

CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL EN EL EXTREMO DE UNA FISURA BAJO CARGA CICLICA: MODELIZACION ANALITICA Y NUMERICA

J. Toribio y V. Kharin

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

Resumen. Este artículo analiza el papel de la pre-fisuración por fatiga en la corrosión bajo tensión de acero perlítico de alta resistencia sometido a disolución anódica localizada y fisuración asistida por hidrógeno. Se estudian los efectos de la deformación plástica y de las tensiones residuales compresivas generadas a consecuencia de la sollicitación de fatiga. Para ello se utiliza una estimación teórica simple y una modelización numérica de alta resolución del campo tenso-deformacional próximo al extremo de la fisura durante la sollicitación cíclica previa y el proceso monótono de carga posterior. Se observa que la plasticidad de origen cíclico en el extremo de la fisura mejora el comportamiento frente a la corrosión bajo tensión del acero en los dos regímenes de fisuración. En los casos respectivos, los efectos se atribuyen a la disolución anódica acelerada de la zona plástica cíclica (región de daño acumulado) produciendo redondeo químico del extremo de la fisura o al retardo en la entrada de hidrógeno en el metal causado por las tensiones residuales compresivas, incrementando en ambos casos la carga de fractura en ambiente agresivo.

Abstract. This paper analyzes the role of fatigue pre-cracking in the stress corrosion behaviour of high strength pearlitic steel subjected to localised anodic dissolution and hydrogen assisted cracking. The effects of crack-tip plastic straining and crack-tip residual stresses of a compressive nature, generated by fatigue loading, are elucidated by using both a simple theoretical estimation and a high-resolution numerical modelling of the near-tip stress-strain field during the previous cyclic loading and the posterior monotonic loading. It is shown that cyclic crack tip plasticity improves the stress corrosion behaviour of the steel in the two regimes of cracking. In the respective cases, the effects are supposed to be due to accelerated local anodic dissolution of the cyclic plastic zone (cumulative damage region) producing chemical crack blunting or to the delay of hydrogen entry into the metal caused by compressive residual stresses, thus increasing in both cases the fracture load in aggressive environment.

1. INTRODUCCION

El conocimiento del campo tenso-deformacional en las proximidades del extremo de una fisura previamente sometida a carga cíclica resulta de gran importancia en el estudio de los procesos de fractura en ambiente agresivo, pues la realización de ensayos de fisuración por corrosión bajo tensión (CBT) requiere la generación de una fisura en el material, para lo cual se realiza, antes del ensayo propiamente dicho, una pre-fisuración por fatiga con sollicitación de naturaleza cíclica bajo control muy estricto del valor máximo del factor de intensidad de tensiones (K_{max}) durante la etapa final del programa de fatiga [1]. Esta pre-fisuración altera, inevitablemente, el estado tenso-deformacional junto al extremo de la fisura, lo que condiciona sobremanera el desarrollo posterior del proceso de fisuración por CBT. Se hace necesario, pues, el estudio detallado de la evolución de los campos tenso-deformacionales a consecuencia de la sollicitación cíclica sobre la fisura, así como de la influencia del nivel de sollicitación máximo de fatiga (K_{max}) en el posterior comportamiento durante la fractura en ambiente agresivo [2]. La pre-fisuración a valores altos de $\Delta K = K_{max} - K_{min}$ (donde K_{max} y K_{min} son respectivamente los valores máximo y mínimo del factor de intensidad de

tensiones K durante el proceso de fatiga), produce un efecto de retardo en la CBT [2-4]. Esto se ha explicado normalmente como consecuencia de la acción de las tensiones residuales de compresión producidas en las descargas cerca del extremo de la fisura debido a la deformación plástica acumulada.

La principal dificultad del análisis radica en la naturaleza intrínsecamente variable de los campos de tensiones y deformaciones próximos al fondo de la fisura al variar cíclicamente la carga exterior, por lo cual es conveniente estudiar los instantes de mayor interés. A tal efecto, y con vistas al estudio posterior del proceso de CBT, es conveniente analizar los campos de tensiones y deformaciones *residuales* al final de la sollicitación por fatiga, es decir, bajo sollicitación exterior nula y tras varios ciclos de carga y descarga, justo antes del proceso de fractura en ambiente agresivo o CBT, instante en el cual la distribución de tensiones residuales es de naturaleza compresiva, produciendo una suerte de *pretensado negativo* (pre-compresión) del extremo de la fisura. También es de gran interés el seguimiento de la evolución temporal de las tensiones y deformaciones (en el entorno próximo al fondo de la fisura) a medida que la sollicitación exterior aumenta durante el ensayo de CBT.

