.04

ENSAYO: L7-39-40

Condiciones de ensayo

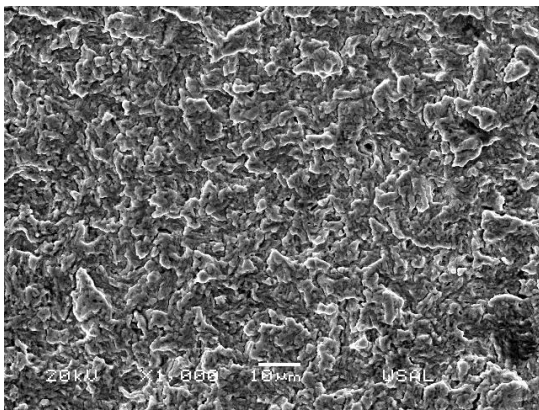
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

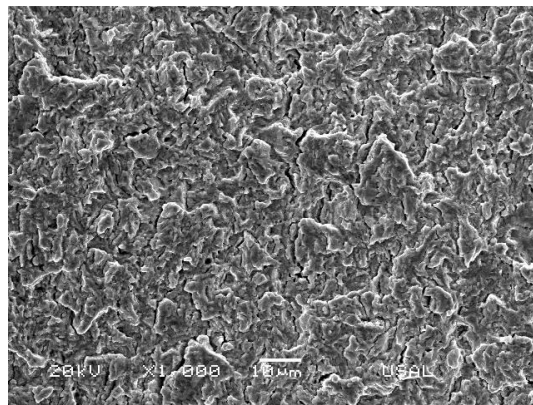


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
18.43	26881	2.744	0.94	0.32	1.001	0.43	5.04

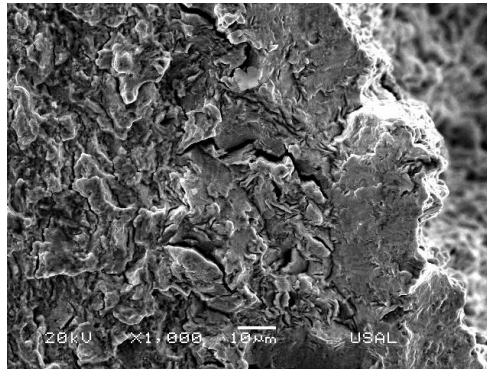


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.60 K_{IC} .



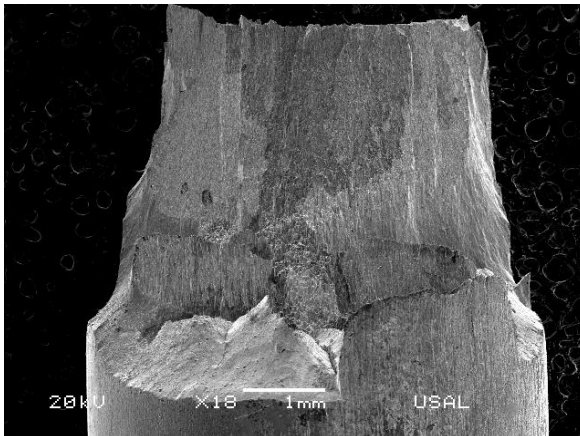
Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .

ENSAYO: L7-39-40 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen catódico (FAH)

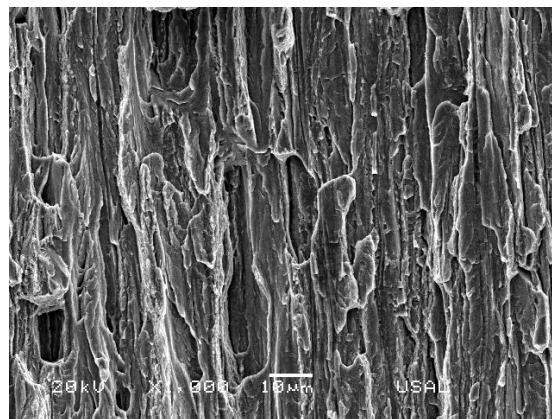
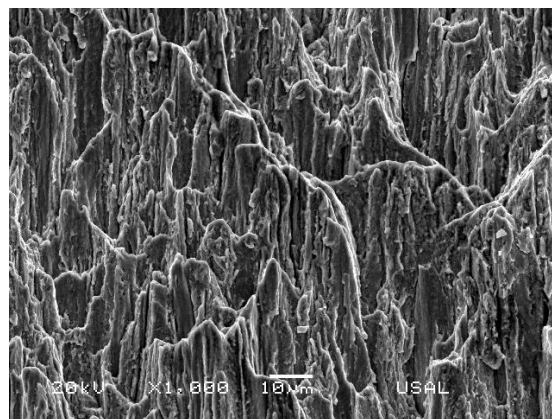
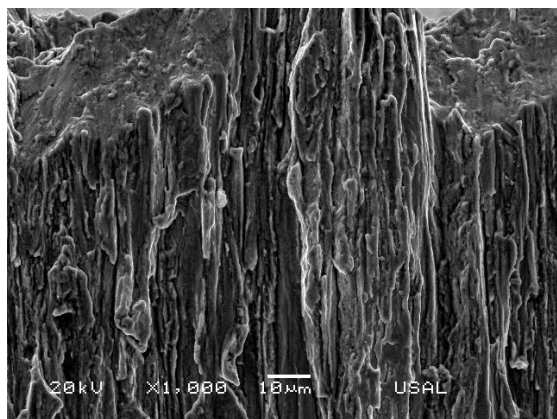
Superficie del alzado de la probeta



h_{FAH} (mm)	$h_{FAH-max}$ (mm)	α_{FAH} (°)
2.238	3.7391	59.1

ENSAYO: L7-39-40 (cont. 2)

Factografías del alzado de la probeta en dirección longitudinal partiendo de la prefisura situada en el alzado en la parte superior.



ENSAYO: L7-27-40

Condiciones de ensayo

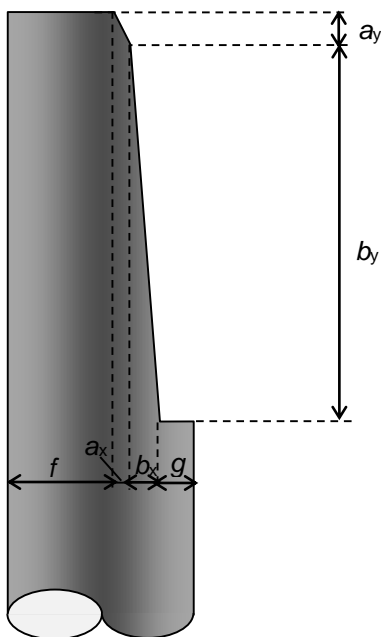
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

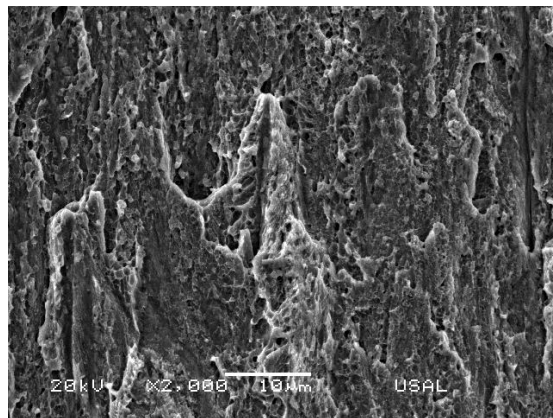
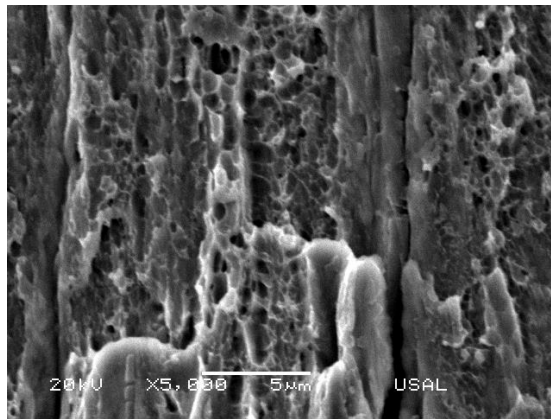
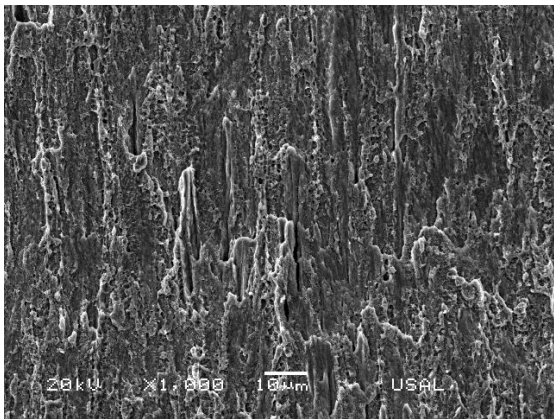
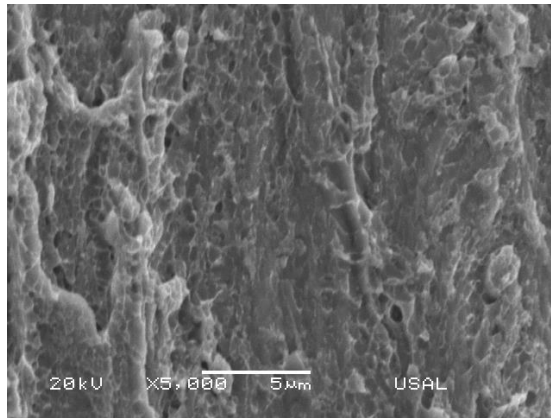
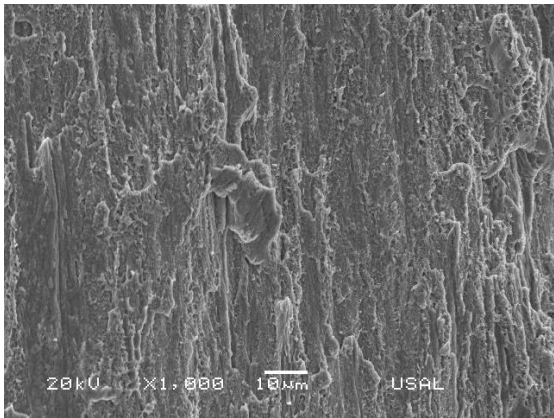
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
20.91	25825	3.734	0.81	0.3	1.092	0.46	5.04



a_x (mm)	a_y (mm)	α_a (°)	b_x (mm)	b_y (mm)	α_b (°)
0.818	2.103	68.8	2.355	30.9	85.6

ENSAYO: L7-27-40 (cont.)

Fractografías efectuadas en el alzado de la probeta.

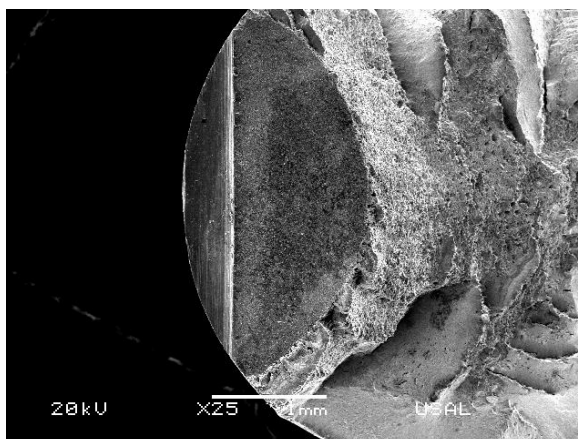


ENSAYO: L7-43-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

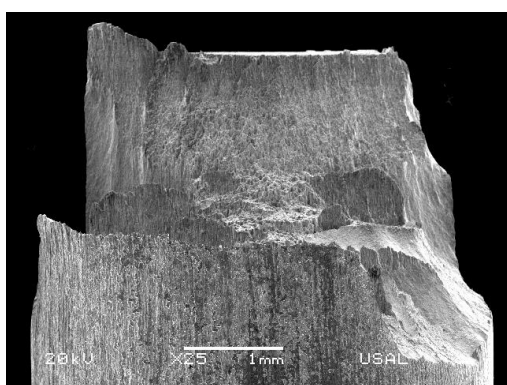
Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
17.30	21761	2.650	0.94	0.32	0.961	0.42	5.04

Superficie del alzado de la probeta



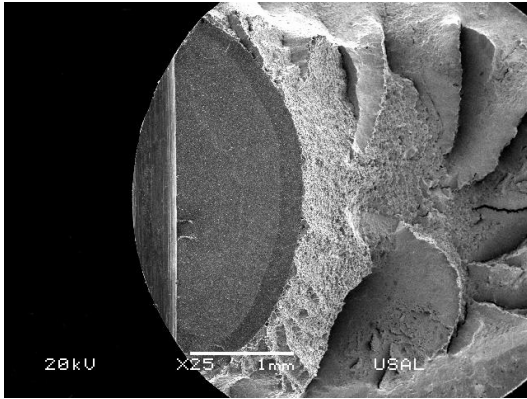
h_{FAH} (mm)	$h_{FAH-max}$ (mm)	α_{FAH} (°)
1.384	1.883	55.7

ENSAYO: L7-45-25

Condiciones de ensayo

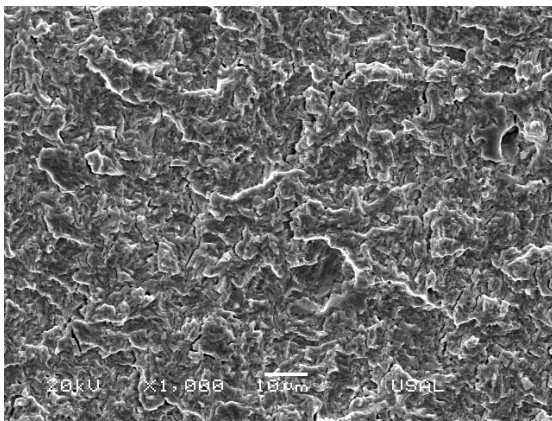
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

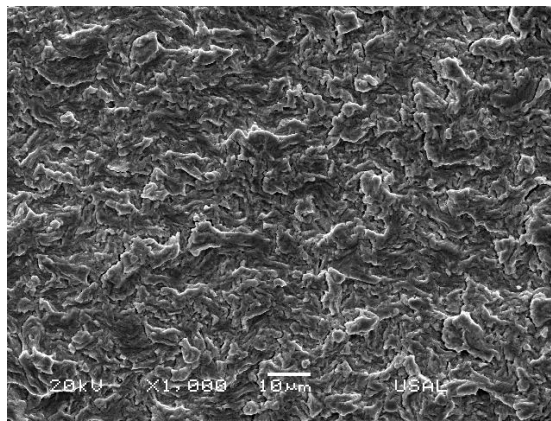


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
18.14	18239	2.848	0.872	0.33	1.014	0.42	5.04

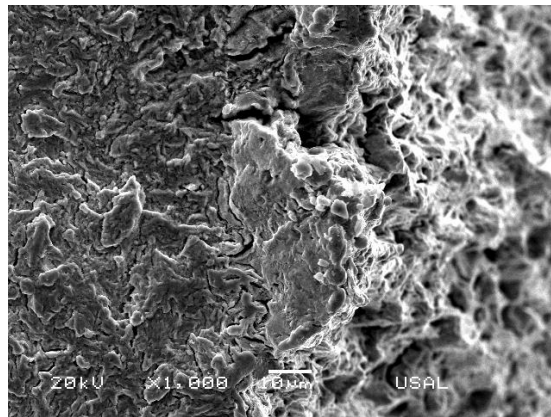


Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC}



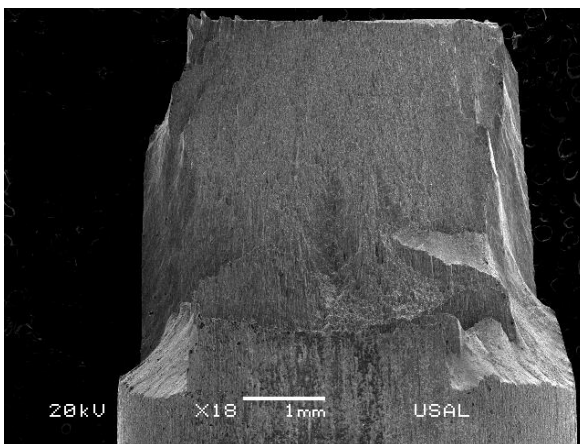
Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC}

ENSAYO: L7-45-25 (cont.)



