

## EFFECTO DE LA VELOCIDAD DE SOLICITACION SOBRE EL COMPORTAMIENTO EN CBT A TRAVES DE LOS MICROMECHANISMOS DE ROTURA LOCALES

J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana, J. J. González

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales  
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Canales y Puertos. Universidad de Cantabria

**Resumen.** En este trabajo se estudian los efectos que la velocidad de sollicitación produce sobre los parámetros que caracterizan el comportamiento en corrosión bajo tensión (CBT) y sobre los micromecanismos de fisuración correspondientes de tres diferentes microestructuras de un acero de baja aleación inmerso en agua de mar. Los diferentes resultados se analizan mediante la extensión de un modelo local de fisuración en CBT bajo condiciones estáticas, ensayos de apertura constante sobre probeta DCB, a las condiciones dinámicas propias de los ensayos realizados a velocidad de sollicitación constante sobre probetas tipo CT.

**Abstract.** This work study the effects of displacement loading rate on the characteristic parameters of the stress corrosion cracking (SCC) and the corresponding cracking micromechanisms of three different microstructures of a HSLA steel in sea water. The results are analysed from the extension of a local approach model of SCC under static loading conditions, DCB constant displacement tests, to the dynamic conditions of the constant displacement loading rate of the tests performed on CT samples.

### 1. INTRODUCCION

La resistencia a la CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico se ha mostrado muy sensible a sus cambios microestructurales [1-3]. La importante variación de comportamiento observado para cualquier acero de esta familia en medios como el agua de mar, desde valores umbrales de propagación menores a 10 MPam<sup>1/2</sup> a superiores a 200 MPam<sup>1/2</sup>, se asocia a cambios en los micromecanismos de rotura, desde intergranulares (IG) a transgranulares (TG) de todo tipo, clivajes y desgarros propios de procesos asistidos por presencia de hidrógeno.

Un modelo general desarrollado [4] trata de explicar tanto el modo de rotura, sea IG o TG, como los parámetros de comportamiento mecánico en CBT de aceros de baja aleación y alto límite elástico en ambiente marino. El desarrollo de este modelo se lleva a cabo asumiendo que la CBT de aceros de baja aleación en ambientes agresivos acuosos es un fenómeno en el que la presencia de hidrógeno en el frente de fisuración juega un papel fundamental [5-14].

En dicho supuesto, el modelo establece que la propagación de fisuras en CBT tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica de fondo de fisura. Dichas roturas locales se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza los valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia del hidrógeno absorbido por el material, al ser la solubilidad del hidrógeno superior en esta zona a la del resto de la red metálica. Por lo tanto,

el modelo establece que la propagación de las fisuras está controlada por la cinética del hidrógeno durante su entrada y su difusión a través de la red cristalina.

Las condiciones críticas de rotura que permiten la nucleación de una rotura local en una zona donde el hidrógeno esté presente, se alcanzan si la deformación total  $e^p$  en un cierto punto situado a una distancia  $L^*$  del frente de fisura, y dentro de la zona plástica producida por la carga exterior, toma el valor crítico  $e_{FH}$ , que define la máxima capacidad de deformación del material en dicho punto en las condiciones de fragilidad producidas por el hidrógeno presente en la zona plástica. Tales condiciones dependen del perfil de concentración del hidrógeno a partir del fondo de fisura el cual a su vez es función de la sollicitación, de la microestructura del material y del ambiente agresivo exterior. La Figura 1 muestra las curvas que expresan ambos valores de deformación a comparar, en función de la distancia medida a partir del frente de fisura y adimensionalizada por medio del CTOD,  $\delta$ .

Alcanzada dicha condición, la rotura local comienza, se desarrolla en un tiempo corto produciendo un área de rotura en torno al punto de nucleación y se detiene. En ese momento las condiciones críticas tendrán lugar en otra zona del frente de fisura alejada de la rotura local anterior, produciéndose otras roturas locales de modo sucesivo, en cascada, de forma que macroscópicamente dicho frente de fisura avanza a una velocidad uniforme.

El criterio de fisuración por CBT así descrito es equivalente a los criterios clásicos macroscópicos basados en el  $K_I$  o el CTOD aplicados al fenómeno de

CBT. Ello permite su aplicación a la situación de propagación (estado II) y a la situación umbral de parada o arranque (estado I).