En este artículo se plantea un doble enfoque del problema, de índole analítica y numérica. En primer lugar, y con el fin de disponer de un método analítico sencillo y eficaz, se propone una estimación de la distribución de tensiones cerca del extremo de la fisura mediante el *modelo de Rice*, aplicable a un material elastoplástico perfecto *sin* endurecimiento por deformación. A continuación, para tener un cálculo más preciso y fiable de los campos de tensiones y deformaciones próximos al fondo de la fisura, así como tener en cuenta el endurecimiento por deformación del material, se realiza una modelización numérica de alta resolución, mediante el método de los elementos finitos en régimen elastoplástico, con grandes deformaciones y grandes cambios de geometría, para reproducir fielmente la evolución mecánica y geométrica del extremo de la fisura. Las predicciones de ambos modelos (analítico y numérico) se comparan por medio de resultados experimentales de ensayos de CBT.

2. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Con el fin de analizar los efectos de la pre-fisuración por fatiga en el posterior comportamiento frente a la CBT, se utilizan los resultados de un amplio estudio llevado a cabo sobre acero de alta resistencia [2], en el que se utilizaron diferentes programas de fatiga, con un nivel mínimo cercano a cero ($K_{\min} = 0$) en todos los ensayos, y siendo la variable clave el nivel máximo del factor de intensidad de tensiones durante la *última* fase de la pre-fisuración por fatiga (K_{\max}). Se utilizaron cuatro programas distintos de fatiga, con valores $K_{\max}/K_{IC} = 0.28, 0.45, 0.60$ y 0.80 , donde K_{IC} es la tenacidad de fractura del acero en ausencia de ambiente agresivo.

Las propiedades mecánicas del acero de alta resistencia utilizado se dan en la Tabla 1. Los ensayos de CBT sobre las muestras previamente fisuradas se realizaron a velocidad de deformación constante [5] en solución acuosa, tal como se describe en [2]. Se utilizaron potenciales anódicos y catódicos para evaluar los dos mecanismos principales de CBT en estos aceros: *disolución anódica localizada* (DAL) y *fisuración asistida por hidrógeno* (FAH). La Fig. 1 muestra los resultados experimentales en términos de carga de fractura en ambiente agresivo F_{CBT} (dividida por su valor de referencia en aire F_C) en función del cociente K_{\max}/K_{IC} . Para ambos regímenes de fisuración, el efecto mecánico de la pre-carga de fatiga es beneficioso desde el punto de vista de la CBT, puesto que la carga de fractura en ambiente agresivo es función creciente de K_{\max} .

Tabla 1. Propiedades mecánicas del acero.

E (GPa)	σ_Y (MPa)	K_{IC} (MPa $m^{1/2}$)	Ramberg-Osgood			
			$\epsilon = \epsilon^e + \epsilon^p = \sigma/E + (\sigma/P)^n$			
			I ($\epsilon^p \leq 1.07$)	II ($\epsilon^p > 1.07$)		
			P_I (MPa)	n_I	P_{II} (MPa)	n_{II}
195	725	53	2120	5.8	2160	17

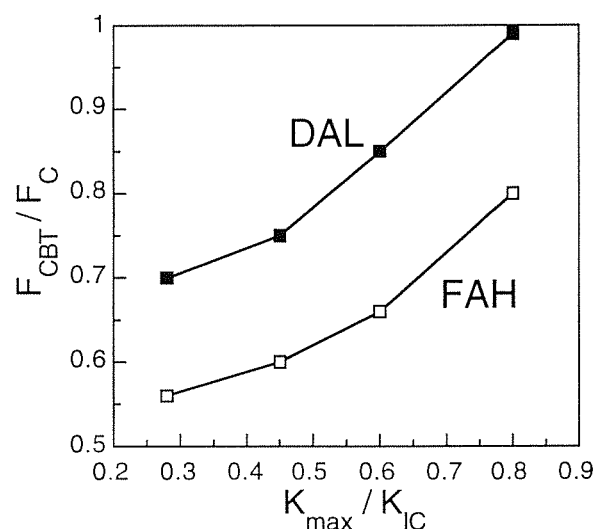


Fig. 1. Resultados de los ensayos de CBT en términos de cargas de fractura en ambiente agresivo (F_{CBT}) y en aire (F_C) para los regímenes anódico (-400 mV ECS: DAL) y catódico (-1200 mV ECS: FAH).

Estos fenómenos pueden deberse al desarrollo de la zona plástica y a la presencia de tensiones residuales cíclicas de naturaleza compresiva en el extremo de la fisura, que se encuentra pre-deformada (pre-tensada negativamente, es decir, pre-comprimida) a consecuencia de la fatiga: a mayor carga de fatiga (K_{\max}), más pronunciado es el efecto de pre-tensado que retrasa la fractura en ambiente agresivo (disolución del metal en el caso de DAL o entrada de hidrógeno en el caso de FAH), mejorando así las prestaciones del material.

