

MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS ESTRUCTURALES MICROALEADOS

J.A. Alvarez, F. Gutiérrez-Solana y J.M. Varona

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
Universidad de Cantabria. E.T.S.I de Caminos, C y P.
Av. de los Castros s/n, 39005, Santander.

Resumen. Las condiciones ambientales de trabajo de aceros estructurales y de conducciones de aplicación en instalaciones energéticas y petrolíferas han puesto en evidencia la necesidad de encontrar una metodología de caracterización de su resistencia a la fisuración. Esta metodología debe definir la cinética de fisuración en función de los parámetros que controlan la misma, con carácter universal, es decir, tanto en régimen de dominio elástico como elasto-plástico. Este trabajo recoge los resultados de la aplicación de una metodología experimental y analítica que se ha mostrado propicia para ser aplicada a los procesos de fisuración estudiados sobre probetas compactas, y en particular a aquéllos que comportan procesos subcríticos asociados a la presencia de ambientes agresivos, como en el caso de los procesos de corrosión bajo tensión o fisuración inducida por hidrógeno de aceros microaleados para los que ha sido desarrollada. La metodología ofrece resultados de gran interés en la caracterización cuantitativa del comportamiento de fisuración y su correlación con los micromecanismos de rotura presentes, que permiten profundizar en el estudio de las condiciones locales que propician la fisuración.

Abstract. In order to characterize the resistance to environmental assisted cracking of the structural and pipelines steels used in energy plants and offshore platforms, a methodology able to define the cracking kinetics as a function of the parameters controlling it in both elastic and elastic-plastic conditions. This work summarizes the results of the applications of an analytical and experimental methodology in order to characterize all cracking processes, was validated for the characterization of subcritical environmental assisted ones. The obtained results help in the modelling of the cracking behaviour and its correlation with the fracture micromechanisms inducing the cracking processes. After it, a closer study of the local conditions controlling the crack advance has been performed.

1. INTRODUCCION

Los aceros utilizados en la fabricación de elementos estructurales relacionados con la industria del petróleo, como plataformas off-shore o sistemas de transporte por tuberías, han sufrido una demanda creciente en las últimas décadas. Esta evolución ha venido acompañada, por otra parte, de mejora en sus características generales, resistencia mecánica, tenacidad, soldabilidad, y resistencia a la corrosión bajo tensión, entre otras [1].

De los diferentes tipos de aceros de alta resistencia desarrollados, los microaleados estructurales o de alto límite elástico son los de mayor incidencia en sus aplicaciones actuales, alcanzando a cubrir un 70% de los componentes estructurales de las plataformas marinas [2]. Su competitividad se basa en su relación precio/resistencia, su tenacidad, su versatilidad de procesado y su buena soldabilidad, comparable o incluso mejor que la de los aceros al carbono [3]. Un gran número de trabajos recopilan el control del comportamiento mecánico de estos aceros a través de los elementos de aleación y el tratamiento termomecánico de su proceso para alcanzar las microestructuras óptimas a sus compromisos de comportamiento [4,5].

En las plataformas estos aceros se encuentran también sometidos a problemas de corrosión bajo tensión en medio marino en asociación con situaciones de protección catódica o de fisuración en presencia de sulfuros causados por bacterias [6]. En ambos casos el hidrógeno juega un papel predominante en los mecanismos de fisuración por lo que estos aceros deben mostrarse como resistentes a la fisuración inducida por hidrógeno. Por ello su desarrollo avanza en paralelo al de los aceros para conducciones [7-9].

2. MATERIALES Y CARACTERIZACION CONVENCIONAL

Dentro de los materiales utilizados, como parte de un trabajo de investigación más amplio [10], se ha elegido uno como representativo de un comportamiento general. El acero elegido, un microaleado del tipo E690, es un acero de alto límite elástico y se emplea en la fabricación de cremalleras autoelevatrices para plataformas petrolíferas. En la tabla 1 se recogen los resultados del análisis químico realizados. Del mismo modo que en sus aplicaciones industriales dicho material fue sometido a tratamiento de temple en agua seguido de revenido a 600°C, generándose una microestructura de bainita revenida con un tamaño de grano de 44 mm.

