

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

CAPITULO 7

ANALISIS Y MODELIZACION

1. INTRODUCCION

En el Capítulo 5 del presente trabajo se llevó a cabo, a través de la metodología propuesta en el Capítulo 4, un proceso de caracterización del comportamiento de los aceros microaleados estudiados, E690 y E500, ante procesos de FIH, a partir del cual se modeliza el comportamiento observado. El modelo de comportamiento obtenido ha sido validado en el Capítulo 6 al aplicar el procedimiento de caracterización a otro tipo de material, de características contrastadas.

El análisis realizado tras la caracterización ha permitido también establecer los parámetros que definen el comportamiento: K_{th} y K_c como valores umbral y crítico del factor de intensidad de tensiones, intrínseco o deducido del valor de la integral J , K_I , que deben superarse para alcanzar procesos de fisuración subcrítica, FIH, o crítica, rotura en ambiente, junto con las correspondientes velocidades de propagación $(da/dt)_{sc}$ y $(da/dt)_c$, subcrítica y crítica, como funciones del estado local de sollicitación. También permite establecer la correlación de estos parámetros con los micromecanismos de propagación o

rotura observados para los dos aceros en estudio en función de la agresividad del ambiente, creciente con el contenido de hidrógeno, es decir, con la densidad de corriente aplicada en el proceso de polarización, y de la velocidad de sollicitación del ensayo.

El presente capítulo trata de justificar las correlaciones observadas y gráficamente representadas en las figuras finales del Capítulo 5, a través de un análisis basado en un modelo previamente desarrollado que justifica el comportamiento a nivel microestructural y macroestructural de los procesos de FIH de aceros por la fragilización local que el hidrógeno establece en fondo de fisura, manifestada por una disminución en la capacidad de deformación local de los diferentes aspectos microestructurales presentes [26]. Al haberse desarrollado este modelo en base al comportamiento de aceros de baja aleación bajo todo tipo de situaciones microestructurales [100], una de las cuales, la microestructura bainítica, está presente en los aceros microaleados en estudio, permite tomarlo como referencia de partida en este análisis. Para la mejor comprensión del análisis realizado es necesario comenzar con una resumida presentación del modelo.

2. MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH BASADO EN LA DEFORMACION LOCAL

El modelo tomado como base en la modelización de los micromecanismos que producen la propagación de fisuras, en procesos asistidos por la presencia de hidrógeno, se basa en la definición de un criterio local de rotura que tiene en cuenta el efecto del hidrógeno sobre las variables metalúrgicas actuantes, en concreto sobre su capacidad de deformación.

Numerosos trabajos previos [83,178-186] han mostrado el papel decisivo que el hidrógeno juega en la fragilización local en el fondo de fisura, siendo ésta una de las condiciones clave en los procesos de propagación. Tratando de buscar una justificación de la influencia del estado microestructural en la resistencia de los aceros a los procesos de FIH, el modelo define las condiciones microestructurales y de sollicitación límites que propician tanto los procesos de propagación de tipo

transgranular TG como los de tipo intergranular IG, así como las condiciones de tránsito o de simultaneidad entre ambos.

El modelo establece que la propagación bajo procesos de FIH tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica del fondo de fisura. Dichas roturas se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza unos valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia de hidrógeno absorbido por el material. Las roturas son nucleadas en unas posiciones particulares dentro de la zona plástica, propias de cada tipo de microestructura, que son especialmente afectadas por la presencia de hidrógeno y que se sitúan por su distancia al fondo de la grieta previa, X .

Para la definición de las condiciones críticas que producen el avance de la fisura, el modelo se basa en la situación relativa de dos perfiles de deformación en la zona plástica. El primero de ellos es el perfil de deformación aplicada que es función de la sollicitación impuesta sobre el material y se define por la deformación plástica equivalente obtenida en cada punto [187-189]. Teniendo en cuenta las relaciones entre los tamaños de zona plástica, r_Y , y del CTOD, δ , con el factor de intensidad de tensiones, K_I , se puede expresar la deformación plástica equivalente dentro de la zona plástica en función de la distancia relativa del punto considerado al fondo de fisura, X , respecto al valor de δ . De esta forma se obtiene como perfil de deformación aplicada una función:

$$\varepsilon^p(x) = f\left(\frac{X}{\delta}\right) \quad (7.1)$$

que se representa en la Figura 7.1. El perfil resulta independiente de la sollicitación cuando se representa en la variable relativa X/δ .

El segundo perfil de deformación, conocido como crítico, evalúa la máxima capacidad de deformación de cada punto de la zona plástica y puede expresarse en una función del tipo:

$$\varepsilon_H = \varepsilon_0 - AC_H^z \quad (7.2)$$

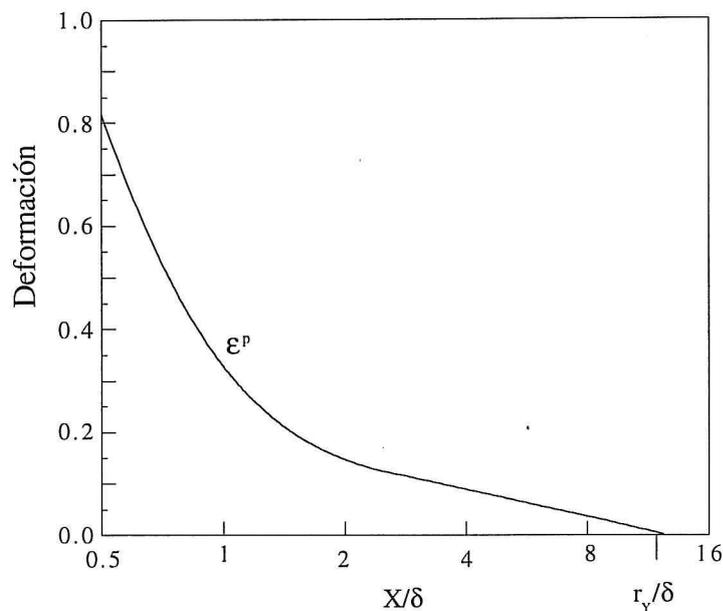


Figura 7.1. Perfil de la deformación plástica aplicada en el frente de una fisura

donde ε_H es la deformación crítica en cada punto obtenida para el valor de concentración de hidrógeno en equilibrio C_H en el mismo punto debido a las condiciones ambientales, ε_0 es dicha deformación crítica en ausencia de hidrógeno y A y z son constantes.

La concentración de hidrógeno viene dada por [190-191]:

$$C_H = C_0 e^{\frac{H_b + \sigma_h \cdot V_H}{RT}} \quad (7.3)$$

siendo C_0 la concentración inicial, H_b la energía de enlace del hidrógeno al elemento microestructural en el que se atrapa, V_H el volumen parcial de hidrógeno y σ_h la tensión hidrostática. Dicha tensión puede expresarse como [187-189]:

$$\sigma_h(X) = \sigma_Y \cdot g\left(\frac{X}{\delta}\right) \quad (7.4)$$

donde $g(X/\delta)$ es una función específica del material.

El punto donde la tensión hidrostática alcance su máximo va a tener una influencia decisiva en el proceso de rotura ya que corresponde al punto de mínima deformación crítica, supuesto el material homogéneo. Dicho punto se establece en función del coeficiente de endurecimiento del material, n , del que depende el valor de una constante de proporcionalidad A_x entre la posición y el valor de δ :

$$X_m = A_x \cdot \delta \quad (7.5)$$

El valor de A_x , en función de n , se representa en la Figura 7.2 para su aplicación posterior a los aceros en estudio.

El perfil crítico de la deformación en las condiciones de hidrógeno local en equilibrio se obtiene sustituyendo la expresión (7.3) en la (7.2) después de determinar la tensión hidrostática en cada posición X por medio de (7.4). El perfil resultante en función de la relación X/δ , para material homogéneo, es independiente de la geometría y de las condiciones de carga externas, tal como ocurre con el perfil de deformación aplicado. Sin embargo, la continuidad del perfil se rompe por la heterogeneidad microestructural, y en concreto por la existencia de trampas cuya susceptibilidad a ser dañadas por el hidrógeno hace que disminuya notablemente en las posiciones por ellas ocupadas.

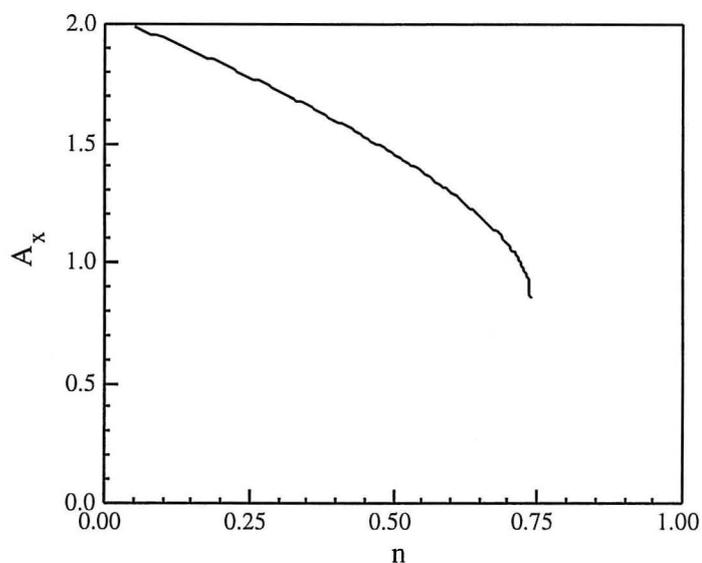


Figura 7.2. Localización del punto de máxima tensión hidrostática con respecto al frente de fisura en función del coeficiente de endurecimiento, n

La Figura 7.3 muestra el perfil de la deformación crítica con la presencia de una trampa, como ejemplo representativo de las presentes, para un estado de sollicitación dado y su evolución con el tiempo hasta alcanzar el equilibrio. Así, mientras el perfil aplicado es independiente de la sollicitación, el perfil crítico resulta dependiente de otras variables además de la presencia de hidrógeno. Si la carga actuante es constante, así como la longitud de fisura, pero la concentración de hidrógeno aumenta dentro de la zona plástica con el tiempo, el perfil de deformación crítica, $\varepsilon_H(t)$, cambia gradualmente condicionado por la difusividad del hidrógeno, tendiendo a un equilibrio, $\varepsilon_H(\infty)$.

