

UNIVERSIDAD DE CANTABRIA

**DEPARTAMENTO DE CIENCIA E INGENIERIA DEL
TERRENO Y DE LOS MATERIALES**

TESIS DOCTORAL

**FISURACION INDUCIDA POR HIDROGENO DE ACEROS
SOLDABLES MICROALEADOS: CARACTERIZACION Y
MODELO DE COMPORTAMIENTO**

JOSE ALBERTO ALVAREZ LASO

Santander, Mayo 1998

4.2. *Influencia de la velocidad de sollicitación en cada condición ambiental*

En este apartado se analiza el comportamiento de los aceros en estudio bajo condiciones ambientales fijas, determinando la influencia en el mismo de la velocidad de desplazamiento en el proceso experimental. Se realiza, por tanto, un análisis complementario al efectuado en la sección anterior, teniendo en cuenta que se ha estudiado el comportamiento de estos aceros en función de dos variables, las condiciones ambientales y la velocidad de sollicitación.

4.2.1. Acero E690

Sobre el acero E690 se han realizado ensayos con tres densidades de corriente diferentes: 1, 5 y 10 mA/cm². A continuación se analizan sus comportamientos, en base a sus curvas carga-desplazamiento y velocidad de propagación, $da/dt-K_I$. En las primeras se muestra, también como referencia, las curvas teóricas que permiten hacer una estimación de la plasticidad propia de los mecanismos de rotura.

4.2.1.1. Comportamiento con densidad de corriente de 1 mA/cm²

Como se deduce de la presentación de resultados y del análisis del punto anterior, se han realizado dos ensayos a velocidades de $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s y $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s respectivamente. La Figura 5.42 presenta las curvas $P-COD$ obtenidas. Por su parte, la Figura 5.43 presenta las curvas $da/dt-K_I$ obtenidas del análisis de las anteriores para esta densidad de corriente. En las mismas se puede apreciar la gran importancia que ejerce la velocidad de sollicitación sobre los fenómenos de fisuración inducida por hidrógeno.

El efecto del ambiente ya se aprecia en el ensayo realizado a la velocidad de sollicitación más alta, $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s, encontrándose una zona de fisuración subcrítica bajo mecanismos de clivajes (Lámina 5.4), clásicos para materiales bainíticos, aunque asociados a fuerte desgarramiento plástico, bajo condiciones

locales para las que en aire no sucede nada, siendo el umbral K_{th} de 120 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. La velocidad de propagación de $5\cdot 10^{-8}$ m/s de este proceso es ligeramente menor que lo característico para los mecanismos de clivaje, pero se puede justificar en atención a la gran plasticidad local existente.

Este proceso se mantiene hasta unas condiciones críticas, dadas para K_I , de 260 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, para las que se inicia un proceso de rotura crítica a una velocidad, 10^{-7} m/s, equivalente a la que se produce en el aire a una velocidad de sollicitación 10 veces mayor, bajo mecanismos de fisuración de formación de microhuecos que soportan una menor deformación plástica que en el aire (Lámina 5.4). Esto da idea de una fragilidad mayor del material debida a la presencia del hidrógeno en él, que conduce a roturas que propagan aproximadamente 10 veces más rápidas que en el aire, aunque aún son dúctiles.

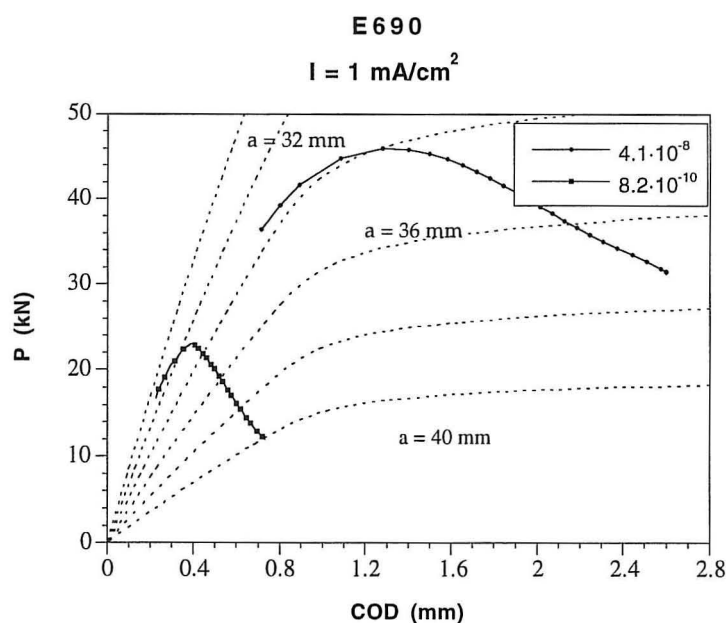


Figura 5.42. *Curvas Carga-COD del acero E690, ensayado a 1 mA/cm^2 , en diferentes condiciones de velocidad de sollicitación, en comparación con curvas teóricas correspondientes a distintas longitudes de fisura*

El efecto que la velocidad de sollicitación tiene sobre la influencia del medio agresivo en la fisuración del material se aprecia claramente al analizar su

respuesta a una velocidad 50 veces más lenta, $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s. En primer lugar, la carga alcanzada durante el ensayo resultó ser, en este caso, aproximadamente la mitad que en el anterior. En segundo lugar, el factor umbral de intensidad de tensiones, de $120 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ para la muestra ensayada con una velocidad más alta, pasó a tener un valor de $70 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Asimismo la propagación subcrítica obtenida, también establecida por sucesión de clivajes (Lámina 5.8), presenta trazos de intergranularidad y de fisuración secundaria, propios de condiciones de fragilidad, y una velocidad de sollicitación creciente con K_I , tendente a estabilizarse en $3 \cdot 10^{-7}$ m/s, para la máxima sollicitación local alcanzada de $90 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, a partir de la cual se produce la descarga de la probeta.

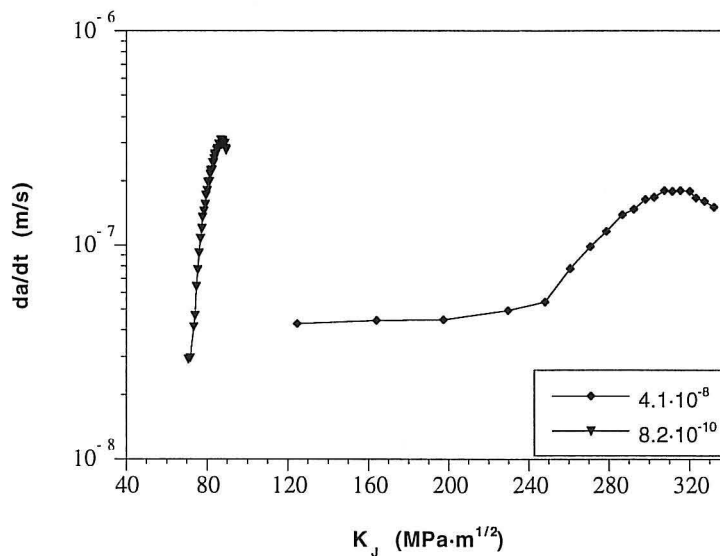


Figura 5.43. Comportamiento da/dt - K_I del acero E690, ensayado a $1 \text{ mA}/\text{cm}^2$, con diferentes velocidades de sollicitación

Las Figuras 5.44 y 5.45 muestran de forma esquemática las variaciones de los parámetros de comportamiento establecidos en este trabajo, da/dt y K_I , con la velocidad de sollicitación para las condiciones de carga estudiadas en este apartado, $1 \text{ mA}/\text{cm}^2$, que establece la velocidad de propagación, da/dt , frente a la de desplazamiento, v_d . En la Figura 5.44, 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 para los que se ha establecido una discontinuidad en el comportamiento de la fisuración, tanto en velocidad como en mecanismos, 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. La Figura 5.45 también contempla estas zonas, marcando las de formación en microhuecos propias de los procesos críticos, y las de presencia de intergranularidad en las fisuras subcríticas, según el estado de sollicitación local, representado por el factor de intensidad de tensiones deducido de los valores de la integral J .