Tabla 1. Composición Química del acero E690 (% en peso)

Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr
E690	0.135	0.241	1.1	1.518	0.496

Mo	Cu	Sn	Al	V	Ti
0.465	0.18	0.009	0.078	<0.003	0.003

La caracterización mecánica realizada sobre el acero dio como resultado un límite elástico de 840 MPa, una tensión de rotura de 915 MPa y un alargamiento bajo carga máxima del 6.5%. El acero fue caracterizado en fractura mediante la determinación de la curva *R* de la integral *J* según el método propuesto por el Grupo Europeo de Fractura ESIS P1-92. Para ello, se mecanizaron, a partir del material disponible, probetas de tipo compacto normalizadas con un valor de 25 mm de espesor. Se realizaron ensayos a dos velocidades de sollicitación, en control de desplazamiento, v_d , $4.1 \cdot 10^{-6}$ y $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s. Los resultados revelan una tenacidad independiente de la velocidad de sollicitación, alcanzando el parámetro $J_{0.2/BL}$ el valor de 260 kJ/m².

3. COMPORTAMIENTO DE ACERO EN CONDICIONES DE FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO

La caracterización de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno (FIH) se realizó mediante ensayos sobre probeta compacta de espesor 25 mm en el ambiente agresivo correspondiente y con velocidad de desplazamiento constante. El ambiente agresivo se obtuvo por polarización catódica con diferentes niveles de densidad de corriente, 1 a 10 mA/cm², en una solución 1N de SO₄H₂. Las muestras fueron sometidas a un proceso de polarización durante 40 h en cuyo instante se aplicó una carga mecánica mediante desplazamiento a velocidad constante, sin interrumpir el proceso de polarización, produciéndose la propagación de la fisura en la muestra, llevándose finalmente hasta rotura. Finalizado el ensayo se realizó sobre la superficie de propagación de la probeta un estudio fractográfico por microscopía electrónica, permitiendo conocer en cada punto el aspecto de la superficie de la fisura generada.

La aplicación de una metodología analítica adecuada [11] permite conocer en cada instante los valores de longitud de fisura, *a*, velocidad de propagación, *da/dt*, e integral *J*. La Figura 1a muestra la curva de caracterización de uno de los ensayos y la 1b la correspondiente deducida de la anterior. En la misma el valor de la integral *J* ha sido evaluado a través del factor de intensidad de tensiones equivalente, *K_J*. En la Figura 1b se definen las condiciones umbrales de iniciación, *K_{th}*; la velocidad de propagación subcrítica, *da/dt_{sc}*; el valor de iniciación de condiciones de rotura críticas, *K_c* y la velocidad de propagación crítica, *da/dt_c*.

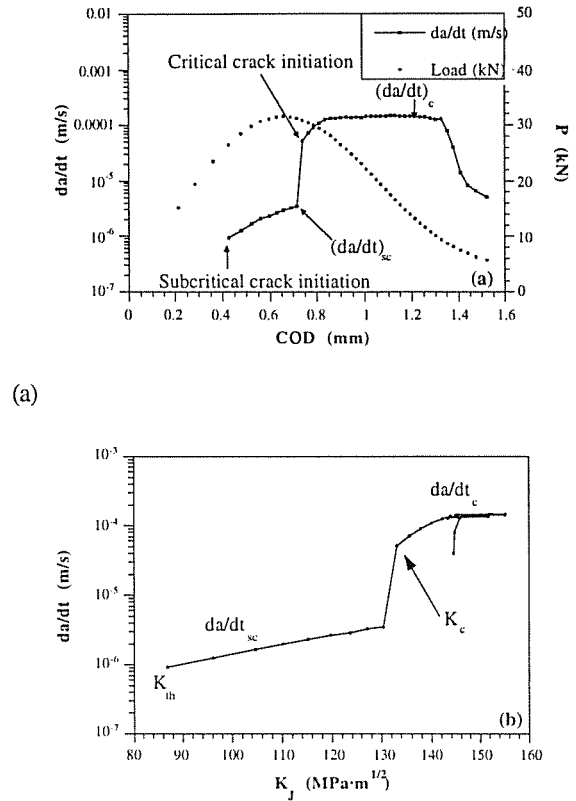


Figura 1. (a) Caracterización del proceso de fisuración a través de la curva Carga-desplazamiento y (b) evaluación de los parámetros en la curva *da/dt-K_J*.