Así, los defectos de la red cristalina se constituyen en trampas en las cuales la concentración de hidrógeno es muy alta y por lo tanto en su entorno el valor de deformación crítica presenta un nivel especialmente bajo, como muestra la Figura 1. Este modelo plantea que la nucleación de las roturas locales, que originan la propagación de fisuras, se lleva a cabo a partir de defectos concretos de la red cristalina, como fronteras de laminas martensíticas o bainíticas, precipitados próximos al borde de grano o en ocasiones inclusiones no metálicas.

Una vez nucleada la rotura local en un componente microestructural susceptible a ello, a una distancia  $L^*$  del frente de fisura dentro de la zona plástica, se cumple la relación

$$1 < L^*/\delta < E s_y/15 \quad (1)$$

por encontrarse dentro de la zona plástica.

El tipo de fractura producido durante la propagación, IG o TG, está directamente asociado al proceso de nucleación descrito, de modo que, si la nucleación se produce en el borde de grano la fractura será intergranular, en tanto que si se produce en el interior del grano metálico, la fractura será transgranular. Ello viene establecido a través de condiciones de relación tamaño de grano ( $d$ ) - posición de nucleación ( $L^*$ ) - tamaño de zona plástica ( $r_y$ ) que finalmente conducen a expresiones limitativas de los valores umbrales de propagación para roturas IG y TG en función de parámetros microestructurales y mecánicos del material:

$$\text{Condición IG: } \delta_{Isc} < d/2.3 \quad (2)$$

$$\text{Condición TG: } \delta_{Isc} > 15 d s_y / 2.3 E \quad (3)$$

Este modelo se ha utilizado con éxito para predecir mecanismos de rotura y acotar la resistencia a la fisuración inducida por hidrógeno de aceros microaleados utilizados en la construcción de plataformas marinas (15). La alta tenacidad y resistencia a todo tipo de fisuración de estos aceros ha motivado la aplicación de los métodos de análisis de Mecánica de Fractura Elastoplástica (MFEP) para apoyar la caracterización de su comportamiento en CBT. La metodología desarrollada (16), basada en el concepto de la integral J y en la formulación desarrollada por EPRI (17), aplicada a un proceso experimental exhaustivo sobre tres aceros diferentes ha puesto en evidencia que los mecanismos de rotura y los parámetros que caracterizan el comportamiento son dependientes de la velocidad de sollicitación, y no necesariamente coincidentes con los valores obtenidos en ensayos convencionales de CBT sobre probetas de desplazamiento constante, DCB o similares. La Figura 2 recoge un ejemplo del tipo de caracterización que se obtiene en ensayos realizados sobre probetas CT ensayadas en ambientes agresivos en

máquina de tracción lenta a baja velocidad de desplazamiento ( $10^{-7}$ - $10^{-11}$  m/s).

Parece necesario contrastar esta nueva metodología desarrollada, aplicándola en la caracterización de fenómenos de CBT de aceros en ambientes, cuyo comportamiento esté suficientemente contrastado por técnicas convencionales, e incluso modelizado. La CBT de aceros de baja aleación en agua de mar ofrece un marco adecuado para este análisis, que se convierte en el objetivo fundamental de este trabajo.

## 2. MATERIALES

Para el desarrollo de este objetivo se ha seleccionado un acero de baja aleación y alto límite elástico tipo 4140. En la Tabla 1 se puede ver su composición química.

El material dividido en cupones se ha sometido a tres series de tratamientos térmicos diferentes por su enfriamiento, tras ser todos austenitizados a 830°C durante 30 minutos. Los cupones de la serie A fueron normalizados al aire, los de las series B y C templados en aceite con agitación, y los últimos revenidos a 550°C durante 1 hora.

Tras el tratamiento, los cupones de la serie A presentaron una estructura bainítica con una dureza en torno a 330 HV y un límite elástico superior a 670 MPa. Los de la serie B martensítica, con una dureza en torno a 670 HV y un límite elástico superior a los 1200 MPa. La microestructura resultante en los cupones de la serie C fue martensita revenida con dureza de 382 HV y un límite elástico de 1085 MPa. El tamaño de grano medio en todos los casos fue en torno a 14  $\mu$ m. En la Tabla 2 se pueden ver las diferentes características obtenidas en los tres tipos de material.