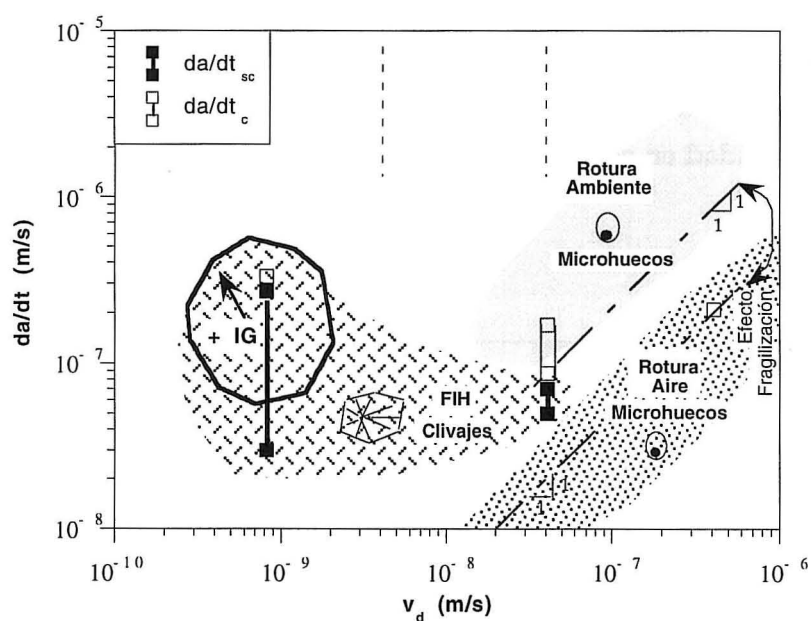


Figura 5.44. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 1 mA/cm^2

La Figura 5.44 justifica 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 [147], 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 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 5.45 muestra cómo aparentemente un estado de sollicitación local por encima del aportado por un factor de intensidad de tensiones de $250 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ es necesario para alcanzar roturas por mecanismos de formación de microhuecos. Asimismo, sólo por debajo de uno dado pueden aparecer mecanismos de intergranularidad, lo que coincide con modelizaciones previas de los procesos de FIH de aceros [26]. 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.

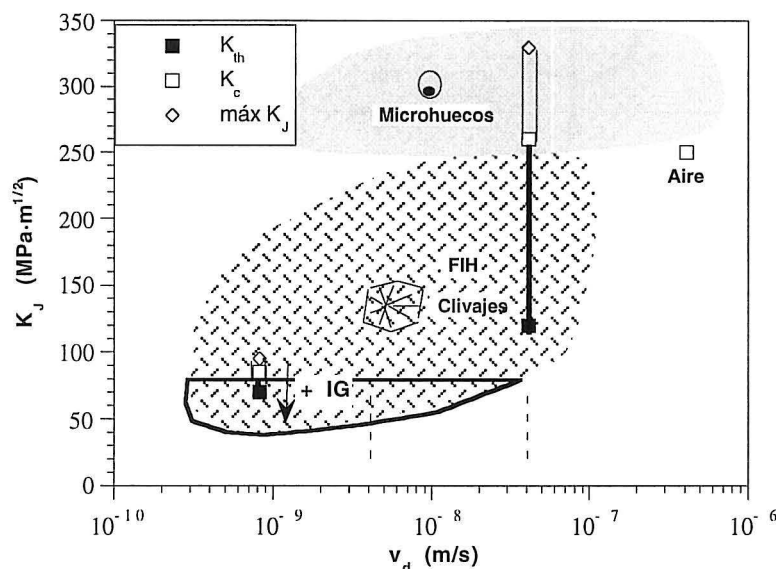


Figura 5.45. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a $1 \text{ mA}/\text{cm}^2$

4.2.1.2. Comportamiento con densidad de corriente de 5 mA/cm²

Para el acero E690 en ambiente de hidrógeno cargado con una densidad de corriente de 5 mA/cm² se han realizado ensayos a cuatro velocidades de sollicitación diferentes. La Figura 5.46 presenta las curvas características carga-desplazamiento de los mismos y la Figura 5.47 las curvas de velocidad de propagación $da/dt-K_I$ derivadas de las anteriores. La evolución de estas curvas, y su contraste con la del aire (Figura 5.15), muestra la susceptibilidad creciente a los procesos de fisuración inducida por hidrógeno bajo estas condiciones ambientales a medida que disminuye la velocidad de sollicitación del ensayo.

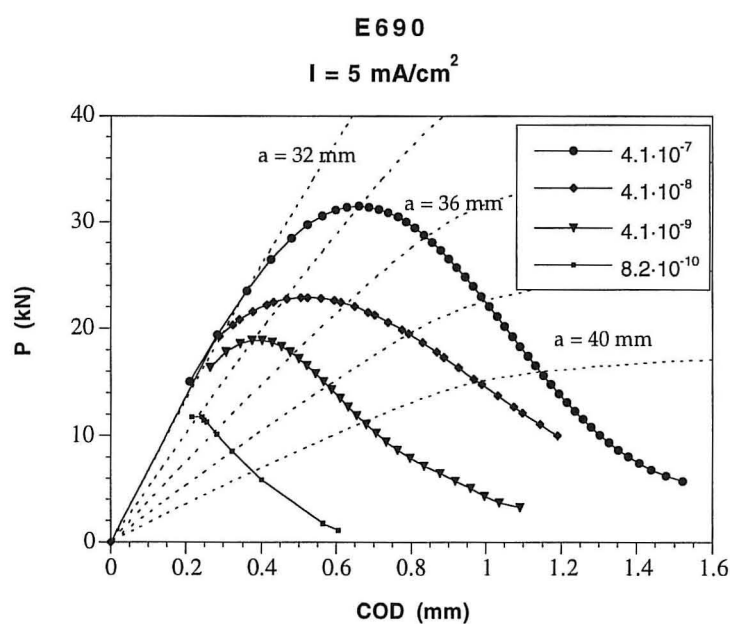


Figura 5.46. Curvas Carga-COD del acero E690, ensayado a 5 mA/cm², en diferentes condiciones de velocidad de sollicitación, en comparación con curvas teóricas correspondientes a distintas longitudes de fisura

El valor del factor de intensidad de tensiones umbral de iniciación de la fisura subcrítica $K_{I_{thr}}$ decrece de 87 MPa·m^{1/2} para el ensayo realizado con una velocidad de sollicitación de 4.1·10⁻⁷ m/s hasta 63 y 55 MPa·m^{1/2} para ensayos realizados a velocidades intermedias, 4.1·10⁻⁸ y 4.1·10⁻⁹ m/s respectivamente,

alcanzando para la velocidad más lenta ensayada, $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s, un valor umbral de $39 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ próximo al obtenido en los ensayos estáticos convencionales.

