DETERMINACIÓN DE LA VELOCIDAD DE PROPAGACIÓN DE FISURAS EN ALEACIONES DE ALUMINIO. PROBLEMÁTICA ENCONTRADA EN LA APLICACIÓN DE LA NORMA ASTM E-647

S. Cicero, J.A. Álvarez y F. Gutiérrez-Solana

Departamento de Ciencia e Ingeniería del Terreno y de los Materiales
Universidad de Cantabria
E.T.S. Ing. Caminos, Canales y Puertos. Avda. Los Castros s/n, 39005. Santander.

Resumen. El presente artículo expone la metodología seguida en la caracterización del comportamiento en fatiga de una aleación de aluminio mediante el empleo de probetas CT. Para ello, se han seguido las indicaciones de la norma ASTM E 647. En este trabajo se describen asimismo las dificultades encontradas en los ensayos y en el análisis de los resultados junto con los refinamientos o correcciones realizadas con el objetivo de lograr una descripción más precisa de las propiedades reales del material.

Abstract. The present paper presents the methodology carried out in order to obtain the fatigue characterization of an aluminium alloy using CT specimens. For this purpose, the indications of the ASTM E 647 Standard were followed. Moreover, it explains the difficulties that were found during the tests and the results analysis as well as the corrections and refinements that were made to obtain a more accurate description of the real properties of the material.

1. INTRODUCCION

Uno del los materiales que más ha influido en los últimos 30 años en el desarrollo tecnológico es el aluminio y sus aleaciones. La combinación de propiedades como peso, tenacidad y ductilidad ha hecho a estos materiales insustituibles en la industria aeronáutica. La aplicación de las aleaciones de aluminio en otros campos como los generadores eólicos se basa en un profundo conocimiento de su comportamiento en fatiga. En este trabajo se aborda la problemática de la caracterización de los parámetros característicos del comportamiento en fatiga (Ley de Paris) de una aleación de aluminio, haciendo especial énfasis en los aspectos particulares que la aplicación de la normativa presenta.

Cuando se trata de obtener el comportamiento del material ante este fenómeno mediante la ley de Paris, se observa cierta dispersión en los resultados obtenidos. Las causas de esta dispersión son varias. En algunos casos achacables al propio material y en otros ajenas al mismo. Entre estas últimas pueden incluirse los efectos del utillaje utilizado, la precisión y calibración de las máquinas, la precisión en la toma de datos… Otras causas se deben al propio material, ya que éste no es un sólido homogéneo, y su heterogeneidad se verá reflejada en su comportamiento a nivel macroscópico. Finalmente, y dejando de lado otras causas, deben tenerse en cuenta las modificaciones que sufre el material debido al propio ensayo de fatiga, que provoca variaciones locales en sus características mecánicas. En este sentido, se asume [1] que, debido a las deformaciones cíclicas, un sólido con un concentrador de tensiones geométrico desarrolla siempre una zona de proceso de fatiga en la proximidad del defecto. El tamaño de esa zona de proceso va a condicionar la respuesta del material frente a solicitaciones de fatiga. El análisis de este último fenómeno nos lleva a proponer una serie de correcciones que intentan que el comportamiento en fatiga observado se ajuste a las propiedades reales del material, eliminando parte de la dispersión observada. Esto se conseguirá haciendo que, para cada escalón de carga, el material trabaje con el tamaño de zona plástica que realmente le corresponde.
A este respecto, la normativa seguida en los ensayos (ASTM E 647) establece una serie de limitaciones en el valor del decremento de carga máximo admitido, pero para el material que ahora nos ocupa se mostraron insuficientes.

2. MATERIAL ENSAYADO

El material ensayado es una aleación de aluminio del tipo 7050, suministrado en forma de doce probetas CT, seis de las cuales tienen orientación LT y otras seis con orientación TL.

