

## ENFOQUE MICRO- Y MACROSCÓPICO DE LA PROPAGACIÓN DE FISURAS POR FATIGA EN ACEROS EUTECTOIDES PROGRESIVAMENTE TREFILADOS

**B. González<sup>1</sup>, J.C. Matos<sup>2</sup>, J. Ayaso<sup>1</sup>, J. Toribio<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Ingeniería de Materiales. Universidad de Salamanca,  
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España.  
e-mail: a25809@usal.es

<sup>2</sup>Departamento de Informática y Automática. Universidad de Salamanca,  
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora, España.  
jcmatos@usal.es

### RESUMEN

Este artículo analiza cómo el proceso de trefilado influye en el comportamiento en fatiga del acero eutectoide, con especial énfasis en el papel de los cambios microestructurales inducidos durante tal proceso de fabricación. Las fisuras de fatiga son transcoloniales y muestran preferencia por fracturar las láminas de perlita, y presentan a lo largo de su camino valores de apertura de fisura no uniformes, micro-discontinuidades, ramificaciones, bifurcaciones y frecuentes deflexiones locales que originan rugosidad a nivel microestructural. Con el proceso de trefilado aumenta la superficie neta fracturada por fatiga, al tener la fisura deflexiones de mayor ángulo.

### ABSTRACT

This paper analyzes how the cold drawing process influences the fatigue behaviour of eutectoid steel, with special emphasis on the role of microstructural changes induced during such a manufacturing process. Fatigue cracks are transcollonial and exhibit a preference for fracturing pearlitic lamellae, with non-uniform crack opening displacement values, micro-discontinuities, branchings, bifurcations and frequent local deflections that create microstructural roughness. The net fatigue fracture surface increases with cold drawing due to the higher angle of crack deflections.

**PALABRAS CLAVE:** Microdaño por fatiga, Ley de Paris, Acero eutectoide trefilado.

### 1. INTRODUCCIÓN

La propagación de fisuras por fatiga en aceros ha sido estudiada por numerosos autores, por ser el mecanismo fundamental de crecimiento de fisuras de tipo mecánico. La nucleación y propagación de las mismas a lo largo de las bandas de deslizamiento es difícil en los granos donde éstas son onduladas o cruzadas, y fácil donde son rectas [1]. El parámetro clave en la propagación de fisuras por fatiga en acero con microestructura perlítica es el espaciado interlaminar, debido a la dificultad que encuentran las dislocaciones para atravesar las intercaras ferrita-cementita [2].

El umbral de propagación de fatiga en el acero tiene una fuerte dependencia de la microestructura [3,4], en concreto del tamaño de la colonia de perlita en el acero [5]. Además disminuye cuando se incrementa la relación de tensiones (factor R) a temperatura constante, siendo esta disminución mayor para temperaturas bajas [6]. En el acero perlítico trefilado la concordancia entre la relación de tensiones y el umbral es inversa y lineal, disminuyendo el umbral cuando el límite elástico

aumenta [7]. La pendiente de la ley de Paris en el acero eutectoide aumenta con el incremento de la relación de carga o la disminución de la temperatura [6]. Aunque algunos autores mantienen que el crecimiento de fisuras por fatiga en la región de Paris no está influido por la microestructura [8], se ha observado que a medida que progresa el trefilado en el acero eutectoide la curva de Paris se desplaza hacia abajo, por lo que la resistencia a la fisuración por fatiga aumenta con el trefilado [9].

La presencia de perlita en ferrita, y más en forma de láminas orientadas, provoca un camino de fisura más tortuoso, con un mayor número de ramificaciones y deflexiones, que además son de mayor ángulo [10,11]. La perlita frena la propagación de fisuras, atribuyéndose este efecto a la presencia de una fase dura (cementita).