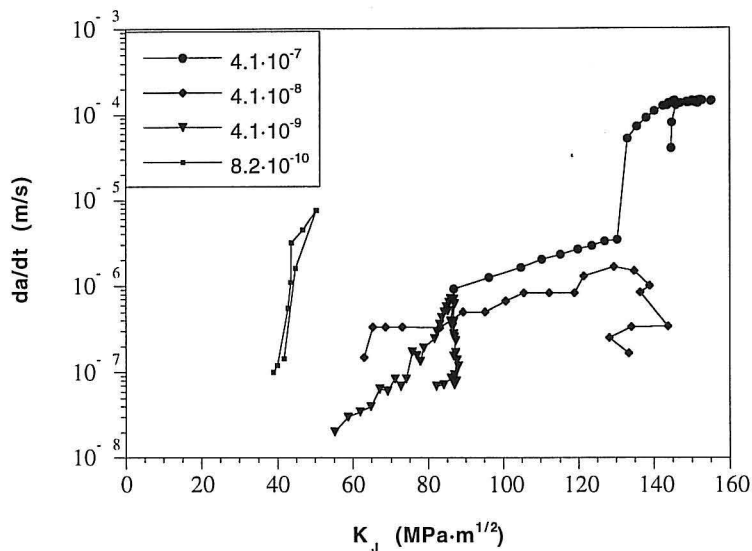


Figura 5.47. Comportamiento $da/dt-K_I$ del acero E690, ensayado a 5 mA/cm^2 , con diferentes velocidades de sollicitación

En todos los casos se iniciaron procesos de propagación subcrítica mediante mecanismos de rotura transgranulares por formación de clivajes (Láminas 5.2, 5.4 y 5.6), cuya velocidad resulta ligeramente creciente con el factor de intensidad de tensiones. Por ello, la velocidad de propagación inicial disminuye suavemente de unos ensayos a otros al bajar la velocidad de sollicitación y con ello el valor umbral del factor de intensidad de tensiones. Sin embargo, al entrar en el rango de sollicitación local propio de procesos intergranulares, éstos empiezan a aparecer juntamente con los clivajes (Lámina 5.8), lo que conduce a un incremento en la velocidad de propagación subcrítica, 10^{-7} a 10^{-6} m/s, en la probeta ensayada más lentamente.

Las dos probetas ensayadas a una velocidad mayor, $4.1 \cdot 10^{-7}$ y $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s, presentaron procesos de fisuración críticos a partir de valores del factor de intensidad de tensiones, K_{Ic} , de 132 y 120 MPa·m^{1/2} respectivamente. Esta propagación, sin embargo, es diferente en ambos casos. En el caso más rápido es de apariencia dúctil con abundante presencia de microhuecos (Lámina 5.3), aunque los microhuecos están claramente menos deformados que para el ambiente con menor hidrógeno previamente estudiado. Este proceso se caracterizó por una alta velocidad de crecimiento, $5 \cdot 10^{-5}$ a 10^{-4} m/s, notablemente superior a las del ambiente de 1 mA/cm² lo que da idea de la fuerte fragilización de este medio. En el caso más lento, sin embargo, la rotura se produjo mostrando unos clivajes clásicos conjuntamente con microhuecos de muy baja deformación (Lámina 5.5), acorde con el estado local en las condiciones de propagación que se encuentran en el tránsito del dominio elástico al plástico y por tanto en presencia de pequeñas deformaciones. Por ello la apariencia de la superficie de rotura corresponde a una transición entre los procesos subcríticos y los críticos, lo que justifica su velocidad crítica de 10^{-6} m/s, más propia del proceso subcrítico.

Las muestras ensayadas a las velocidades de sollicitación menores, $4.1 \cdot 10^{-9}$ y $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s, no presentaron cambio de mecanismo de propagación, manteniendo siempre un crecimiento asociado a mecanismos de clivaje, con una velocidad de propagación creciente con el factor de intensidad de tensiones, que en torno al máximo valor de sollicitación alcanzado presenta una fuerte aceleración asociada a una serie de desgarramientos fuertes entre clivajes, probablemente debido a tener las condiciones próximas a las propias de una rotura crítica inestable.

Las Figuras 5.48 y 5.49 muestran los mapas 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.