Fractografía de la superficie dañada por un ambiente en régimen catódico (FAH)

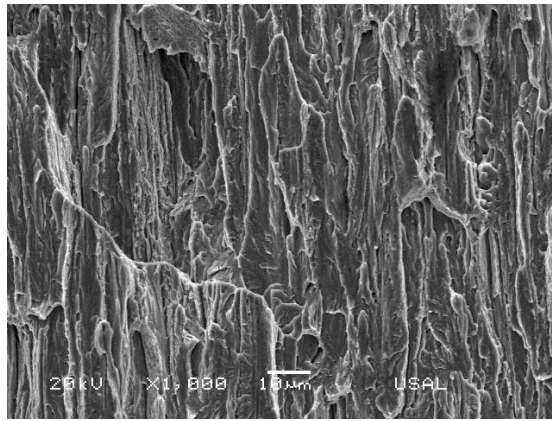
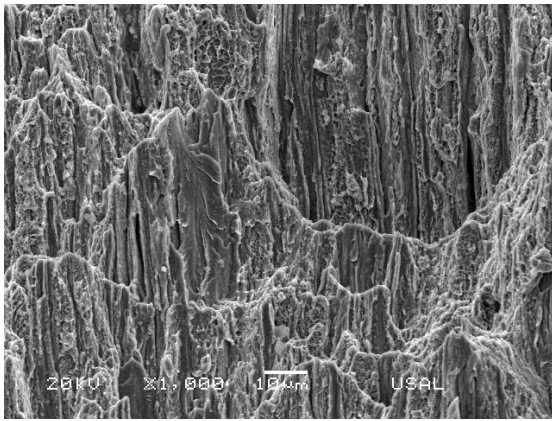
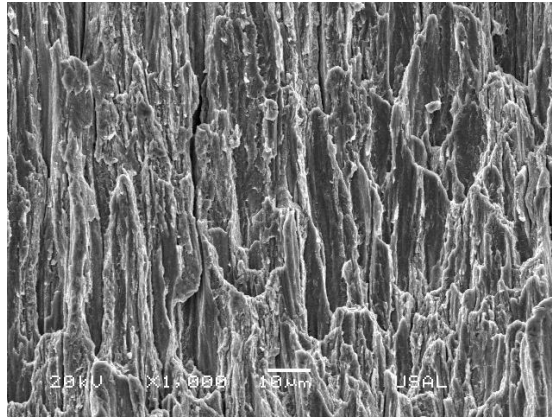
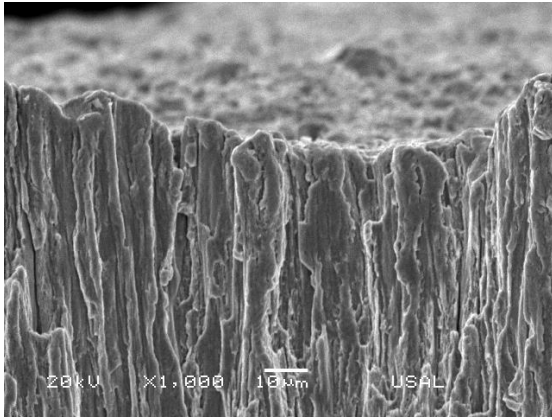
Superficie del alzado de la probeta



h_{FAH} (mm)	h_{FAH-max} (mm)	α_{FAH} (°)
2.599	3.723	71.3

ENSAYO: L7-45-25 (cont.)

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta longitudinal partiendo de la prefisura situada en el alzado en la parte superior.

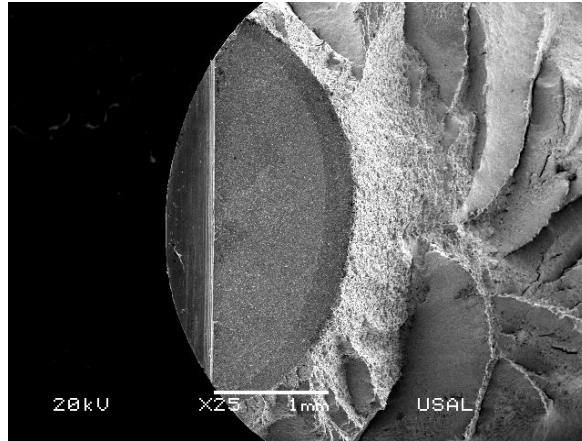


ENSAYO: L7-44-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.01	12.5	-1200

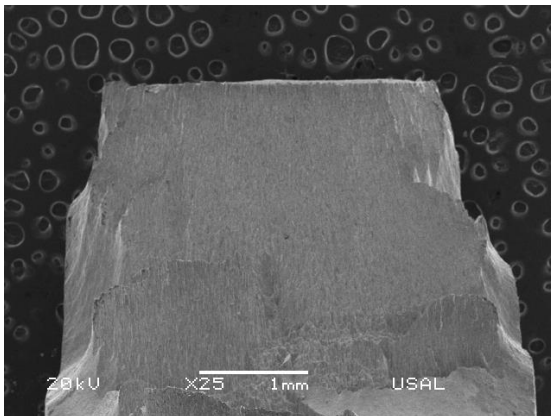
Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
16.42	25793	2.928	0.892	0.33	1.032	0.42	5.04

Superficie del alzado de la probeta



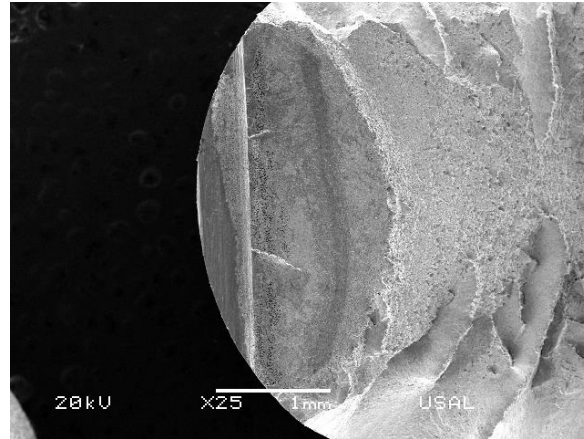
h_{FAH} (mm)	$h_{FAH-max}$ (mm)	α_{FAH} (°)
1.997	-	69

ENSAYO: L7-40-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

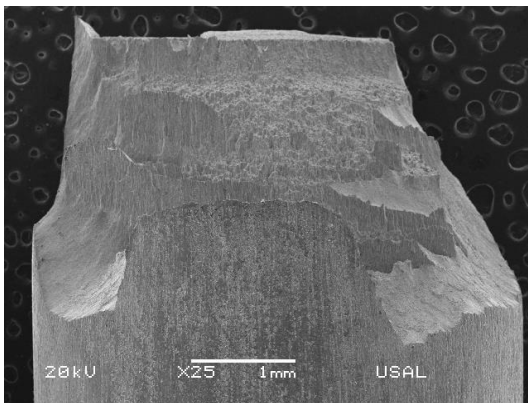
Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
16.01	241049	2.761	0.853	0.33	0.827	0.425	5.04

Superficie del alzado de la probeta



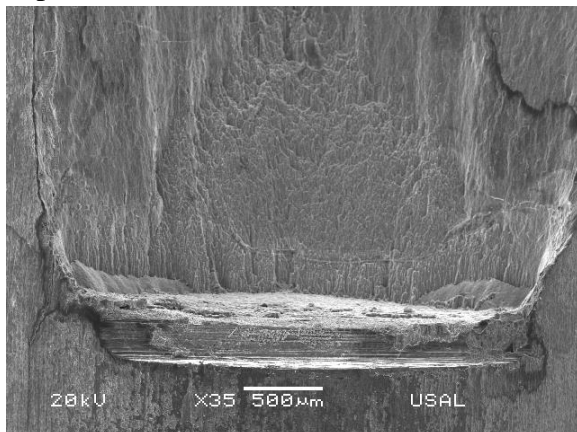
h_{DAL} (mm)	$h_{DAL-max}$ (mm)	α_{DAL} (°)
1.48	-	37.3

ENSAYO: L7-36-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie del alzado de fractura de la muestra.

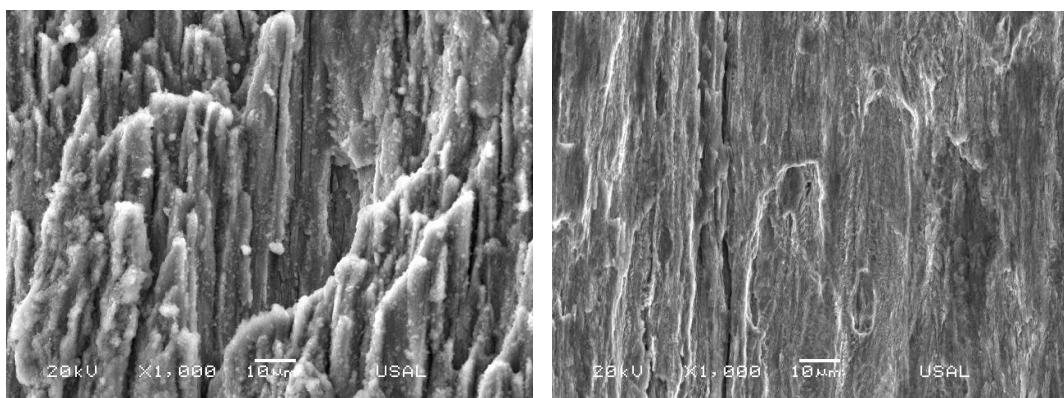


h_{DAL} (mm)	$h_{DAL-max}$ (mm)	α_{DAL} (°)
12.07	-	86.5

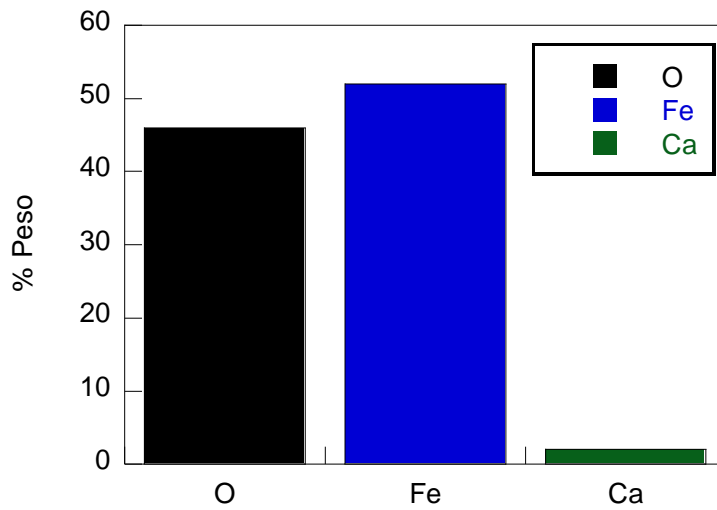
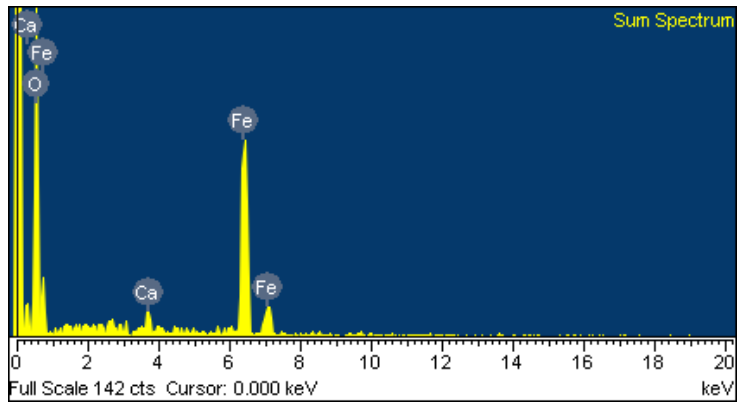
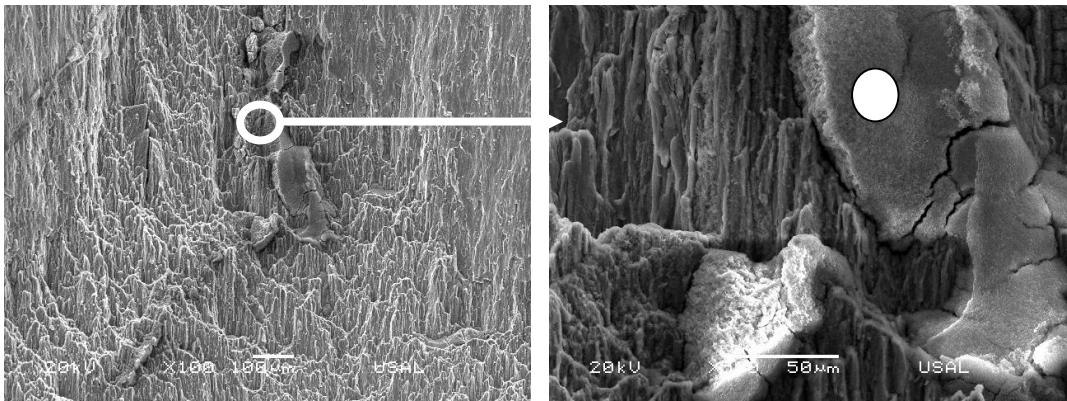
Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
23.604	325633	3.612	-	0.351	-	0.673	5.04

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta.