En este artículo se ha estudiado el crecimiento de fisuras largas por fatiga, en alambres de acero perlítico sometido a cargas de tracción axial, y determinando como influyen los cambios microestructurales producidos durante el proceso de trefilado, haciendo especial hincapié en el aspecto microscópico.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material ensayado ha sido acero perlítico progresivamente trefilado en siete pasos, cuya composición química se muestra en la tabla 1. Se ha estudiado el alambroón procedente de una laminación en caliente, seis pasos intermedios de trefilado y el producto final, sometido a un tratamiento de termo-relajación que además elimina tensiones residuales.

Tabla 1. Composición química del acero.

% C	% Mn	% Si	% P	% Cr	% V
0.789	0.681	0.210	0.010	0.218	0.061

El proceso de trefilado provoca una mejora de las propiedades mecánicas convencionales del acero. El límite elástico y la tensión de rotura aumentan considerablemente con el número de pasos de trefilado, mientras que el módulo de Young se mantiene prácticamente constante.

Las probetas de ensayo fueron varillas de sección circular de 300 mm de longitud y diámetro desde 11.0 mm (alambroón) hasta 5.1 mm (acero de pretensado). Se les realizó previamente al ensayo una fisura transversal en la zona media de su longitud, de forma mecánica o mediante tecnología láser, para determinar en ese punto la iniciación de la fisura.

El procedimiento de ensayo consistió en realizar tracción en la dirección axial en escalones decrecientes con  $\Delta\sigma$  constante. La frecuencia utilizada fue de 10Hz, con una forma de onda sinusoidal,  $R=0$ , de tensión mínima igual a 0 y tensión máxima inicial en torno a la mitad del límite elástico, para ir disminuyendo en los pasos siguientes entre un 20÷30% de la carga máxima anterior (figura 1). Cada paso de carga se ha mantenido el tiempo suficiente para apreciar avance de fisura y eliminar el efecto plástico en la punta de la fisura provocado por el paso anterior.

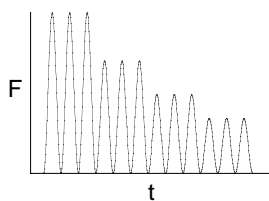


Figura 1. Carga aplicada (diagrama fuerza-tiempo).

Los ensayos han permitido caracterizar la evolución del frente de fatiga en los distintos aceros y estimar la ley de crecimiento de Paris del alambroón y del acero de pretensado. El estudio microscópico se realizó a partir de cortes en secciones longitudinales de las probetas fisuradas. Las muestras se embutieron en resinas, se desbastaron, pulieron y atacaron con Nital 4% durante unos segundos, siendo posteriormente observadas mediante microscopía electrónica de barrido a grandes aumentos 3000x y 6000x.

## 3. RESULTADOS

### 3.1. El frente de fisura

Una vez realizados los ensayos de fatiga y después de fracturar los alambres, se observó el frente de fisura en los cambios entre escalones de carga. Al aplicar una sollicitación cíclica axial sobre una geometría cilíndrica el frente de fisura se desarrolla en la sección transversal con formas elípticas (figura 2), variando en su avance el factor de aspecto (relación entre los semiejes de la elipse) para cada profundidad de la fisura.

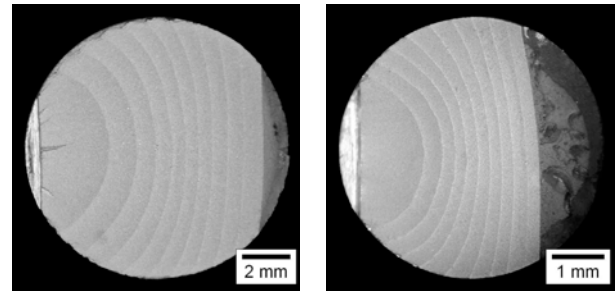


Figura 2. Frente de fisura, alambroón y pretensado.