Previamente al ensayo de fatiga según la ASTM E 647 se sometió a todas las probetas a una electroerosión en

el frente de fisura y a una prefisuración (siguiendo la citada norma).
Cabe destacar también que la norma establece una serie de recomendaciones relativas al espesor de las probetas. Son las siguientes:

$$W/20 \leq B \leq W/4$$

B mínimo: 25mm

Pues bien, las probetas ensayadas sobrepasaban ligeramente el límite superior de la primera de las condiciones y no cumplían la segunda de ellas (B = 9 mm).

3. DESCRIPCIÓN DEL ENSAYO

La norma ASTM E 647 [2] establece un procedimiento para la obtención del comportamiento en fatiga (ley de Paris) sobre probetas CT o MT.

Básicamente divide el proceso en dos partes bien diferenciadas, a saber:

a) Decreasing Test, aplicado para el rango de velocidades de propagación menores de 10^{-8} m/ciclo. En esta parte se van aplicando sucesivos escalones de carga, con amplitudes de carga y, por tanto, de ΔK cada vez menores hasta alcanzar valores de velocidad de propagación correspondientes a la zona umbral de crecimiento ($10^{-10} \leq da/dN \leq 10^{-9}$ m/ciclo). La figura 1 presenta un esquema de la variación de cargas y ΔK durante este proceso.

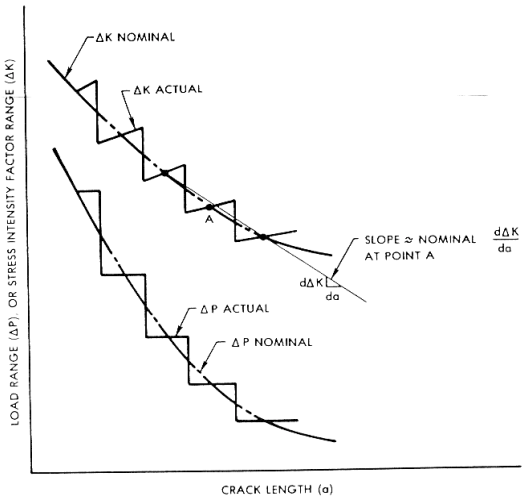


Fig. 1. Esquema de la evolución de ΔP y de ΔK en el Decreasing Test

b) Constant Load Amplitud Test, en el cual, tras llegar al umbral, se aplican ciclos con amplitud de carga constante hasta alcanzar la rotura de la probeta. En este proceso se obtienen valores de velocidad de propagación correspondientes al rango alto ($da/dN \geq 10^{-9}$ m/ciclo) de la curva de Paris. La figura 2 presenta un esquema de la variación de cargas y ΔK durante la propagación de la fisura.

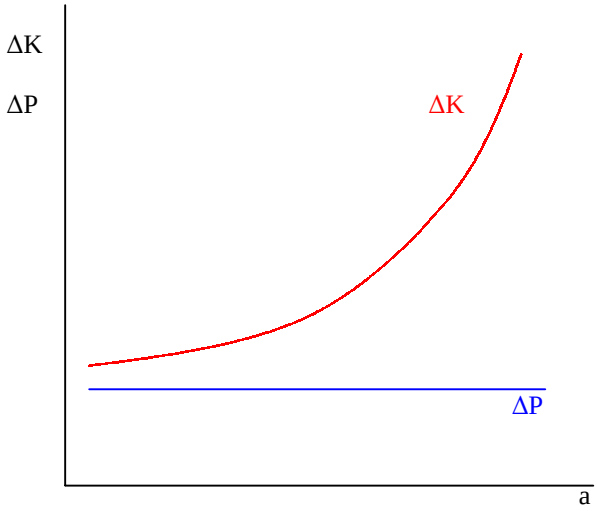


Fig. 2. Esquema de la evolución de ΔP y de ΔK en el Constant Load Amplitud Test

A lo largo del ensayo se tomaban periódicamente datos del número de ciclos y de la flexibilidad. Esta última nos permite establecer una correlación con la longitud de fisura, que si bien a veces se desviaba moderadamente de los valores reales, los valores incrementales, que son lo que realmente nos interesan, se ajustaban sensiblemente a los medidos directamente de la probeta. Para este último aspecto se realizaban por una parte paradas en el ensayo y por otra (y para evitar un excesivo número de interrupciones) se controlaba la longitud de la fisura mediante lámpara estroboscópica.