ENSAYO: L7-36-40 (cont.)

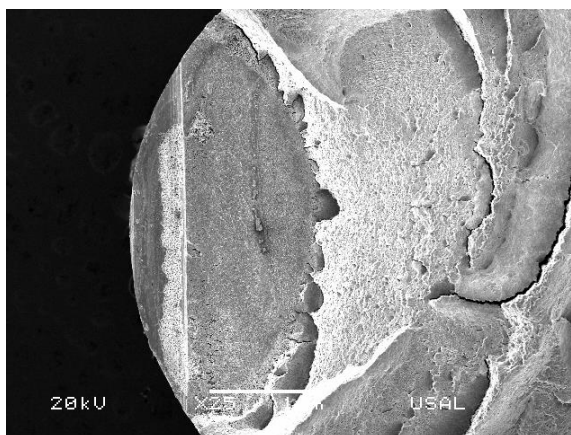


ENSAYO: L7-34-40

Condiciones de ensayo

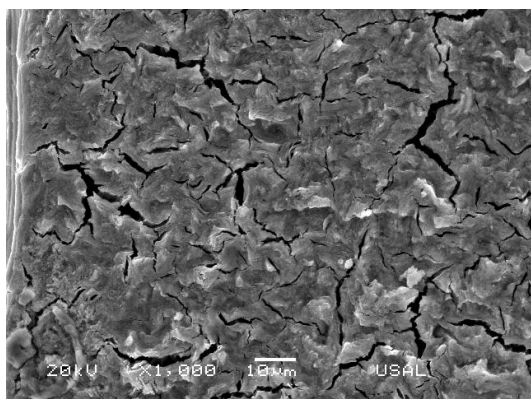
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

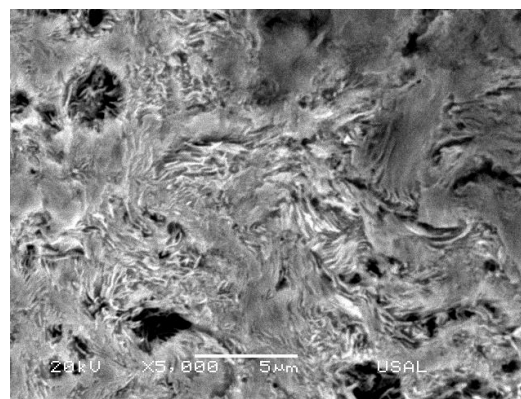


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
19.65	249601	2.773	0.795	0.299	0.812	0.359	5.04



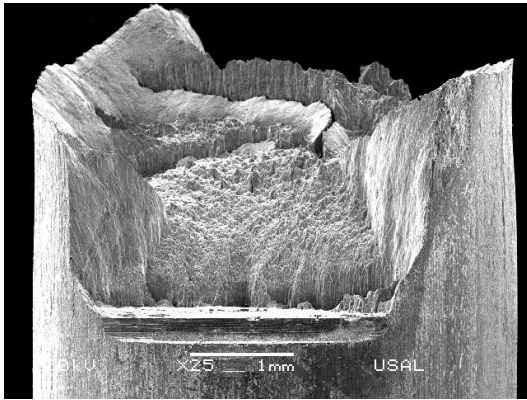
Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.40 K_{IC} .



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente anódico (DAL).

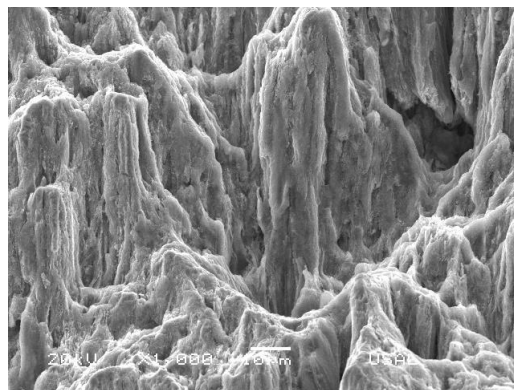
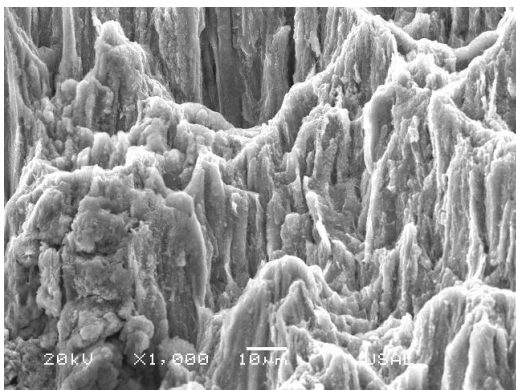
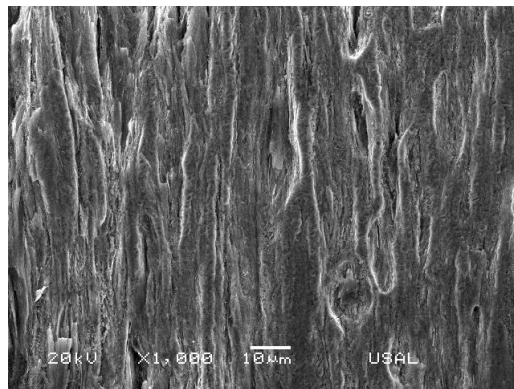
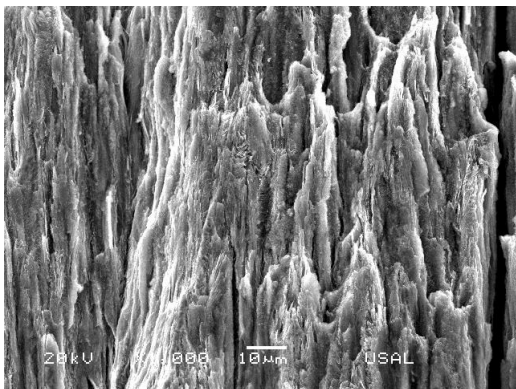
ENSAYO: L7-34-40 (cont.)

Superficie del alzado de fractura de la muestra.



h_{DAL} (mm)	$h_{DAL-max}$ (mm)	α_{DAL} (°)
1.48	-	37.3

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta.

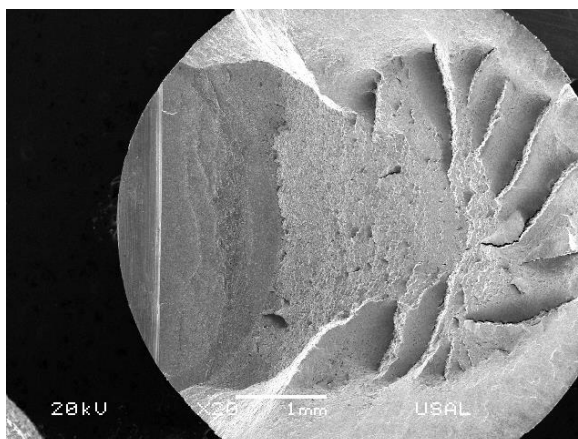


ENSAYO: L7-50-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.001	12.5	-400

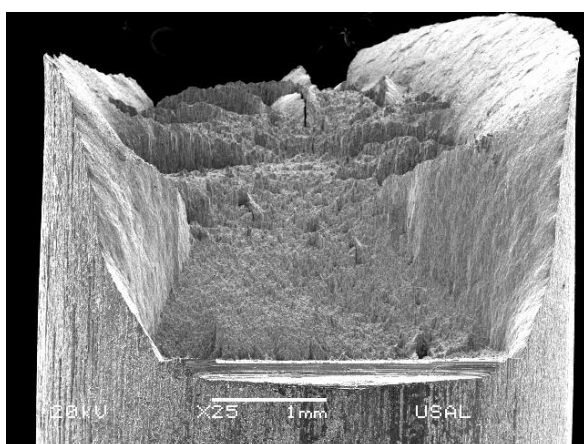
Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
15.31	230913	2.771	0.831	0.35	0.82	0.475	5.04

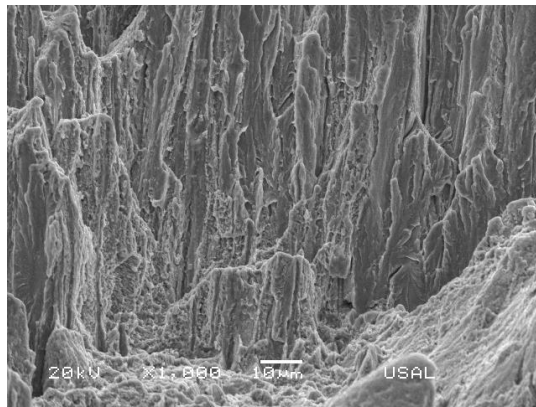
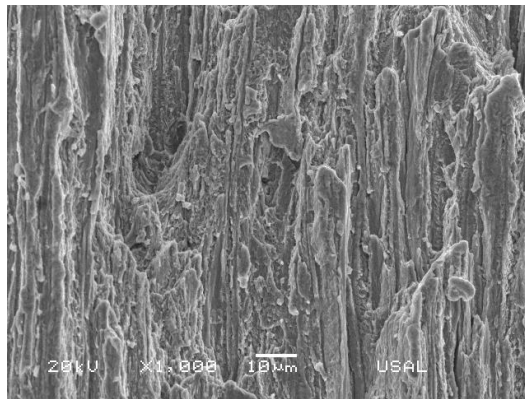
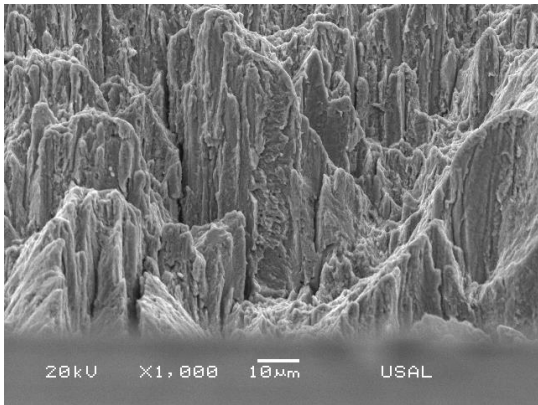
Superficie del alzado de fractura de la muestra.



h_{DAL} (mm)	$h_{DAL-max}$ (mm)	α_{DAL} (°)
1.731	-	40.32

ENSAYO: L7-50-25 (cont.)

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta.

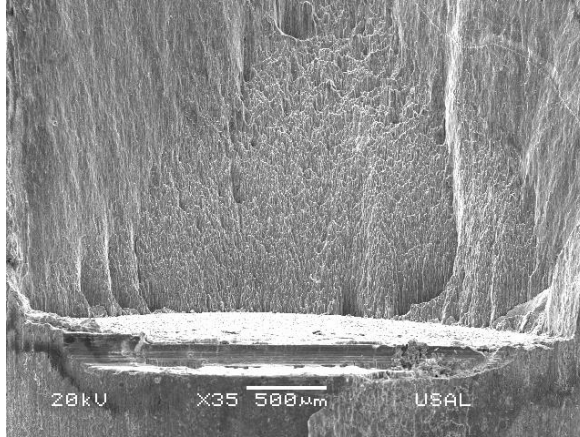


ENSAYO: L7-51-25

Condiciones de ensayo

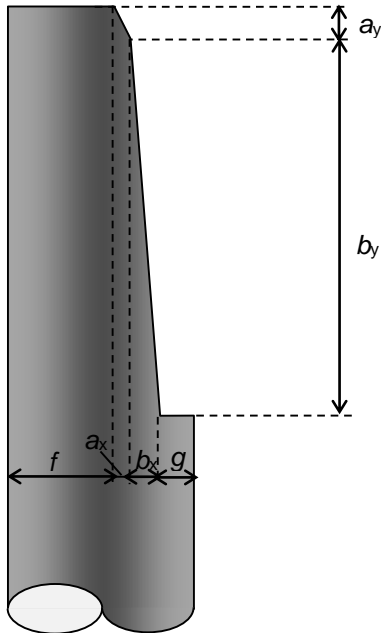
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

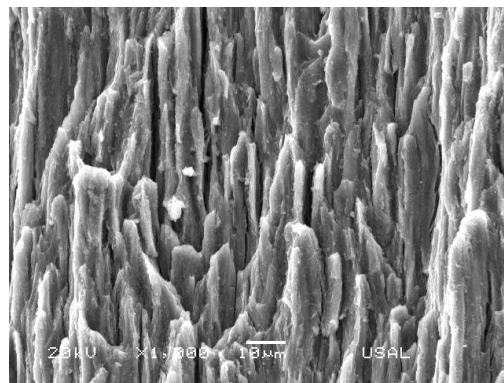
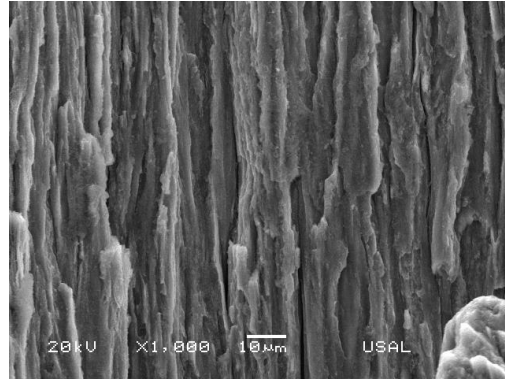
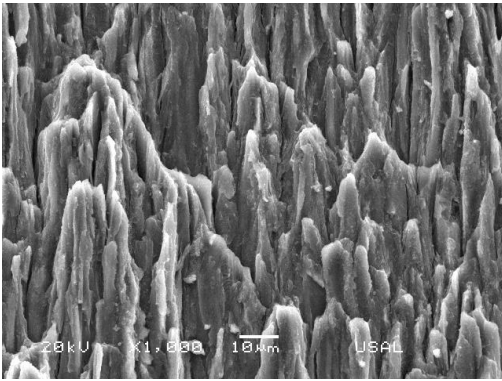
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
22.72	347137	3.663	-	0.341	-	-	5.04



a_x (mm)	a_y (mm)	α_a (°)	b_x (mm)	b_y (mm)	α_b (°)
0.593	1.765	71.4	0.994	36.385	88.4

ENSAYO: L7-51-25 (cont.)

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta.