El acero sometido al proceso de trefilado muestra un retardo en el crecimiento de las fisuras subcríticas en la zona central del alambre (figura 3), debido a la presencia de tensiones residuales compresivas en el centro y de tracción en el borde del alambre. Se ha encontrado que el proceso de trefilado genera un perfil axisimétrico de tensiones residuales, por la deformación plástica heterogénea ocurrida en su paso a través de la hilera de trefilado. Es sabido que toda desviación del comportamiento de crecimiento de fisuras largas puede ser relacionada con la presencia de tensiones internas [12]. Algunos estudios realizados indican que las tensiones residuales de tracción producen sólo un ligero incremento en la velocidad de propagación, mientras que las de compresión crean un gran descenso [13].

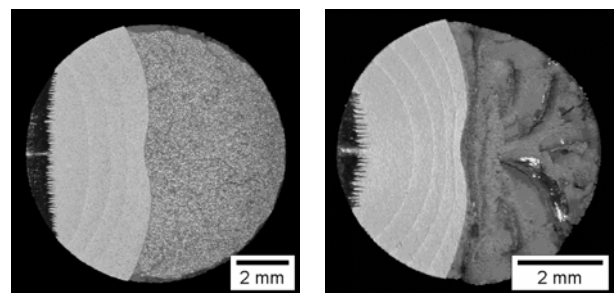


Figura 3. Frente de fisura, uno y seis pasos de trefilado.

Las tensiones residuales provocan un crecimiento del frente de fisura en forma de gaviota hacia la mitad de la sección de los alambres, para los pasos intermedios de trefilado [14]. En cambio en el alambroón (procedente de una laminación en caliente) y en el acero de pretensado (sometido a un proceso que elimina las tensiones residuales) este retardo no aparece (figura 2).

3.2. Curvas de crecimiento (leyes de Paris)

En el alambroón y en el acero de pretensado el frente de fisura se modelizó como parte de una elipse con su centro situado en el borde de la varilla, a partir de un conjunto de puntos tomados en dicho frente y utilizando un método de mínimos cuadrados. Cada frente de fisura queda así caracterizado por la profundidad de fisura relativa (profundidad de fisura entre el diámetro) y el factor de aspecto. Se ha evaluado en la probeta la profundidad de fisura,  $a$ , para cualquier instante del ensayo, a partir del método de la flexibilidad.

El crecimiento de fisuras de fatiga para estos dos aceros se estudió en la zona intermedia en la cual se cumple la ley de Paris [15],

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \tag{1}$$

donde  $da/dN$  es la velocidad cíclica de crecimiento de fisuras por fatiga y  $\Delta K$  es el rango del factor de intensidad de tensiones, obtenido mediante la siguiente ecuación,

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \tag{2}$$

En el cálculo se ha empleado una expresión biparamétrica del factor de forma,  $Y$ , función de la profundidad de fisura relativa y la relación de aspecto, definida por Astiz [16] para el punto central del frente, mediante elementos finitos y el método de la rigidez diferencial con extensión virtual de fisura.

En la curva de crecimiento de fisura ( $da/dN-\Delta K$ ) se produce una suerte de retardo en el avance, motivado por la sobretensión al cambiar en el ensayo de un incremento de carga mayor a otro menor [17], de acuerdo con un mecanismo análogo al de retardo por sobrecarga debido a la zona plástica próxima al extremo de la fisura. Este efecto no se ha tenido en cuenta en la figura 4, donde se muestra el régimen estacionario de la fisuración por fatiga en el alambroón y en el acero de pretensado.

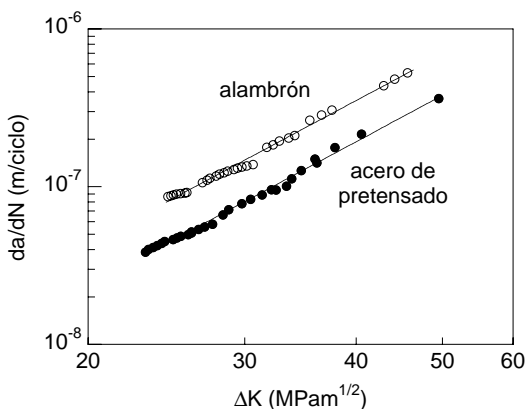


Figura 4. Curvas de crecimiento de fisura.