Los tratamientos fueron seleccionados en atención a su comportamiento en CBT en agua de mar, que caracterizado por probetas DCB resultó ser el que aparece en la Tabla 3. Los tratamientos de normalizado, Serie A, se hicieron en espera de obtener mecanismos de propagación en base a clivajes; los templados de la Serie B para obtener roturas intergranulares, y los revenidos de la C se hicieron a la temperatura para la que se obtiene un tránsito de comportamiento frágil a dúctil, con rotura mixta IG-TG.

## 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se emplearon probetas compactas (CT) de espesor 25 mm con ranuras laterales de 2.5 mm. Después de una prefisuración por fatiga fueron puestas en carga e introducidas en el ambiente agresivo simultáneamente. De cada serie de tratamientos se ensayaron dos probetas a diferentes velocidades de sollicitación,  $4.1 \times 10^{-8}$  m/s y  $8.2 \times 10^{-10}$  m/s. Los ensayos se realizaron a velocidad de desplazamiento constante en una máquina de tracción lenta, sumergiendo las probetas en un único ambiente agresivo consistente en una solución 3.5% de NaCl en

agua destilada, simulando las condiciones ambientales marinas.

La evolución de la longitud de fisura y de la velocidad de propagación de la misma durante el ensayo fueron determinadas a partir de la metodología analítica desarrollada, anteriormente mencionada, que permite obtener estos valores a partir de los de carga y desplazamiento en línea de carga (COD) en cada instante del ensayo [15,16].

El comportamiento en CBT del material fue evaluado con ayuda de la Mecánica de Fractura, por medio de las curvas características de velocidad de avance de la fisura frente al factor de intensidad de tensiones aplicado, determinado a partir de la componente elástica de la integral J ( $da/dt$  versus  $K_I$ ).

Posteriormente a los ensayos se llevó a cabo un análisis fractográfico por microscopía electrónica de barrido (SEM) de las zonas de rotura para determinar la tipología (IG o TG) y observar accidentes microestructurales que pudieran ser relacionados con los mecanismos de rotura.

Como complemento y punto de referencia en cuanto a mecanismos y parámetros de fisuración, además de la caracterización en ambiente se llevó a cabo la determinación de la curva R de la integral J al aire del material para cada una de las series de tratamientos, de acuerdo con la normativa europea [18]. Asimismo se realizó un análisis fractográfico de las superficies de rotura.

#### 4. RESULTADOS Y ANALISIS

El comportamiento tipo de los aceros ensayados con velocidad de desplazamiento constante, puede observarse en la Figura 2. Primero, existe un umbral de iniciación,  $K_{Ith}$ , a partir del cual se produce el periodo de propagación subcrítica, caracterizado por una velocidad de crecimiento  $(da/dt)_{sc}$ . Este período se extiende hasta que  $K_I$  alcanza un valor crítico,  $K_c$ , donde se produce un incremento brusco de la velocidad de propagación. Este valor de  $K_c$  inicia una segunda etapa en la propagación asociada con la inestabilidad de la probeta y su descarga. En esta etapa la velocidad de propagación tiene un valor característico,  $(da/dt)_c$ . La Tabla 4 recoge los valores obtenidos en estos ensayos.

Para las dos velocidades ensayadas el acero bainítico de la serie A presenta una rotura con presencia masiva de clivajes, condicionada por efectos dinámicos, que provocan la inestabilidad en la propagación (Figura 3). Comparando los valores obtenidos para esta serie en los ensayos estáticos (muestra A0 de la Tabla 3), con los obtenidos en los ensayos dinámicos (muestras A3 y A2 de la Tabla 4), se observa una clara influencia de la velocidad de sollicitación en valor umbral  $K_{Isc}$ . La muestra ensayada a velocidad más lenta ( $8.2 \times 10^{-10}$  m/s) presenta una menor resistencia a la fisuración con un

comportamiento próximo a la CBT convencional, ya que tiene un valor umbral de propagación de  $50 \text{ MPam}^{1/2}$ , idéntico a la muestra A0. La aplicación del modelo a esta serie presenta diferentes previsiones en estos ensayos dinámicos para los que cumple sólo las condiciones de rotura TG a las de los estáticos para los que satisfacía ambas, las de rotura IG y TG, si bien la primera de forma casi extrema. Estas diferencias se explican por las diferencias de tamaños de grano, 14 y  $30 \mu\text{m}$  respectivamente, factor limitativo en posibilitar las roturas de tipo intergranular.