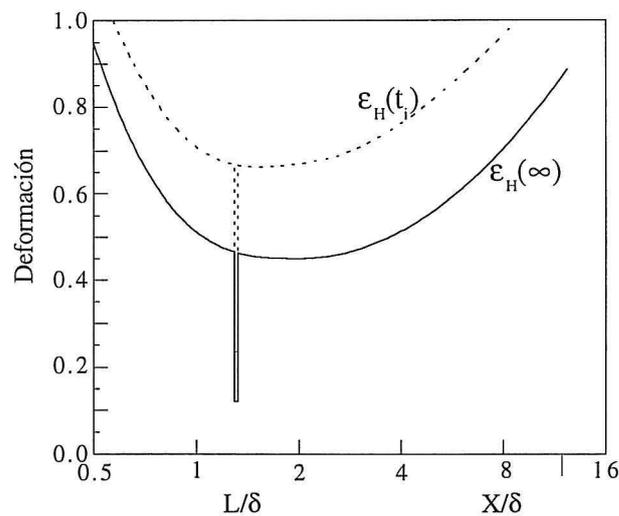


Figura 7.3. Evolución con el tiempo del perfil de deformación crítica para una sollicitación dada

La acción de un incremento en la carga actuante se evidencia sobre la zona plástica a través de un aumento en δ . Tomando un elemento microestructural situado a una distancia L del fondo de grieta, este aumento de δ hace decrecer la relación L/δ llevando, en el diagrama de perfil crítico X/δ , la localización de la trampa hacia la izquierda. La Figura 7.4 muestra dicho efecto.

El criterio de crecimiento de grietas expresado en el modelo se basa en un proceso de roturas súbitas en determinados elementos microestructurales dentro

de la zona plástica, al crecer la sollicitación o aumentar la concentración de hidrógeno en ellos con el tiempo. La deformación $\varepsilon^p(L^*)$ en dichos puntos alcanza su valor crítico $\varepsilon_H(L^*)$. La fisura crece entonces de forma inestable en una distancia posibilitada por el proceso dinámico de propagación. La Figura 7.5 muestra el proceso indicando cómo la deformación en el punto L^* es crítica para un valor de δ :

$$\varepsilon^p\left(\frac{L^*}{\delta}\right) = \varepsilon_H\left(\frac{L^*}{\delta}\right) \quad (7.6)$$

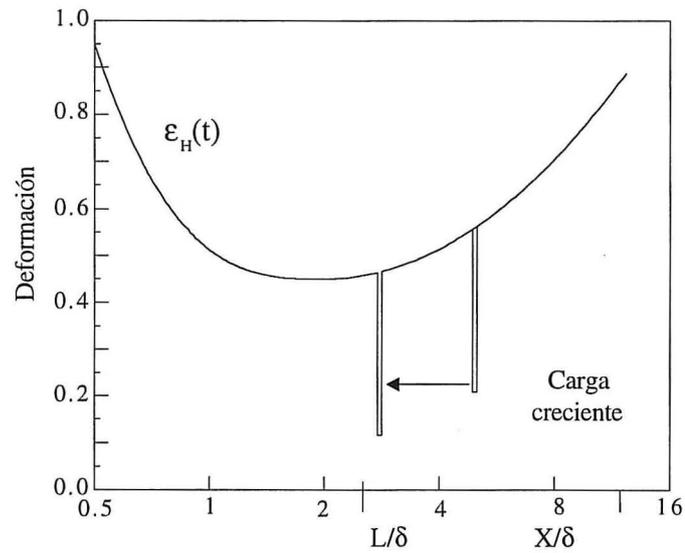


Figura 7.4. Efecto del incremento de sollicitación en el perfil de deformación crítica

A partir de las consideraciones anteriores se deduce que la característica microestructural que produce los saltos en la propagación debe estar incluida dentro de la zona plástica, actuando como trampa. Esto lleva, teniendo en cuenta las relaciones entre K_I y δ , a la siguiente relación:

$$\frac{L^*}{\delta} < \frac{r_Y}{\delta} = \frac{1}{15} \frac{E}{\sigma_Y} \quad (7.7)$$

que representa una primera limitación en cuanto a la localización de las trampas útiles como nucleadoras de saltos de la fisura.

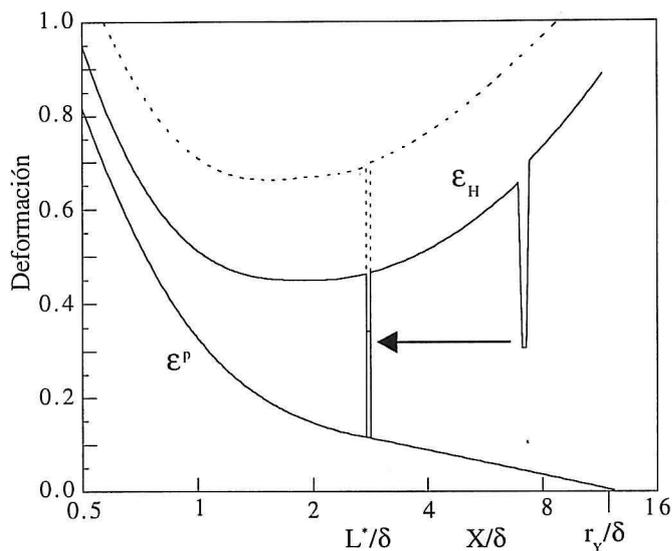


Figura 7.5. Perfiles de deformación crítica y aplicada cuando se alcanzan las condiciones críticas de fisuración

Una segunda limitación aparece al considerarse la zona inmediatamente próxima al fondo de grieta como incapaz de nuclear procesos de fisuración, debido a los grandes cambios geométricos que sufre por su alta deformación. El tamaño de dicha zona se considera del orden de δ , luego se puede ampliar la expresión (7.7) de la siguiente manera:

$$\delta < L^* < r_\gamma \Leftrightarrow 1 < \frac{L^*}{\delta} < \frac{1}{15} \frac{E}{\sigma_Y} \quad (7.8)$$

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. Se ha comprobado, en el trabajo previo al desarrollo del modelo, que la clave es la comparación entre la distancia L^* del elemento crítico al fondo de grieta y el tamaño de faceta de grano, que se puede tomar como $d/2.3$, a partir de una geometría teórica de grano [192], siendo d el tamaño de grano.

La condición de intergranularidad finalmente puede expresarse como:

$$L_{IG}^* < \frac{d}{2.3} \quad (7.9)$$

al nuclearse el avance en un elemento microestructural situado en la faceta de grano adyacente al frente de fisura. La condición de transgranularidad sería, por el contrario:

$$L_{TG}^* > \frac{d}{2.3} \quad (7.10)$$

La Figura 7.6 muestra la posición relativa de los elementos críticos dentro de la zona plástica en relación con el tamaño de grano, para ambos tipos de rotura.

A partir de las expresiones recogidas en (7.8), (7.9) y (7.10), se pueden deducir las condiciones límites de rotura IG o TG en base a los parámetros macroscópicos δ_{Isc} o K_{Isc} que definen el umbral de propagación. Estas son:

Condición IG : $\delta_{Isc} < \frac{d}{2.3} \quad o \quad K_{Isc} < 0.85\sqrt{\sigma_Y Ed}$ (7.11)

Condición TG : $\delta_{Isc} > \frac{15\sigma_Y}{2.3E} d \quad o \quad K_{Isc} > 3.3\sigma_Y\sqrt{d}$ (7.12)

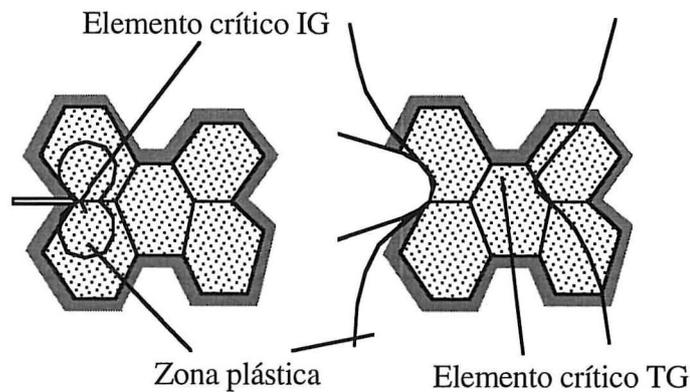


Figura 7.6. Posición de los elementos críticos en procesos IG y TG [26]

3. APLICACION DEL MODELO AL COMPORTAMIENTO DE LOS ACEROS MICROALEADOS E500 Y E690

A pesar de que el modelo presentado se desarrolló a partir del comportamiento de otro tipo de aceros y para otras condiciones ambientales que los aceros y ambientes que motivan este trabajo, su carácter generalista y de definición de los procesos de fisuración inducida por hidrógeno justifican su aplicación al análisis de los procesos de fisuración de aceros microaleados en estudio. El proceso de aplicación del modelo, y si cabe a su modificación y extensión, a las nuevas condiciones, tanto de materiales como de ambientes y de modo de sollicitación, exige varios pasos.