El resultado muestra que desde un punto de vista ingenieril el proceso de manufactura mediante trefilado mejora el comportamiento en fatiga del acero, ya que disminuye la velocidad de crecimiento de las fisuras. La curva de Paris en forma bilogarítmica para el acero de pretensado es una recta paralela a la del alambroón, desplazada hacia abajo.

A partir de las curvas se obtienen los parámetros de Paris (tabla 2). El coeficiente  $m$  (la pendiente) permanece constante e independiente por tanto del proceso de trefilado, mientras que la constante  $C$  disminuye su valor, reduciéndose casi a la mitad para una deformación plástica acumulada con el trefilado de 1.57. Estos resultados son coherentes con los obtenidos en investigaciones previas [9].

Tabla 2. Coeficientes de Paris (S.I.)

Acero	$C$	$m$
Alambroón	$5.11 \cdot 10^{-12}$	3.02
Acero de pretensado	$2.66 \cdot 10^{-12}$	3.03

En la tabla 2 las unidades de los coeficientes  $C$  y  $m$  son las correspondientes para que al introducir  $\Delta K$  en  $\text{MPam}^{1/2}$  se obtenga  $da/dN$  en m/ciclo.

3.3. Microestructura

La superficie de fatiga muestra en su fractografía mecanismos de fractura dúctil donde es posible observar en algunas zonas estrías de fatiga (figura 5), las cuales representan (bajo ciertas circunstancias) la extensión de fisura por fatiga durante un ciclo de carga único [18].

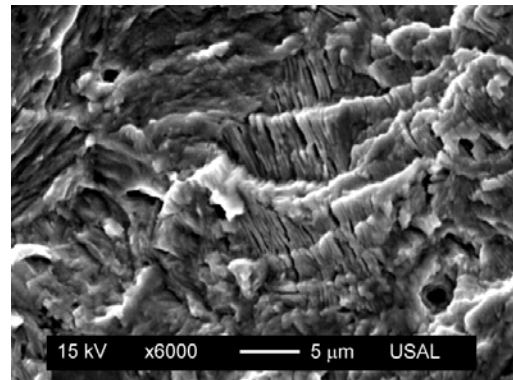


Figura 5. Estrías de fatiga.

Las fotografías de las secciones de las fisuras se han tomado de forma que el crecimiento se muestra de izquierda a derecha, tal y como se puede observar en la figura 6, donde el origen es una entalla mecanizada.

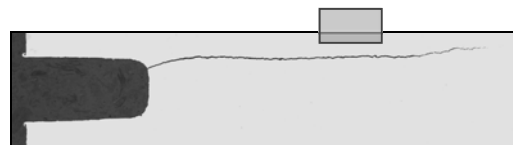


Figura 6. Sección longitudinal de la fisura.

Las figuras 7 a 11 muestran algunos puntos de una sección de la fisura de fatiga en el acero perlítico trefilado. En ellas se observa que ésta es transcolonial, con una fuerte predilección por romper las láminas de perlita, parámetro que se considera clave en la propagación de fisuras por fatiga.

En su recorrido la fisura muestra continuas variaciones en la apertura de fisura (COD), micro-discontinuidades, frecuentes deflexiones o cambios de dirección, ramificaciones y bifurcaciones, donde sólo una de las ramas continúa creciendo. Todos estos fenómenos, que varían de un punto a otro en un mismo frente de la fisura al tiempo que lo hace la microestructura, provocan micro-irregularidad superficial.