Para elucidar los efectos mecánicos de la pre-fisuración por fatiga en CBT, debe estudiarse la evolución de las variables mecánicas principales durante el proceso: la zona plástica (Fig. 2) y la distribución de tensiones próxima al extremo de la fisura. En particular, la tensión hidrostática σ juega un papel fundamental en FAH causada por la difusión de hidrógeno asistida por la tensión [6]. Para representar los resultados teóricos y numéricos se utilizarán los dos sistemas de coordenadas habituales (cartesiano y polar) con origen común en el extremo de la fisura, tal como se muestra en la Fig. 2.

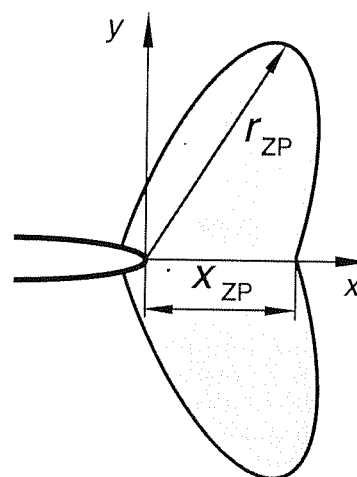


Fig. 2. Sistemas de coordenadas y zona plástica.

3. MODELO ANALITICO DEL CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL PROXIMO AL FONDO DE LA FISURA

En trabajos anteriores [4,7] se ha utilizado el método de superposición de Rice [8] para obtener una estimación analítica del campo tenso-deformacional bajo carga cíclica. Sin embargo, debido a las importantes hipótesis restrictivas de dicho modelo, éste sólo es capaz de predecir la tendencia general, pero no permite un análisis fino de la evolución tenso-deformacional, por lo que se utilizará como primera aproximación para obtener una estimación fácil y rápida, dedicándose la siguiente sección del artículo al análisis numérico detallado de la evolución de los campos de tensión y deformación.

La Fig. 3 ofrece una representación esquemática de la distribución *monótona* (para $K=K_{\max}$) y *cíclica* (para $K=K_{\min}$) de tensiones en el frente de una fisura que ha sido previamente sometida a carga cíclica a tracción con $K_{\min}=0$, de acuerdo con la superposición de Rice para un material elastoplástico ideal *sin* endurecimiento por deformación y en un estado de tensión plana [8].

Tras adaptar dicho modelo a la situación de deformación plana utilizando un *límite elástico efectivo (constreñido)* σ_Y^* , modificado por la triaxialidad tensional de acuerdo con la estimación de Irwin del factor de constreñimiento plástico junto al extremo de la fisura (cf. [8,9]), es posible obtener las profundidades $x_{ZP}^{(R)}$ y $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ de, respectivamente, las zonas plásticas monótona y cíclica del modo siguiente:

$$x_{ZP}^{(R)}(K_{\max}) = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (1)$$

$$\Delta x_{ZP}^{(R)}(\Delta K) = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_Y} \right)^2 = \frac{1}{4} x_{ZP}^{(R)}(\Delta K) \quad (2)$$

donde σ_Y es el límite elástico del material, y el superíndice (R) se refiere a la estimación de Rice.

En los ensayos analizados en este trabajo, $K_{\min} \approx 0$, y por tanto $\Delta K = K_{\max}$. De acuerdo con el citado factor de constreñimiento plástico de Irwin, los extremos de tensión uniaxial σ_{yy} oscilan entre $\pm\sigma_Y^*$, es decir, su máximo valor absoluto es el límite elástico efectivo (constreñido) $\sigma_Y^* = \sqrt{3}\sigma_Y$ (cf. [9]), como se muestra en la Fig. 3.

La tensión hidrostática oscila entre $\pm\sigma^*$, donde $\sigma^* = 8/(3\sqrt{3})\sigma_Y = 1.54\sigma_Y$ (ver Fig. 3). La propia zona plástica varía desde $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ para K_{\min} hasta $x_{ZP}^{(R)}$ para K_{\max} . Además, la Fig. 3 muestra claramente que $\Delta x_{ZP}^{(R)}$ representa la profundidad de la máxima compresión cerca del fondo de la grieta para K_{\min} , mientras que $x_{ZP}^{(R)}$ da la profundidad (medida desde el extremo de la fisura) del punto de máxima tensión hidrostática, tanto para carga monótona (K_{\max}) como para carga cíclica (K_{\min}).