Las probetas de la serie B presentaron un crecimiento estable intergranular (IG). Las muestras ensayadas a velocidades más lentas presentan un comportamiento próximo a la CBT convencional. Las Figuras 4 y 5 muestran las curvas de caracterización del comportamiento en CBT de esta serie. En ellas se puede apreciar la influencia de la velocidad de sollicitación tanto en el valor umbral de inicio de crecimiento,  $K_{Ith}$ , como en la velocidad de propagación. Aun cuando las probetas muestran una rotura de tipo intergranular (Figura 6) se han observado algunas pequeñas zonas de transgranularidad en la ensayada a la velocidad de sollicitación rápida (Figura 7). Esto concuerda con las previsiones del modelo que predice la posibilidad de ambos tipos de rotura para el caso de la muestra B2 e intergranular pura para la muestra B1 (Tabla 4).

Las muestras correspondientes a la serie C presentan una superficie de rotura transgranular con presencia de desgarramientos inducidos por hidrógeno. Igual que en las series anteriores aparece una notable influencia de la velocidad de sollicitación en los valores umbrales de propagación,  $K_{Ith}$ , pasando de  $110 \text{ MPam}^{1/2}$ , para la muestra ensayada a mayor velocidad, a  $50 \text{ MPam}^{1/2}$  para la muestra ensayada a menor velocidad de sollicitación. Asimismo, la velocidad de fisuración  $(da/dt)_{sc}$  en el ensayo realizado a velocidad más rápida crece con  $K_I$  alcanzando un valor máximo por encima de  $10^{-7}$  m/s, superior al obtenido en ensayos clásicos, lo que demuestra la influencia de la sollicitación de forma creciente por encima de un umbral de velocidad. La muestra ensayada a velocidad más lenta presenta un comportamiento similar a los ensayos clásicos de CBT con una velocidad de propagación de  $2 \times 10^{-8}$  m/s. En las Figuras 8 y 9 pueden observarse las curvas de comportamiento de esta serie para ambas velocidades de ensayo. Los materiales pertenecientes a la serie C presentan una rotura de tipo transgranular por desgarramiento en las primeras fases de la propagación de la muestra ensayada a mayor velocidad, C1, y en toda la propagación de la muestra ensayada a menor velocidad, C2 (Figura 10). En la muestra C1 aparece rotura por formación de microhuecos para las velocidades de propagación más altas asociadas a la inestabilidad y característica, por tanto, de un proceso de rotura crítica donde la presencia del hidrógeno se manifiesta en la poca deformación de los huecos (Figura 11). La aplicación de los parámetros propios de CBT de estos ensayos en el

modelo aportan unas previsiones para esta serie de rotura transgranular en todos los casos (Tabla 4).

La aplicación del modelo a los tratamientos estudiados, que aparece en la Tabla 4, justifica la variación de los valores umbrales de inicio de la propagación. La propagación por escalones dentro de la zona plástica en un proceso de CBT está condicionada por la superación de unas condiciones críticas dadas por la combinación de efectos tensionales, a través del valor de  $K_I$ , y de efectos ambientales, a través de la concentración de hidrógeno. La variación de uno de estos condicionantes justifica la necesidad de la variación del otro para compensar el efecto y alcanzar las mismas condiciones críticas. En los ensayos dinámicos la variación de la velocidad de sollicitación produce una disminución de la concentración de hidrógeno debido al menor tiempo existente para la difusión, y esto es compensado con un factor de intensidad de tensiones más alto como umbral de fisuración.

## 5. CONCLUSIONES

Se ha contrastado la metodología desarrollada para la caracterización de aceros con procesos de propagación de fisuras por CBT en régimen elasto-plástico, aplicándolo a un acero en diferentes estados microestructurales cuyo comportamiento en CBT es ampliamente conocido.