3.1. *Aplicación al comportamiento de los aceros microaleados, E500 y E690, en ensayos con desplazamiento constante*

En primer lugar se ha realizado la validación del mismo para los nuevos materiales estudiados y las nuevas condiciones ambientales en idénticas condiciones de ensayo en las que se basó su desarrollo. Por ello se ha aplicado el modelo a los ensayos realizados sobre los materiales estudiados para su caracterización convencional de resistencia a los procesos de fisuración inducida por hidrógeno. Esta caracterización, presentada en el Capítulo 3, se realizó sobre tres concentraciones de hidrógeno diferentes 1, 5 y 10 mA/cm² actuantes sobre probetas tipo DCB. De la misma se obtuvieron los valores característicos da/dt_{II} y K_{Isc} para los dos aceros estudiados. Posteriormente al ensayo se llevó a cabo un estudio fractográfico por microscopía electrónica de barrido (SEM) de las zonas de rotura para determinar su tipología (IG ó TG) y observar los accidentes microestructurales que puedan ser causantes de procesos de rotura.

Las ecuaciones (7.11) y (7.12) que condicionan el tipo de rotura prevista por el modelo son analizadas a través de los valores contenidos en las columnas de la Tabla 7.1. Los valores umbrales de propagación obtenidos como K_{Isc} han sido transformados en valores δ_{Isc} a través de la relación:

$$\delta = C \frac{K_I^2}{\sigma_Y E} \quad (7.13)$$

siendo C una constante del material que es función del coeficiente de endurecimiento, n , y de la relación entre el límite elástico, σ_Y , y el módulo de elasticidad, E . En este caso se ha tomado 0.6 como valor medio de C .

La Tabla 7.1 muestra cómo la condición de intergranularidad no es cumplida en el caso de la muestra de acero E500 cargada a 5 mA/cm^2 , confirmando la observación fractográfica sobre rotura totalmente TG. En el caso del mismo acero cargado a 10 mA/cm^2 , la tabla muestra que se cumplen ambas condiciones de IG y TG, resultando la fractura generalmente TG con una pequeña fisuración secundaria de carácter IG, acorde con la proximidad de los valores en micras de δ_{Isc} (7.75) y de la faceta, $d/2.3$, (9.6).

Tabla 7.1. Análisis del cumplimiento de las condiciones de fisuración en comparación con la observación experimental: Microaleados ensayados a desplazamiento constante

Acero	E500		E690		
$i^* (\text{mA/cm}^2)$	5	10	1	5	10
$K_{\text{Isc}} (\text{MPa m}^{1/2})$	45	37	47	38	19
$\delta_{\text{Isc}} (\mu\text{m})$	11.46	7.75	7.89	5.16	1.29
$r_{Y,\text{Isc}} (\mu\text{m})$	288	195	125	82	20
$d (\mu\text{m})$	22	22	44	44	44
$d/2.3 (\mu\text{m})$	9.6	9.6	19.1	19.1	19.1
$\frac{15 \cdot d \cdot \sigma_Y}{2.3 \cdot E} (\mu\text{m})$	0.38	0.38	0.88	0.88	0.88
Condición cumplida	TG	IG/TG	IG/TG	IG/TG	IG/TG
Tipo de rotura	TG	IG/TG	IG/TG	IG/TG	IG/TG
$l^*_{\text{TG}} (\mu\text{m})$	18.3; 25.2	23.3; 29.5	25.7	29.4	-

i^* : Densidad de corriente

Las muestras de acero E690 cumplen para los tres niveles de carga catódica las condiciones de rotura tanto IG como TG. Ello permite prever una rotura de tipo mixto, lo cual se vió confirmado en el estudio fractográfico. Además al aumentar la agresividad del medio el porcentaje de intergranularidad en la rotura va en aumento, a la vez que la condición IG se cumple más sobradamente y la

condición TG lo hace de una manera más ajustada, es decir existe una buena sintonía entre comportamiento y predicciones del modelo.

La caracterización fractográfica ha permitido fijar las posiciones de nucleación de los clivajes observados mediante las distancias de los mismos al frente inicial de fisura l_{TG}^* , distancias sobre material deformado, que se han transformado en las distancias L_{TG}^* en el medio no deformado mediante la aplicación de relaciones conocidas [26,187]. Como se puede observar los valores obtenidos corresponden a distancias superiores al tamaño de la faceta de grano pero inferiores al tamaño de la zona plástica, concordante con lo que el modelo prevé para roturas transgranulares. La proximidad de valores de la distancia original L_{TG}^* con el del tamaño de la zona plástica para el acero E690 en las condiciones de máxima agresividad concuerda con la mayoritaria presencia de mecanismos IG en su fisuración.

3.2. Aplicación al comportamiento del acero 4140 en ensayos con desplazamiento y velocidad de desplazamiento constantes

Una vez realizada la aplicación y validación del modelo a los nuevos materiales y las nuevas condiciones ambientales se plantea una extensión también a condiciones mecánicas de ensayo diferente, como son los ensayos sobre probetas tipo CT realizados con distintas velocidades de sollicitación, presentados en el Capítulo 5. Los resultados de los procesos de FIH obtenidos en estos ensayos han 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 los ensayos estáticos convencionales sobre probetas de desplazamiento constante, DCB o similares.

La extensión del modelo a las nuevas condiciones mecánicas para los aceros E690 y E500 aconseja, como paso previo, su validación en la aplicación a aceros cuyo comportamiento ante procesos de fisuración inducida por hidrógeno haya sido contrastado previamente, siendo las nuevas condiciones mecánicas del ensayo, velocidad de desplazamiento constante, el único aspecto variable. Este paso se ha realizado utilizando como material patrón el acero tipo 4140 cuya

caracterización y comportamiento ha sido ampliamente descrito en el Capítulo 6. Así se ha llevado a cabo la aplicación del modelo al comportamiento de dicho material, tanto ensayado en condiciones de desplazamiento constante (ensayo sobre probeta tipo DCB) como referencia, como cuando ha sido ensayado a diferentes velocidades de sollicitación (ensayo sobre probeta tipo CT), todos ellos en un ambiente que simula el agua marina.

Los parámetros característicos de los tres tratamientos del material estudiados que definen su comportamiento frente a CBT en agua de mar según los ensayos llevados a cabo sobre las probetas de desplazamiento constante, DCB, presentados en el Capítulo 6, son concordantes, como era de esperar, con lo que resulta de la aplicación del modelo a través de la formulación expresada en (7.11) y (7.12). Ello se aprecia en la Tabla 7.2.

Tabla 7.2. *Análisis del cumplimiento de las condiciones de fisuración en comparación con la observación experimental: Acero 4140 ensayado a desplazamiento constante*

Acero	A0	B0	C0
$K_{Isc} \text{ (MPa m}^{1/2}\text{)}$	50	8	40
$\delta_{Isc} \text{ (}\mu\text{m)}$	12	0.16	4.4
$r_{y,Isc} \text{ (}\mu\text{m)}$	126	0.6	68
$d \text{ (}\mu\text{m)}$	40	40	40
$d/2.3 \text{ (}\mu\text{m)}$	17.4	17.4	17.4
$\frac{15 \cdot d \cdot \sigma_Y}{2.3 \cdot E} \text{ (}\mu\text{m)}$	0.82	1.50	1.40
Condición cumplida	IG/TG	IG	IG/TG
Tipo de rotura	TG	IG	IG/TG

Al analizar los resultados expuestos en la Tabla 7.2, únicamente debe destacarse que el modelo admite para el tratamiento A, normalizado de estructura bainítica, ambos tipos de mecanismos de fisuración, IG y TG, y sin embargo sólo el TG, cuyas condiciones cumple holgadamente, aparece en el proceso experimental.

La Tabla 7.3 muestra el resultado de la aplicación del modelo al comportamiento deducido de los ensayos realizados sobre probetas tipo CT con distinta velocidad de desplazamiento. Debe tenerse en cuenta que el tamaño de grano, tras los diferentes tratamientos y como ya se explicó en el Capítulo 6, es diferente para estas muestras ensayadas en condiciones de velocidad de sollicitación constante, que para el material de referencia ensayado en condiciones estáticas.