ENSAYO: L7-47-25

Condiciones de ensayo

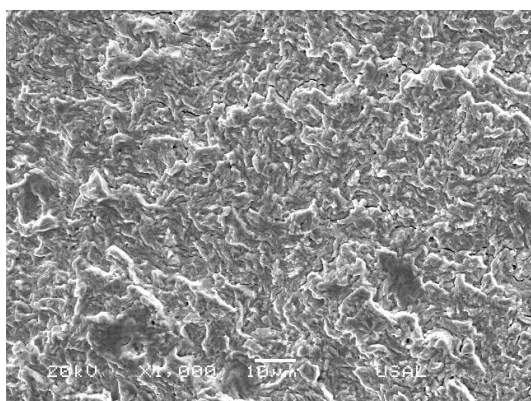
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.

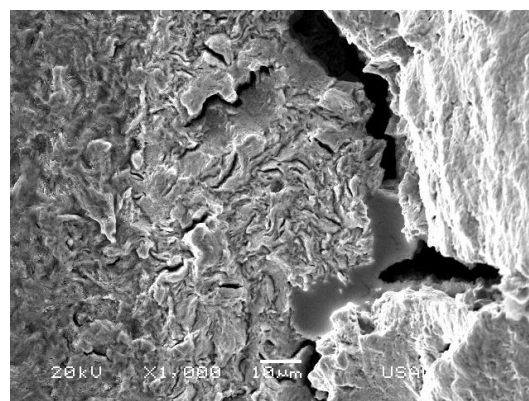


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
16.11	280577	2.596	0.903	0.35	1.096	0.526	5.04



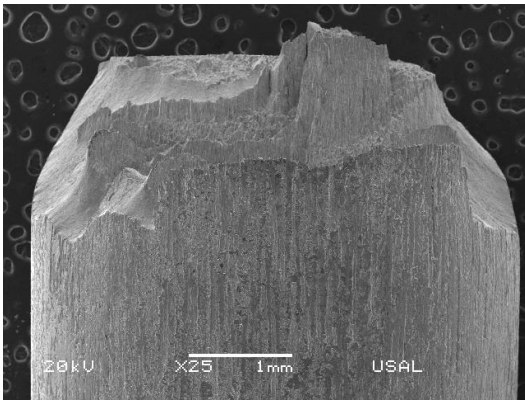
Fractografía de superficie de prefisuración por fatiga al 0.25 K_{IC} .



Fractografía de la superficie dañada por el ambiente en régimen anódico (DAL).

ENSAYO: L7-47-25 (cont.)

Superficie del alzado de fractura de la muestra.



h_{DAL} (mm)	$h_{DAL-max}$ (mm)	α_{DAL} (°)
0.278	-	17.27

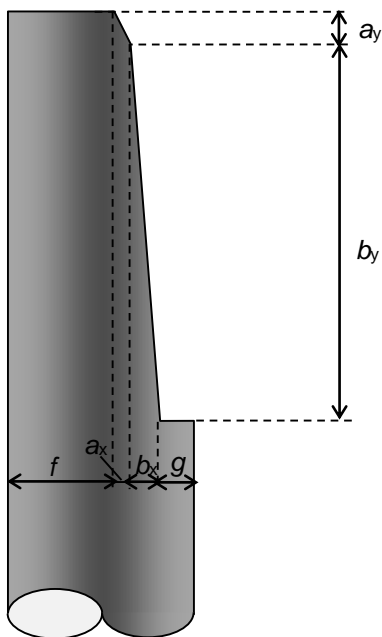
ENSAYO: L7-48-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	$0.25 K_{IC}$	0.001	12.5	-400

Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
23.027	257025	3.502	-	-	-	-	5.04



a_x (mm)	a_y (mm)	α_a (°)	b_x (mm)	b_y (mm)	α_b (°)
0.57	1.898	73.3	0.83	26.24	88.2

ENSAYO: L7-55-25

Condiciones de ensayo

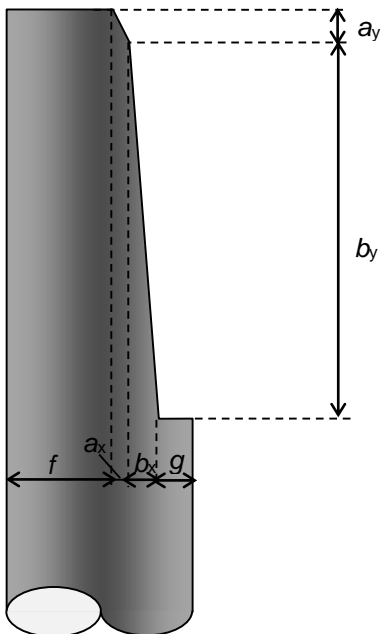
PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	$0.25 K_{IC}$	0.001	12.5	-400

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

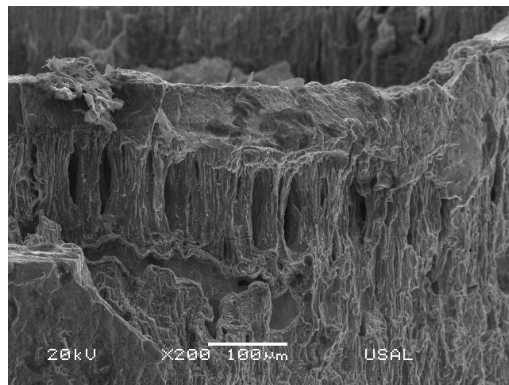
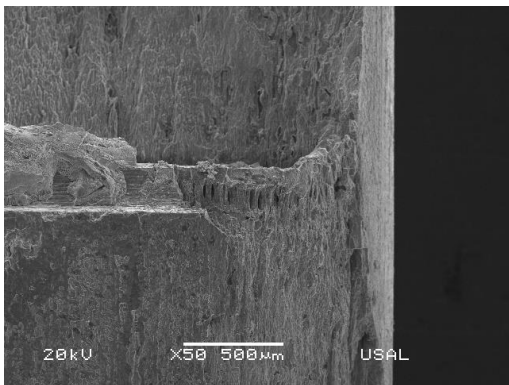
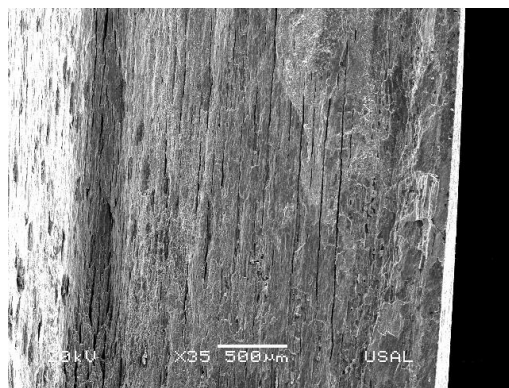
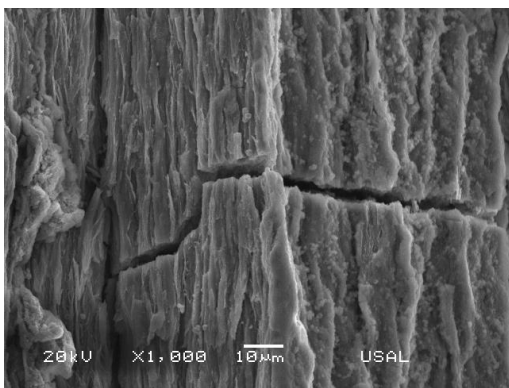
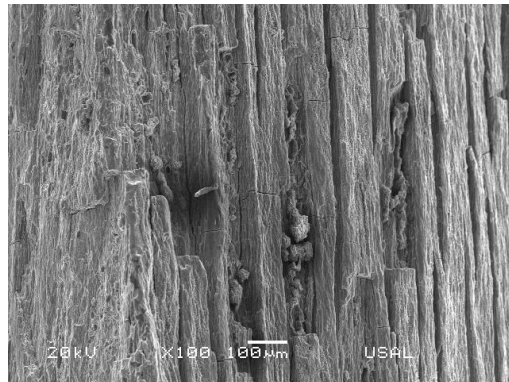
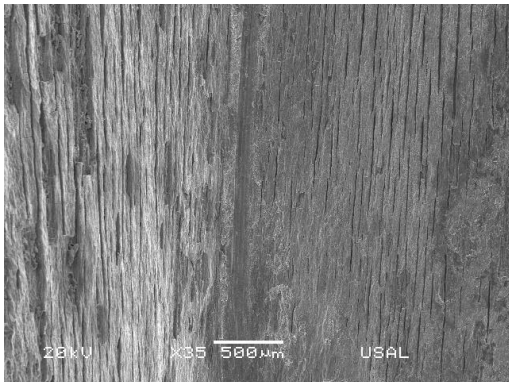
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{DAL}$	$(a/D)_{DAL}$	D (mm)
22.09	269825	3.464	-	-	-	-	5.04



a_x (mm)	a_y (mm)	α_a (°)	b_x (mm)	b_y (mm)	α_b (°)
1.287	3.186	68	1.901	31.12	86.5

ENSAYO: L7-55-25 (cont.)

Fractografías efectuadas en el alzado de fractura de la probeta.

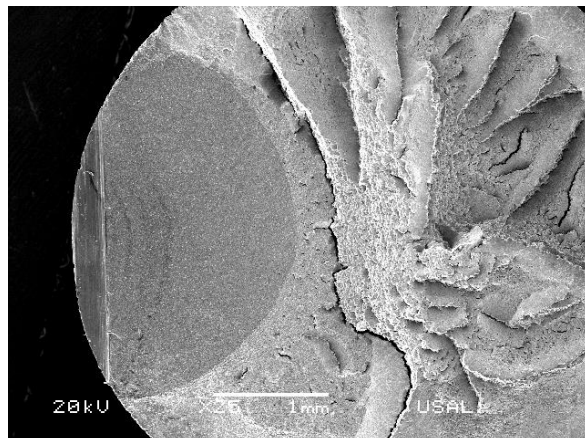


ENSAYO: L7-15-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

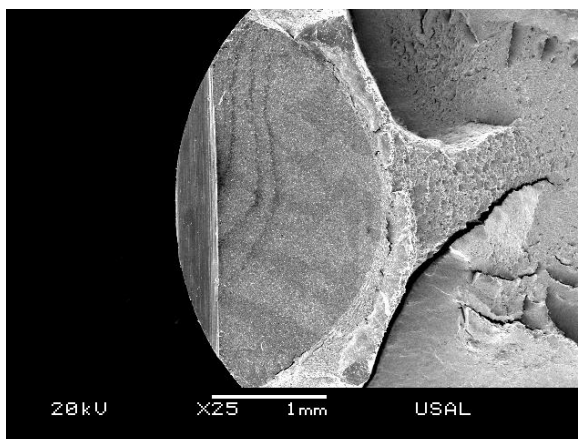
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.04	34432	3.395	-	0.38	5.04

ENSAYO: L7-20-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

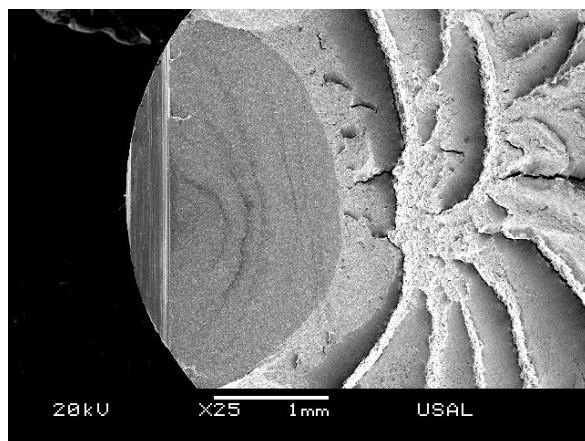
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
21.89	38640	3.768	-	0.35	5.04

ENSAYO: L7-17-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

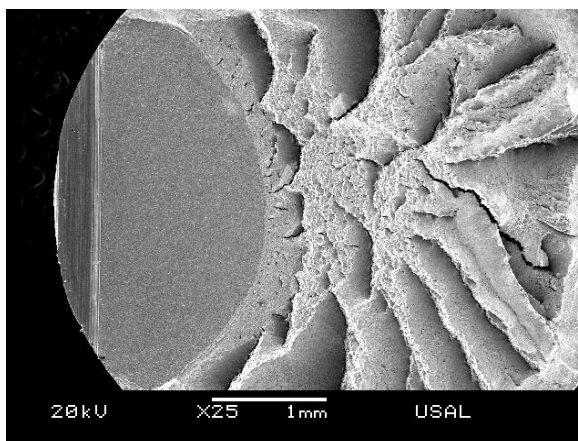
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.54	30584	3.647	-	0.37	5.04

ENSAYO: L7-18-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

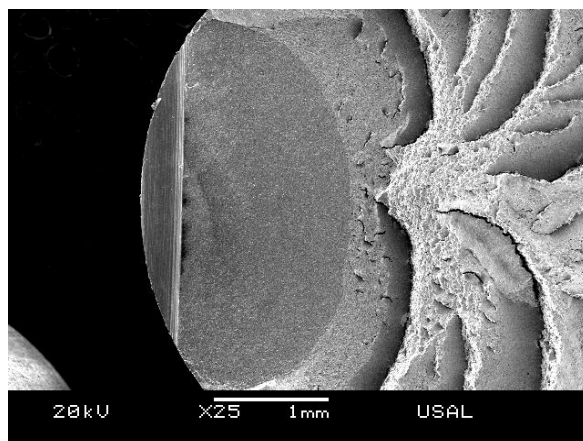
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.81	35700	3.451	-	0.36	5.04

ENSAYO: L7-19-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

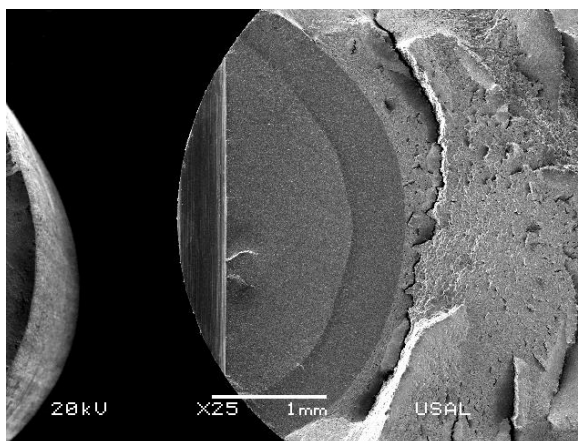
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.08	27368	3.458	-	0.36	5.04

ENSAYO: L7-31-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K_{IC}	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

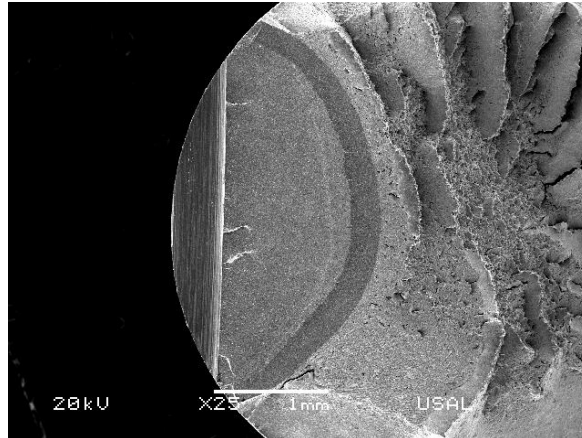
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
16.40	20700	3.156	-	0.39	5.04