4. INFLUENCIA DEL AMBIENTE EN EL COMPORTAMIENTO DEL ACERO E690 ANTE PROCESOS DE FIH

El análisis de resultados se realiza en base a la representación de los parámetros que definen el comportamiento de los procesos de fisuración, tanto subcríticos como críticos, para cada condición ambiental estudiada, en función de la velocidad de sollicitación del ensayo. En los gráficos de esta representación se incluyen las zonas de cada tipo de micromecanismo involucrado en el proceso de propagación, de acuerdo con las observaciones efectuadas por SEM sobre cada probeta: intergranulares (IG), transgranulares (TG), por clivaje o por coalescencia de microhuecos.

a) Comportamiento con densidad de corriente de 1 mA/cm²

Las Figuras 2 y 3 muestran de forma esquemática las variaciones de los parámetros de comportamiento establecidos en este trabajo, *K_J* y *da/dt*, con la velocidad de sollicitación para las condiciones de carga estudiadas en este apartado, 1 mA/cm². En ellas se han marcado las regiones de comportamiento en el aire, como referencia, así como la zona de fisuración subcrítica,

asociadas a los clivajes observados, diferenciando en ellas las condiciones de aparición de intergranularidad, y la zona de fisuración crítica, a partir de los valores críticos, tanto en velocidad como en sollicitación local, que pasan a generar microhuecos. De esta forma se separan las zonas de fisuración subcrítica de las de rotura, aun cuando éstas se establecen bajo condiciones de fragilización por hidrógeno.

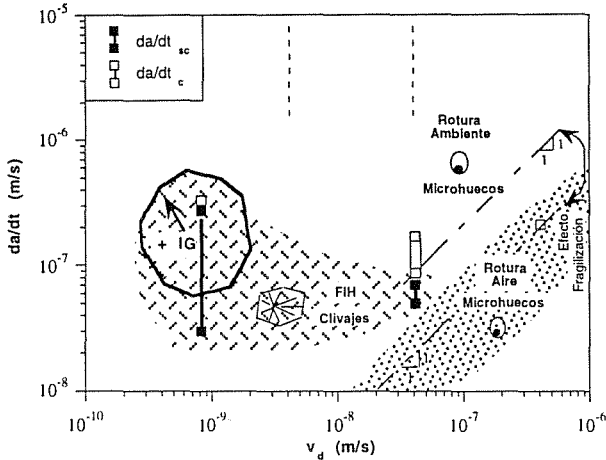


Figura 2. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 1 mA/cm².

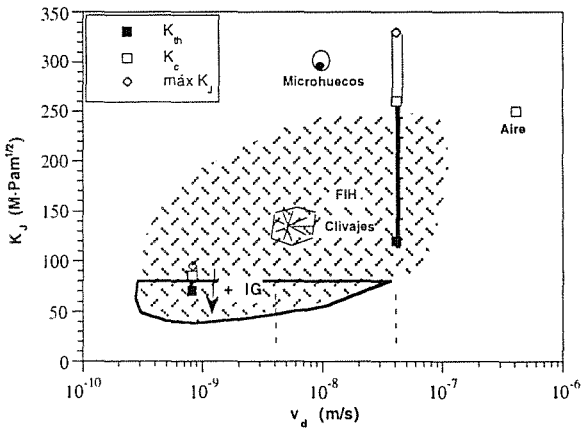


Figura 3. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 1 mA/cm².

La Figura 2 muestra el efecto del ambiente en los procesos de rotura, controlados por mecanismos de formación de microhuecos, cuya cinética es diez veces mayor en presencia de hidrógeno, lo que se asocia a su menor deformación última. Extrapolando la velocidad de propagación por microhuecos como lineal en función de la velocidad de sollicitación [12], debido a efectos puramente mecánicos, se entiende que por debajo de 10⁻⁸ m/s de velocidad de desplazamiento no se van a producir fenómenos críticos durante el ensayo, como en realidad sucede, ya que tendrían lugar a

velocidades inferiores a las de la propagación de los mecanismos subcríticos de clivaje propios de las estructuras bainíticas, por lo que éstos siempre están presentes.