Tabla 7.3. *Análisis del cumplimiento de las condiciones de fisuración en comparación con la observación experimental: Acero 4140 ensayado a velocidad de desplazamiento constante*

Acero	A3	A2	B1	B2	C2	C1
v_d (m/s)	$8.2 \cdot 10^{-10}$	$4.1 \cdot 10^{-8}$	$8.2 \cdot 10^{-10}$	$4.1 \cdot 10^{-8}$	$8.2 \cdot 10^{-10}$	$4.1 \cdot 10^{-8}$
K_{Isc} (MPa m ^{1/2})	50	71	8	18	50	110
δ_{Isc} (μm)	11	22	0.16	0.81	6.9	33
d (μm)	14	14	14	14	14	14
$d/2.3$ (μm)	6.1	6.1	6.1	6.1	6.1	6.1
$r_{y,Isc}$ (μm)	210	435	1.7	9	85	410
$\frac{15 \cdot d \cdot \sigma_y}{2.3 \cdot E}$ (μm)	0.32	0.32	0.55	0.55	0.49	0.49
Condición cumplida	TG	TG	IG	IG/TG	TG	TG
Tipo de rotura	Inestable	Inestable	IG	IG	TG	TG

La aplicación del modelo a la serie A presenta, para las muestras ensayadas en condiciones de velocidad de desplazamiento constante, previsiones de rotura sólo de tipo TG para las dos muestras y velocidades ensayadas, diferente a la previsión tanto IG como TG para la muestra ensayada en condiciones de desplazamiento constante. Esta diferencia se justifica por el cambio del tamaño de grano de una serie de muestras a otras. En realidad en las probetas CT ensayadas a velocidad de desplazamiento constante la rotura inestable obtenida no permitió establecer los procesos de fisuración subcrítica propios.

Las muestras correspondientes a la serie B presentaron un crecimiento estable intergranular (IG) tanto las ensayadas en condiciones de desplazamiento constante (muestra B0) como en condiciones de velocidad de desplazamiento constante (muestras B1 y B2). Sólo la muestra ensayada a una velocidad de sollicitación mayor (B2) presenta pequeñas zonas de transgranularidad. Esto concuerda con las previsiones realizadas por el modelo en todos los casos.

Las muestras correspondientes a la serie C, templadas y revenidas, presentaron un comportamiento mixto en los ensayos estáticos de referencia, C0, y sólo transgranular con presencia de desgarramientos inducidos por hidrógeno en el caso de las probetas ensayadas a velocidad constante. El modelo prevé en ambos casos las condiciones de rotura observadas, justificándose la diferencia con el diferente tamaño de grano de ambos tipos de muestras.

3.3. *Aplicación al comportamiento de los aceros microaleados, E500 y E690, en ensayos con velocidad de desplazamiento constante*

Las condiciones de intergranularidad (7.11) y transgranularidad (7.12) pueden llevarse sobre representaciones carga-desplazamiento, P -COD, mediante la identificación en la curva de carga-desplazamiento, correspondiente a una probeta dada con longitud de fisura constante, de los puntos en los que se alcanzan los valores de K_{Isc} que definen las condiciones mencionadas, una vez conocidos los parámetros mecánicos y microestructurales del material, E , σ_Y y d . Esta situación se puede realizar para diferentes longitudes de fisura en la probeta, a partir de lo cual la unión de las dos familias de puntos, los que satisfacen la condición IG y los que lo hacen con la TG, definen sendas curvas en el campo P -COD. La primera marca la zona de máximas condiciones de carga para un desplazamiento dado que puede tener una probeta, con independencia de su longitud de fisura, de forma que se establezcan procesos de fisuración intergranular, es la curva *máxIG*. La segunda establece las condiciones mínimas análogas para que se establezca un crecimiento de la fisura transgranular, es la curva *mínTG*.

En este apartado se trata de comprobar si las condiciones de fisuración observadas en los aceros microaleados E690 y E500, en los diferentes ambientes

ensayados (1, 5 y 10 mA/cm²), se ajustan a la modelización presentada, que define las curvas *máxIG* y *mínTG* de cada material. La definición de las curvas se basa en la obtención previa de los valores de K_{Isc} extremos previstos en las ecuaciones (7.11) y (7.12). La Tabla 7.4 establece estos valores extremos para los dos materiales. A partir de ellos se obtienen las correspondientes curvas *máxIG* y *mínTG* de cada material.

Tabla 7.4. Valores extremos de K_{Isc} para las condiciones de intergranularidad y transgranularidad de los aceros microaleados E500 y E690

Acero	Condición IG (7.11) <i>máx</i> $K_{Isc}IG$ (MPa·m ^{1/2})	Condición TG (7.12) <i>mín</i> $K_{Isc}TG$ (MPa·m ^{1/2})
E500	42	8.2
E690	74	18.5

Una vez deducidas las curvas *máxIG* y *mínTG*, las Figuras 7.7 a 7.9 presentan gráficos correspondientes al acero E690 respectivamente con las tres situaciones ambientales en las que se ha ensayado: 1, 5 y 10 mA/cm² de densidad de corriente. Igualmente las Figuras 7.10 y 7.11 presentan los mismos gráficos para el acero E500 y sus dos condiciones de ensayo: 5 y 10 mA/cm².

Todos los gráficos de estas Figuras 7.7 a 7.11 contienen en el espacio *P-COD* simultáneamente las siguientes representaciones:

- Las curvas teóricas carga-desplazamiento de probetas tipo CT de 25 mm de espesor del acero correspondiente con longitudes de fisura variable de 32 a 40 mm.
- Las curvas reales de los ensayos realizados en cada medio y material a diferentes velocidades de sollicitación, superponiendo sobre las mismas las zonas de micromecanismos observados: clivajes más IG y clivajes solamente, ambas zonas subcríticas, y microhuecos, como zona crítica.
- La representación en cada caso de las condiciones del límite máximo de la intergranularidad (curva *máxIG*) y del límite mínimo de la transgranularidad (curva *mínTG*).

Como puede apreciarse en las figuras que contienen los gráficos propios del acero E690, Figuras 7.7 a 7.9, 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 (7.12) (curva *mínTG*) ni intergranularidad por encima de la condición (7.11) (curva *máxIG*), todo ello conforme a la modelización referenciada. Asimismo se aprecia en los gráficos de las Figuras 7.10 y 7.11, correspondientes al acero E500, cómo el modelo predice la imposibilidad de roturas intergranulares, tal como sucede.

De este modo los aspectos microestructurales y mecánicos que determinaban las condiciones de la modelización siguen siendo válidos para definir las condiciones de trans o intergranularidad de la fisuración subcrítica de estos materiales, asistida por ambientes generadores de hidrógeno, bajo condiciones de sollicitación establecidas por velocidad constante de desplazamiento.

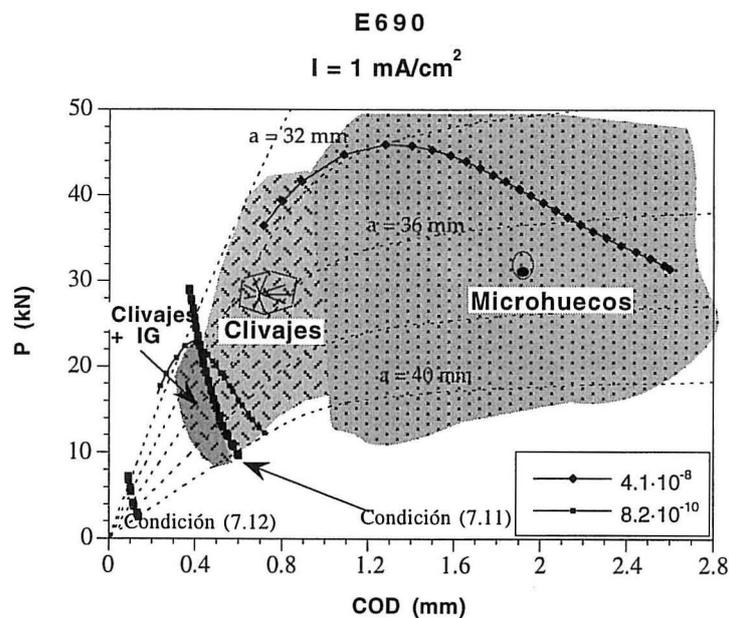


Figura 7.7. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 1 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

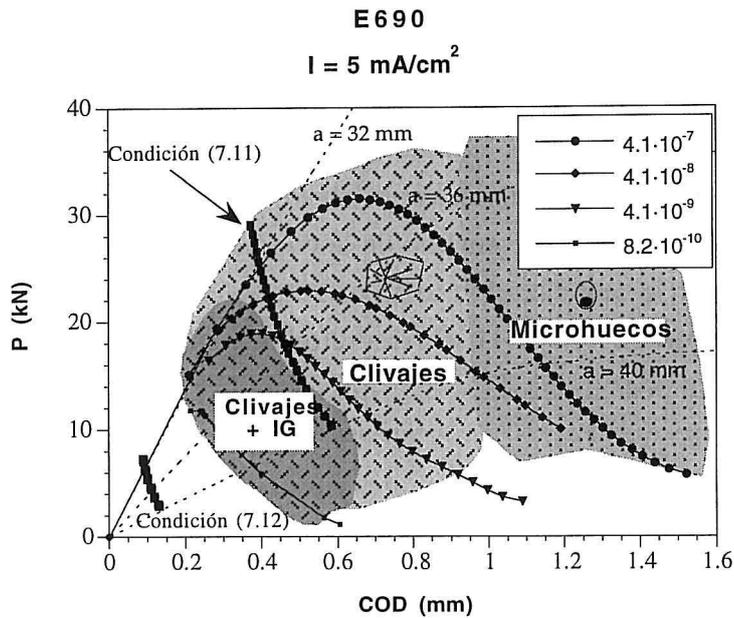


Figura 7.8. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 5 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