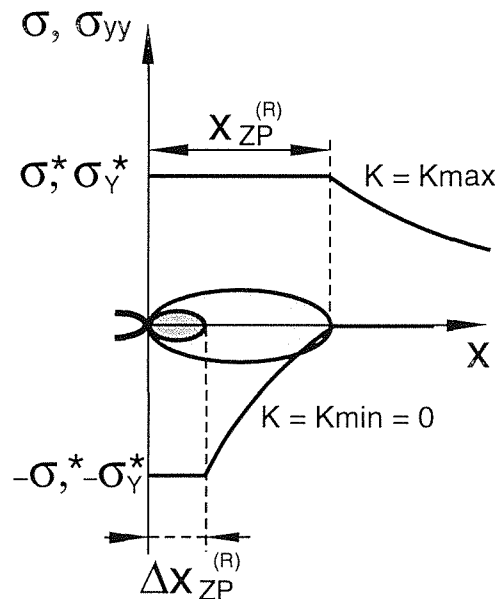


Fig. 3. Distribuciones de tensión monótona ($K=K_{\max}$) y cíclica ($K=K_{\min}=0$) frente al fondo de una fisura que ha sido sometida a carga cíclica, según el modelo de Rice para un material elastoplástico ideal *sin* endurecimiento por deformación [8]. El esquema muestra las distribuciones tanto de tensión hidrostática σ como uniaxial σ_{yy} (normal al plano de la fisura) y su valor máximo. Las zonas plásticas monótona y cíclica están ligera y densamente sombreadas, respectivamente.

4. CALCULO NUMERICO DEL CAMPO TENSO-DEFORMACIONAL PROXIMO AL FONDO DE LA FISURA

Un enfoque más preciso del problema de la pre-fisuración por fatiga en materiales estructurales reales requiere considerar el endurecimiento por deformación del material y modelizar en detalle el área próxima al extremo de la fisura. En esta sección se realiza una modelización numérica del campo tenso-deformacional próximo al fondo de grieta en un material elastoplástico *con* endurecimiento por deformación y lugar de cedencia de tipo Von Mises. Se utiliza un modelo mixto de endurecimiento isótropo-cinemático capaz de reproducir la estabilización del lazo de histéresis correspondiente al comportamiento tenso-deformacional cíclico [10]. Las características mecánicas del material corresponden al acero utilizado en el programa experimental (cf. Tabla 1). El cálculo se hizo en grandes deformaciones y con grandes cambios de geometría.

El campo tensión-deformación en las proximidades del fondo de la fisura depende fuertemente del redondeo de la punta de fisura [11,12]. Para obtenerlo se realizó un análisis en deformaciones finitas de una fisura en deformación plana bajo sollicitación en modo I, restringiendo el estudio a la situación de plasticidad en pequeña escala, que permite así considerar al factor de intensidad de tensiones K como la única variable que gobierna la situación mecánica cerca del fondo de la fisura, con independencia de la geometría particular del

sólido fisurado y de la carga aplicada (cf. [9,11]). La fisura se modelizó como una hendidura de lados paralelos y fondo redondeado con altura inicial (el doble del radio) $b_0 = 5 \mu\text{m}$, de acuerdo con datos experimentales sobre fisuras de fatiga en aceros [13]. La historia de carga aplicada consistió en varios (hasta diez) ciclos de tracción con $K_{\min}=0$ y $K_{\max}/K_{IC} = 0.45, 0.60$ y 0.80 , seguido de sollicitación creciente para simular el ensayo de CBT. Los cálculos se realizaron con el programa MARC [14], utilizando una formulación lagrangiana actualizada. Tras refinar la malla, el tamaño mínimo de elemento finito junto al fondo de la fisura fue $0.02b_0$.

En todos los casos los límites de oscilación de la tensión hidrostática σ fueron superiores a $\pm 3.8\sigma_Y$, muy, por encima de la estimación de Rice ($\pm 1.54\sigma_Y$). Se analiza sobre todo la componente hidrostática al ser la de mayor interés en FAH gobernada por la difusión asistida por la tensión [6]. La Fig. 4 muestra la evolución, durante la sollicitación monótona del ensayo CBT tras la pre-fisuración por fatiga, de la tensión hidrostática en el plano de la fisura, $\sigma = \sigma(x)$, donde x es la distancia en la configuración *deformada* del sólido.