Los ensayos realizados demuestran una influencia clara de la velocidad de sollicitación en el comportamiento en CBT a través de los parámetros clásicos,  $da/dt$  en estado II y  $K_{I_{SCC}}$ . De ello se deduce que resulta necesaria la realización de ensayos a una velocidad de sollicitación por debajo de una crítica, para obtener situaciones comparables a los ensayos convencionales de CBT.

El modelo global de comportamiento en CBT, desarrollado para estos aceros, analizado ha demostrado su adecuación a las diferentes condiciones dinámicas de ensayo para las diferentes microestructuras ensayadas. Su aplicación justifica los cambios de tipo de rotura observados y la diferencia en parámetros de comportamiento.

## 6. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se engloba dentro de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

## 7. REFERENCIAS

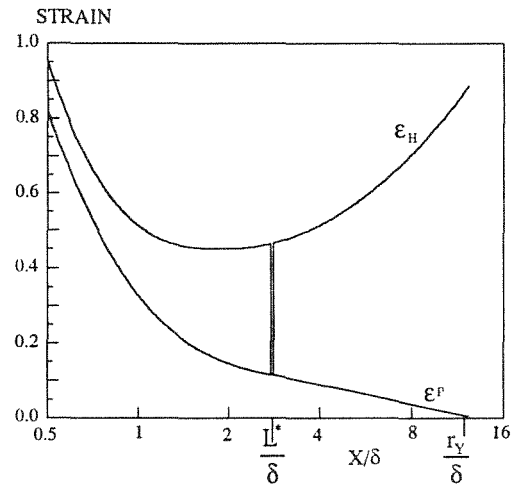
- [1] González, J.; "Influencia de la microestructura en el comportamiento de aceros de alta resistencia frente a fenómenos de corrosión bajo tensión". Tesis Doctoral. Santander, Julio 1985.
- [2] "Modelización de la Corrosión Bajo Tensión en aceros de baja aleación". ECSC Contract nº 7210-SA-901. Final Report, Mach 1991.
- [3] González, J.; Gutiérrez-Solana, F.; Varona, J.M<sup>a</sup>.; "Microstructure, strength level and crack propagation type effects on SCC behaviour of 4135 steel", Met. Trans., Pte. Pub., 1996.
- [4] Gutierrez Solana, F.; Valiente, A.; Gonzalez, J.; Varona, J.M.; "A strain based fracture model for stress corrosion cracking of low alloy steels", Met. Trans., Pte. Pub., 1996.
- [5] Thompson, A.J. and Bernstein, I.M.; *Advances in Corrosion Science and Technology*, Fontana and Stachle, eds. vol. 7, Plenum, NY, 1980, p. 53.
- [6] Kennedy, J.W. and Whittaker, J.A.; *Corrosion Science*, 1968, vol. 8, p. 359.
- [7] Beachem, C.D.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 437.
- [8] Louthan, M.R.; Donovan, J.A. and Rawl, D.E.; *Corrosion*, 1973, vol. 29, p. 108.
- [9] Gerberich, W.W.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 115.
- [10] Speidel, M.O.; *Hydrogen in metals*, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 575.
- [11] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M.; *Rev. Coating Corrosion*, 1975, vol. 2, p. 3.
- [12] Williams, D.P. and Nelson, H.W.; *Met. Trans.*, 1972, vol. 3, p. 2107.
- [13] Speidel, M.O.; "Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", J.C. Scully, eds., NATO, Bruselas, 1971, p. 289.
- [14] Marsh, P.G. and Gerberich, W.W.; *ISCC, Materials performance and evaluation*, Jones, R.H. de., ASM, Materials Park, 1992, p. 63.
- [15] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract nº 92.F2 11a 7210 KB, 1993-1996.
- [16] Alvarez, J.A.; Méndez, G.; Gutierrez-Solana, F.; Lacey, J. y Gorrochategui, I.; "Determinación de la velocidad de fisuración en relación con la integral J"; *Anales de Mecánica de la Fractura*, X Encuentro del Grupo Español de Fractura; San Sebastián 1994.
- [17] Electric Power Research Institute; "An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis". July 1981.
- [18] European Structural Integrity Society, "Recommendation for Determining the Fracture Resistance of Ductile Materials", ESIS PI-92, January 1992.