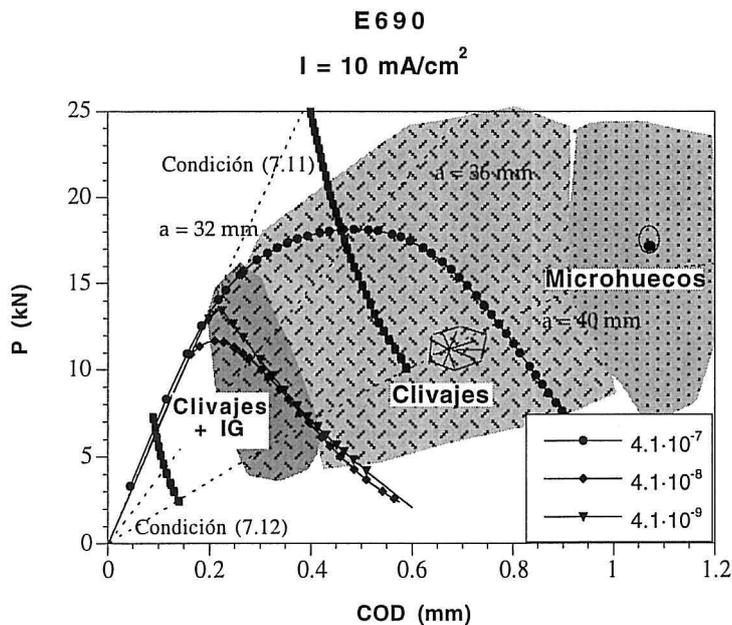


Figura 7.9. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 10 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

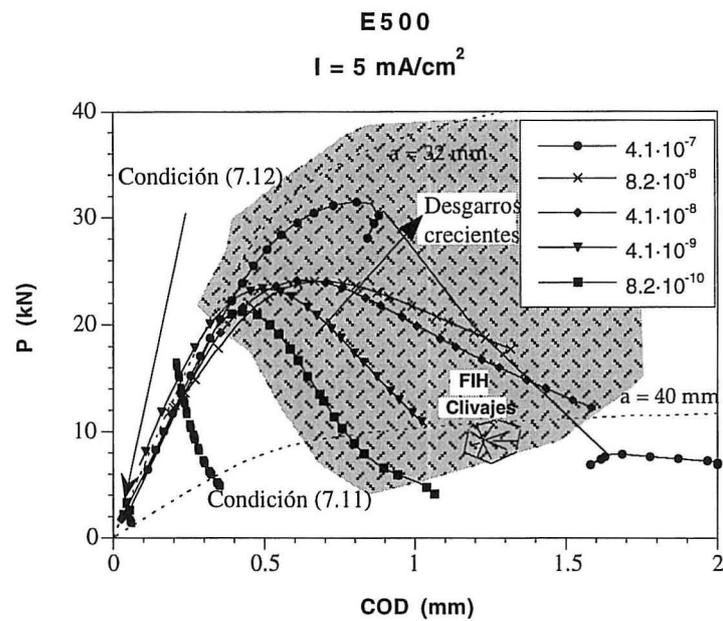


Figura 7.10. Curvas P-COD de los ensayos del acero E500 a 5 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

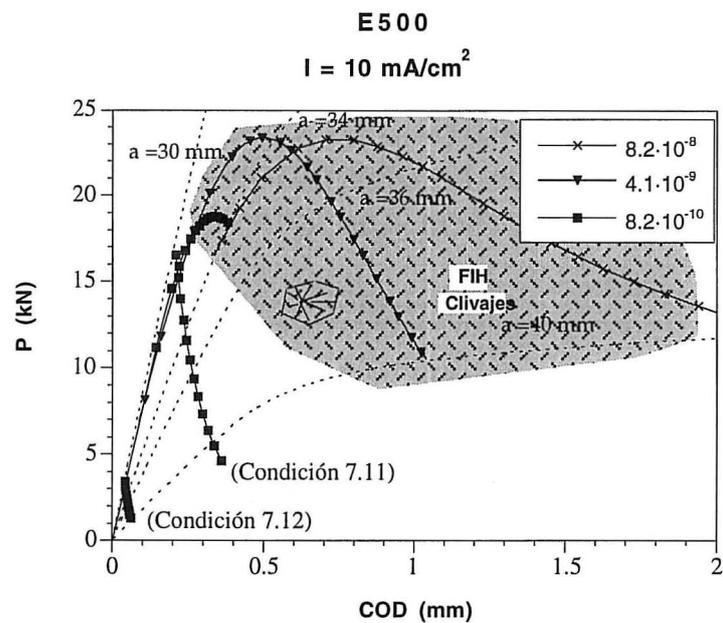


Figura 7.11. Curvas P-COD de los ensayos del acero E500 a 10 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG del modelo

Además, la observación de estos gráficos permite deducir nuevas situaciones de correlación entre la modelización y los procesos de fisuración real observados:

- La situación límite a partir de la cual hay presencia de clivajes, independientemente de que haya o no presencia simultánea de mecanismos intergranulares, decrece para cada material con la agresividad del medio, siendo tendente al límite correspondiente a la condición (7.12) del modelo (curva *mínTG*).
- La aparición de clivajes se presenta siempre bajo parámetros J en los que solamente tiene importancia su parte elástica.
- La aparición de roturas críticas en el acero E690 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.
- La aparición de roturas subcríticas, e incluso en algún caso críticas, en el acero E500 asociadas a clivajes fuertemente desgarrados 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.

4. AMPLIACION DEL MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH CON LA DEFINICION DE LAS CONDICIONES LIMITES DE LOS PROCESOS SUBCRITICOS

Las últimas apreciaciones permiten sugerir una ampliación del modelo mediante el establecimiento de las condiciones límites de sollicitación local para que se produzcan procesos subcríticos bajo mecanismos sin deformación apreciable, intergranularidad o clivajes puros, distinguiendo las que dan paso a procesos de fisuración con fuerte desgarramiento, como prolongación de los anteriores, de las que lo dan a procesos de fisuración por formación y coalescencia de microhuecos. Estas condiciones se establecen al quedar los procesos subcríticos propios de situaciones menos agresivas asociados a condiciones locales controladas por valores de la integral J para los que es mayoritaria la componente elástica, J_e , y los subcríticos con desgarramiento o los críticos a

valores de dicha integral en los que la componente plástica, J_p , resulta significativa.

En el Capítulo 4 se ha mostrado que la condición de abandono de la zona de dominio elástico, definida por la igualdad

$$J_e = 0.95 \cdot J \quad (7.14)$$

se produce para cada acero estudiado en un valor constante del desplazamiento, con independencia de la longitud de fisura que presente la probeta. Esto se aprecia en la Figura 4.17 y en la Tabla 4.2.

El análisis de lo que representa a escala local la situación de un desplazamiento constante para el inicio de una plastificación local relevante se ha realizado para los dos aceros. En ambos casos la situación se ha analizado en función de la longitud de fisura, comprobándose que se puede asociar a un valor constante en el tamaño relativo de la zona plástica a la longitud del ligamento remanente, $r_Y/W-a$. En el acero E690 este valor relativo es de 1/6, a partir del cual hay propagación crítica por formación y enlace de microhuecos, es decir, por un proceso de inestabilidad local, como los propios de una inestabilidad producida tras la plastificación generalizada. Por el contrario en el acero E500 este valor es sólo de 1/12, por lo que da paso a mecanismos que aportan cada vez un mayor grado de deformación plástica pero que ofrecen una continuidad con el proceso subcrítico elástico previo, es decir aparecen los clivajes con un desgarramiento creciente.

Teniendo en cuenta estas apreciaciones se han obtenido las condiciones de inestabilidad por plastificación del ligamento, estado límite, de cada probeta en condiciones de deformación plana, y se han representado en los gráficos de las Figuras 7.12 y 7.13, correspondientes al acero E690 y al E500, respectivamente, en los casos de menor agresividad en el ensayo.

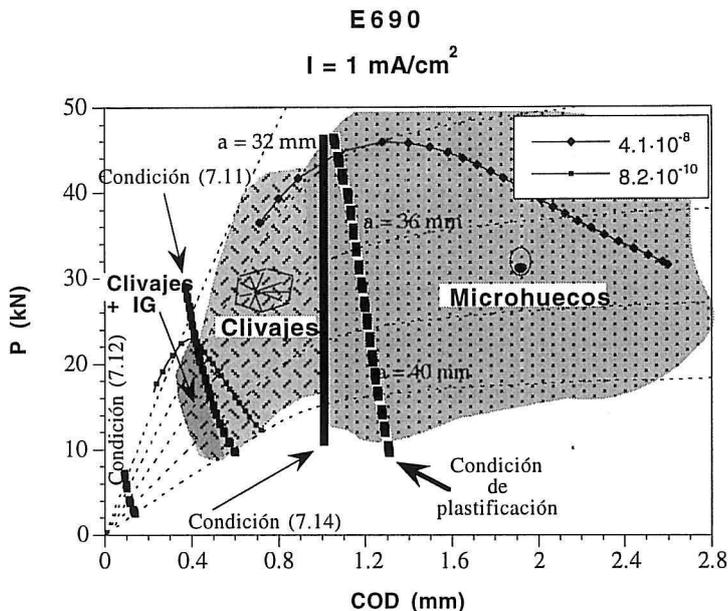


Figura 7.12. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 1 mA/cm^2 superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de fin de dominio elástico y de plastificación