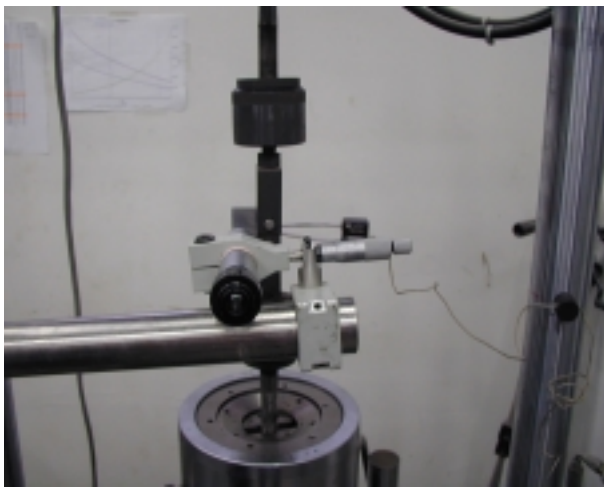


Fig. 3. Aspecto de la realización del ensayo

4. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA.

El trabajo aquí presentado trata de resolver la problemática encontrada durante la primera parte del ensayo en la etapa de cargas decrecientes. En dicho proceso, al pasar de un escalón de carga al inmediatamente inferior suelen aparecer puntos que se desvían sensiblemente del comportamiento general del material. Esto es debido a que al pasar a un escalón con niveles de carga inferiores la zona plástica situada en torno al frente de fisura es la correspondiente al escalón anterior (de mayor tamaño), de manera que la zona de proceso de la fisura en la nueva condición queda atrapada en dicha zona plástica y las velocidades de propagación resultantes son menores que las que realmente corresponden al material para las condiciones a las que está sometido. La figura 4 muestra un ejemplo de este efecto.

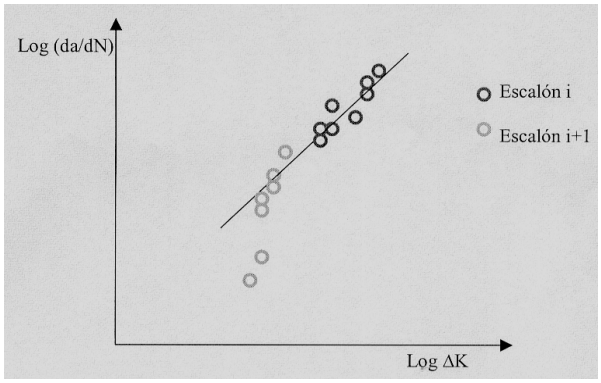


Fig. 4. Variación de la velocidad de propagación entre dos escalones de carga consecutivos

En relación con el umbral de propagación destacamos la dificultad de alcanzar las velocidades de propagación exigidas en la norma en las probetas ensayadas por LADICIM. Cabría preguntarse en este punto la oportunidad o no de dicha exigencia para materiales que, como el aluminio, tienen valores de endurancia (y, por lo tanto de umbral de propagación) muy pequeños, prácticamente nulos, y en los cuales, por lo tanto, vamos a tener propagación de fisura hasta niveles de amplitud de carga aplicada muy pequeños.

5. SOLUCIONES PROPUESTAS

Una solución para el primero de los problemas sería el que los escalones de carga llevasen asociados descensos en las amplitudes de carga muy pequeños en relación con las amplitudes del escalón precedente, dando lugar a una evolución continua de las condiciones de carga, pero esto es una propuesta poco operativa.

La metodología propuesta a continuación está basada en los ensayos realizados [3] sobre un acero ST 52/35 para esferas de almacenamiento fragilizado por hidrógeno y ha presentado buenos resultados para la aleación de aluminio analizada en este trabajo. Las recomendaciones a seguir son las siguientes:

- Los escalones de disminución de cargas deben presentar una disminución gradual, pudiendo presentar un salto en torno al 10 % al comienzo del Decreasing Test y reduciéndose este valor hasta el 5 % en las proximidades del umbral.