**Tabla 1.** Composición química del acero estudiado.

C	Cr	Ni	Mn	Si	Al
0.39	0.94	0.23	0.71	0.25	0.014
Mo	Sn	V	Cu	Ti	As
0.16	0.014	<0.01	0.14	0.013	0.019

**Tabla 2.** Características mecánicas de las diferentes series del acero ensayado.

TIPO DE MATERIAL	A 4140 Serie A	A4140 Serie B	A4140 Serie C
Dureza HV	330	670	380
Límite elástico (Mpa)	690	1210	1085
Tensión de rotura (MPa)	1150	2100	1150
$e_{\text{máx}}$ (%)	10	2.5	8

**Fig.1 .** Perfil de deformación aplicada y crítica en condiciones de propagación.**Tabla 3.** Parámetros característicos de la resistencia a CBT del acero 4140 y su aplicación al modelo.

Muestra	$K_{th}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$\delta_{Isc}$ (μm)	(da/dt) <sub>II</sub> (m/s)	d/2.3 (μm)	$r_Y$ (μm)	$\frac{15d\sigma_Y}{2.3E}$ (μm)	Cond. IG	Cond. TG	Tipo de rotura
A0	50	12	2.6 10 <sup>-7</sup>	17.4	126	0.82	SI	SI	TG
B0	8	0.16	3 10 <sup>-6</sup>	17.4	0.6	1.5	SI	NO	IG
C0	40	4.4	2.2 10 <sup>-7</sup>	17.4	68	1.4	SI	SI	IG+TG

**Tabla 4 .** Parámetros característicos de la resistencia a CBT del acero 4140 y su aplicación al modelo sobre las probetas ensayadas a diferentes velocidades de sollicitación (CT).

Muestra	Veloc. ensayo (m/s)	$K_{th}$ (MPa m <sup>1/2</sup> )	$\delta_{Isc}$ (μm)	(da/dt) <sub>II</sub> (m/s)	d/2.3 (μm)	$r_Y$ (μm)	$\frac{15d\sigma_Y}{2.3E}$ (μm)	Condición cumplida	Tipo de rotura
A3	8.2 10 <sup>-10</sup>	50	11	-	6.1	210	0.32	TG	Inestable
A2	4.1 10 <sup>-8</sup>	71	22	-	6.1	435	0.32	TG	Inestable
B1	8.2 10 <sup>-10</sup>	8	0.16	2 10 <sup>-7</sup>	6.1	1.7	0.55	IG	IG
B2	4.1 10 <sup>-8</sup>	18	0.81	4 10 <sup>-6</sup>	6.1	9	0.55	IG/TG	IG
C2	8.2 10 <sup>-10</sup>	50	6.9	2 10 <sup>-8</sup>	6.1	85	0.49	TG	TG
C1	4.1 10 <sup>-8</sup>	110	33	1 10 <sup>-7</sup>	6.1	410	0.49	TG	TG

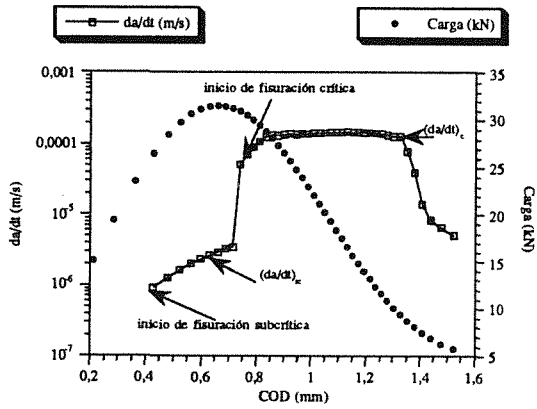


Fig. 2a y 2b Esquema del comportamiento en CBT de aceros en ensayos a velocidad constante.