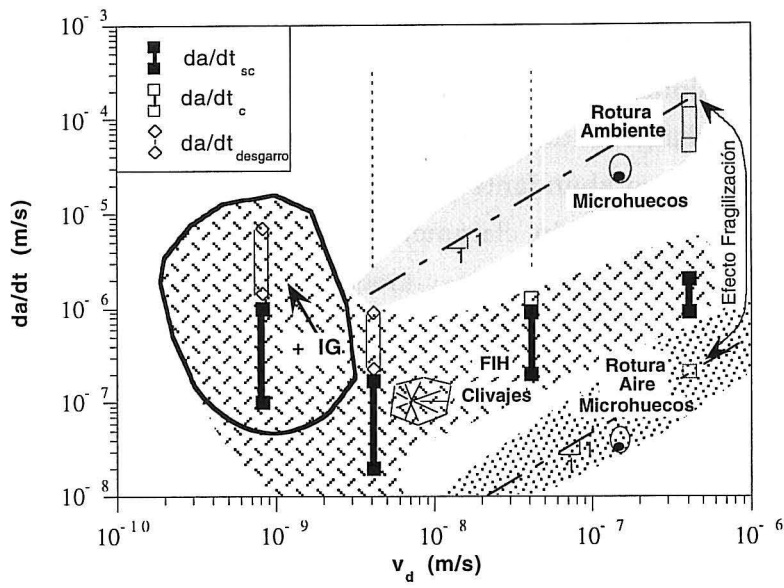


Figura 5.48. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm^2

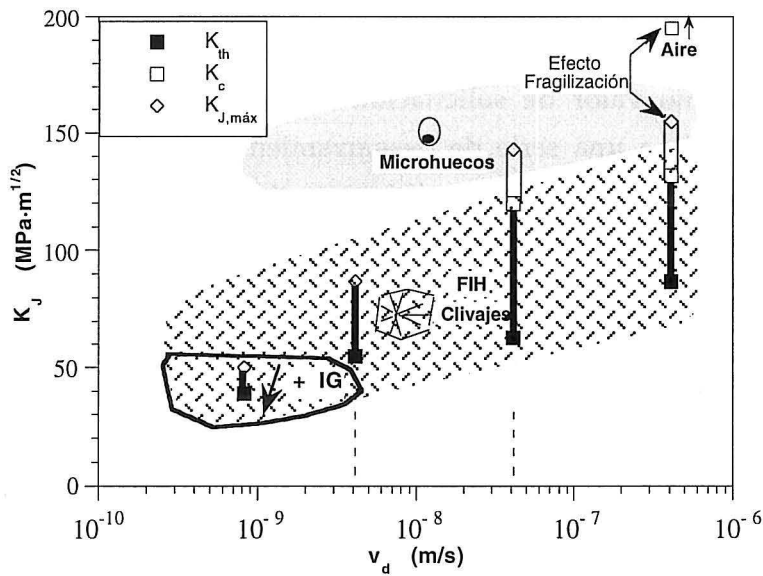


Figura 5.49. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 5 mA/cm^2

Como se muestra en la primera de ellas, Figura 5.48, se ha supuesto que el efecto puramente mecánico sobre los procesos de fisuración establece que la velocidad de propagación varía únicamente 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 que en el aire. También se observa que los valores extrapolados hacia velocidades de sollicitación más lentas son próximos, aunque ligeramente superiores, a los observados para la velocidad de $4.1 \cdot 10^{-8}$ 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 5.48 también muestra que la velocidad de fisuración de clivajes subcríticos no es función lineal de la velocidad de sollicitación, aunque se ha visto en las figuras previas 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.

Por comparación con la Figura 5.44, 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/cm^2 . La presencia de intergranularidad apantalla el efecto fragilizante, estableciendo velocidades de

propagación similares para ambos ambientes de hidrógeno aunque algo más altas para el ambiente correspondiente a 5 mA/cm².

La Figura 5.49 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 presentado en la Figura 5.45. La comparación entre ambas figuras evidencia que el efecto fragilizante del hidrógeno reduce las necesidades críticas locales para activar cada uno de estos micromecanismos.

4.2.1.3. Comportamiento con densidad de corriente de 10 mA/cm²

Tres probetas correspondientes al acero E690 fueron ensayadas con una densidad de corriente de 10 mA/cm² a diferentes velocidades. La Figura 5.50 presenta las curvas características carga-desplazamiento obtenidas con ellas y la Figura 5.51 las curvas de velocidad de propagación $da/dt-K_I$ deducidas.

La probeta ensayada a la velocidad más rápida, $4.1 \cdot 10^{-7}$ m/s, presentó una fisuración subcrítica a partir de un umbral de $41 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ caracterizada por una velocidad de propagación de $2 \cdot 10^{-6}$ m/s. El tipo de rotura presente en dicha zona es mayoritariamente transgranular por clivajes (Lámina 5.2), con muestras de intergranularidad que justifican esta velocidad. Dicha etapa continúa hasta valores de K_I de $90 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ para los que se produce un salto en la velocidad alcanzándose propagaciones de 1 a $4 \cdot 10^{-4}$ m/s. Esta probeta no presenta, sin embargo, una zona crítica claramente diferenciable, siendo su mecanismo de rotura también clivajes aunque más desgarrados (Lámina 5.3).

La probeta ensayada a la velocidad intermedia, $4.1 \cdot 10^{-8}$ m/s, presentó una fisuración subcrítica a partir de un umbral de $35 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ caracterizada por una velocidad de propagación de $6 \cdot 10^{-7}$ m/s, valor muy similar al anterior. El tipo de superficie generado fue mayoritariamente transgranular con presencia de clivajes (Lámina 5.4), de nuevo con muestras de intergranularidad. La zona subcrítica termina para un valor crítico de $47 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ a partir del que se

produce una propagación a velocidad en el orden de 10^{-4} m/s con fuertes desgarramientos de unión entre zonas de clivaje de corto alcance (Lámina 5.5).

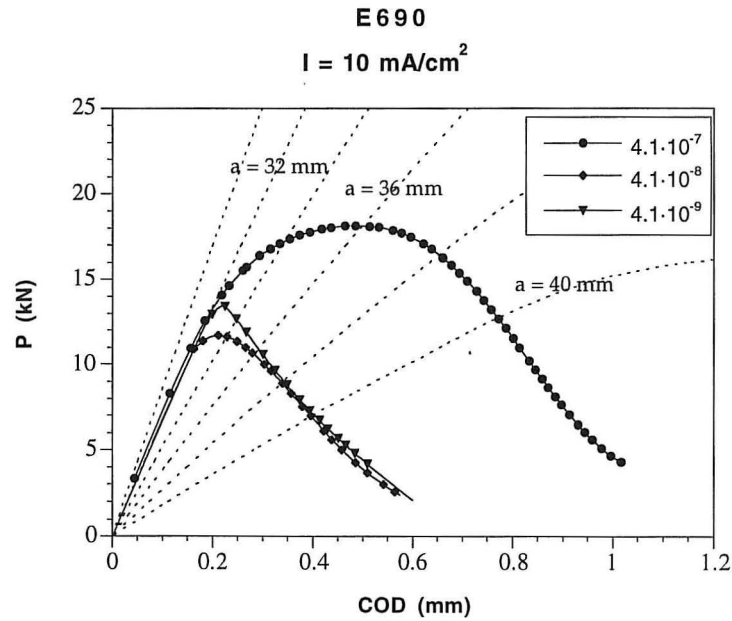


Figura 5.50. Curvas Carga-COD del acero E690, ensayado a 10 mA/cm^2 , en diferentes condiciones de velocidad de sollicitación, en comparación con curvas teóricas correspondientes a distintas longitudes de fisura

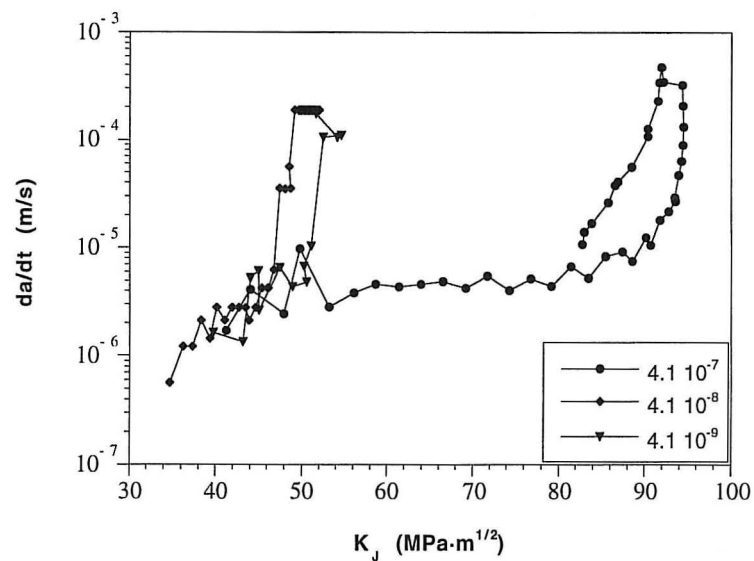


Figura 5.51. Comportamiento $da/dt-K_I$ del acero E690, ensayado a 10 mA/cm^2 , con diferentes velocidades de sollicitación

Finalmente, la muestra ensayada a la velocidad más lenta, $4.1 \cdot 10^{-9}$ m/s, presentó una propagación subcrítica a partir de un valor del factor de intensidad de tensiones umbral de $40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. La velocidad de propagación se estabiliza en torno a $1 \cdot 10^{-6}$ m/s. Esta muestra en la fase subcrítica presentó, como las anteriores, un crecimiento de fisura transgranular frágil con formación de clivajes y muestras de intergranularidad (Lámina 5.7). En esta muestra la fase de propagación crítica se inició tras establecerse el proceso de descarga de la probeta y pasar por un máximo factor de intensidad de tensiones de $52 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$. Dicha fase se caracteriza por una velocidad de crecimiento de fisura de 10^{-4} m/s y por una superficie formada por microhuecos o desgarramientos generados en zonas rotas por clivajes de corto alcance (Lámina 5.7).