La Figura 3 muestra cómo aparentemente un estado de sollicitación local por encima del aportado por un factor de intensidad de tensiones de 250 MPa·m^{1/2} es necesario para alcanzar roturas por mecanismos de formación de microhuecos. Asimismo, sólo por debajo de un K_J dado pueden aparecer mecanismos de intergranularidad, lo que coincide con modelizaciones previas de los procesos de FIH de aceros [13]. Los estados de sollicitación local intermedio, bajo las condiciones ambientales existentes en estos ensayos, promueven mecanismos de clivaje para establecer los procesos de fisuración, con mayor presencia de desgarramiento o "tearing" al aumentar la sollicitación local y por tanto la plasticidad en ella.

b) Comportamiento con densidad de corriente de 5 mA/cm²

Las Figuras 4 y 5 muestran las gráficas de evolución de los parámetros de comportamiento elegidos para definir los procesos de fisuración inducida por hidrógeno para estas condiciones de densidad de corriente de 5 mA/cm², en función de la velocidad de desplazamiento utilizada en los ensayos. De nuevo en ellos se marcan las zonas de rotura y fisuración observadas en función de sus diferentes micromecanismos y cinéticas propias observadas. También aparece como referencia el comportamiento de los procesos de fisuración al aire.

Como se muestra en la primera de ellas, Figura 4, se ha supuesto que el efecto puramente mecánico sobre los procesos de fisuración establece que la velocidad de propagación varía con la velocidad de sollicitación de forma lineal, así da/dt resulta proporcional a v_d. De esta forma se observa que las velocidades de rotura de procesos críticos por formación de microhuecos, deducidas a partir del valor obtenido a la velocidad de sollicitación más elevada, muestran el efecto de fragilización del ambiente de estos ensayos. En presencia del ambiente la velocidad de propagación es más de cien veces superior a la observada en el aire. También se observa que los valores extrapolados hacia velocidades de sollicitación lenta son próximos, aunque ligeramente superiores, a los observados para la velocidad de 4.1·10⁻⁸ m/s, para la que la fisuración observada en la zona de supuesta inestabilidad presenta mecanismos de clivaje junto con microhuecos. Es decir, se encuentra, como indica la figura, en la transición de la zona subcrítica de clivajes a la crítica de microhuecos. Asimismo se observa cómo los mecanismos subcríticos de las probetas más lentas son de por sí más rápidos que los valores supuestos a la rotura crítica por formación de huecos, por lo que éstos no se desarrollarían nunca bajo estas condiciones, ya que supondría una desaceleración en el avance de la fisura asociado a la inestabilidad.

La Figura 4 también muestra que la velocidad de fisuración de clivajes subcríticos no es función de la velocidad de sollicitación, aunque se ha visto en las curvas de comportamiento K_I - da/dt de cada caso ensayado que depende de las condiciones de sollicitación local. Los efectos de la intergranularidad presente en la probeta más lenta también se observan, manifestándose con un crecimiento en la velocidad de fisuración subcrítica.

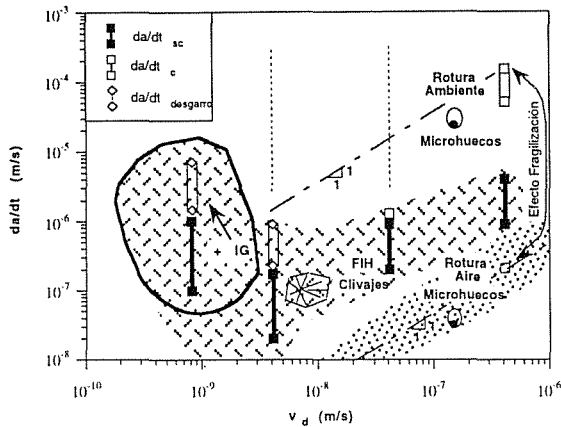


Figura 4. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

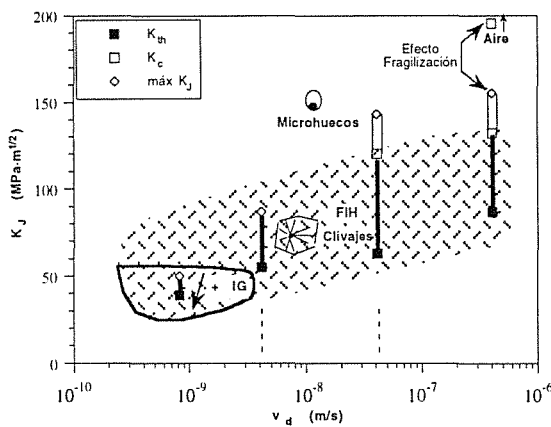


Figura 5. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm².