Las zonas plásticas durante el proceso de fatiga, definidas como regiones donde la tensión equivalente de Von Mises supera el límite elástico del material ($\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$) para $K=K_{\max}$ y $K=K_{\min}=0$ se estabilizan a partir de un escaso número de ciclos. El tamaño de la zona plástica monótona (para K_{\max}) resulta ser:

$$x_{ZP}(K_{\max}) = 0.034 \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (3)$$

La zona plástica cíclica para $K_{\min} \approx 0$ también depende del nivel K_{\max} (o, en otras palabras, del intervalo ΔK). En materiales con capacidad de endurecimiento por deformación, el criterio $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ es válido para definir la zona de *flujo plástico real* sólo en la rama de carga creciente. Para carga cíclica, es natural definir la zona de flujo plástico a partir de la condición de incremento positivo de la deformación plástica equivalente ($d\epsilon_{eq}^p > 0$), es decir, considerar la zona plástica *activa* (la realmente cíclica). Análogamente a la zona plástica definida a partir de la tensión, estas zonas de flujo plástico cíclico se mantienen prácticamente constantes a partir de unos pocos ciclos de carga. La profundidad de la zona plástica cíclica (activa) en las descargas ($K=K_{\min}$) es:

$$\Delta x_{ZP}(K_{\max}) = 0.01 \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (4)$$

donde obviamente la zona plástica cíclica para K_{\min} (instante de descarga) depende del nivel de carga previo representado por K_{\max} .

El hecho de que los tamaños de zonas plásticas (monótona y cíclica) sean prácticamente independientes del ciclo de carga (se estabilizan en un par de ciclos), a pesar de la capacidad de endurecimiento por deformación del material, es un resultado original e inesperado, y permite establecer una semejanza entre el modelo de Rice (teórico) y los resultados numéricos por elementos

finitos. Las ecuaciones (1) y (2) del modelo de Rice tienen el mismo factor de escala $(K_{\max}/\sigma_Y)^2$ que las relaciones (4) y (5) a partir del cálculo numérico. Sin embargo, el modelo teórico de Rice sobrestima los tamaños de zona plástica.

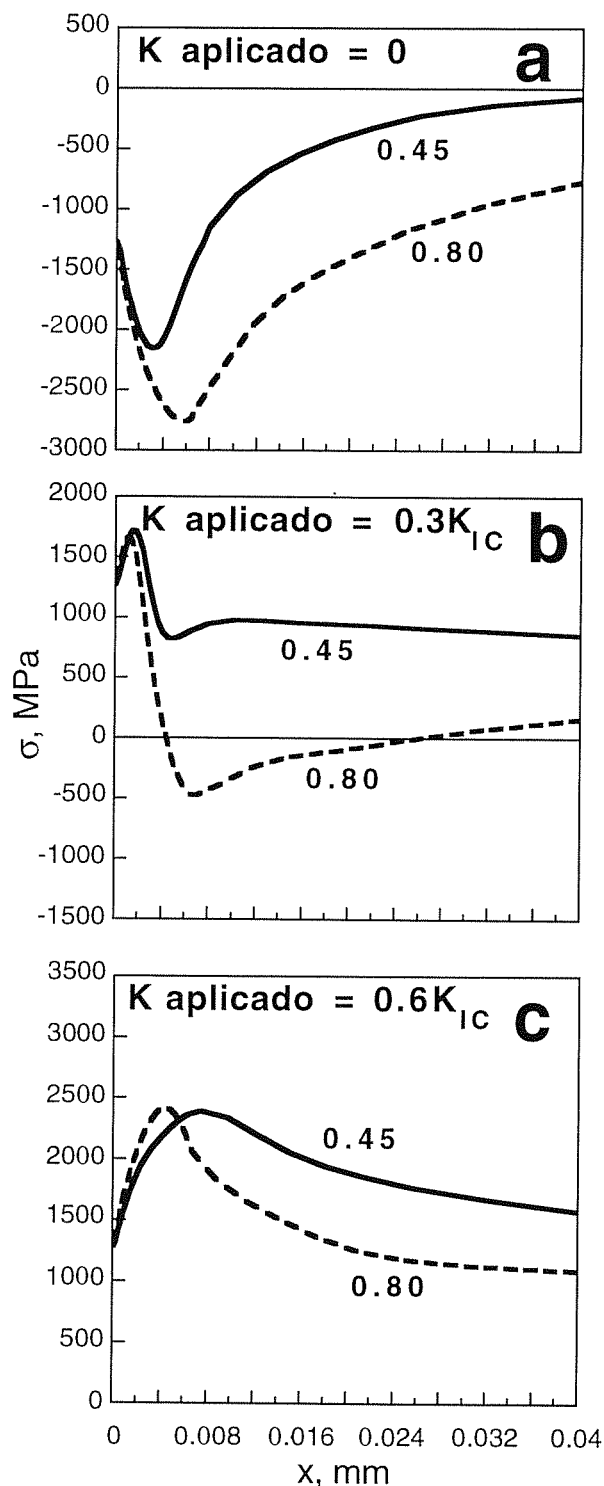


Fig. 4. Distribuciones de tensión hidrostática cerca del fondo de la fisura durante la carga monótona del ensayo de CBT tras la pre-fisuración por fatiga con $K_{\max}/K_{IC} = 0.45$ (línea continua) y 0.8 (línea a trazos) para distintos niveles de K aplicado. La distancia x al extremo de la fisura se ha medido en la configuración *deformada*.