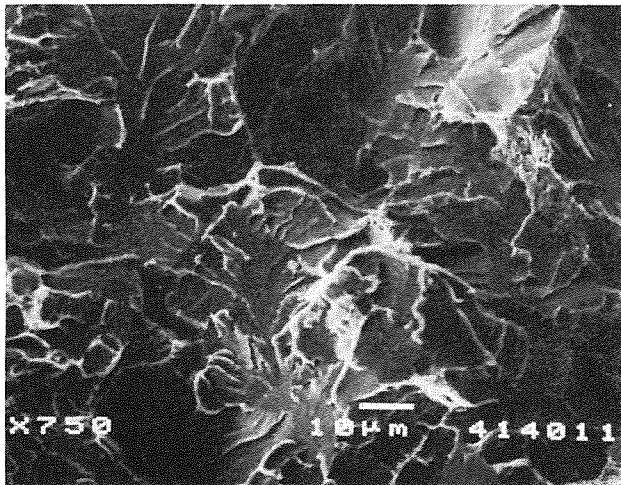


Fig. 3 Superficie de rotura típica de las probetas de la serie A.

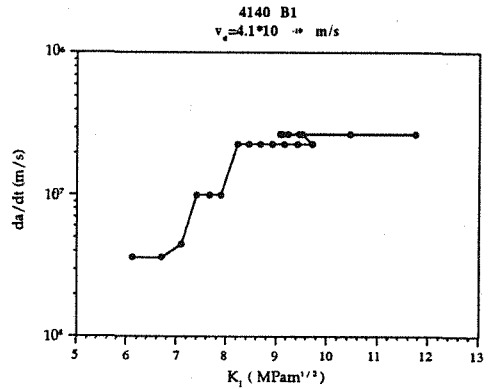


Fig. 4 Curva característica de CBT para la probeta B1.

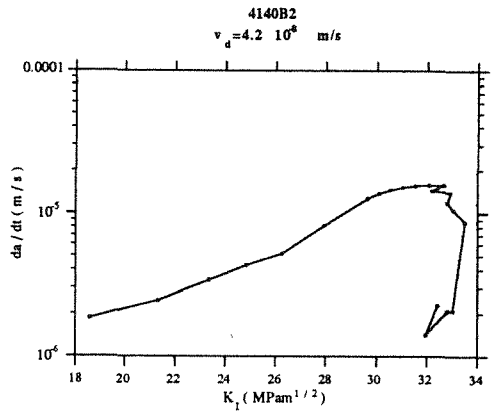
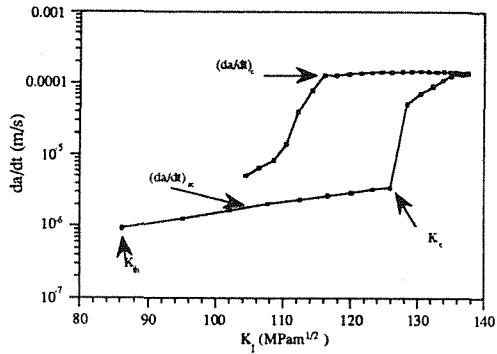


Fig. 5 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta B2.

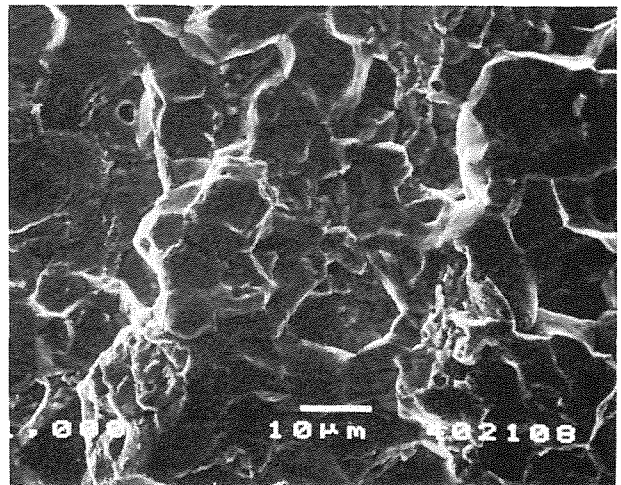


Fig. 6 Superficie de rotura en la probeta B1.