Por comparación con la Figura 2, se observa un creciente efecto fragilizante de la mayor presencia del hidrógeno al aumentar la velocidad de fisuración en procesos debidos a roturas por formación de microhuecos, asociado a un descenso en la capacidad de deformación de los mismos. Asimismo, el mayor efecto fragilizante de este ambiente también afecta a la velocidad de propagación subcrítica debida a los clivajes, que resulta en un orden de magnitud superior al del ambiente debido a 1 mA/cm². La presencia de intergranularidad apantalla el efecto fragilizante, estableciendo velocidades de propagación similares para ambos ambientes de hidrógeno.

La Figura 5 muestra de nuevo la estratificación de los factores de intensidad de tensiones necesarios para el establecimiento de los procesos de fisuración bajo mecanismos diferentes. Al ir creciendo K_I aparecen los mecanismos con intergranularidad, luego clivajes puros y, finalmente, microhuecos, todo ello de forma semejante a lo observado para los ensayos a 1 mA/cm² presentados en la Figura 3. La comparación entre ambas figuras evidencia que el efecto fragilizante del hidrógeno reduce las necesidades críticas locales para activar cada uno de estos micromecanismos.

c) Comportamiento con densidad de corriente de 10 mA/cm²

El análisis global de los resultados obtenidos con el acero E690 ensayado a 10 mA/cm² se muestra en las Figuras 6 y 7, que contienen los mapas de comportamiento fractográfico.

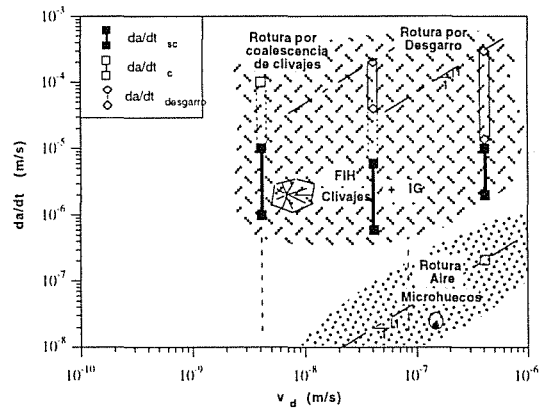


Figura 6. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm².

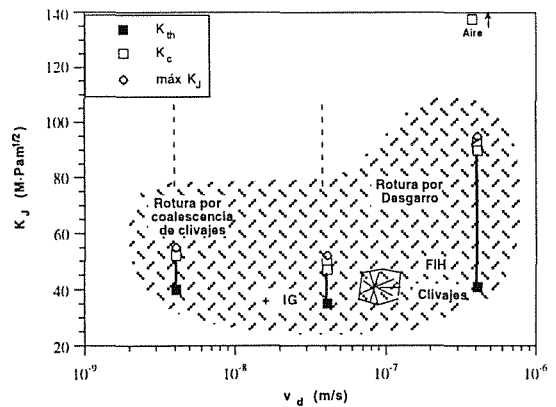


Figura 7. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm².

En la primera, Figura 6, se aprecia cómo todas las muestras presentan una fisuración subcrítica de características muy similares en los tres casos,

velocidad de propagación en torno a 10^{-6} m/s, propia de clivajes con trazos de intergranularidad. Asimismo se puede apreciar cómo la inestabilidad está asociada a un proceso de crecimiento crítico por clivajes unidos posteriormente por desgarramientos, para las velocidades de sollicitación superiores, o coalescencia de sus huecos, para la más lenta, característica de una situación alcanzada bajo un dominio prácticamente elástico. En relación con la rotura al aire, formada por la coalescencia clásica de microhuecos dúctiles, se aprecia el fuerte efecto fragilizante de este ambiente, que eleva de tres a cuatro órdenes de magnitud la cinética de propagación de las fisuras.

La segunda, Figura 7, muestra una vez más la estratificación con referencia al factor de intensidad de tensiones, es decir a la sollicitación local, de los diferentes micromecanismos propios de los procesos de fisuración. Dada la gran fragilidad impuesta por este ambiente el comportamiento del material en su conjunto es poco dependiente de la velocidad de sollicitación, situación que puede observarse tanto en ésta como en la anterior figura.