5. DISCUSION

El valor crítico del factor de intensidad de tensiones para que la CBT se produzca, K_{QCBT} , puede obtenerse a partir del cociente entre la carga de fractura en ambiente agresivo F_{CBT} y la carga de fractura en aire F_C (Fig. 1):

$$K_{QCBT} = \frac{F_{CBT}}{F_C} K_{IC}(\text{aire}) \quad (5)$$

Despreciando el crecimiento subcrítico de la fisura, K_{QCBT} puede considerarse una cota superior del factor de intensidad de tensiones umbral de corrosión bajo tensión, y los dos valores característicos K_{QDAL} y K_{QFAH} se utilizarán el función del régimen de fisuración.

5.1. Disolución anódica localizada (DAL)

Las Figs. 5 y 6 muestran los tamaños de zona plástica según Rice (Fig. 5) y calculado numéricamente (Fig. 6). La similitud entre ambas Figs. es evidente, de modo que el modelo de Rice proporciona una primera estimación que predice razonablemente la tendencia, a pesar de no considerar el endurecimiento por deformación del material. La razón de la similitud puede ser la estabilización cíclica de las zonas plásticas en la modelización numérica. No obstante, el modelo de Rice sobrestima claramente los tamaños de zona plástica.

Para el caso de DAL, la pre-fisuración por fatiga produce un fuerte efecto protector caracterizado por F_{CBT}/F_C (Fig. 1), y así la zona plástica al final del ensayo de DAL sobrepasa claramente las zonas plásticas monótona y cíclica de fatiga (cf. Figs. 5 y 6). Considerando los factores mecánicos, la tensión en el fondo de la fisura debería ser el factor clave en un proceso de DAL. Si se comparan las tensiones de fondo de fisura ($x=0$) tras la pre-fisuración a diferentes valores de K_{max}/K_{IC} (Fig. 4), sus niveles durante el ensayo de CBT son prácticamente insensibles a K_{max} considerando la tensión hidrostática $\sigma(x=0)$ de la Fig. 4 o bien $\sigma_{yy}(x=0)$. Además, las tensiones en el interior ($x>0$) deben ser irrelevantes a tal efecto, puesto que la DAL es un proceso superficial.

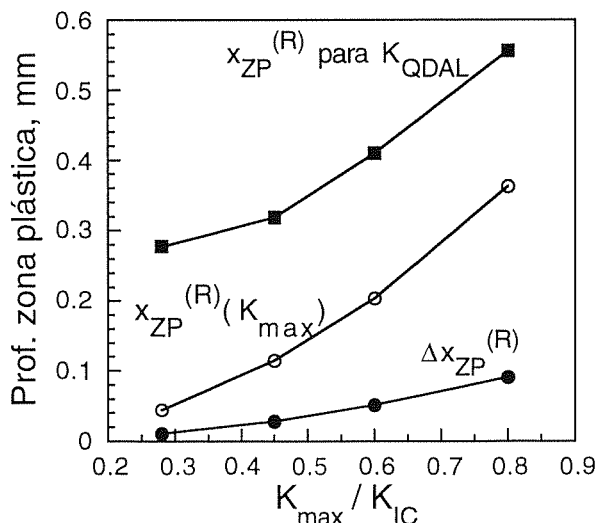


Fig. 5. Tamaños de zona plástica según el modelo de Rice [8]: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de DAL (para $K=K_{QDAL}$).

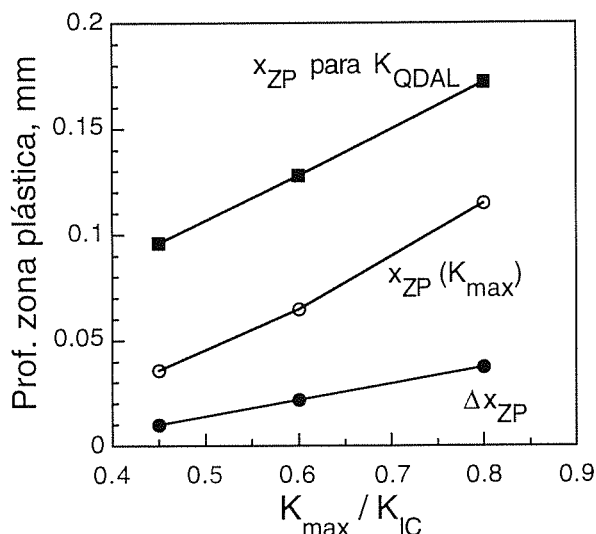


Fig. 6. Tamaños de zona plástica calculados numéricamente: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de DAL (para $K=K_{QDAL}$).