- Los datos de propagación obtenidos serán válidos una vez sobrepasado en cada escalón la zona influenciada por la plastificación debida al escalón anterior, siendo una expresión de esta zona la dada en la siguiente ecuación [3]:

$$\Delta ai = (1/\pi)\cdot(K^2_{max\ i-1} - K^2_{max\ i})/\sigma^2_y$$

La justificación de dicha expresión es la siguiente:

Utilizando la formulación de Irwin , el tamaño de zona plástica asociado a un determinado escalón es:

$$r_p = (1/\pi)\cdot(K^2/\sigma_y^2)$$

Luego para los escalones de carga i-1 e i, serán:

$$r_{p\ i-1} = (1/\pi)\cdot(K^2_{max\ i-1}/\sigma_y^2)$$

$$r_{p\ i} = (1/\pi)\cdot(K^2_{max\ i}/\sigma_y^2)$$

Al pasar del i –1 al i, la zona plástica mantiene el tamaño correspondiente al primero de ellos y no alcanzará el valor que realmente le corresponde, $r_{p\ i}$, hasta que:

$$\Delta ai = r_{p\ i-1} - r_{p\ i}$$

Es decir:

$$\Delta ai = (1/\pi)\cdot(K^2_{max\ i-1} - K^2_{max\ i})/\sigma^2_y$$

En este trabajo se ha verificado para el aluminio las relaciones ya observadas para el acero en la referencia [3] mostrando como en cada escalón la velocidad de propagación, da/dN, tiende a estabilizarse ((da/dN)*), al dejar de ser influida por zonas plásticas anteriores. Los resultados justifican empíricamente la validez de la expresión teórica obtenida con anterioridad.

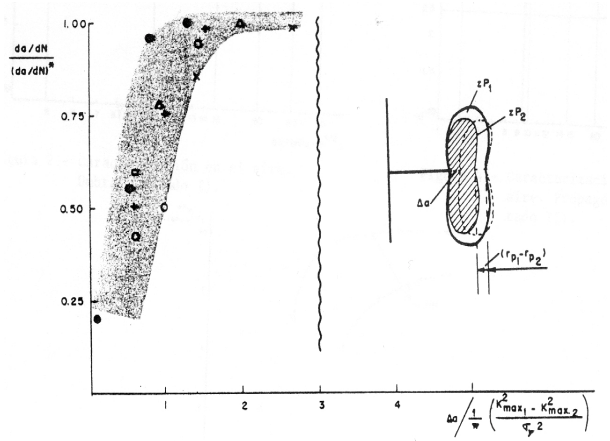


Fig. 5.- Efecto del escalón de carga previo en la velocidad de propagación.

En la figura 5 quedan reflejados algunos de los comentarios expuestos anteriormente:

> Los valores del umbral de propagación, ΔK_{th}, dependen de la longitud de fisura de parada, por lo que conviene llegar a dicho umbral una vez que la fisura ha propagado considerablemente (momento en el cual el valor del umbral se hace constante para las distintas longitudes de fisura)(Figura 6) [4].
>
> La Norma ASTM E 647 nos proporciona una metodología para obtener el umbral de propagación pero sin tener en cuenta su dependencia con el Δa precedente. Es por esto que previamente a la evaluación del ΔK_{th} habrá que asegurarse de que el crecimiento de fisura ha sido suficiente.

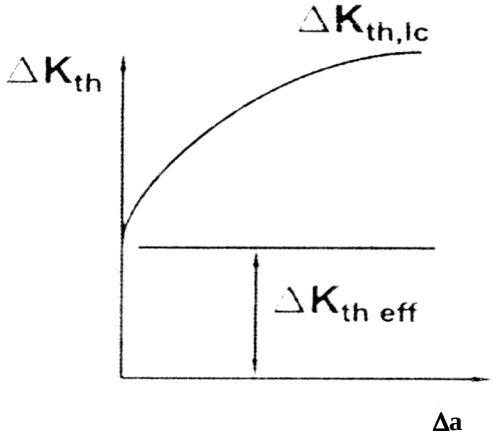


Fig. 6.- Determinación de la R-curve para el umbral de propagación

En los ensayos realizados, las correcciones asociadas al segundo de estos apartados permitían mejoras del coeficiente de correlación lineal de hasta el 10 % (en el siguiente apartado se muestra gráficamente este aspecto), mientras que el primero de los apartados nos asegura hacer un menor número de correcciones.