5. MODELIZACION

Un modelo general desarrollado [13] 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 ambientes agresivos acuosos, en los que la presencia de hidrógeno en el frente de fisuración juega un papel fundamental [14-23].

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.

Este modelo plantea que la nucleación de las roturas locales, que originan la propagación de fisuras, se lleva a cabo en defectos concretos de la red cristalina, como frontera de lajas martensíticas o bainíticas, precipitados próximos al borde de grano o en ocasiones inclusiones no metálicas, constituidos en trampas en las cuales la concentración de hidrógeno es muy alta y, en consecuencia, el valor de deformación crítica en su entorno presenta un nivel especialmente bajo.

El tipo de fractura producido durante la propagación, IG o TG, está directamente asociado al proceso de nucleación descrito. 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_p) 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. Dichas condiciones traducidas a parámetros macroscópicos, como K_I o δ_I , llevan a las expresiones siguientes:

Condición IG:

$$\delta_{Isc} < \frac{d}{2.3} \quad \text{ó} \quad K_{Isc} < 0.85 \sqrt{\sigma_y E d} \quad (1)$$

Condición TG:

$$\delta_{Isc} > \frac{15 \sigma_y}{2.3 E} d \quad \text{ó} \quad K_{Isc} > 3.3 \sigma_y \sqrt{d} \quad (2)$$

Estas condiciones pueden llevarse sobre representaciones carga-desplazamiento, *P-COD*, de una probeta dada con longitud de fisura constante, de un material con parámetros E , σ_y y d , conocidos, para definir los campos de roturas previsibles transgranulares o intergranulares.

En este apartado se trata de comprobar si las condiciones de fisuración observadas en el acero microaleado E690, en los diferentes ambientes ensayados (1, 5 y 10 mA/cm²), se ajustan a la modelización presentada. Para ello las Figuras 8 a 10 presentan simultáneamente dos situaciones sobre las curvas teóricas *P-COD* de probetas CT de 25 mm de espesor de acero E690 con longitudes de fisura variable de 32 a 40 mm:

- Las curvas reales de los ensayos realizados en cada medio a diferentes velocidades de sollicitación, superponiendo sobre las mismas las zonas de micromecanismos observados: clivajes más IG y clivajes solamente, ambas subcríticas, y microhuecos, crítica.
- La representación en cada caso de las condiciones del límite máximo de la intergranularidad (1) y del límite mínimo de la transgranularidad (2).

Como puede apreciarse en las Figuras mencionadas, 8 a 10, en todos los casos los procesos subcríticos iniciales mixtos de clivajes e intergranularidad se encuentran dentro del campo delimitado por las condiciones donde los procesos IG y TG pueden ser simultáneos. Asimismo no hay clivajes por debajo de la Condición (2), ni intergranularidad por encima de la Condición (1). Todo ello conforme a la modelización referenciada.

De este modo las condiciones microestructurales y mecánicas que determinaban las condiciones de modelización siguen siendo válidas para este material

y situación ambiental. Además de ello, la observación de las Figuras 8 a 10 permite deducir nuevas situaciones de correlación:

- La situación límite a partir de la que hay presencia de clivajes decrece con la agresividad del medio, siendo tendente al límite correspondiente a la Condición (2) del modelo.
- La aparición de clivajes se presenta siempre bajo parámetros J en los que sólo tiene importancia su parte elástica.
- La aparición de roturas críticas asociadas a microhuecos tiene lugar en zonas en las que el proceso de fisuración, a nivel local, está controlado por una integral J cuya componente plástica es mayoritaria.

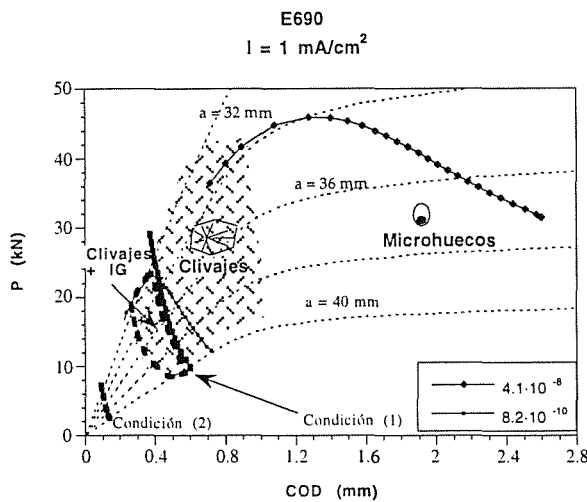


Figura 8. Curvas P - COD de los ensayos a 1 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para a constante, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