ENSAYO: L7-46-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	$0.25 K_{IC}$	0.01	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

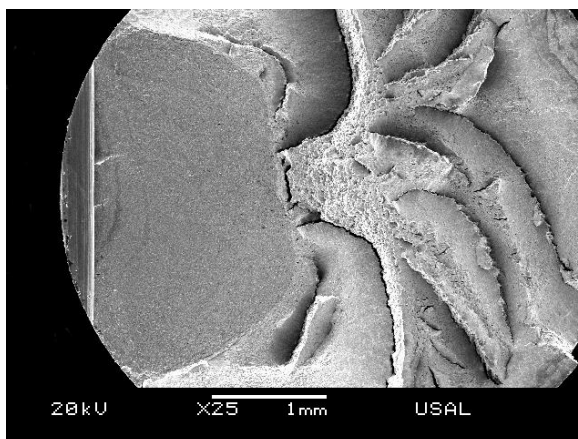
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
17.78	20929	2.679	0.95	0.34	5.04

ENSAYO: L7-04-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

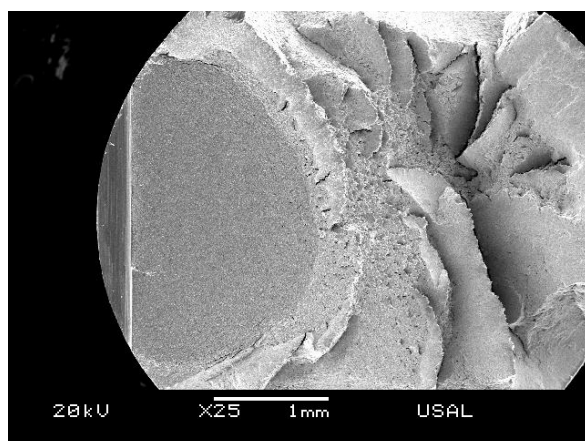
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.59	215553	3.082	-	0.37	5.04

ENSAYO: L7-05-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

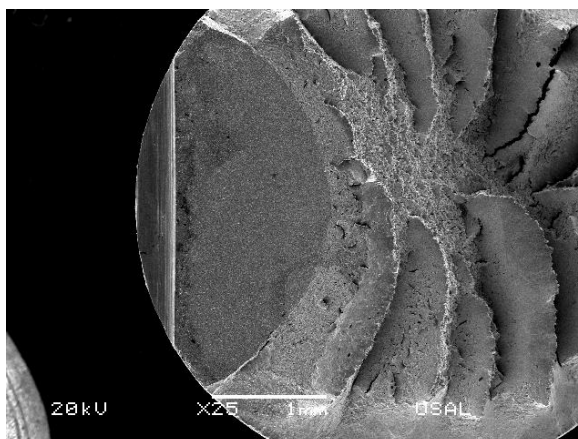
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
19.19	212737	2.770	-	0.372	5.04

ENSAYO: L7-23-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

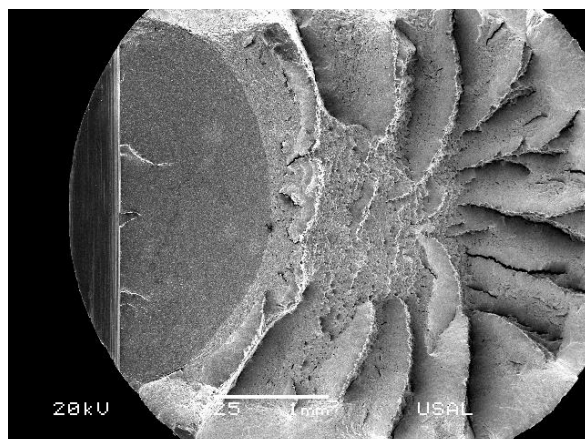
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
21.39	361984	3.691	0.98	0.34	5.04

ENSAYO: L7-35-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	D (mm)
18.81	195073	2.854	0.99	0.34	5.04

ENSAYO: L7-52-25

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{mín}	K_{máx}	u_{d-m}(mm·min⁻¹)	pH	E (mV, ECS)
0	0.25 K _{IC}	0.001	-	-

Superficie de fractura de la muestra.

Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	(a/b)_{FAT}	(a/D)_{FAT}	D (mm)
18.40	188417	2.901	-	-	-

ENSAYO: L0-76-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

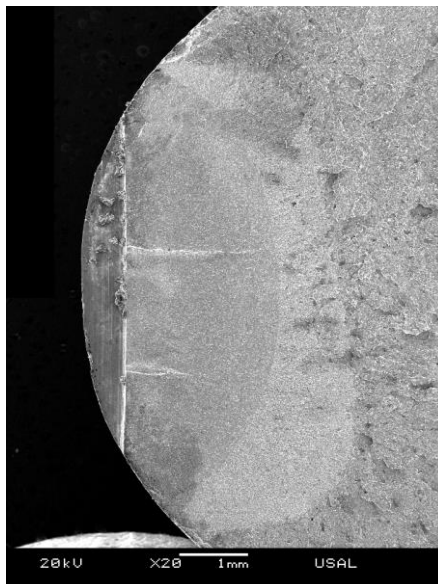
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	773300	-	0.8041	0.26	0.819	0.34	-

ENSAYO: L0-86-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

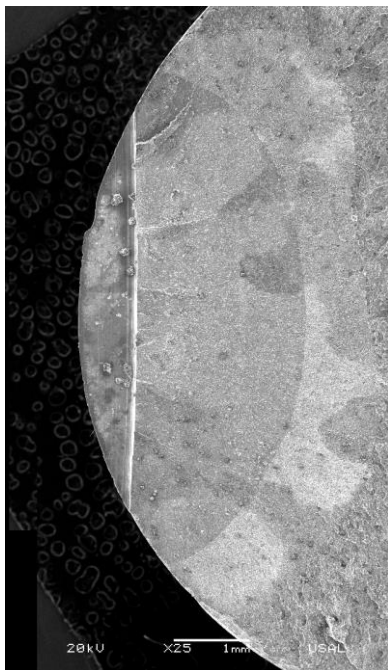
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	18928	-	0.7684	0.27	0.7606	0.348	-

ENSAYO: L0-81-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

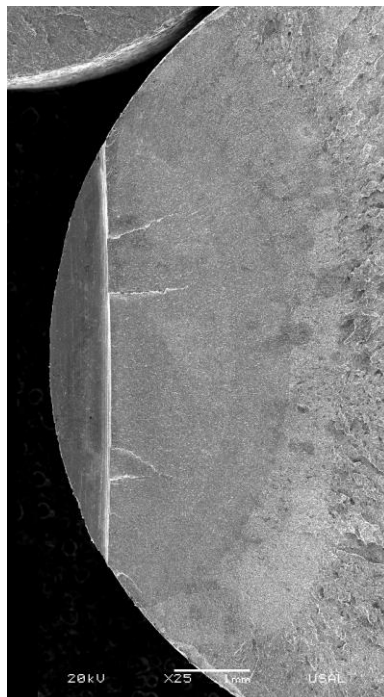
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	319491	-	0.8093	0.278	0.8237	0.3648	11.03

ENSAYO: L0-82-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

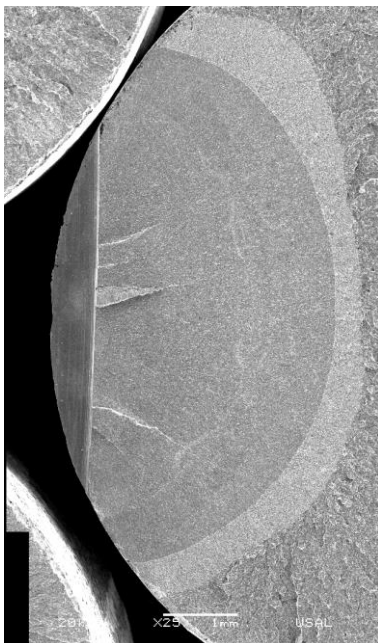
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	16580	-	0.7743	0.2874	0.8686	0.3609	11.03

ENSAYO: L0-91-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

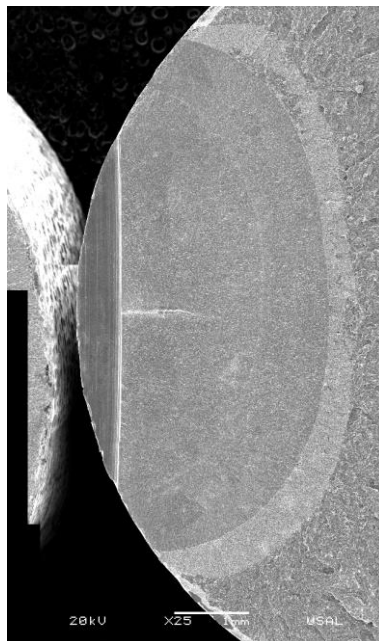
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	16580	-	1	0.3419	0.9065	0.3726	11.03

ENSAYO: L0-89-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

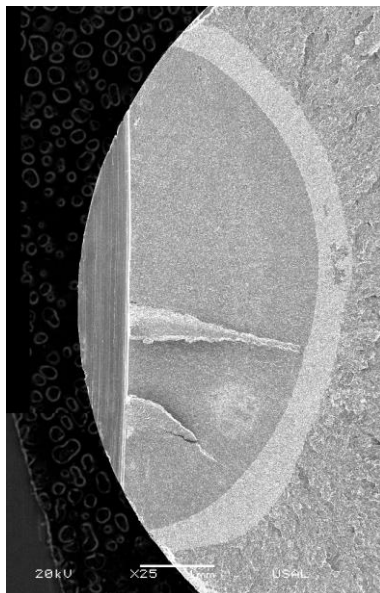
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
39.45	5958	-	0.8866	0.3173	0.8479	0.3558	11.03

ENSAYO: L0-87-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

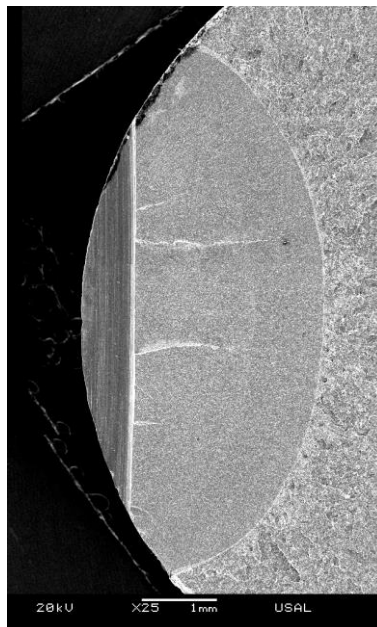
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	5558	-	0.9179	0.2943	0.9072	0.3343	11.03

ENSAYO: L0-84-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

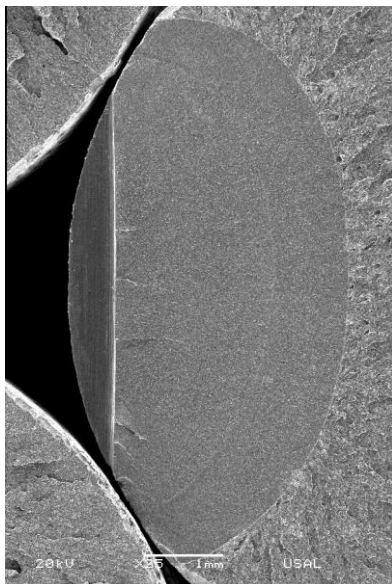
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	556	-	0.8029	0.2997	-	-	11.03

ENSAYO: L0-90-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN			ENSAYO CBT	
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	$0.40 K_{IC}$	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

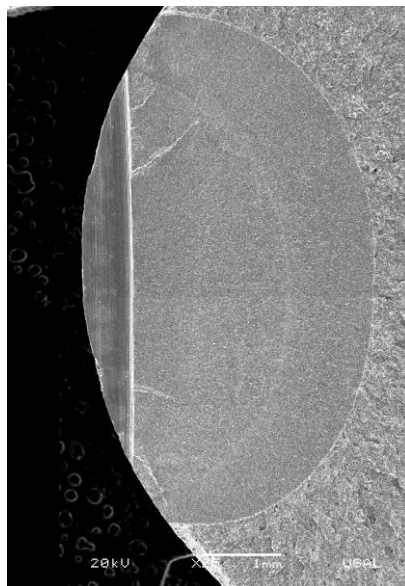
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	-	-	0.9164	0.3351	-	-	11.03

ENSAYO: L0-92-40

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.40 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

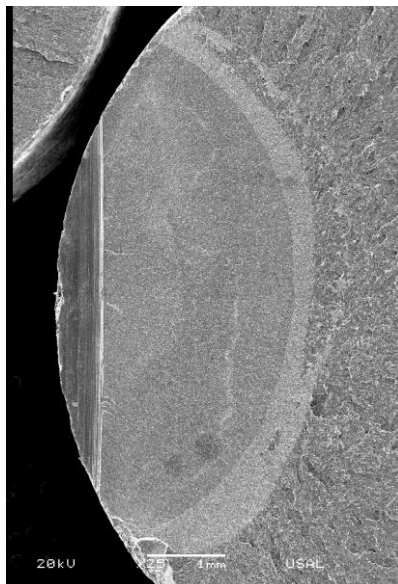
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	-	-	1.0663	0.3337	-	-	11.03

ENSAYO: L0-96-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN			ENSAYO CBT	
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

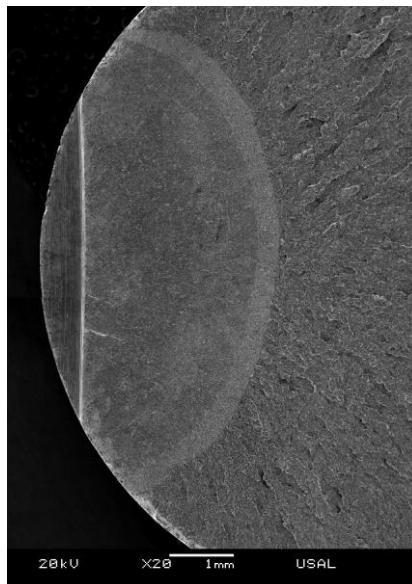
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	4512	-	0.8675	0.2684	0.8833	0.3109	11.03

ENSAYO: L0-95-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

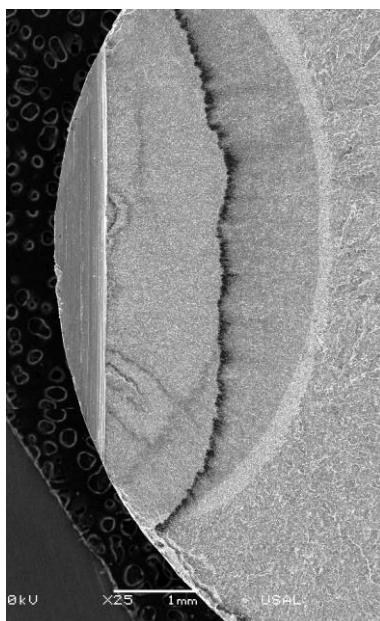
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	633	-	0.8637	0.2945	-	-	11.03

ENSAYO: L0-97-80

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN			ENSAYO CBT	
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.80 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

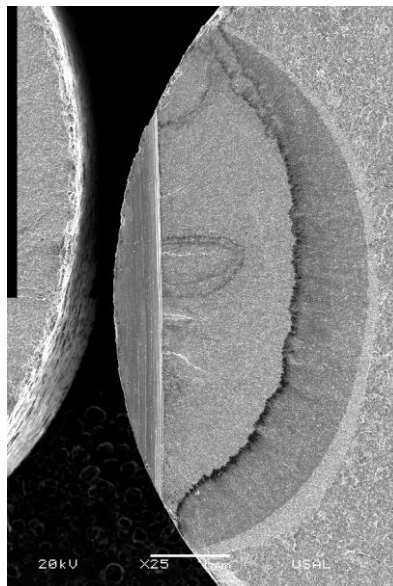
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	2194	-	0.7922	0.2766	0.7999	0.2944	11.03

ENSAYO: L0-98-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.



Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

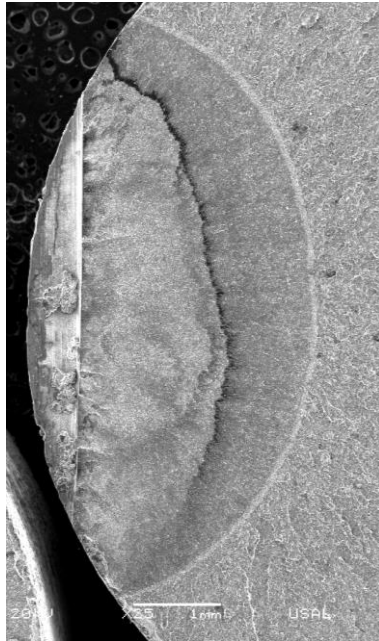
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
46.4	3867	-	0.8935	0.2751	0.8931	0.2931	11.03

ENSAYO: L0-100-60

Condiciones de ensayo

PREFISURACIÓN		ENSAYO CBT		
K_{\min}	K_{\max}	$u_{d-m}(\text{mm}\cdot\text{min}^{-1})$	pH	E (mV, ECS)
0	0.60 K_{IC}	-	12.5	-1200

Superficie de fractura de la muestra.

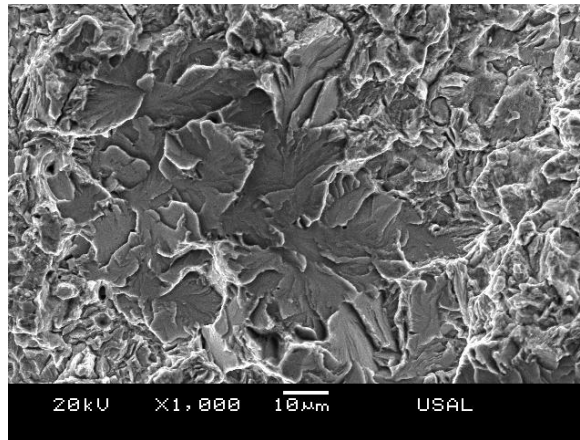


Resultados y dimensiones características de las diferentes zonas de fractura.

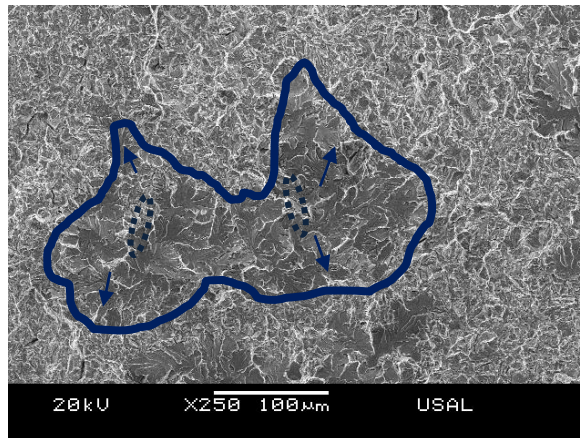
F_R (kN)	t_R (s)	u_R (mm)	$(a/b)_{FAT}$	$(a/D)_{FAT}$	$(a/b)_{FAH}$	$(a/D)_{FAH}$	D (mm)
34.8	-	-	0.8927	0.2838	0.8916	0.2918	11.03

ANEXO II
ISLAS DE CLIVAJE Y FMA

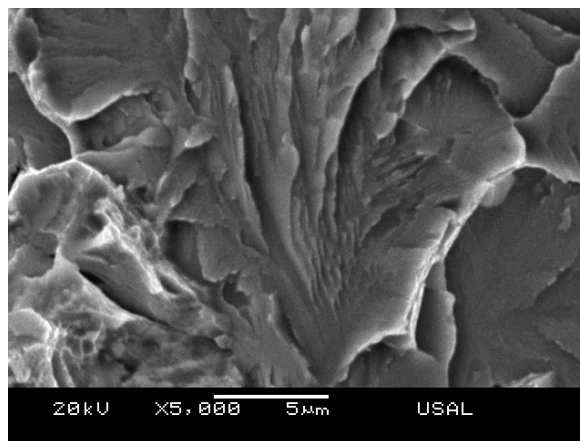
Detalle fractográfico de varias islas de clivaje formadas dentro de la zona de fractura TTS en las probetas de alambroón.



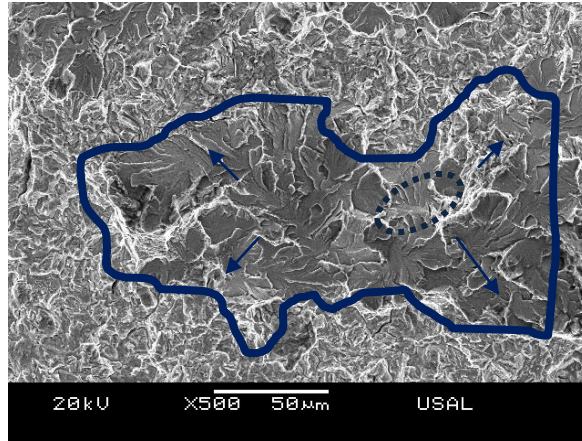
Isla 1.



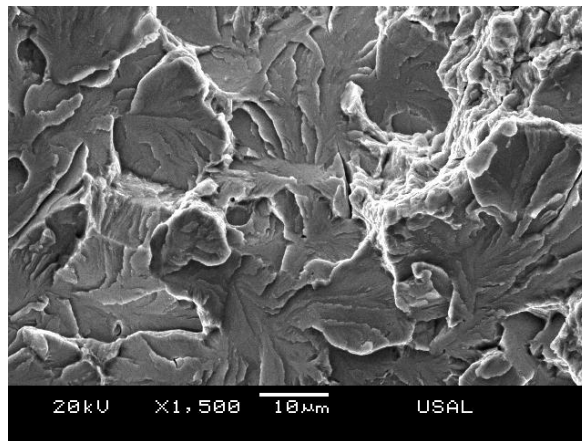
Isla 2. En esta fractografía se puede ver cómo el clivaje se dispara en los restos de clivaje (rodeados por una línea discontinua) y tienen dirección hacia fuera. Por tanto la formación de la TTS que rodea la isla es anterior a ésta.



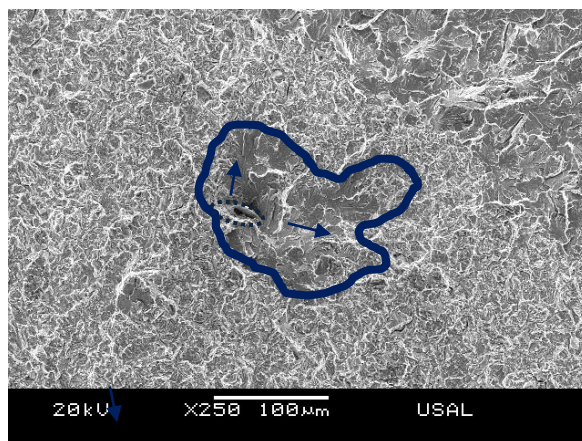
Restos de TTS en la *isla 2* (línea discontinua).



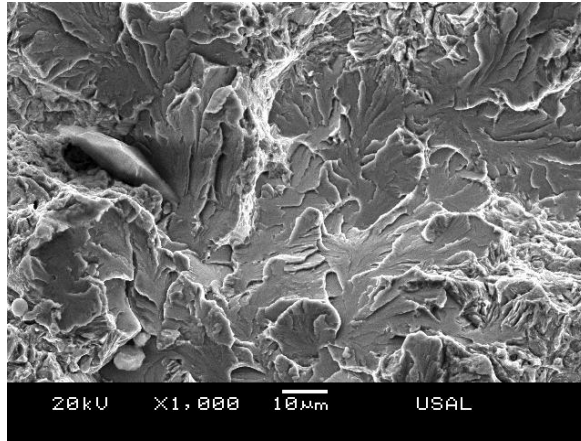
Isla 3. Hay rastros de TTS; entra hidrógeno y fragiliza algunas zonas, luego se dispara el clivaje pero antes de la fractura catastrófica. El clivaje es radial y va hacia las zonas ya dañadas, hacia la TTS que lo rodea.



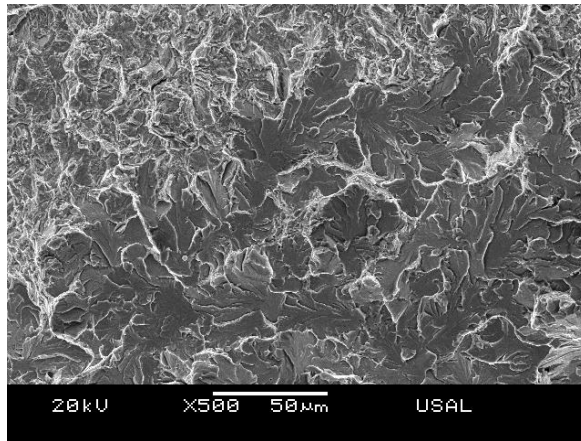
Zonas de TTS dentro de la *isla 3*.



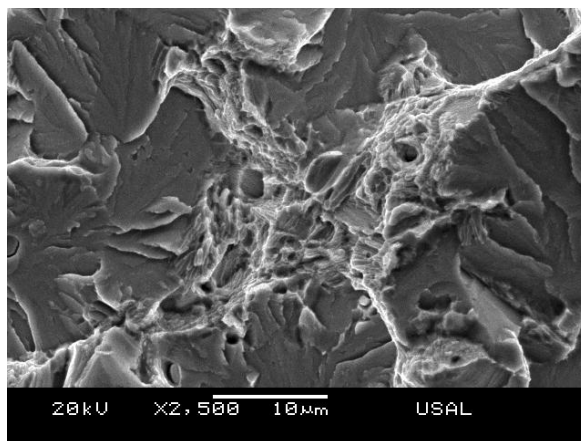
Isla 4. Isla de clivaje con una inclusión (rodeada con línea discontinua) que dispara el clivaje hacia el exterior.



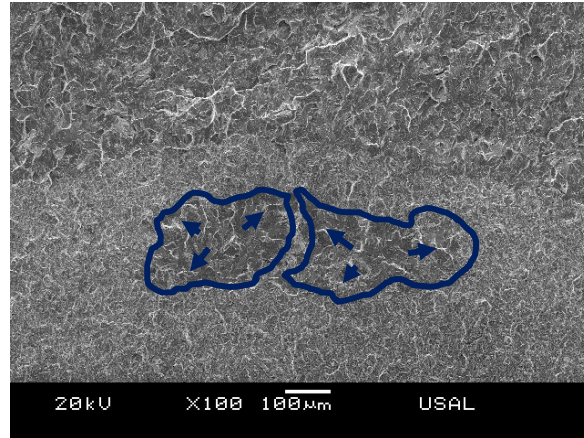
Inclusión en la *isla 4*.



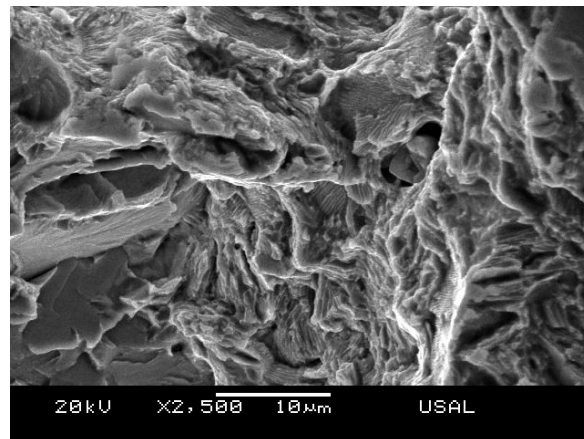
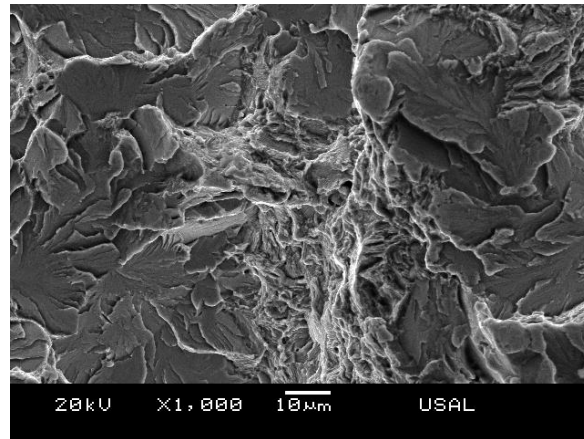
Isla 5. Isla de clivaje donde en su interior hay restos de TTS que pueden dar lugar a puntos de disparo del clivaje.



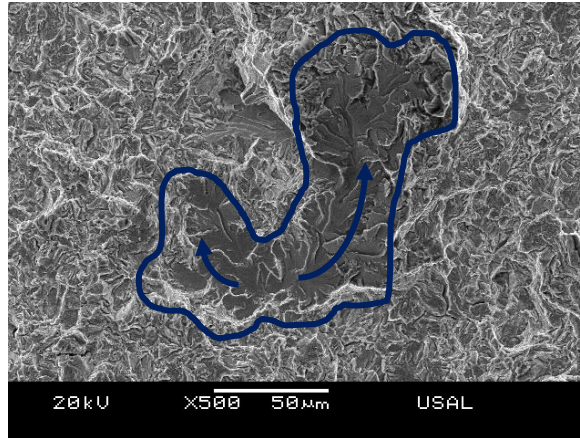
Ampliación de los restos de TTS existentes dentro de la *isla 5*.