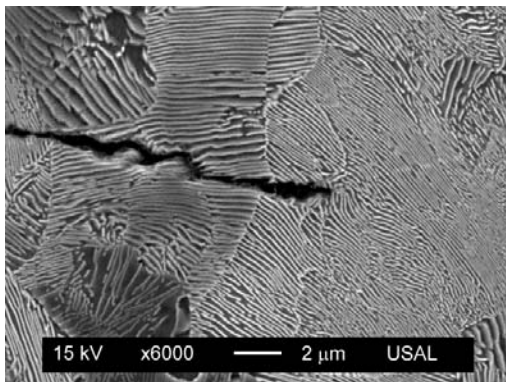


Figura 7. Sección fisura, alambre.

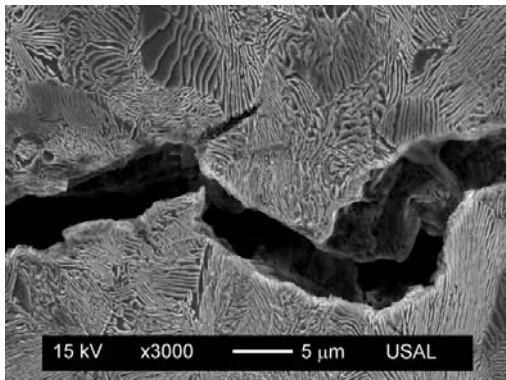


Figura 8. Sección fisura, un paso de trefilado.

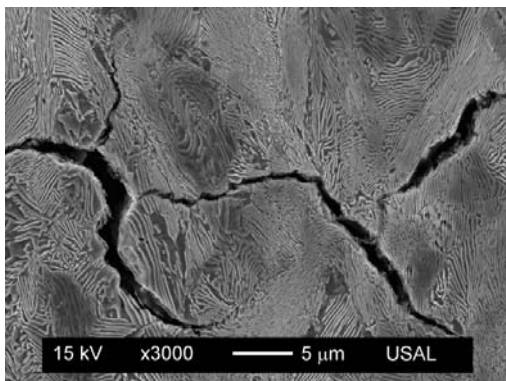


Figura 9. Sección fisura, dos pasos de trefilado.

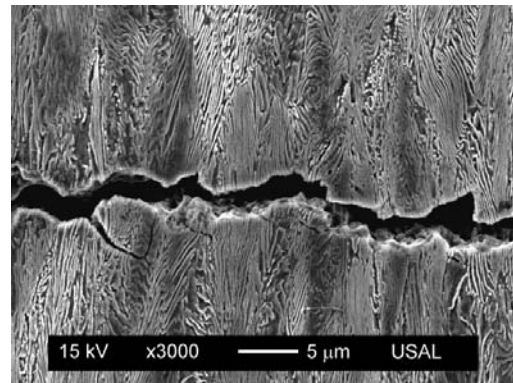


Figura 10. Sección fisura, seis pasos de trefilado.

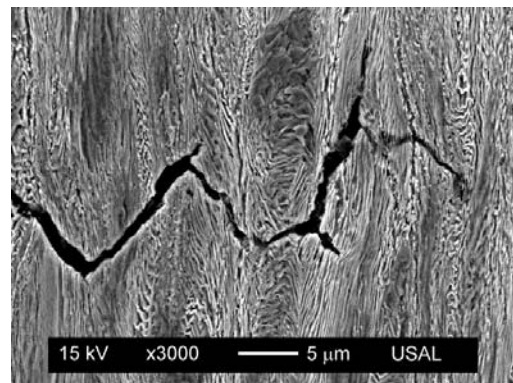


Figura 11. Sección fisura, acero de pretensado.

Las ramificaciones que aparecen en las secciones longitudinales de la fisura sobre la superficie fatigada, se presentan en forma de microgrietas de longitud de décimas de micra, en la dirección perpendicular al avance de la fisura (figura 12). Para valores elevados de  $\Delta K$  la multifisuración se hace más abundante, debido a que a mayor fuerza motriz es más fácil encontrar zonas de debilidad en el material.