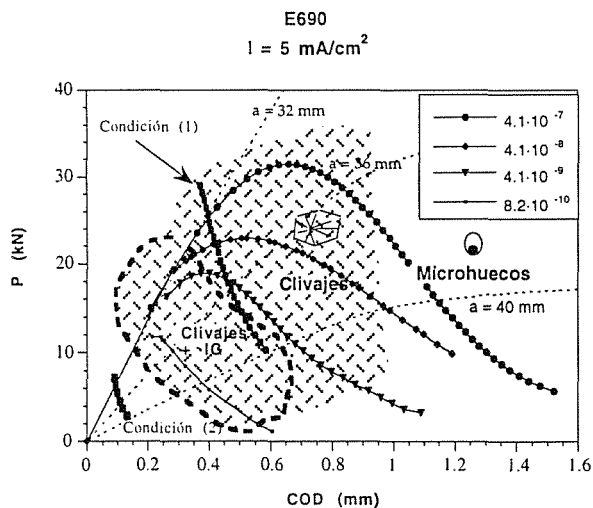


Figura 9. Curvas P - COD de los ensayos a 5 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para a constante con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

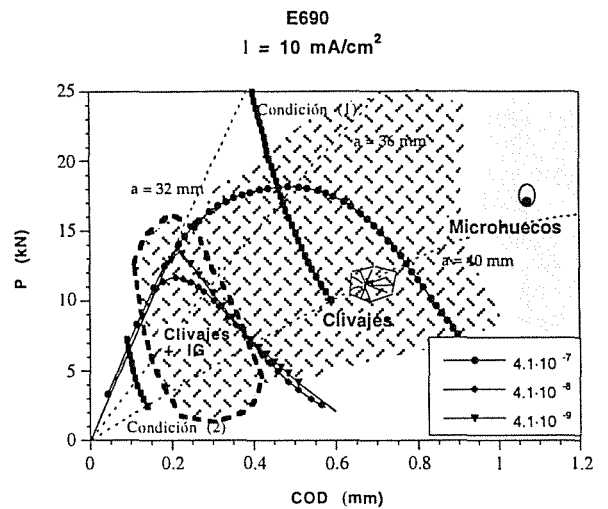


Figura 10. Curvas P - COD de los ensayos a 10 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para a constante con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo.

5. CONCLUSIONES

Los aceros microaleados de estructura bainítica ensayados se han mostrado susceptibles de presentar procesos de fisuración inducida por hidrógeno. Esta susceptibilidad sigue las pautas de dependencia clásica:

- De la agresividad del medio: en este caso marcada por la concentración de hidrógeno presente en el material, al crecer con la densidad de corriente aplicada aumenta la susceptibilidad a la fisuración y ésta se produce bajo mecanismos más frágiles.
- De la velocidad de sollicitación: que afecta a la susceptibilidad del material en unas condiciones ambientales dadas, no a través de variaciones en los micromecanismos de rotura sino mediante los parámetros que definen las condiciones propias de fisuración y la cinética de ésta, variable con dichas condiciones.

Para adentrarse más en el conocimiento de la evolución de comportamiento de un material en un ambiente dado y el efecto de la velocidad de sollicitación en ello, dicho comportamiento debe ser estudiado primero bajo el prisma de los parámetros macroscópicos que lo caracterizan y su relación con los micromecanismos que establece el proceso de fisuración.

La acción combinada de un determinado estado tensional y una velocidad de sollicitación, que determine el tiempo de acción del hidrógeno en la zona de proceso del fondo de fisura, promueven diferentes tipos de fractura, bien sea por coalescencia de microhuecos (MVC), por quasiclivaje (QC) o intergranular (IG). El tipo de fractura depende de la concentración de hidrógeno existente y del factor de intensidad de tensiones aplicado. Estos dos parámetros son variables

a lo largo de un ensayo produciendo, por tanto y como se ha demostrado, cambios en el modo de propagación de fisuras en una misma muestra.

El factor de intensidad de tensiones condiciona el tamaño de la zona plástica. En las primeras fases de la propagación este factor aún es pequeño siendo la concentración de hidrógeno suficiente para provocar crecimiento de fisuras con tamaños de zona plástica reducidos. Esta propagación va a ser IG o TG por clivaje, dependiendo de la faceta de grano y del hidrógeno existente en los bordes de grano.

