

EVOLUCIÓN DE LOS PARÁMETROS DE LA LEY DE PARIS EN FUNCIÓN DE LA ANISOTROPÍA INDUCIDA EN ACEROS EUTECTOIDES

M. Toledano¹, J. Toribio²¹Universidade da Coruña, ETSI Caminos, Campus de Elviña, 15071 A Coruña²Universidad de Salamanca, EPS Zamora, Campus Viriato, 49012 Zamora

Resumen. En este artículo se presenta la relación encontrada entre los cambios microestructurales y la variación en la velocidad de crecimiento de fisuras subcríticas producida por una carga de amplitud constante, para un acero hipoeutectoide sometido a un proceso de conformado en frío. En el análisis microestructural se ha caracterizado la orientación de las colonias de perlita, mientras que el análisis del comportamiento en fatiga se ha centrado en la región II del régimen de propagación de fisuras. La mejora en el comportamiento en fatiga, en la zona de crecimiento estable, se relaciona con la orientación progresiva de las colonias de perlita en la dirección del trefilado, mostrando una relación lineal entre el parámetro C de la ley de Paris (propiedad mecánica) y el ángulo de alineamiento de la microestructura.

Abstract. This article accounts the relationship between the microstructure of pearlitic steels (influenced by the cold-drawn manufacturing process) and the growing rate of sub critical cracks, produced by a cyclic-constant amplitude load. The microstructural study is performed in the pearlitic colony. The analysis of the fatigue behaviour was focused on the region II of the fatigue crack propagation regime, in which the crack growing rate per cycle, da/dN , is controlled by the amplitude of the stress intensity range, as described by the Paris law. The enhancement of the fatigue behaviour, in the stable growing zone, is related with the progressive orientation of the pearlitic colonies in the cold drawing direction, showing a linear relation between the intersect parameter C of the Paris law (mechanical property) and the alignment angle of the microstructure.

1. INTRODUCCIÓN

El acero de alta resistencia obtenido a través del proceso de fabricación del trefilado es utilizado normalmente en ingeniería civil como principal constituyente en estructuras de hormigón pretensado. Este acero se obtiene a partir de un acero perlítico denominado alambón y tras un proceso de trefilado se obtiene el acero comercial de pretensado, con un incremento notable del límite elástico como consecuencia de la activación del mecanismo de endurecimiento por deformación, y una considerable mejora de las tensiones de relajación y de la ductilidad debido al tratamiento térmico en el estadio final del trefilado. Macroscópicamente el proceso de trefilado se pone de manifiesto por una progresiva reducción en el diámetro del alambre debido a una tensión axial de tracción y otra tensión transversal de compresión. Como resultado de estas tensiones el producto final ha sufrido una deformación plástica suficientemente fuerte como para modificar drásticamente su microestructura [1], lo que a su vez inducirá anisotropía en el modo de fractura y modificaciones en el comportamiento a fatiga [2]. Hasta el momento han sido numerosos los estudios realizados en relación con la fractura de estos aceros [3-6], sin embargo, las consecuencias del proceso de fabricación no son del todo bien conocidas desde el punto de vista de la evolución del

comportamiento a fatiga y su relación con los cambios microestructurales. En muchos casos, las condiciones más severas bajo las que puede trabajar una estructura son cíclicas, lo que impulsa aún más el estudio del comportamiento a fatiga y la propagación de fisuras en estos aceros.

Actualmente está ampliamente aceptado que en aceros hipoeutectoides, es la perlita más que la ferrita proeutectoide la que controla la resistencia [7], y por lo tanto el refinamiento del espaciado interlamilar resulta en un aumento del límite elástico. También es conocido que la tenacidad de fractura es principalmente función del tamaño del primitivo grano austenítico, cuanto más delgado es el grano mayor es la tenacidad. En cambio, con respecto al proceso de fractura por fatiga en aceros perlíticos, el proceso está menos definido científicamente. A pesar de los notables estudios realizados entorno a los umbrales de fatiga [8-9], aún existe bastante discusión con respecto a los parámetros C y m de la ley de Paris, los cuales son indicativos del comportamiento de propagación de fisuras en el segundo estadio de la relación $\Delta K \sim da/dN$, sin que exista un acuerdo general en cuanto a si son o no constantes del material, por lo que estos parámetros son tomados normalmente como propiedades del material. Se hace por tanto necesario estudiar y comprender la

influencia del proceso de trefilado en estos parámetros y como influyen los cambios microestructurales.

Es por estos motivos que esta investigación se ha dividido en dos líneas, por un lado se han realizado análisis metalográficos para poner de manifiesto la evolución microestructural del acero según avanza el proceso de trefilado [10] y la otra línea se ha centrado en analizar la respuesta a fatiga (comportamiento macroscópico) en el marco de la Mecánica de la Fractura Elástico Lineal, asumiendo que la plasticidad que se desarrolla en el material es a pequeña escala.

2. MATERIALES

Los materiales utilizados en este trabajo son alambres de acero con distinto grado de trefilado procedentes de la cadena de fabricación real del acero de alta resistencia. La Tabla 1 muestra la composición química común a todos los aceros. En la Tabla 2 se presenta la nomenclatura utilizada, la reducción de sección acumulada para cada acero intermedio del trefilado (Acc%), dureza, propiedades mecánicas (límite elástico σ_y y tensión de rotura σ_r) y tenacidad de fractura (K_{IC}). En esta tabla se comprueba como el proceso de trefilado mejora notablemente las propiedades mecánicas, tal y como es de esperar, ya que este es el principal objetivo del trefilado.