6. RESULTADOS

Los resultados obtenidos se presentan en forma de Ley potencial de Paris y de factor umbral de intensidad de tensiones. Dicho umbral, se estima a partir de los datos obtenidos en los ensayos, a pesar de estar fuera del rango que exige la Norma [2].

La Figura 7 muestra la curva de propagación (Ley de Paris) obtenida para la orientación LT antes de aplicar la corrección. La Figura 8 muestra la misma curva con las correcciones propuestas. Las figuras 9 y 10 presentan el mismo análisis para la orientación TL, apreciándose un comportamiento similar.

A partir del análisis comparativo de ambas se puede observar la mejora en los resultados obtenidos. La dispersión disminuye pasando a obtenerse un mejor ajuste de la ley de Paris. Por otra parte, debe tenerse en cuenta que los puntos obtenidos de forma errónea quedan por debajo de la curva de ajuste con lo que tienden a subestimar la velocidad de propagación de fisuras. Este hecho es un factor de inseguridad en el diseño que debe considerarse en ciertos casos.

Los resultados de la Ley de Paris obtenidos para cada orientación resultaron ser:

- Orientación LT

$da/dN = 4.05 \cdot 10^{-8} \cdot \Delta K^{3.414}$ (mm/ciclo), ΔK (MPa·m^{½})

$\Delta K_{th} = 1.30$ MPa·m^{½}

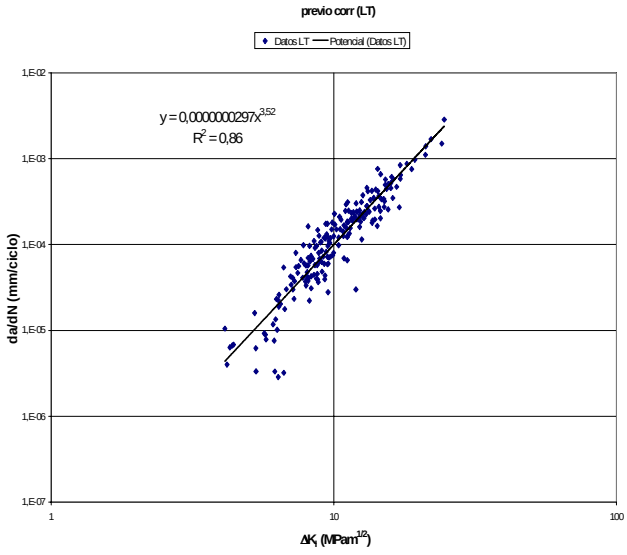


Fig. 7.- Resultados obtenidos para probetas LT antes de las correcciones

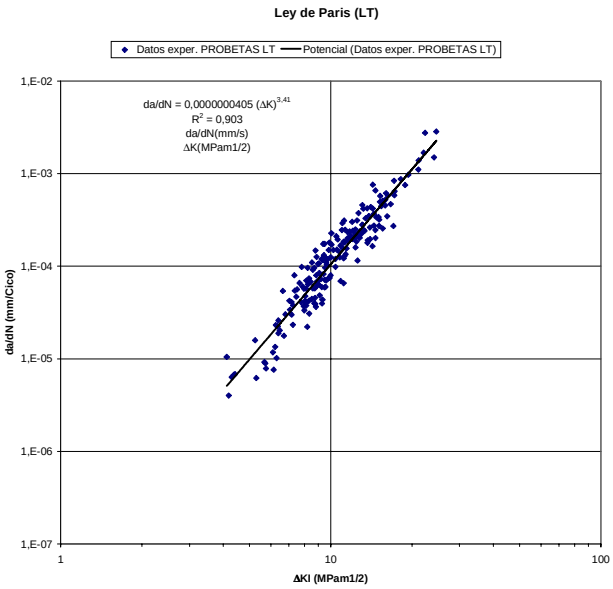


Fig. 8.-Resultados obtenidos para probetas LT después de las correcciones

- Orientación TL

$da/dN = 3.31 \cdot 10^{-8} \cdot \Delta K^{3.484}$ (mm/ciclo), ΔK (MPa·m^{½})