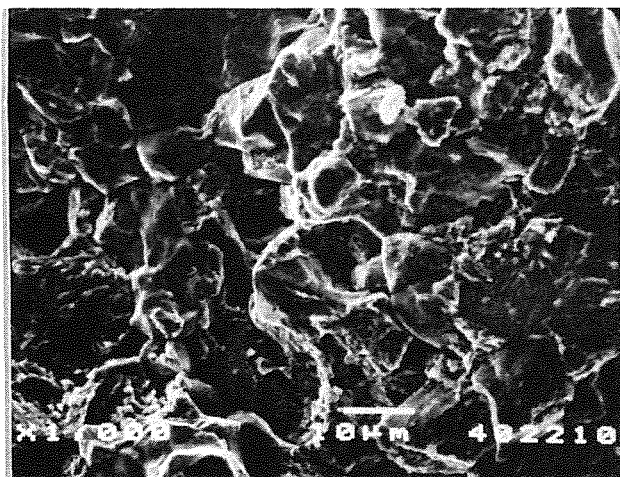


Fig. 7 Superficie de rotura en la probeta B2.

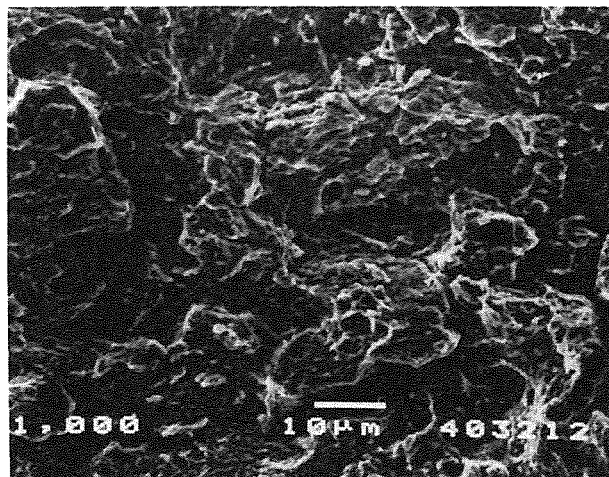


Fig. 10 Superficie de rotura en la probeta C2.

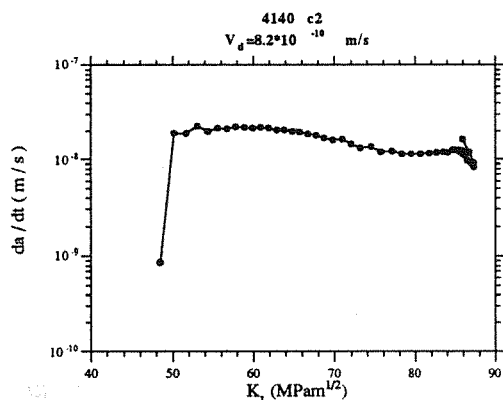


Fig. 8 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta C2.

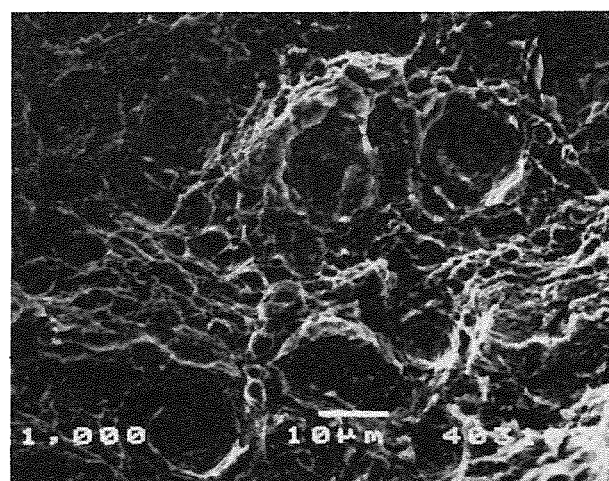


Fig. 11 Superficie de rotura en la probeta C1.

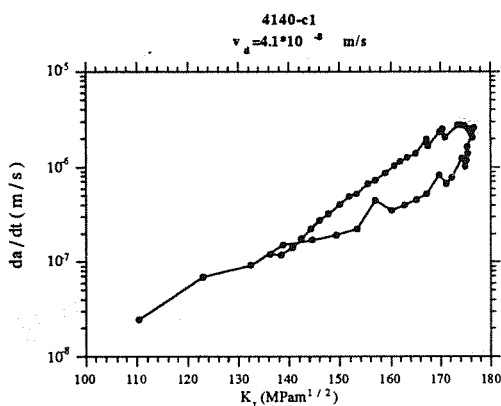


Fig. 9 Curva característica de comportamiento en CBT para la probeta C1.