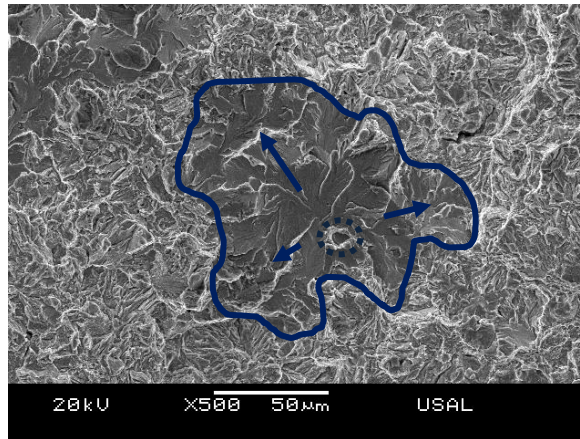
Isla 6. Inclusión con zona TTS en el medio, los clivajes en cada isla van de forma radial.



Detalles de la TTS intermedia que separan las islas de la *isla 6*.

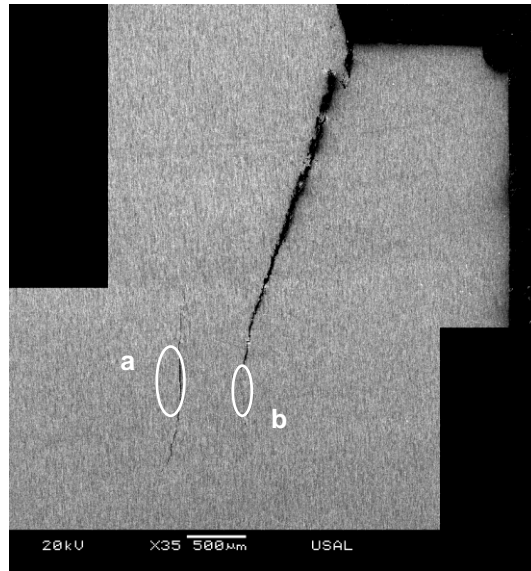


Isla 7.

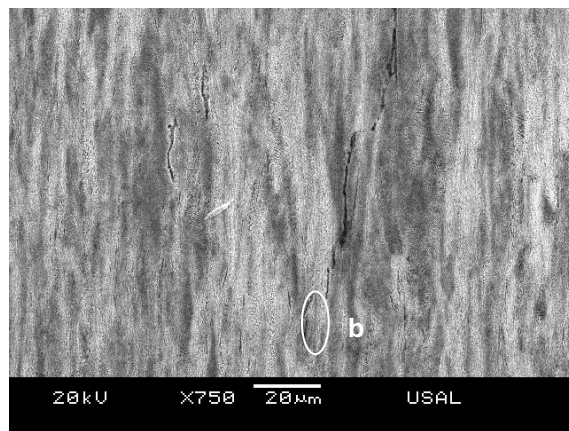
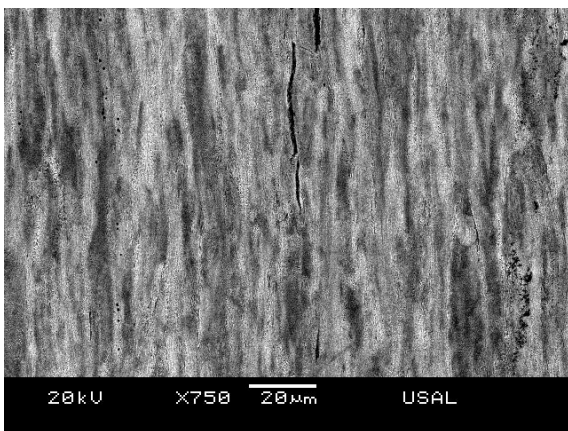


Isla 8. Isla de clivaje con inclusión de la cual dispara el clivaje.

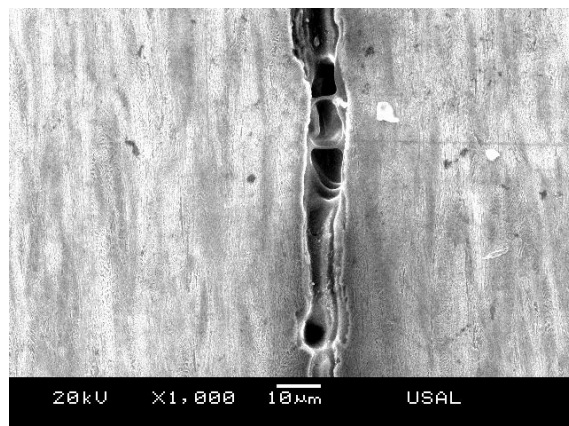
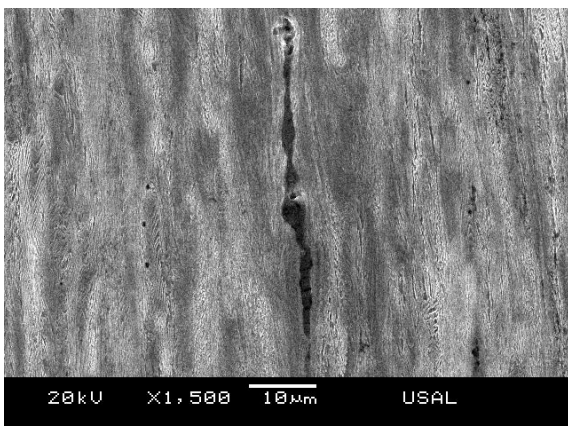
A continuación se muestra el análisis fractográfico del camino de fisura en probetas de acero fuertemente trefilado donde se analiza la fisura secundaria que aparece en estas probetas.



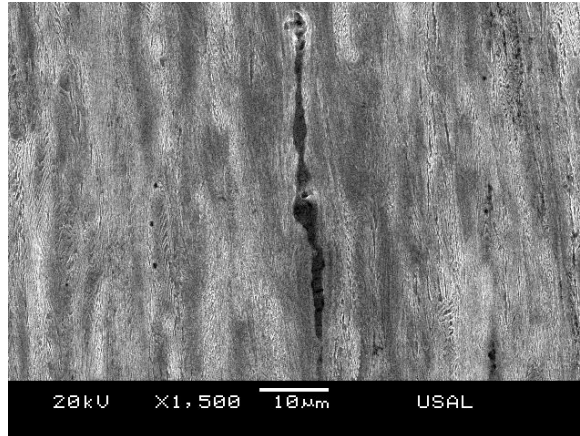
Probeta de acero fuertemente trefilado perfisurada por fatiga y llevada a fractura en ambiente FAH.



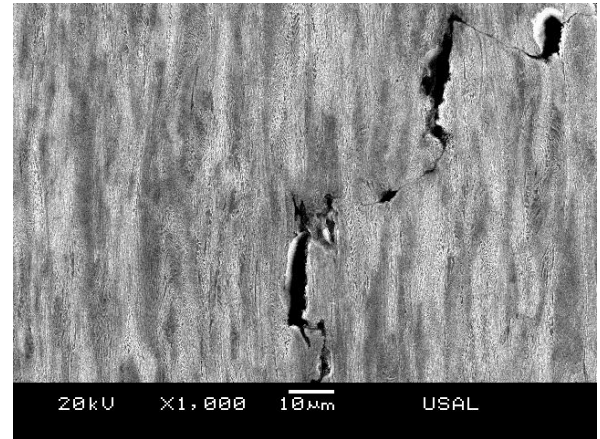
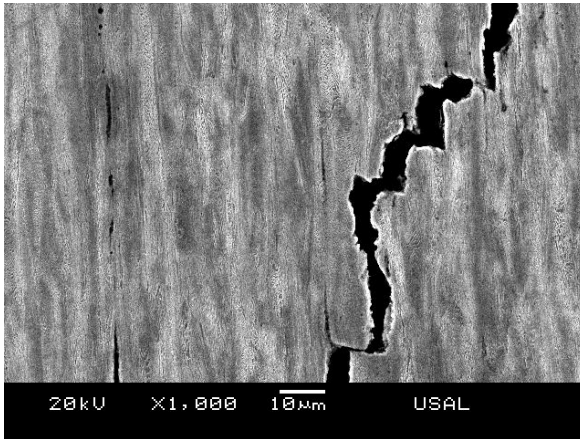
Ampliaciones de la zona de la punta de fisura.



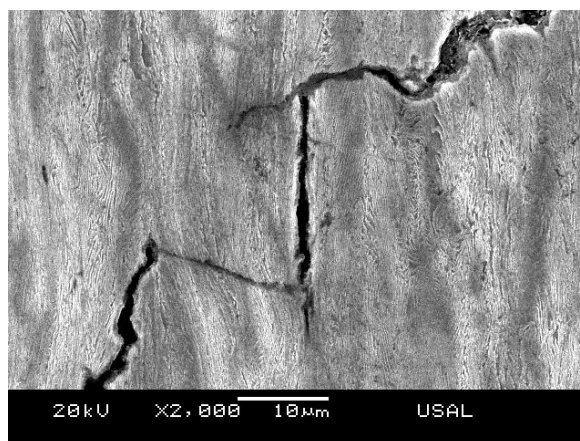
Ampliación de la zona a. En ella se observa las numerosas inclusiones existentes en estos aceros.



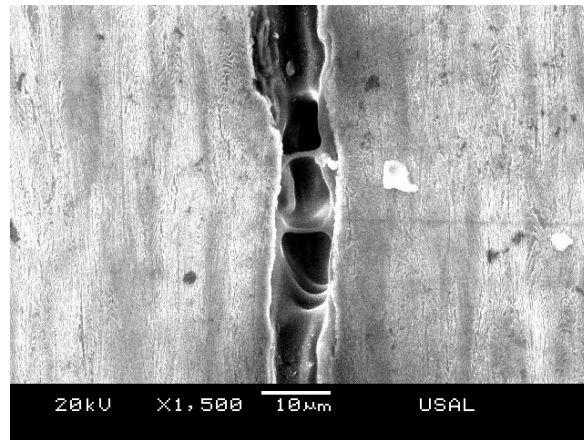
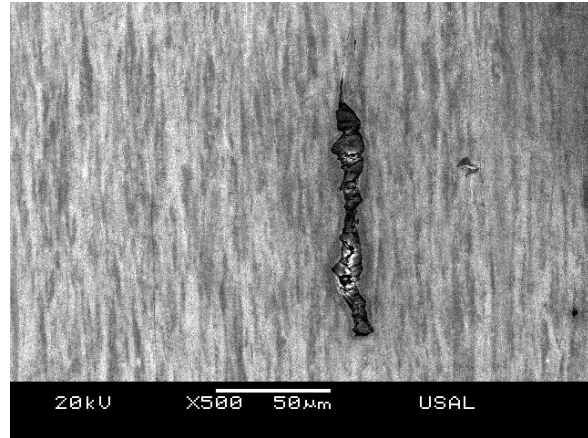
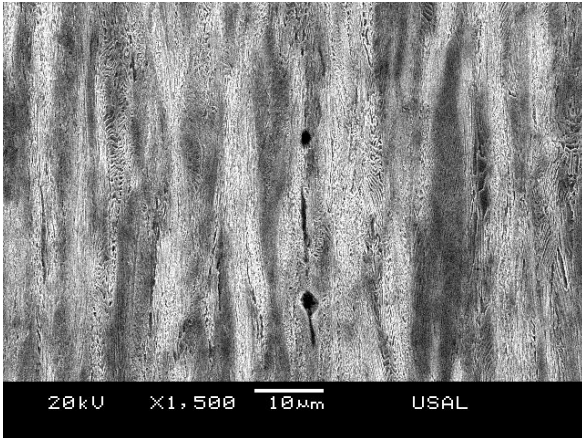
Ampliación de la zona b. Inclusión con fisura totalmente longitudinal.



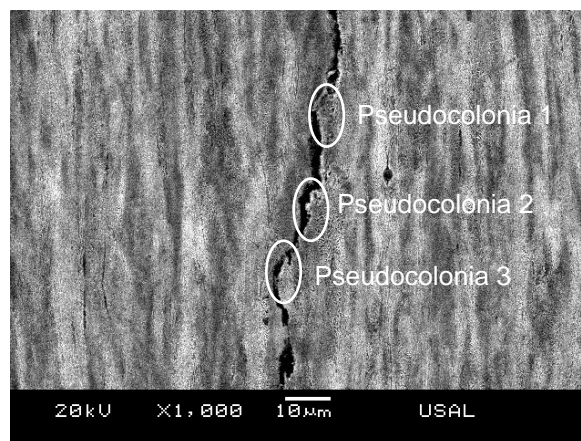
Detalle del camino en zig-zag de la fisura donde se puede observar el mecanismo de Miller-Smith.



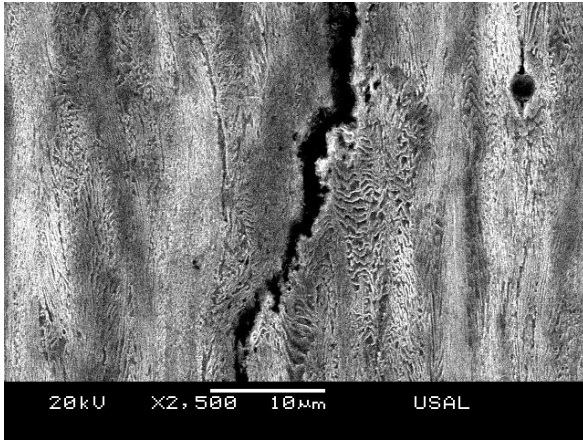
Desvío de la fisura por inclusión.



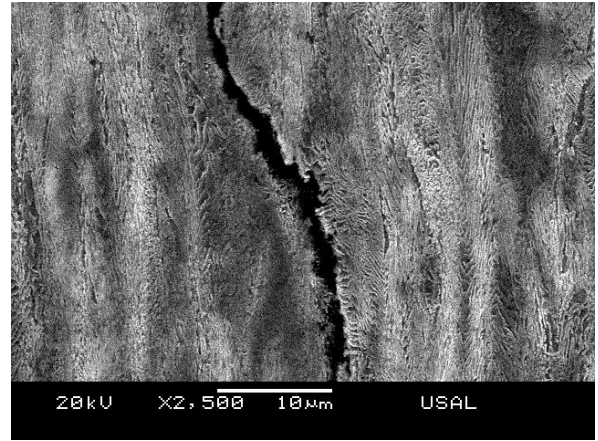
Detalle de las numerosas inclusiones existentes en estos aceros.