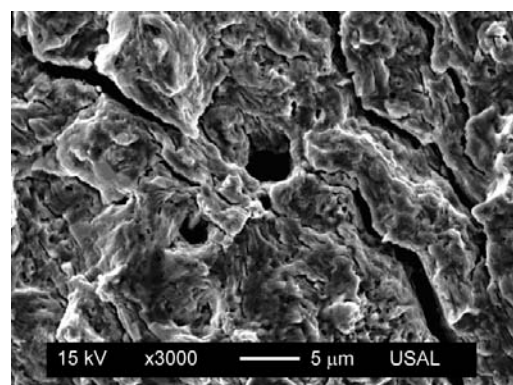


Figura 12. Microfisuración en la superficie de fatiga.

Para el mismo rango de oscilación del factor de intensidad de tensiones (aproximadamente) se ha trazado el perfil del camino de las fisuras de fatiga en una sección longitudinal de un ensayo del acero con diferentes pasos de trefilado, desde el alambre hasta el acero de pretensado (figura 13).

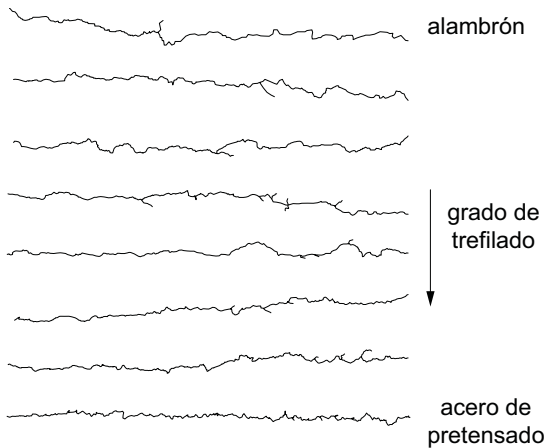


Figura 13. Perfil de las fisuras de fatiga.

Se ha calculado la relación de longitud del perfil ( $L_r$ ), cociente entre la longitud desarrollada realmente por la fisura ( $L_0$ ) y la longitud básica transversal ( $L$ ). Esta relación aumenta su valor con el trefilado, variando desde 1.11 para el alambrión hasta 1.23 para el acero de pretensado. Esto significa que existe un aumento de la superficie neta fracturada por fatiga con el proceso de trefilado. En el acero de pretensado las deflexiones en el camino de fatiga son de mayor ángulo, además de ser más frecuentes que en el alambrión.

#### 4. DISCUSIÓN

La apariencia fractográfica de la propagación por fatiga en microestructuras perlíticas muestra desgarros microplásticos, consistentes con el daño de fatiga y el avance por acumulación de deformación plástica muy localizada (figura 14). El proceso de fatiga podría responder al sucesivo movimiento de dislocaciones que termina en las intercaras ferrita-cementita y acabaría rompiendo las láminas de perlita por agotamiento plástico.

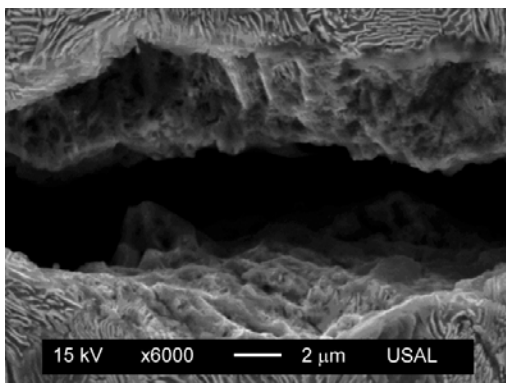


Figura 14. Desgarros microplásticos.

Se ha visto que las fisuras de fatiga son transcoloniales y translaminares, mostrando predilección por fracturar las láminas de perlita. Estudios en materiales bicapas revelan que cuando la fisura por fatiga se inicia coincidiendo con la intercara, el crecimiento la desvía

de ésta para avanzar en uno de los dos materiales constituyentes del conjunto [19].