El análisis global de los resultados obtenidos con el acero E690 ensayado a 10 mA/cm^2 se muestra en las Figuras 5.52 y 5.53, que contienen los mapas de comportamiento fractográfico.

En la primera, Figura 5.52, 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 los mismos, para la más lenta, propio de una situación alcanzada bajo un dominio prácticamente elástico. En relación con la rotura al aire formada por la coalescencia clásica de microhuecos 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 5.53, 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.

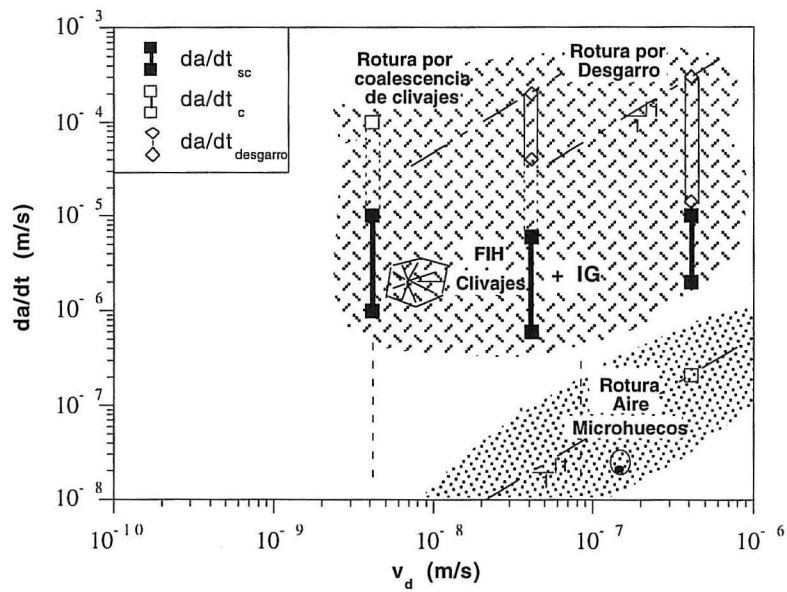


Figura 5.52. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm²

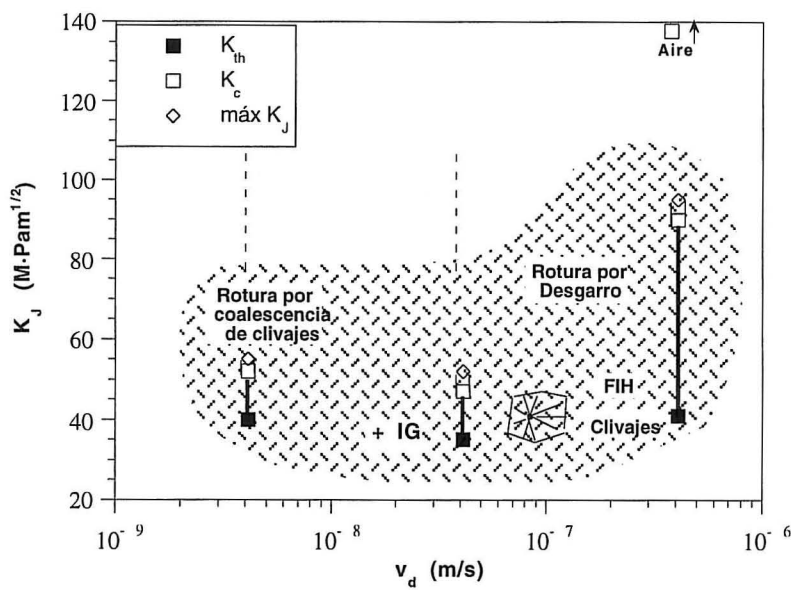


Figura 5.53. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E690 ensayado a 10 mA/cm²

4.2.2. Acero E500

Sobre el acero E500 se realiza un análisis similar al efectuado en el apartado anterior para el acero E690. Para ello se estudia el comportamiento del acero frente a los procesos de fisuración inducidos por el ambiente, obtenido éste mediante un proceso de carga catódica con dos densidades de corriente, 5 y 10 mA/cm², en función de las diferentes velocidades de sollicitación usadas en los ensayos en cada una de dichas condiciones ambientales.

4.2.2.1. Comportamiento con densidad de corriente de 5 mA/cm²

Para esta densidad de corriente se realizaron ensayos a cinco velocidades diferentes, $4.1 \cdot 10^{-7}$, $8.2 \cdot 10^{-8}$, $4.1 \cdot 10^{-8}$, $4.1 \cdot 10^{-9}$ y $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s. La Figura 5.54 presenta las curvas carga-desplazamiento de cada uno de ellos en relación con las curvas teóricas propias de diferentes longitudes de fisura. La Figura 5.55 presenta las curvas de velocidad $da/dt-K_I$ de todos ellos.

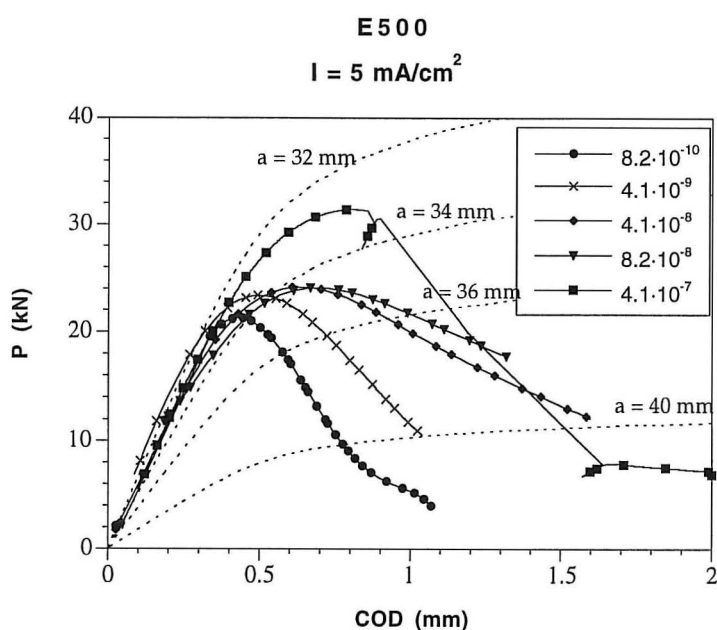


Figura 5.54. Curvas Carga-COD del acero E500, ensayado a 5 mA/cm², en diferentes condiciones de velocidad de sollicitación, en comparación con curvas teóricas correspondientes a distintas longitudes de fisura

Como puede verse en la primera de ellas, Figura 5.54, el efecto ambiental se manifiesta por una pérdida de capacidad portante y de deformación del material en presencia del ambiente, creciente con el descenso de la velocidad de desplazamiento del ensayo. Sin embargo, este efecto ambiental es claramente menos acusado que para el acero E690, incluso cuando éste se encuentra en condiciones ambientales menos agresivas, como las inducidas por 1 mA/cm^2 .