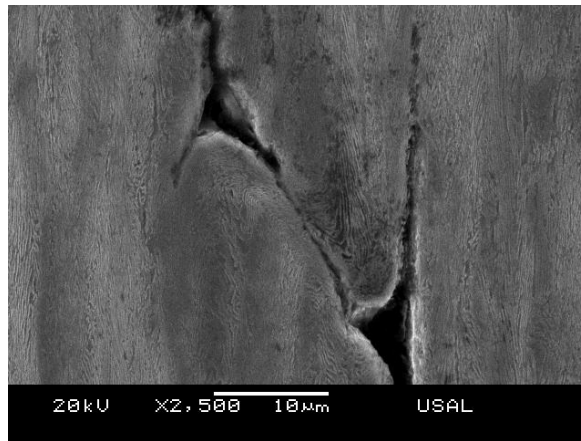
Detalle del camino de fisura donde se ve como esta fisura evita las pseudocolonias que encuentra en su camino.



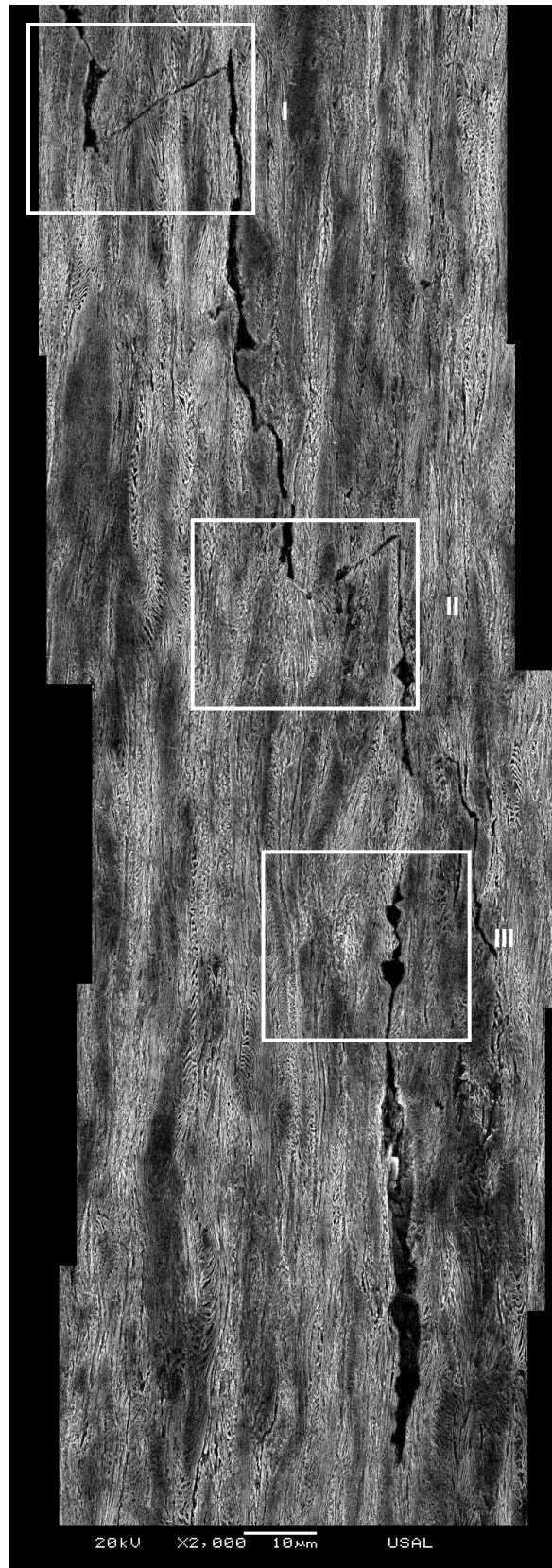
Detalle de la *pseudocolonia 1*.



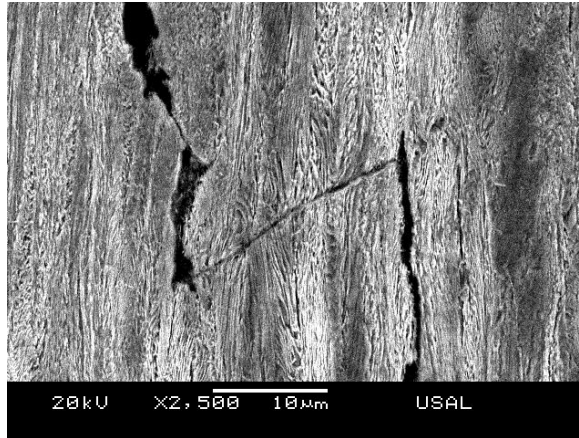
Detalle de la *pseudocolonia 2*.



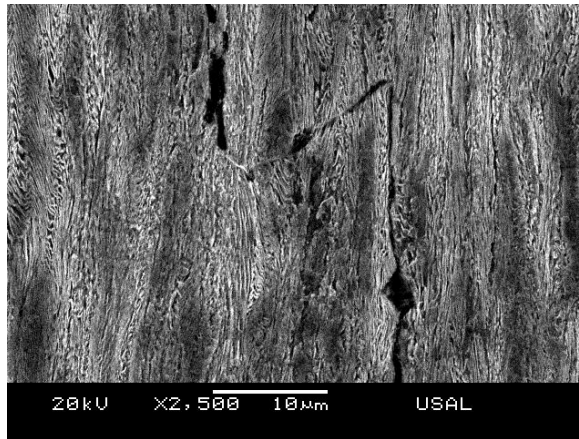
Detalle de la *pseudocolonia 3*.



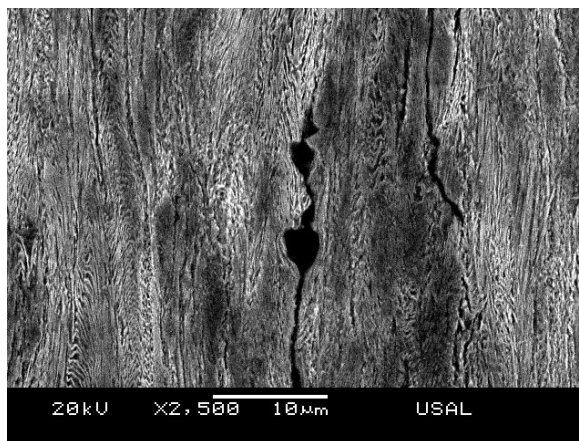
Camino de fisura en la dirección del eje del alambre.



Ampliación de la *zona I*.

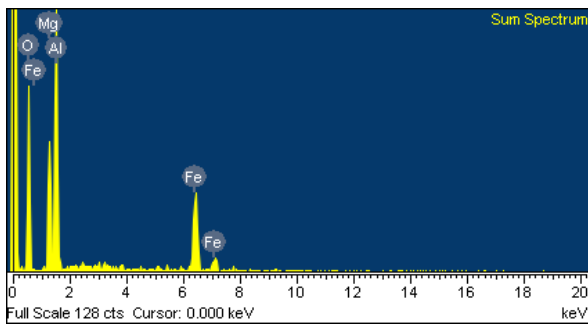
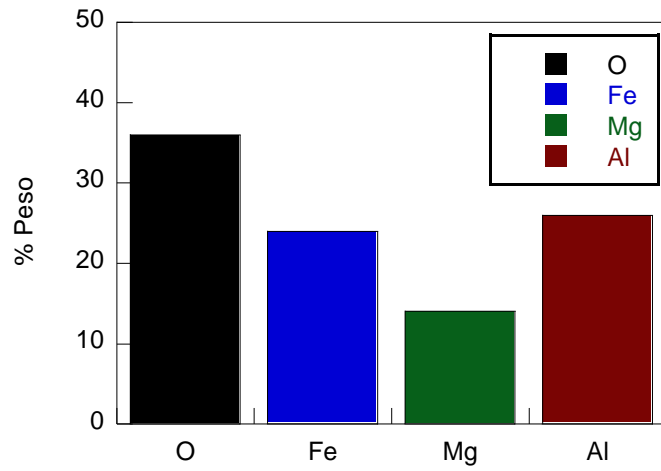


Ampliación de la *zona II*.

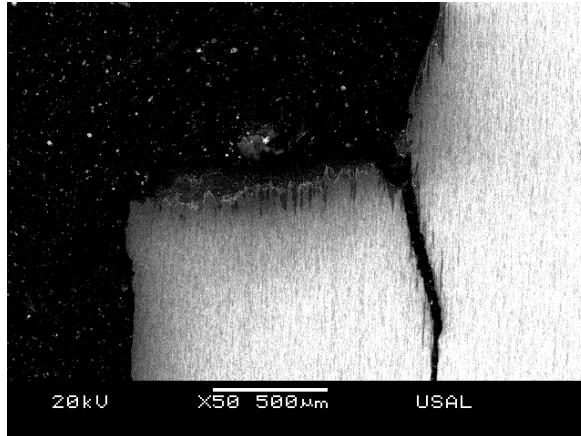


Ampliación de la *zona III*. En ella se encuentra inclusiones que se han analizado para comprobar su composición.

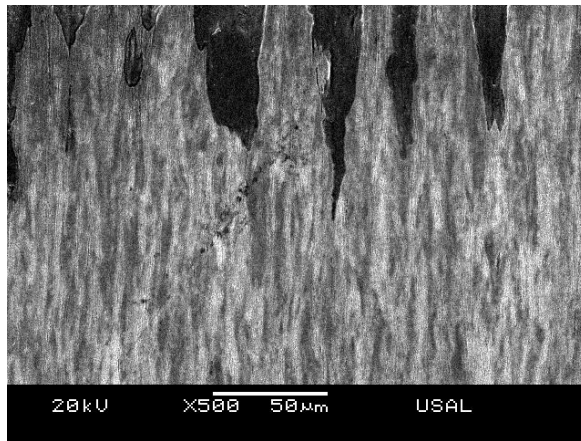
A continuación se muestra el análisis realizado a la inclusión encontrada en las cercanías de la punta de la fisura:



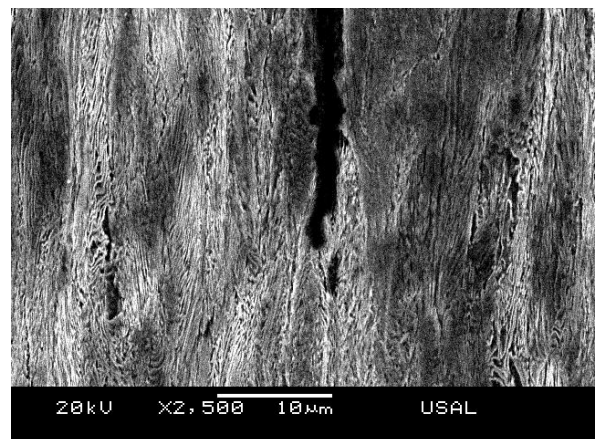
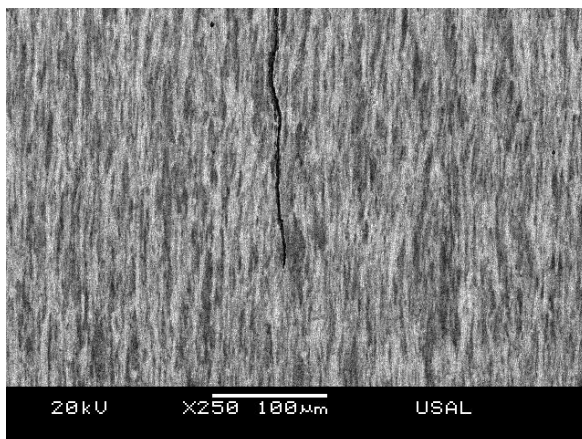
Observaciones: Inclusión partida en dos trozos consecutivos, que se unieron durante el proceso de trefilado, y que están cercanas a la punta de fisura, de hecho hay un salto en la misma y continúa dicha fisura a través de ellas.



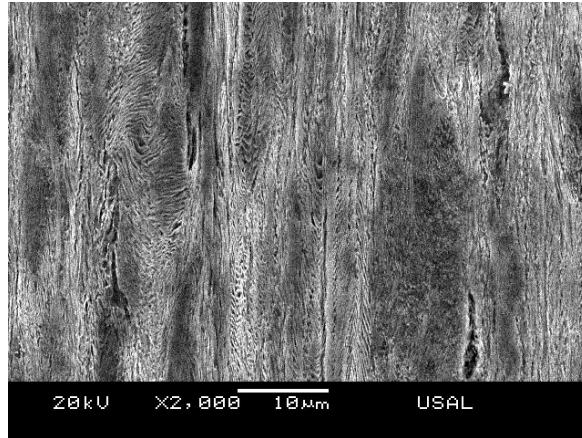
Probeta de acero fuertemente trefilado perforada por fatiga y llevada a fractura en ambiente DAL.



Detalle de las microfisuras generadas únicamente por el proceso de corrosión bajo los labios de fatiga.

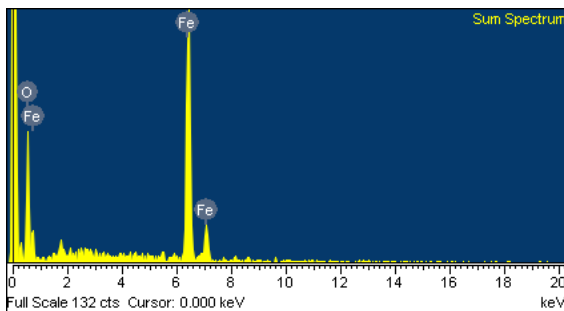
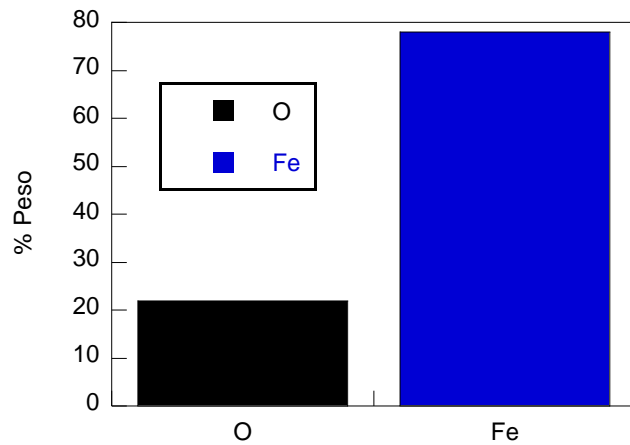


Detalles de la zona de la punta de fisura.



Fractografía donde se encuentra cuatro inclusiones.

A continuación se muestra el análisis cualitativo de la composición de los residuos que se han encontrado dentro de las fisuras:



Observaciones: Residuos a lo largo de la fisura que resultan ser, tras el análisis cualitativo de su composición, óxidos de hierro.