$\Delta K_{th} = 1.37$ MPa·m^{½}

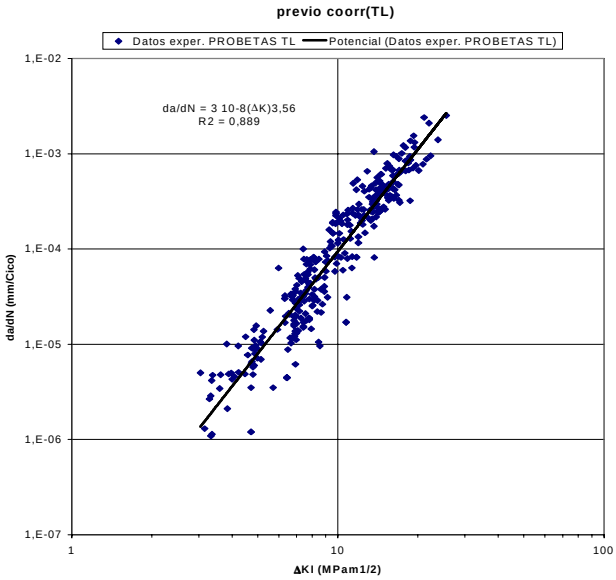


Fig. 9.- Resultados obtenidos para probetas TL antes de las correcciones

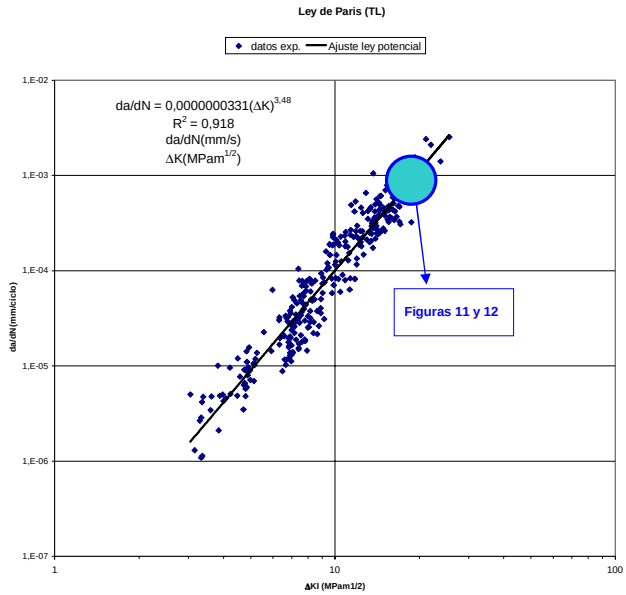


Fig. 10.- Resultados obtenidos para probetas TL después de las correcciones

Finalmente, las figuras 11 y 12 revelan el aspecto que presenta la superficie de propagación en la zona de velocidades altas, correspondiente a puntos obtenidos en el ensayo con cargas constantes. En estas condiciones una variación cíclica del factor de intensidad de tensiones, conlleva un rango de abertura de fondo de fisura de $\Delta\delta t$, que es la mitad del CTOD, δ:

$$\Delta\delta t = \Delta K_I^2/(2\sigma_y E)$$

El factor de intensidad de tensiones está relacionado con el avance de grieta según diferentes modelos [5] de forma que:

$$da/dN \approx \Delta\delta t = \beta\, \Delta K_I^2/(\sigma_y E')$$

siendo β un factor del estado tensional y σ_y y E' el límite elástico y el módulo de elasticidad en deformación plana respectivamente. En la figura 12 se pueden apreciar las diferentes estriaciones que se han desarrollado en la propagación, observándose unos valores medios de avance del orden de 1µm, coincidentes con la velocidad de propagación de fisura ($1\ 10^{-3}$ mm/ciclo). Este resultado encaja perfectamente con las previsiones de avance de fisura para el punto en el que ha sido tomada la fractografía. (zona señalada en Figura 10).