La propagación de la fatiga es tortuosa, con abundantes cambios en la dirección de avance de la fisura (figura 15) y presencia de ramificaciones, mayoritariamente bifurcaciones (figura 16). Estos fenómenos confirman la existencia de una evolución en fuerte modo mixto de la punta de fisura sujeta a carga de tracción cíclica.

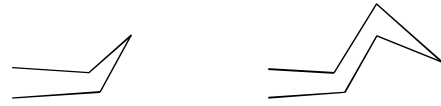


Figura 15. Deflexión de la fisura.

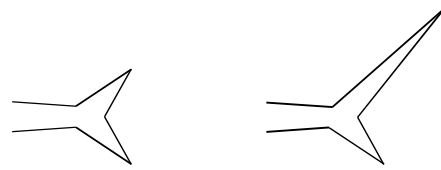


Figura 16. Bifurcación de la fisura.

El acero perlítico sufre una serie de transformaciones en su microestructura con el proceso de trefilado. El espaciado interlaminar disminuye, orientándose las láminas de perlita en la dirección axial. Además, conforme aumenta la deformación plástica acumulada en el acero, también lo hace notablemente el número de dislocaciones, mostrando también una estructura dislocacional no aleatoria relacionada con la dirección de las intercaras ferrita-cementita, que actúan como fuentes y sumideros de dislocaciones.

La reducción de tamaño de las unidades microestructurales con el proceso de trefilado provoca un mayor número de deflexiones en el camino de la fisura, mientras la orientación microestructural hace que estas deflexiones sean de mayor ángulo. El daño por fatiga está asociado a la existencia y desarrollo de una suerte de deformación microplástica en el entrono del extremo de la fisura durante el proceso de propagación subcrítica de la misma, de forma que la resistencia a dicha deformación microplástica aumenta con el grado de trefilado del acero correspondiente.

#### 5. CONCLUSIONES

La fisuración por fatiga de aceros eutectoides, bajo carga de tracción en el régimen de Paris, desarrolla frentes de fisura en modo I que es posible modelizar con formas elípticas simétricas.

En los alambres de acero con un grado de trefilado intermedio, el frente de fisura exhibe además un retraso en el crecimiento de fisura en su área central, debido a la presencia de tensiones residuales de compresión en esta zona provocadas por el proceso de trefilado.

El proceso de trefilado mejora el comportamiento en fatiga del acero eutectoide, retardando la velocidad de crecimiento de fisuras en el régimen de Paris, que se refleja en la ley de Paris como un descenso en la curva, manteniéndose paralela.

Desde el punto de vista microscópico, el crecimiento de fisuras por fatiga en el acero perlítico es transcolonial, mostrando además preferencia por romper las láminas de perlita.

La apertura de fisura no es uniforme, apareciendo micro-discontinuidades, ramificaciones, bifurcaciones y deflexiones. Existe un fuerte modo mixto en el crecimiento de fisuras por fatiga.

Al aumentar la deformación plástica con el trefilado se produce un mayor número de deflexiones en la fisura de fatiga, y éstas además son de mayor ángulo, siendo por tanto el camino de fisura más tortuoso.

La unidad microestructural que gobierna el crecimiento de fisuras por fatiga es el ordenamiento de la perlita (siendo los parámetros clave el espaciado interlaminar y la orientación de las láminas de perlita), ya que las intercaras ferrita-cementita bloquean el movimiento de dislocaciones induciendo un retardo microscópico local.

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones: MCYT-FEDER (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), Junta de Castilla y León (Proyectos SA078/04 y SA067A05), Universidad de Salamanca (Proyecto USAL 2005-09) y Fundación "Memoria de D. Samuel Solórzano Barruso". Además, agradecen el suministro de acero por parte de EMESA TREFILERÍA.