Al propagar la fisura se llega a unos tamaños de zona plástica mayores con una menor presencia volumétrica de hidrógeno en la misma; las inclusiones y microhuecos existentes dentro de dicha zona son presurizados provocando la aparición de roturas por coalescencia de microhuecos, (MVC).

9. AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha desarrollado en el seno de un proyecto de investigación de la Unión Europea (CECA 7210-KB/934) y del proyecto CICYT MAT 93-0970-CE.

10. BIBLIOGRAFIA

- [1] Chino, H., Abe, M., Katayama, K., Takemiro, H. and Akazaki, H.: in Pipeline Technology Conference, Oostende, Belgium, (1990), Part A, pp. P.4.1.
- [2] "High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels", ASM. Metals Handbook, Vol. 1, Tenth Edition, (1990), pp. 388.
- [3] "Metals and their weldability", Welding Handbook, Vol. 4, 7th Edition. American Welding Society, (1982), pp. 24.
- [4] Repas, P.E.: "Metallurgical Fundamentals for HSLA steels in Microalloyed" HSLA steels, ASTM International, (1988), pp. 5.
- [5] Fletcher, E.E.: "High-Strength-Low-Alloy Steels: Status, Solution and Physical Metallurgy", Batelle Press, (1979).
- [6] Gabetta, G. and Cole, I.: Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol. 16, No. 6, (1993), pp. 603.
- [7] Charles, J., Coudreuse, R., Blondeau, R. and Cadiou, L., Corrosion 90, paper n° 202, Las Vegas, pp. 23-27 (1990).
- [8] Terreur, F., Montfort C. and Defourny, Int Conf on "Interaction of Steels with Hydrogen in Petroleum Industry Pressure Vessel Service", Paris (1989).
- [9] Kobayashi, Y. et al, Corrosion Science, Vol 27, n° 10/11, pp. 1117-1135 (1985).
- [10] "Stress Corrosion Cracking on Weldable Microalloyed Steels", ECSC Contract n° 92.F2 11a 7210, Final Report (1996).
- [11] Gutiérrez-Solana, F. y Alvarez, J.A., "Caracterización universal de procesos de fisuración y su aplicación a fenómenos inducidos por el ambiente", Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 14, pp. 50-68 (1997).
- [12] Alvarez, J.A. , Méndez, G., Gutierrez-Solana, F., Gorrochategui, I., y Laceur, J.: "Anales de Mecánica de la Fractura", Vol. 11, 1994, pp. 413-419.
- [13] Gutiérrez-Solana, F., Valiente, A., González, J. and Varona J.M., "A Strain-Based Fracture Model for Stress Corrosion Cracking of Low-Alloy Steels", Metallurgical and Materials Transaction A, Vol. 27A, pp. 291-304 (1996).
- [14] Thompson, A.J. and Bernstein, I.M.; Advances in Corrosion Science and Technology, Fontana and Stachle, eds. vol. 7, Plenum, NY, 1980, p. 53.
- [15] Kennedy, J.W. and Whittaker, J.A.; Corrosion Science, 1968, vol. 8, p. 359.
- [16] Beachem, C.D.; Met. Trans., 1972, vol. 3, p. 437.
- [17] Louthan, M.R.; Donovan, J.A. and Rawl, D.E.; Corrosion, 1973, vol. 29, p. 108.
- [18] Gerberich, W.W.; Hydrogen in metals, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 115.
- [19] Speidel, M.O.; Hydrogen in metals, Bernstein and Thompson, eds., ASM, Metals Park, Ohio, 1974, p. 575.
- [20] Thompson, A.W. and Bernstein, I.M.; Rev. Coating Corrosion, 1975, vol. 2, p. 3.
- [21] Williams, D.P. and Nelson, H.W.; Met. Trans., 1972, vol. 3, p. 2107.
- [22] Speidel, M.O.; "Theory of Stress Corrosion Cracking in Alloys", J.C. Scully, eds., NATO, Bruselas, 1971, p. 289.
- [23] Marsh, P.G. and Gerberich, W.W.; ISCC, Materials performance and evaluation, Jones, R.H. de., ASM, Materials Park, 1992, p.63.