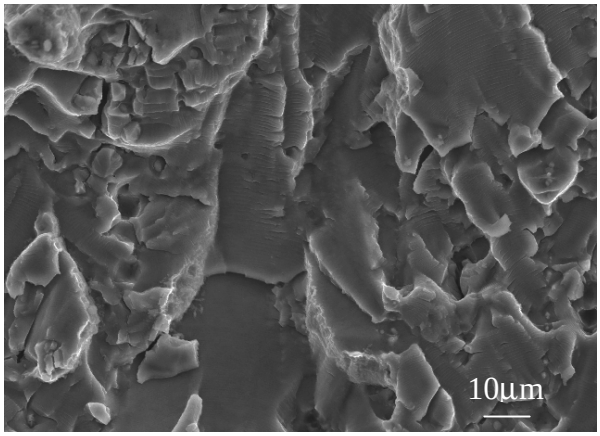


Fig. 11 - Aspecto de la superficie de propagación de fatiga

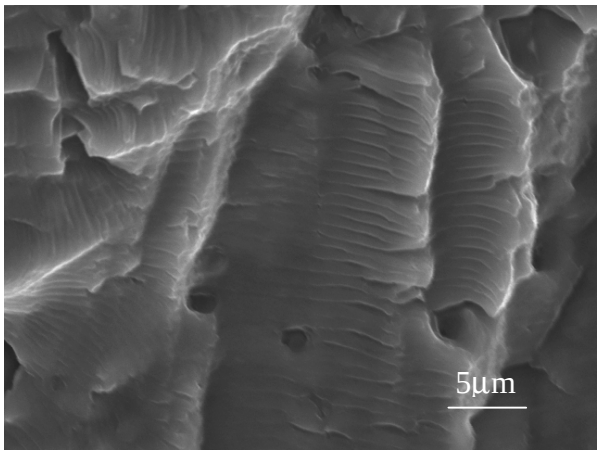


Fig. 12 - Detalle de la zona de propagación de fatiga

7. CONCLUSIONES

La dispersión que llevan intrínsecamente asociados los resultados obtenidos en ensayos de fatiga puede, en buena parte, eliminarse si queremos que la ley de comportamiento obtenida se ajuste lo más posible a las propiedades reales del material.

La metodología propuesta para realizar esta corrección se basa, por una parte, en aplicar escalones de carga decrecientes con variaciones moderadas de los saltos entre ellos (aspecto contemplado en la normativa ASTM) y, por otra parte, en eliminar los puntos obtenidos en los cuales la fisura queda influenciada por la plastificación del escalón precedente.

También señalar que a la hora de obtener el umbral de fatiga es conveniente asegurarse de que la propagación de fisura haya sido lo suficientemente grande como para que dicho umbral pierda su dependencia con respecto a la propagación producida (aspecto éste no recogido en la ASTM E 647).

8. REFERENCIAS

[1] Anderson T.L, “Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications” 2nd Ed, CRC Press, Boca Raton (1995).

[2] ASTM E 647, “ Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates”. ASTM, Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01, pag. 557- 593, (1997).

[3] Gutiérrez - Solana F. y otros, “Caracterización del comportamiento en fatiga de un acero (ST 52/35) para esferas de almacenamiento fragilizadas por hidrógeno”, Anales de Mecánica de la Fractura vol II, pag 161-168, (1985).

[4] Tabernig.B, Pippan.R, “Determination of the crack dependence of the threshold for fatigue crack propagation”. Engineering Fracture Mechanics 69, pag 899-907, (2002).

[5] Suresh S, “Fatigue of Materials”, Cambridge Solid State Science Series, Cambridge (1991).