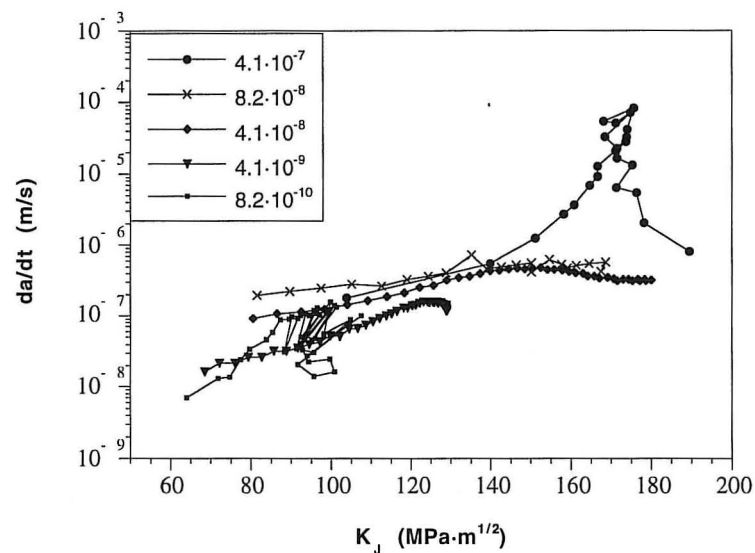


Figura 5.55. Comportamiento $da/dt-K_I$ del acero E500, ensayado a 5 mA/cm^2 , con diferentes velocidades de sollicitación

La Figura 5.55 pone de manifiesto que este efecto diferencial en la susceptibilidad al medio de la velocidad de desplazamiento se manifiesta en los umbrales de propagación, decrecientes desde $105 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ hasta $64 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ con el descenso de la velocidad de sollicitación. Sin embargo todos ellos presentaron unos procesos subcríticos de propagación bajo mecanismos de clivaje con presencia de desgarramientos o "tearing" (Láminas 5.9 a 5.13) con velocidades de propagación crecientes con el valor de la sollicitación local, K_I , a la que se producen desde 10^{-8} m/s a 10^{-6} m/s , de forma prácticamente independiente de la velocidad de sollicitación. Acaso la velocidad de sollicitación afecta aumentando ligeramente la velocidad de propagación a medida que crece, lo que, como contrario a un efecto propio de la agresividad del ambiente y en oposición a la menor presencia de desgarramientos de los clivajes a menores

velocidades de sollicitación, sólo puede asociarse a su mero efecto mecánico que apantalla e invierte el efecto de la mayor influencia del medio agresivo conforme disminuye la velocidad de sollicitación. Sólo la probeta más rápidamente sollicitada llegó a alcanzar un proceso de rotura crítica caracterizada por un aumento apreciable en la velocidad de propagación, que alcanza el valor de $7 \cdot 10^{-5}$ m/s, asociada a un estado de desgarramiento de gran deformación que no permite la formación clara de clivajes (Lámina 5.9).

Las Figuras 5.56 y 5.57 muestran la evolución de los parámetros que caracterizan el comportamiento de este acero para las condiciones ambientales utilizadas junto con los mapas de zona de micromecanismos presentes en los procesos de fisuración producidos. De ambas se deduce que la presencia del ambiente impide que la rotura final sea por coalescencia de microhuecos, lo cual es debido a que, por un lado, no se alcanza el estado tensional local para ello y, por otro, la propagación subcrítica lleva una cinética superior a la esperada para los microhuecos, teniendo en cuenta el efecto fragilizante de este medio en este acero, por otra parte pequeño, y la cinética observada para los mismos en la propagación en el aire.

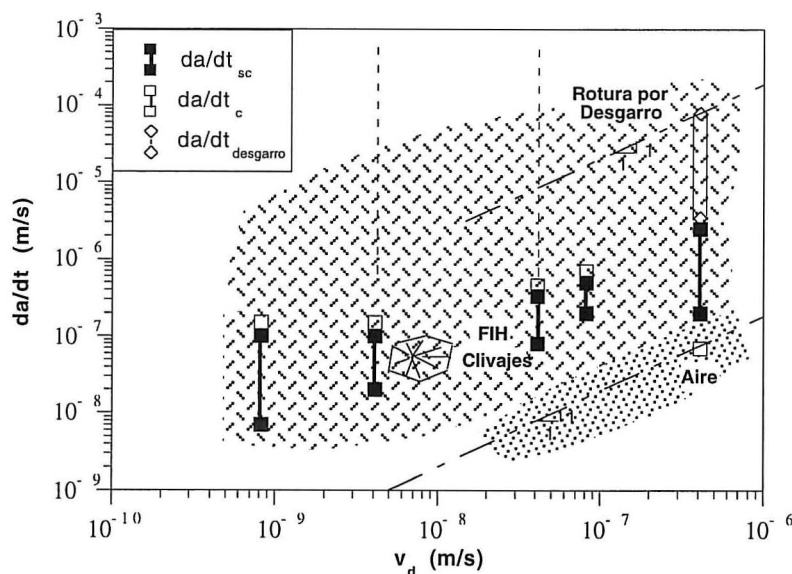


Figura 5.56. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a 5 mA/cm^2

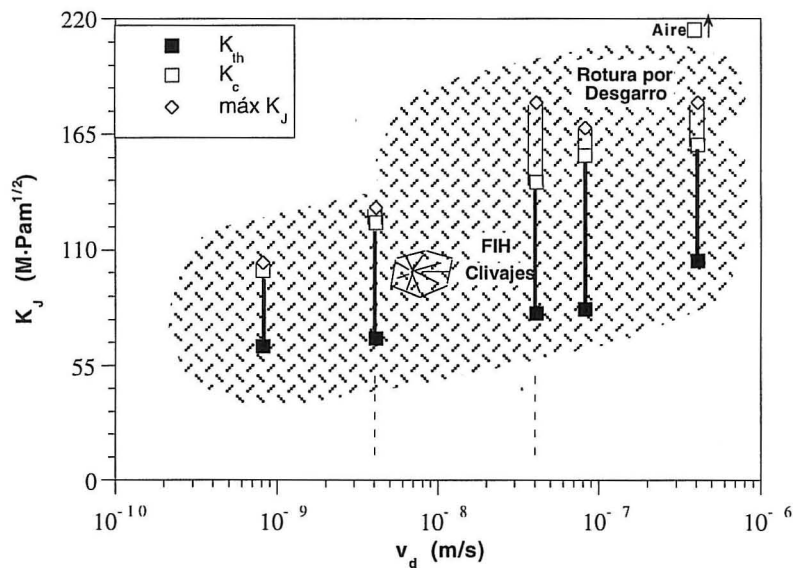


Figura 5.57. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a $5 mA/cm^2$

Asimismo se observa el pequeño efecto de la velocidad de sollicitación en la velocidad de propagación cuando los mecanismos de rotura generan clivajes, así como que la cinética a que éstos se producen impide el desarrollo de desgarramientos inestables que tendrían lugar a velocidades a priori más lentas. La no existencia de roturas intergranulares justifica la tendencia a la estabilidad en el comportamiento al disminuir la velocidad de sollicitación, tanto en los niveles umbrales, a partir de los que se produce la propagación, como en la velocidad de ésta.