Así pues, las diferencias de comportamiento en DAL en función del régimen de fatiga no pueden atribuirse a las tensiones residuales, y habría que pensar en la influencia de la deformación plástica en este caso. El efecto beneficioso de K_{max} puede atribuirse a la disolución acelerada de la zona de flujo plástico cíclico debido a la mayor actividad química inherente a la estructura cristalina desordenada en esta zona dañada por fatiga [15], produciendo redondeo de la punta de fisura. Así pues, el tamaño creciente de la zona plástica cíclica con el nivel K_{max} (predicho por los modelos analítico y numérico, ver Figs. 5 y 6) podría explicar el efecto beneficioso de la fatiga en el comportamiento posterior en CBT: a mayor nivel K_{max} , mayor zona plástica cíclica y más pronunciado el efecto beneficioso del redondeo.

5.2. Fisuración asistida por hidrógeno (FAH)

Las Figs. 7 y 8 muestran los tamaños de zona plástica según Rice (Fig. 7) y calculado numéricamente (Fig. 8). Como antes, la similitud entre ambas representaciones gráficas es evidente, aunque el modelo de Rice sobrestima claramente los tamaños de zona plástica.

Para los niveles más bajos de K_{max} , los valores críticos correspondientes son $K_{QFAH} > K_{max}$, y la zona plástica activa en el instante de fractura es la monótona x_{ZP} , mientras que para $K_{max} = 0.80 K_{IC}$, K_{QFAH} no supera K_{max} y el avance de la deformación plástica se encuentra confinado a la zona plástica cíclica Δx_{ZP} (zona de flujo plástico). Cuando el nivel de K aplicado en el ensayo de FAH sobrepasa el nivel de pre-fisuración por fatiga ($K > K_{max}$), la zona plástica activa pasa de cíclica (a partir de la deformación) a monótona (Von Mises), produciendo un súbito aumento de tamaño: una "explosión" de zona plástica no predicha por el modelo de Rice (ver Fig. 8).

En procesos de FAH el efecto protector de la pre-fisuración por fatiga es más débil que en el caso de DAL (ver Fig. 1), pero la tendencia es la misma, es decir,

cargas de fractura en ambiente de hidrógeno mayores a medida que aumenta K_{max} . La Fig. 4 permite clarificar este punto: para un nivel intermedio de carga durante el ensayo de FAH (K aplicado = $0.30 K_{IC}$), existen claras diferencias entre las distribuciones de tensión hidrostática correspondientes a $K_{max} = 0.45$ y $0.80 K_{IC}$, sobre todo en el entorno más próximo al extremo de la fisura, lo que implica una tasa diferente de transporte de hidrógeno mediante un mecanismo de difusión asistida por la tensión, según el cual el hidrógeno es conducido por el gradiente de tensión hidrostática $d\sigma/dx$ [6]. En el caso del programa de fatiga más severo ($K_{max} = 0.80 K_{IC}$) se ve en la Fig. 4b que las tensiones residuales se mantienen compresivas en una zona amplia frente al extremo de la fisura y, lo que es más importante, existe un gradiente negativo de tensión hidrostática $d\sigma/dx < 0$ que retarda la difusión de hidrógeno hacia el interior, previene la degradación del material e incrementa la carga de fractura.

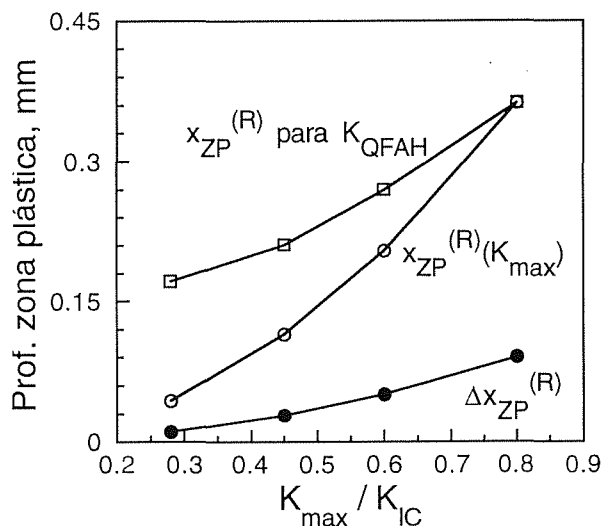


Fig. 7. Tamaños de zona plástica según el modelo de Rice [8]: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de FAH (para $K = K_{QFAH}$).