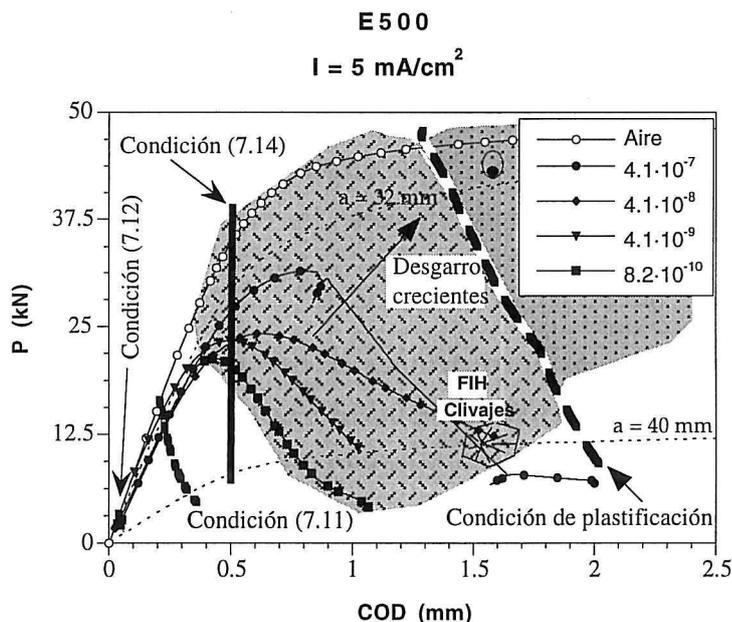


Figura 7.13. Curvas P-COD de los ensayos del acero E500 a 5 mA/cm^2 y en el aire, superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de fin de dominio elástico y de plastificación

Como se aprecia en la primera de ellas, Figura 7.12, la pequeña capacidad de endurecimiento del acero E690 hace que la condición de inestabilidad plástica esté suficientemente próxima en el campo $P-COD$ a la del inicio de las condiciones locales plásticas relevantes, estableciendo que del proceso subcrítico se pase prácticamente de forma directa a los procesos críticos de formación de huecos. Por el contrario el acero E500 presenta, por su mayor capacidad de endurecimiento, una separación importante entre ambos límites por lo que ofrece procesos subcríticos, e incluso críticos, con morfología de clivajes desgarrados. Únicamente en los ensayos al aire alcanza este acero las condiciones locales propias de las condiciones de formación de huecos, como se aprecia en la propia Figura 7.13.

De esta manera a las condiciones límites de propagación subcrítica en régimen de intergranularidad y transgranularidad, $máxIG$ (7.11) y $mínTG$ (7.12) de cada material, deben añadirse las de inicio de los mecanismos con deformación plástica relevante, es decir de clivajes con desgarramiento para estos aceros, (7.14) y el límite global de los mecanismos subcríticos, caracterizado por la condición de plastificación total, propia del material y de la geometría de la muestra de ensayo, que justifica el inicio de los procesos de inestabilidad plástica local de formación y posterior coalescencia de microhuecos.

5. MODIFICACION DEL MODELO DE COMPORTAMIENTO ANTE PROCESOS DE FIH BASADO EN LA DEFORMACION LOCAL

El modelo aplicado establece unas condiciones límites para la intergranularidad, $máxIG$ (7.11), y para la transgranularidad, $mínTG$ (7.12), que dejan una zona amplia entre ellas de la que sólo se puede decir que en ella pueden coexistir mecanismos de rotura subcríticos tanto IG como TG.

Estas condiciones límites ya se ha dicho que provienen de relacionar la posición L^* de los aspectos microestructurales que nuclean la fisura al establecer la condición crítica (7.6) con referencia al tamaño de faceta de grano, dando las condiciones (7.9) y (7.10), y de aplicar estas condiciones a las situaciones límites en que se puede producir la nucleación:

$$\delta < L^* < r_Y \quad (7.8)$$

Es de esta última condición de donde proviene la amplitud de la zona sin definición, ya que deja la posibilidad de establecer las condiciones críticas de nucleación del siguiente salto de una fisura en una zona próxima al fondo de la misma que varía de δ a más de 10δ .

La pretensión de unas condiciones más limitativas exige un nuevo esfuerzo de análisis sobre las condiciones críticas de nucleación. Para que éstas se consigan, el perfil de deformación plástica ε^p debe alcanzar al de deformación crítica ε_H , y eso tiene lugar en aquellas zonas en las que los elementos microestructurales que actúan como trampas de hidrógeno hacen decrecer localmente el perfil de la deformación crítica, que de otra manera está condicionado por el perfil del estado triaxial de tensiones.

Todo ello se aprecia en la Figura 7.5. En ella se observa que la distancia entre los perfiles de la deformación crítica debido sólo al efecto triaxial y de la deformación aplicada varía fuertemente con la posición relativa X/δ , con respecto a la cual ambos perfiles son invariables. Por tanto, siempre que la distribución de los efectos microestructurales lo permita, resulta más fácil que la nucleación se produzca en aquellas zonas que ofrecen una mínima distancia entre los citados perfiles, porque se necesitará un efecto menor del ambiente, o un menor aumento de carga, sobre la trampa que inicia el nuevo salto de fisura.

Considerando la deformación crítica en una trampa como:

$$\varepsilon_H \left(\frac{L}{\delta} \right) = \varepsilon_H^{triax.} \left(\frac{L}{\delta} \right) - \varepsilon_H^{trampa} \left(\frac{L}{\delta} \right) \quad (7.15)$$

la condición crítica en una trampa situada a una distancia L^* (7.6) se puede escribir como:

$$\varepsilon^p \left(\frac{L^*}{\delta} \right) = \varepsilon_H^{triax.} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) - \varepsilon_H^{trampa} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) \quad (7.16)$$

es decir:

$$\varepsilon_H^{trampa} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) = \varepsilon_H^{triax.} \left(\frac{L^*}{\delta} \right) - \varepsilon^P \left(\frac{L^*}{\delta} \right) \quad (7.17)$$

En consecuencia, cuanto menor sea la diferencia entre los perfiles mencionados, $\varepsilon_H^{triax.}$ y ε^P , menor será la necesidad de efecto del medio agresivo para iniciar la nucleación del siguiente salto de una fisura. La Figura 7.14 representa la función diferencia entre ambos perfiles:

$$dif \varepsilon = \varepsilon_H^{triax.} - \varepsilon^P \quad (7.18)$$

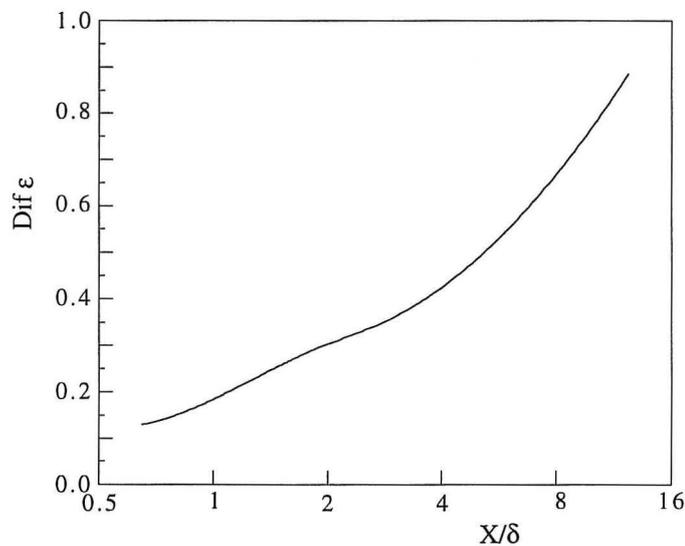


Figura 7.14. Representación de la función $dif \varepsilon$ entre los perfiles de $\varepsilon_H^{triax.}$ y ε^P

Si se elimina la zona de grandes deformaciones próxima al frente de fisura que deforma el material fuertemente, como ya se menciona en el modelo, se puede considerar a partir de la Figura 7.14 que la zona más probable de nucleación se pueda limitar más que lo establecido en la condición (7.8), de la forma:

$$\delta < L^* < 4\delta \Leftrightarrow 1 < \frac{L^*}{\delta} < 4 \quad (7.19)$$

El desechar el campo más alejado de $4 \cdot \delta$, donde se produce un cambio en la pendiente de crecimiento de la función $dif \varepsilon$, tiene sentido ya que:

- Para materiales muy tenaces o altamente resistentes a la fisuración inducida el valor de $4 \cdot \delta$ significa una distancia suficientemente grande para cubrir la distancia de distribución de los elementos microestructurales nucleantes o trampas.
- Para materiales frágiles, el valor de $4 \cdot \delta$ puede ser pequeño, pero suficiente para cubrir las discontinuidades en las microestructuras muy refinadas de estos materiales.

En efecto, si se aplica la condición (7.19) a diferentes estados tensionales locales en los aceros del presente trabajo, se obtienen los resultados de la Tabla 7.5, en los que se puede ver que el intervalo previsto para la distancia de nucleación, cubre las condiciones de nucleación observadas fractográficamente en los procesos de clivaje propios de su fisuración (l^* de 15 a 40 μm).