4.2.2.2. Ensayos con densidad de corriente de $10 mA/cm^2$

Para esta densidad de corriente se realizaron ensayos a tres velocidades diferentes: $8.2 \cdot 10^{-8}$, $4.1 \cdot 10^{-9}$ y $8.2 \cdot 10^{-10}$ m/s. Las Figuras 5.58 y 5.59 presentan respectivamente las curvas carga-desplazamiento y $da/dt-K_J$, deducidas de las anteriores, de cada uno de los ensayos. Se puede observar en la primera cómo una probeta única se utilizó en la experimentación de las dos velocidades extremas.

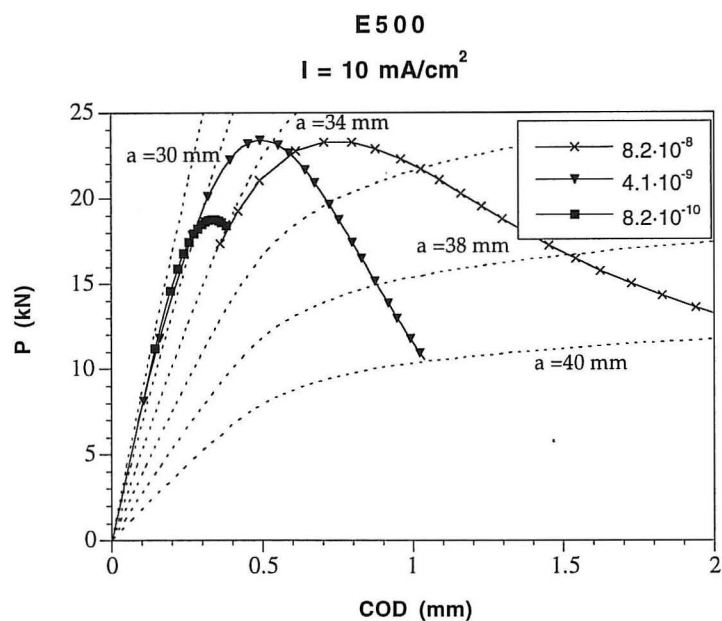


Figura 5.58. Curvas Carga-COD del acero E500, ensayado a 10 mA/cm², en diferentes condiciones de velocidad de sollicitación, en comparación con curvas teóricas de diferentes longitudes de fisura

El comportamiento del material ya se hace bastante sensible a estas condiciones ambientales, aunque el efecto de la velocidad de sollicitación sobre ello no es grande. Los cambios en velocidad se manifiestan en una variación en los valores umbrales de iniciación, K_{th} varía desde 62 MPa·m^{1/2}, para la muestra ensayada a mayor velocidad de sollicitación, hasta 43 MPa·m^{1/2}, para la muestra ensayada a menor velocidad, y en el rango de sollicitación local para el que se establece la propagación. Sin embargo no afecta a los mecanismos de rotura en régimen subcrítico que son siempre de clivajes con desgarramientos, claramente decrecientes al disminuir la velocidad de sollicitación (Láminas 5.10, 5.12 y 5.13). Para las muestras ensayadas más lentamente se observan las trampas de hidrógeno rotas que marcan la formación de los clivajes y el camino de rotura. Estos procesos se asocian a una velocidad variable únicamente con el factor de intensidad de tensiones para el que se producen, creciente con éste desde 5·10⁻⁹ m/s a 5·10⁻⁷ m/s, y no con la velocidad de sollicitación. En ningún instante del proceso de propagación, ni la velocidad de ésta ni la superficie de rotura presentan las discontinuidades características de una etapa crítica, y, en consecuencia, todos los mecanismos observados se consideran subcríticos.

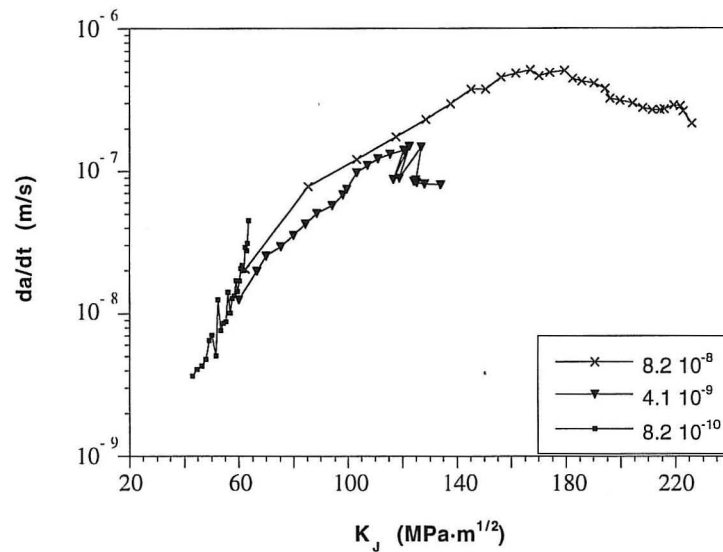


Figura 5.59. Comportamiento da/dt - K_I del acero E500, ensayado a 10 mA/cm^2 , con diferentes velocidad de sollicitación

Las Figuras 5.60 y 5.61 marcan la evolución de los parámetros de comportamiento y su relación con los campos de mecanismos de rotura establecidos.

Los comentarios que estas gráficas sugieren, son similares a los establecidos para el análisis anterior sobre este mismo acero. En este caso, también la presencia del ambiente impide que la rotura final sea por coalescencia de microhuecos. Tampoco aquí se observa el efecto de la velocidad de sollicitación en la velocidad de propagación cuando los mecanismos de rotura generan clivajes, compensándose el efecto mecánico con el debido a la presencia del ambiente en la zona de rotura del material. Al igual que en el otro ambiente, la cinética de los clivajes de nuevo justifica la no existencia de desgarramientos inestables y la no existencia de roturas intergranulares justifica la tendencia a la estabilidad en el comportamiento. Estas similitudes hacen que los comportamientos desde el punto de vista microestructural sean bastante próximos así como las cinéticas de propagación, si bien la mayor agresividad del ambiente en este caso establece menores valores umbrales para el inicio de la misma.