#### REFERENCIAS

- [1] Zhang, M., Yang, P., Tan, Y. (1999). Micromechanisms of fatigue crack nucleation and short crack growth in a low carbon steel under low cycle impact fatigue loading. *Int. J. Fatigue* **21**, 823-830.
- [2] Gray III, G.T., Thompson, A.W., Williams, J.C. (1985). Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels. *Metall. Trans.* **16A**, 753-760.
- [3] Chapetti, M.D., Miyata, H., Tagawa, T., Miyata, T., Fujioka, M. (2005). Fatigue crack propagation behaviour in ultra-fine grained low carbon steel. *Int. J. Fatigue* **27**, 235-243.
- [4] Sankaran, S., Subramanya Sarma, V., Padmanabhan, K.A., Jaeger, G., Koethe, A. (2003). High cycle fatigue behaviour of a multiphase microalloyed medium carbon steel: a comparison between ferrite-pearlite and tempered martensite microstructures. *Mater. Sci. Engng. A* **362**, 249-256.
- [5] Ravichandran, K.S. (1991). A rationalisation of fatigue thresholds in pearlitic steels using a theoretical model. *Acta Metall. Mater.* **39**, 1331-1341.
- [6] El-Shabasy, A.B., Lewandowski, J.J. (2004). Effects of load ratio,  $R$ , and test temperature on fatigue crack growth of fully pearlitic eutectoid steel (fatigue crack growth of pearlitic steel). *Int. J. Fatigue* **26**, 305-309.
- [7] Llorca, J., Sánchez-Gálvez, V. (1987). Fatigue threshold determination in high strength cold drawn eutectoid steel wires. *Engng. Fracture Mech.* **26**, 869-882.
- [8] Subramanya Sarma, V., Padmanabhan, K.A., Jaeger, G., Koethe, A., Schaper, M. (2000). On the fatigue crack growth behaviour of two ferrite-pearlite microalloyed steels. *Mater. Letters* **46**, 185-188.
- [9] Toribio, J., Toledano, M. (1999). Fatigue behaviour of progressively drawn steels. In: Wu XR, Wang ZG, editors. Proceedings of the Seventh International Fatigue Congress. Fatigue '99, 2455-2460.
- [10] Korda, A.A., Mutoh, Y., Miyashita, Y., Sadasue, T. (2006). Effects of pearlite morphology and specimen thickness on fatigue crack growth resistance in ferritic-pearlitic steels. *Mater. Sci. Engng. A* **428**, 262-269.
- [11] Korda, A.A., Mutoh, Y., Miyashita, Y., Sadasue, T., Mannan, S.L. (2006). In situ observation of fatigue crack retardation in banded ferrite-pearlite microstructure due to crack branching. *Scripta Mater.* **54**, 1835-1840.
- [12] Vasudevan, A.K., Sadananda, K., Glinka, G. (2001). Critical parameters for fatigue damage. *Int. J. Fatigue* **23**, S39-S53.
- [13] Toyosada, M., Niwa, T., Sakai, J. (1997). Physical meaning of  $\Delta K_{RP}$  and fatigue crack propagation in the residual stress distribution field. *Int. J. Fatigue* **19**, S161-S166.
- [14] Cai, C.Q., Shin, C.S. (2005). A normalized area-compliance method for monitoring surface crack development in a cylindrical rod. *Int. J. Fatigue* **27**, 801-809.
- [15] Paris, P.C., Erdogan, F. (1963). A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Engng.* **85D**, 528-534.
- [16] Astiz, M. A. (1986). An incompatible singular elastic element for two- and three-dimensional crack problems. *Int. J. Fracture* **31**, 105-124.
- [17] Toribio, J., González, B., Matos, J.C. (2007). Fatigue crack propagation in cold drawn steel. *Mater. Sci. Engng.* (in press).
- [18] Lenets, Y.N., Bellows, R.S. (2000). Crack propagation life prediction for Ti-6Al-4V based on striation spacing measurements. *Int. J. Fatigue* **22**, 521-529.
- [19] Sugimura, Y., Grondin, L., Suresh, S. (1995). Fatigue crack growth at arbitrary angles to bimaterial interfaces. *Scripta Metall. Mater.* **33**, 2007-2012.