Tabla 7.5. Valores del intervalo de L^* en μm aportados por la condición $\delta < L^* < 4 \cdot \delta$ para diferentes estados de sollicitación en los aceros en estudio

Acero	K_J (MPa·m ^{1/2})	L^* (μm)	l^* (μm)
E500	60	15 - 60	8 - 52
	80	30- 120	15 - 105
	100	45 - 180	22- 157
E690	40	6- 24	3 - 21
	60	14- 56	7 - 49
	100	40- 160	20- 140

Aplicando ahora las condiciones de nucleación IG y TG, (7.9) y (7.10), a la zona de máxima probabilidad de nucleación dada por la condición (7.19) se tiene como condición de nucleación intergranular IG la misma condición del modelo:

$$\text{Condición IG : } \delta_1 < \frac{d}{2.3} \text{ o } K_{Isc} < 0.85\sqrt{\sigma_Y Ed} \quad (7.11)$$

Sin embargo, para la nucleación transgranular TG se tiene una nueva condición:

$$\text{Condición TG : } \frac{d}{2.3} < 4\delta_1 \Leftrightarrow \delta_1 > \frac{d}{9.2} \text{ o } K_{Isc} > 0.42\sqrt{\sigma Ed} \quad (7.20)$$

De esta manera siguen existiendo unas condiciones de sollicitación local límites para la intergranularidad, *máxIG* (7.11), y para la transgranularidad, *mínTG* (7.20), que aún dejan una zona entre ellas donde pueden coexistir los mecanismos IG y TG. El cuadro de la Tabla 7.6 muestra el efecto de este análisis en los valores límites para los aceros en estudio.

Tabla 7.6. Valores extremos de K_{Isc} para las condiciones de intergranularidad y de transgranularidad, del modelo y de esta tesis, de los aceros microaleados E690 y E500

Acero	Condición IG (7.11) máx K_{Isc} (MPam ^{1/2})	Condición TG (7.20) mín K_{Isc} (MPam ^{1/2})	Condición TG(7.12) mín K_{Isc} (MPam ^{1/2})
E500	42	20	8.2
E690	74	36	18.5

Los nuevos valores límites de *mínTG* para ambos aceros se representan en unas nuevas curvas *mínTG* en los diagramas *P-COD*. Se han modificado estas curvas *mínTG* en las Figuras 7.9 para el acero E690 y 7.11 para el acero E500, dando origen a las Figuras 7.15 y 7.16, respectivamente. Como en ellas se aprecia, las curvas *mínTG* quedan por debajo de las zonas de propagación en las que siempre han aparecido clivajes transgranulares. Debe considerarse que estas gráficas representan el caso más desfavorable para este análisis al ser las correspondientes a los ensayos de máxima agresividad para ambos aceros. Al satisfacer las condiciones los resultados en ellas obtenidas, se puede afirmar que se satisfacen también los resultados de los ensayos realizados en los otros ambientes con menor densidad de corriente en el proceso de polarización.

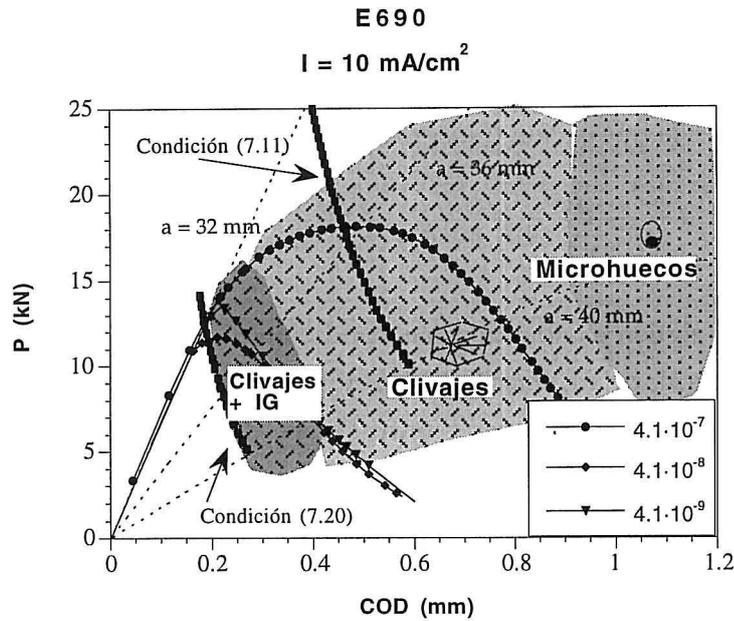


Figura 7.15. Curvas P-COD de los ensayos del acero E690 a 10 mA/cm² superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG de esta tesis

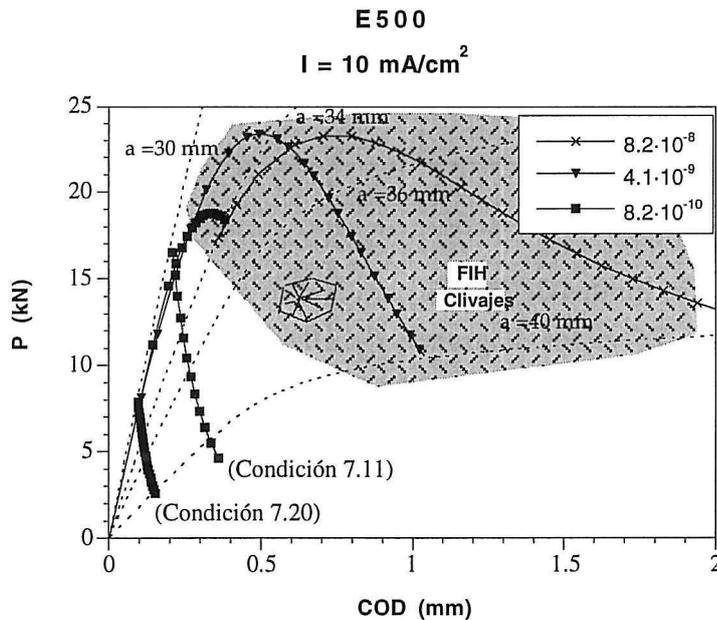


Figura 7.16. Curvas P-COD de los ensayos del acero E500 a 10 mA/cm² superpuestas a las teóricas para diferentes longitudes de fisura, con representación de las zonas de micromecanismos observados y las condiciones de IG y TG de esta tesis

Debe considerarse para completar el análisis que si la sollicitación local que mantiene o inicia el proceso de fisuración es inferior a la condición (7.20), $mínTG$, la fisuración será 100% intergranular. Esta situación no se ha dado en ninguno de los aceros en estudio bajo ninguna condición ambiental o de velocidad de ensayo, con un total acuerdo entre la modelización aquí desarrollada y los resultados experimentales.

Como segunda opción, si la sollicitación local está comprendida entre las condiciones de $mínTG$ (7.20) y $máxIG$ (7.11) la fisuración puede ser mixta IG-TG con mayor presencia de transgranularidad a medida que aumenta la sollicitación. En estas condiciones se encuentra el acero E690 cuando se ensaya a velocidades suficientemente lentas para cada tipo de ambiente ensayado. Sin embargo en ninguna situación de ensayo el acero E500 ha quedado expuesto a esta posibilidad, lo que concuerda con su comportamiento siempre transgranular.

Finalmente, cuando la sollicitación local supera las condiciones de $máxIG$ (7.11), la fisuración será 100% transgranular. Esta ha sido la condición para todos los procesos de fisuración del acero E500 y para todos los del acero E690 por encima de una determinada velocidad de ensayo para cada tipo de ambiente ensayado. Por debajo de esta velocidad este acero inicia procesos mixtos que posteriormente derivan, al crecer la sollicitación local, a transgranulares puros.

En conclusión, el modelo y la realidad observada concuerdan perfectamente, como se resume en la Figura 7.17.

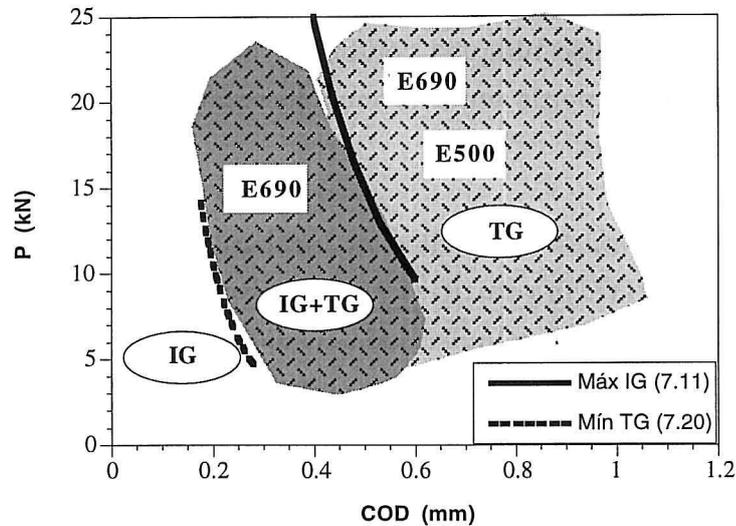


Figura 7.17. Definición de las zonas de TG e IG puras según el modelo de esta tesis, y el encaje en ellas del comportamiento de los aceros en estudio

6. CONSIDERACIONES FINALES

El análisis efectuado en este capítulo, destinado a la modelización del comportamiento en procesos de fisuración inducida por hidrógeno de los aceros en estudio, permite obtener en este ámbito una serie de consideraciones que resume los avances logrados en el marco de esta tesis.