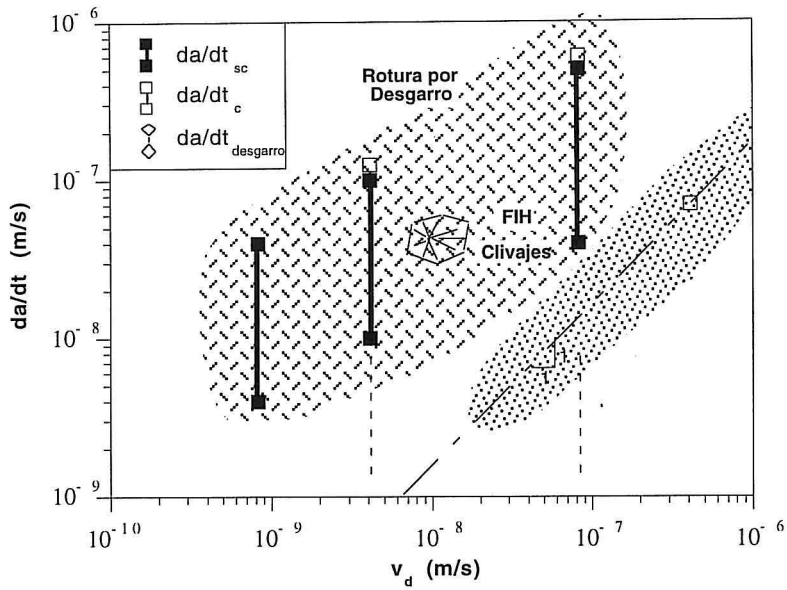


Figura 5.60. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la velocidad de fisuración y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a 10 mA/cm^2

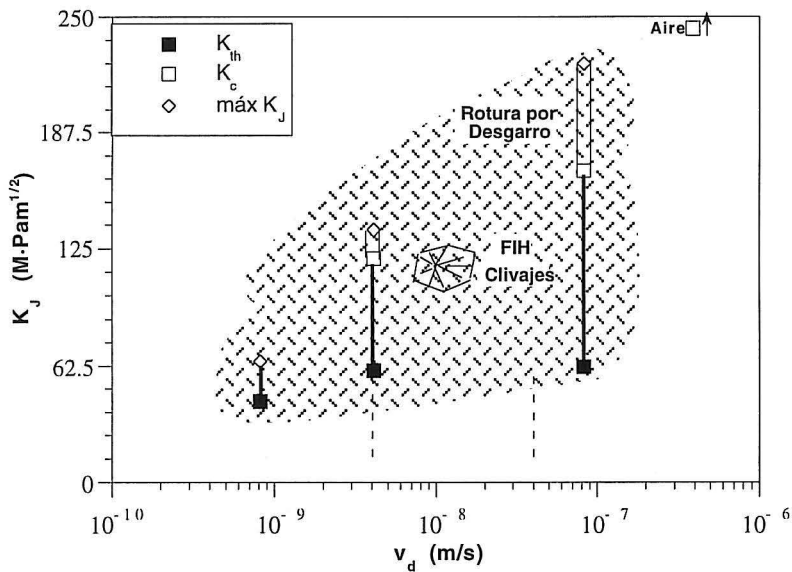


Figura 5.61. Mapa de micromecanismos de rotura en función de la sollicitación local y de la velocidad de sollicitación del acero E500 ensayado a 10 mA/cm^2

5. CONSIDERACIONES FINALES

Los resultados obtenidos y el análisis efectuado en este capítulo permiten obtener una serie de consideraciones que se pueden agrupar en los siguientes apartados.

- a) La metodología experimental y analítica propuesta en el anterior capítulo es aplicable a la caracterización de los fenómenos de fisuración inducida por hidrógeno de los aceros microaleados en estudio.

Esta metodología se ha mostrado muy propicia para ofrecer unos resultados coherentes de unos ensayos a otros y aportar una gran cantidad de información sobre las variables que caracterizan estos procesos de fisuración y las que los controlan, lo que es imposible de conseguir por técnicas convencionales, fundamentalmente cuando el proceso se asocia al régimen elastoplástico presente por ser los materiales dúctiles y poco susceptibles al ambiente o éste es poco agresivo, o ambas situaciones simultáneamente.

Sin embargo, parece necesario validar esta metodología a través de sus resultados, comparándolos con los obtenidos por otras técnicas más convencionales. Esto no ha sido posible hacerlo con el estudio efectuado en este apartado sobre aceros microaleados por la inexistencia o poca fiabilidad de la caracterización de sus procesos de fisuración por métodos convencionales. Por ello, la validación de la metodología presentada ha de hacerse en base a su aplicación a materiales y ambientes cuyo comportamiento en fisuración sea conocido.

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

- Del material: aparentemente resultan más susceptibles aquéllos de mayor límite elástico cuando la comparación se hace a igualdad de microestructura, es decir el acero E690 es más susceptible que el E500.

- 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 mediante variaciones en los micromecanismos de rotura sino a través de 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 del comportamiento de un material en un ambiente dado y el efecto de la velocidad de sollicitación en el mismo, 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.
- c) El comportamiento para cada material y condición estudiada se basa en:
- Unas condiciones locales de iniciación de la propagación, K_{th} , cuya variabilidad con la velocidad de sollicitación debe ser justificada. Sólo para sollicitaciones muy lentas se puede considerar este valor como independiente de la velocidad de sollicitación y equivalente al concepto generalista que ofrece el parámetro K_{Isc} .
 - Unos procesos de fisuración subcrítica, basados en micromecanismos de rotura local por cuasiclivajes como corresponde a estos aceros bainíticos, tanto en situaciones de dominio elástico como elastoplástico. Cuando la fisuración es estable bajo condiciones locales de baja sollicitación, K_I bajos, aparecen mecanismos de rotura intergranular. En su presencia la velocidad de propagación es ligeramente superior al clivaje puro que es independiente de la velocidad de sollicitación y depende, creciendo con éste, del estado local de sollicitación, K_I . El efecto de la velocidad de sollicitación sobre el intervalo en el que se produce la propagación hace que su velocidad, da/dt , varíe al variar aquélla de unos ensayos a otros, aunque no sea una consecuencia directa de este cambio sino del propio intervalo en que se produce.

- La inestabilidad de la muestra ensayada se alcanza por dos razones: una, dependiente de las condiciones de ensayo y de la propagación, al alcanzarse las condiciones de descarga de la probeta bajo los propios procesos de fisuración subcrítica, cuyos mecanismos se observan a lo largo de todo el proceso experimental. Otra, al alcanzarse las condiciones de inestabilidad del material, que originan una variación brusca en el proceso de fisuración, el cual se acelera de forma importante asociado, a veces, a la aparición de mecanismos de rotura por microhuecos o, simplemente, a unos desgarros simultáneos a los mecanismos de clivajes y limitantes para éstos.
- La aparición de microhuecos requiere un estado de deformación plástica propio de las condiciones de fragilización creadas por el ambiente, hidrógeno. Al ser dependiente en su velocidad de la velocidad de sollicitación, ésta deberá ser alta para garantizar su existencia, ya que si no los mecanismos de clivaje serán más rápidos y se mantendrán, prolongando el proceso subcrítico. Cuando la sollicitación es relativamente lenta, o la deformación plástica local es baja, se alcanzan las condiciones de inestabilidad mediante mecanismos basados en los clivajes de propagación previa a esta inestabilidad.

Para justificar dicho comportamiento, variable según material, medio y velocidad de sollicitación, los materiales deberán analizarse bajo las condiciones locales, estados tensionales y de deformaciones y concentración de hidrógeno que presentan. De esta manera se debe establecer, como paso último en este estudio, la definición de modelos de aproximación local que justifiquen los fenómenos de fisuración inducida por hidrógeno en estos aceros, a partir de los cuales deducir su comportamiento sobre parámetros macroestructurales aplicables al diseño y la inspección, en función de las condiciones ambientales, las condiciones de sollicitación y las características microestructurales del propio material.