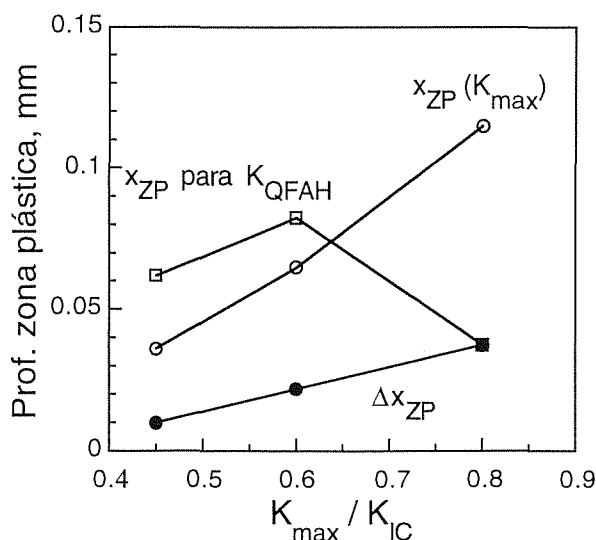


Fig. 8. Tamaños de zona plástica calculados numéricamente: durante la pre-fisuración por fatiga (monótona para $K=K_{max}$ y cíclica para $K=K_{min}$) y al final de los ensayos de FAH para $K = K_{QFAH}$.

6. CONCLUSIONES

La CBT de acero de alta resistencia depende sobremanera del procedimiento de pre-fisuración por fatiga, puesto que el régimen de carga cíclica afecta al desarrollo de la zona plástica y controla la evolución de los campos tensión-deformación cerca del extremo de la fisura.

Se han propuesto dos modelos para obtener los campos tenso-deformationales próximos al fondo de la fisura y el desarrollo de la zona plástica para los diferentes programas de pre-fisuración por fatiga, así como su evolución durante la fisuración posterior por CBT.

El modelo de Rice proporciona una estimación rápida y simple de los campos de tensiones y de la zona plástica. Sin embargo, si se necesita un cálculo más preciso y fiable, o si el material tiene capacidad de endurecimiento por deformación, el cálculo numérico es necesario.

Tanto la zona plástica monótona como la cíclica durante la fatiga (calculadas numéricamente) se estabilizan tras unos pocos ciclos y permanecen cuasi-constantes, a pesar de la ecuación constitutiva del material incluyendo endurecimiento por deformación.

La acumulación cíclica de la deformación plástica y la creación de un dominio de tensiones residuales compresivas mejoran el comportamiento en CBT mediante redondeo químico de la punta de la fisura (DAL) o retardando la difusión de hidrógeno (FAH).

Agradecimientos

Este trabajo ha sido financiado por la CICYT (MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (XUGA 11801B95, 11802B97).

REFERENCIAS

- ISO 7539-6, *Preparation and use of pre-cracked specimens* (1989).
- Lancha, A.M, Tesis Doctoral, Univ. Complutense de Madrid (1987).
- Nikiforchin, G.N., Tsyurulnik, A.T., Timofeev, B.T., Kvasnitsa, R.B. and Fedorova, V.A. *Soviet Mater. Sci.*, 22(6), 63-68 (1986).
- Hirose, Y. and Tanaka, K. *J. Soc. Mater. Sci. Japan*, 80(29), 822-828 (1980)
- ISO 7539-7, *Slow strain rate testing* (1989).
- Van Leeuwen, H.-P. *Engng. Fracture Mech.* 6, 141-161 (1974)
- Toribio, J. and Lancha, A.M. *Mater. Structures*, 26, 30-37 (1993).
- Rice, J.R. ASTM STP 415, 247-309 (1967).
- Kanninen, M.F., Popelar, C.H. *Advanced Fracture Mechanics*, Oxford Univ. Press, New York (1985).
- Suresh, S., *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press (1991).
- McMeeking, R.M., *J. Mech. Phys. Solids*, 25, 357-381 (1977).
- Kharin, V. and Toribio; *J. An. Mec. Fractura* 15, 355-360 (1998).
- Handerhan, K.J. and Garrison, W.M., Jr., *Acta Metall. Mater.*, 40, 1337-1355 (1992).
- MARC User Information, Palo Alto (1994).
- Ford, F.P. *Treatise on Materials Science and Technology*, Vol. 25, pp.235-274, Academic Press, New York (1983).