- a) Se ha encontrado que la validez de la modelización de la propagación de fisuras bajo procesos de FIH tiene lugar como una sucesión de roturas locales aisladas, nucleadas y desarrolladas dentro de la zona plástica del fondo de fisura [26]. Dichas roturas se nuclean cuando la deformación plástica aplicada alcanza unos valores críticos determinados por la fragilización producida en dicha zona plástica por la presencia de hidrógeno absorbido por el material. Las roturas son nucleadas en unas posiciones particulares, propias de cada tipo de microestructura dentro de la zona plástica, que son especialmente afectadas por la presencia de hidrógeno.

- b) El modelo desarrollado originalmente en el campo de la Mecánica de Fractura Elástica Lineal justifica el tipo de micromecanismos de fisuración en función de la relación entre los valores umbrales de sollicitación local, K_{Isc} , y parámetros de comportamiento mecánico, σ_y , E , y microestructurales, d , del material en ensayo. Las condiciones de fisuración IG y TG del modelo han sido aplicadas a la metodología de caracterización desarrollada en esta tesis, con la introducción en los diagramas de carga-desplazamiento, P -COD, de las curvas $máxIG$ y $mínTG$, existiendo una total identidad entre las previsiones y el comportamiento de la fisuración, cuando ésta se desarrolla bajo dominio elástico. Esta aplicación supone una ampliación del modelo ya que las condiciones que éste ofrece para el umbral de fisuración han sido extendidas a todo el campo de propagación bajo dominio elástico con buenos resultados.
- c) A pesar de la identidad encontrada entre previsiones y realidades de los mecanismos de fisuración, se ha cuestionado la amplitud de la zona entre las condiciones $máxIG$ y $mínTG$ que proviene de una falta de precisión en el establecimiento de la zona de nucleación del nuevo avance de una fisura, que el modelo inicialmente fijaba en toda la zona plástica. El análisis realizado sobre los perfiles de la deformación debida a la sollicitación existente y de la deformación crítica permite definir una nueva zona de máxima probabilidad de nucleación, situada en el rango de distancias de δ a $4 \cdot \delta$ al frente de fisura existente. La definición de esta zona permite modificar la condición $mínTG$, de forma que la zona donde se pronostican por el modelo tanto procesos intergranulares como transgranulares se reduce a la mitad, manteniendo una identidad total entre resultados y previsiones a la vez que se ajusta la previsión del modelo.
- d) La situación, buscada en los aceros microaleados en estudio, de alta resistencia a la fisuración hace que, en función de la agresividad del ambiente y de la velocidad de sollicitación, estos aceros presenten mecanismos de propagación de gran deformación, establecidos bajo dominio de sollicitaciones locales de régimen elastoplástico. Estas situaciones no quedaban recogidas por el modelo usado como referencia de análisis, por lo que ha sido ampliado para cubrirlas. Así se ha definido la condición de abandono de la zona de dominio elástico, a partir de la cual

se producen procesos de propagación con fuerte desarrollo plástico, por clivajes con desgarramiento creciente.

- e) El desigual comportamiento de los aceros en estudio, E500 y E690, en la zona de dominio elasto-plástico se justifica al integrar en el modelo la condición de plastificación total, propia del material pero también de la geometría de la probeta en ensayo o del componente en empleo, como limitadora del campo de propagación subcrítica, dando inicio a los procesos de fisuración críticos asociados a mecanismos de inestabilidad local en el frente de fisura por formación y coalescencia de microhuecos.
- f) De esta forma se tiene un modelo general que define el comportamiento de estos aceros, una vez caracterizados, ante procesos de fisuración inducida por hidrógeno siguiendo la metodología desarrollada para ello en este trabajo.

Sobre las curvas teóricas representadas en el campo de caracterización P - COD , propias de cada tipo de probeta y longitud de fisura, se pueden definir una serie de curvas que delimitan las diferentes regiones de comportamiento, o de micromecanismos de fisuración, que tendrá el material si en las condiciones de ensayo reales pasa por ellas. Estas curvas son:

- La curva *mín* TG , condición (7.20), que separa la zona de comportamiento intergranular seguro, zona IG , de la de posible comportamiento tanto intergranular como transgranular, en este caso por clivajes, zona mixta IG/TG .
- La curva *máx* IG , condición (7.11), que separa la zona mixta IG/TG de la de comportamiento transgranular seguro, zona TG , en este caso por clivajes puros.
- La curva *de fin de dominio elástico*, condición (7.14), que separa la zona de comportamiento transgranular seguro, zona TG , de la zona de dominio elastoplástico.
- La curva de *plastificación total*, que separa la zona de comportamiento subcrítico de la zona de procesos críticos de la rotura final, con predominio de la componente plástica.

Las Figuras 7.18 y 7.19 representan la modelización realizada sobre el acero E500 y E690 respectivamente. En ellas se aprecian las diferentes zonas de comportamiento previstas para cada acero. Los comportamientos obtenidos para ambos aceros en las diferentes condiciones de velocidad de sollicitación y con los distintos niveles de agresividad del medio, encajan perfectamente con lo previsto por la modelización. Así el acero E500 no ha mostrado en ningún caso vestigios de intergranularidad, y ha desarrollado procesos de propagación bajo dominio elastoplástico, con clivajes cada vez más desgarrados a medida que el desarrollo de los ensayos iba adentrando su posición en la zona correspondiente. Por el contrario el acero E690 ha presentado procesos con intergranularidad parcial, que para las condiciones más lentas y agresivas se han quedado en el borde de presentarse como total, así como apenas ha sido capaz de desarrollar procesos subcríticos bajo dominio elastoplástico, ya que inmediatamente a la aparición de este dominio han surgido los procesos de inestabilidad propios de la rotura última. Esto concuerda con la proximidad entre las dos últimas curvas definidas en la modelización para este acero.

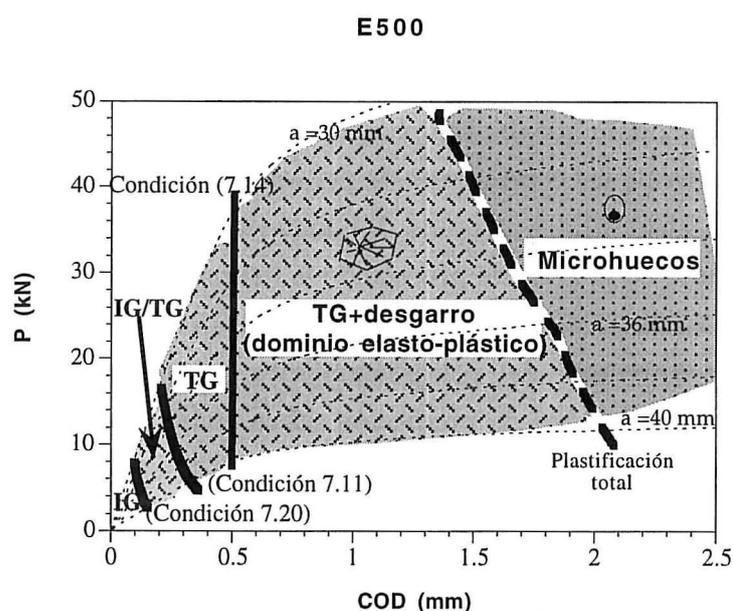


Figura 7.18. Modelización de las diferentes zonas de comportamiento en procesos de FIH para el acero E500

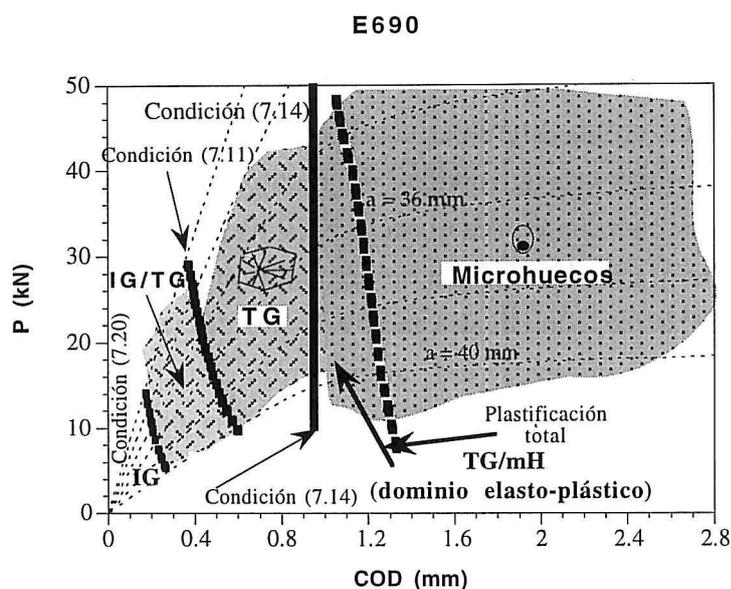


Figura 7.19. Modelización de las diferentes zonas de comportamiento en procesos de FIH para el acero E690

Una vez definida y validada la metodología de caracterización de procesos de FIH desarrollada en esta tesis, se alcanza así uno de sus principales objetivos; la obtención de un modelo que explica plenamente los resultados obtenidos en su aplicación, a partir de las condiciones de deformación local en relación con los aspectos microestructurales propios del material y las condiciones que el ambiente establece en la zona de proceso de la fisuración, cierra la consecución de los objetivos de la tesis. Así, no sólo se aporta una metodología de caracterización universal del comportamiento, sino que también se dan herramientas con capacidad de predicción sobre dicho comportamiento, todo ello utilizable en análisis de seguridad estructural y diseño, y en la mejora del diseño de los propios aceros microaleados.