Tabla 1. Composición química del acero.

C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Al
0.80	0.69	0.23	0.012	0.009	0.265	0.06	0.004

Tabla 2. Nomenclatura, reducción de sección acumulada (Acc%), dureza y propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	Acc (%)	HV	σ_y (GPa)	σ_r (GPa)	K_{IC} (MPam ^{1/2})
Alambrón	0	314	0.686	1.175	60.1
1	19	351	1.100	1.294	61.2
2	34	363	1.157	1.347	70.0
3	45	378	1.212	1.509	74.4
4	53.9	387	1.239	1.521	110.1
5	60.9	391	1.271	1.526	106.5
Pretensado	66	436	1.506	1.762	107.9

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Microestructura

El análisis metalográfico se ha centrado en la colonia de perlita con objeto de estudiar con detalle como evoluciona frente a la fuerte deformación plástica impuesta por el proceso de trefilado. Para la observación de las colonias de perlita se han atacado las superficies de los aceros, convenientemente pulidas, con nital al 2% y han sido examinadas posteriormente con un microscopio óptico invertido. Para analizar con detalle la evolución de las colonias, estas han sido modelizadas como elipsoides de revolución, y se ha prestado especial interés en medir, para cada acero representativo de un estado de trefilado concreto, el ángulo β que forma el eje mayor de las elipses (sobre la imagen fotografiada) con la dirección del trefilado o del alambre. En la Fig. 1 se muestra la orientación del ángulo de la colonia de perlita según el modelo utilizado.

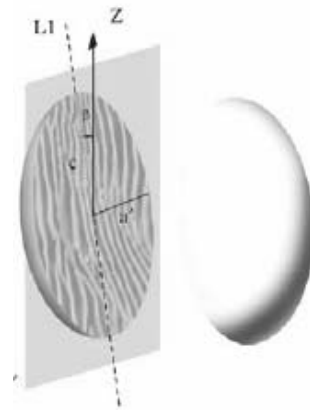


Fig. 1. Modelo elipsoidal de la colonia perlítica y ángulo de orientación β en la sección longitudinal.

Propagación de fisuras de fatiga

El análisis del comportamiento en fatiga de los aceros perlíticos con diferentes grados de trefilado se ha centrado en la región II del régimen de propagación de fisuras de fatiga, donde la velocidad de crecimiento por ciclo, da/dN , está controlada por el factor de intensidad de tensiones, según queda descrito por la ley de Paris:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

donde C y m son los coeficientes de la ley de Paris que caracterizan el comportamiento en fatiga.

Para analizar el fenómeno de propagación de fisuras de fatiga en aceros con diferentes grados de trefilado se utilizaron muestras cilíndricas de 30 cm. de longitud. Sobre estas probetas se hicieron unas entallas iniciales en un plano perpendicular al eje del alambre. Las muestras fueron sometidas a fatiga axial en tracción en una máquina de ensayos dinámica con una célula de

carga de 100 kN. Siendo los aceros con los que se trabajaron barras de sección circular la forma que adoptan las fisuras durante la propagación por fatiga queda descrita por un arco de frente semielíptico. Para determinar el crecimiento de tales fisuras, el método seguido para la medida del incremento de la profundidad de fisura, Δa , se basó en la medida de la flexibilidad de la muestra, tomando como base la calibración previa de las geometrías empleadas en los ensayos (barras cilíndricas transversalmente fisuradas). La calibración se realizó sometiendo a un ensayo de tracción axial a las probetas con diferentes longitudes de fisura y evaluando su flexibilidad en la recta carga-desplazamiento obtenida tras la rotura de las probetas. El desplazamiento se midió a través de un extensómetro dinámico posicionado entre los bordes de la entalla mecánica. De esta manera se obtuvo una gráfica de flexibilidad frente a longitud de fisura para monitorizar en otras probetas el avance de las grietas.

El recorrido por la región II de la curva de Paris se logró aplicando varios escalones de carga decreciente, con este método se fue disminuyendo ΔK al tiempo que aumentaba la longitud de fisura. Este escalonamiento de la carga se continuó hasta conseguir prácticamente detener el avance de la fisura, dada la proximidad al umbral de fatiga. Los diferentes escalones de carga se realizaron con valores del cociente de tensiones nominales, R, próximo a 0.1. El programa de fisuración fue diseñado de manera que el máximo valor del factor de intensidad de tensiones (antes de realizar el ensayo de tracción axial a rotura) no superara el 40% del valor de la tenacidad de fractura de la probeta estudiada.

Para la geometría considerada y el modo de sollicitación tipo I, el factor de intensidad de tensiones está dado por la expresión:

$$K_I = M(a/D)\sigma\sqrt{\pi a} \tag{2}$$

donde σ es la tensión axial aplicada, a es la longitud de fisura, D es el diámetro del alambre y $M(a/D)$ es una función adimensional dada por:

$$M(\gamma) = \frac{[0.473 - 3.286(\gamma) + 14.797(\gamma)^2]^{1/2}}{[(\gamma) - (\gamma)^2]^{1/4}} \tag{3}$$

siendo $\gamma = a/D$

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Los resultados de la medida del ángulo en la sección longitudinal se muestran en la Fig. 2. En el eje de ordenadas se ha representado el ángulo orientación, β , de la colonia perlítica con respecto a la dirección del trefilado, y en eje de abscisas se representa la reducción de sección acumulada de cada acero, representativo de

los diferentes estados de trefilado. Los puntos obtenidos en la gráfica han sido ajustados a través de una línea de tendencia exponencial.

Analizando los valores presentados en la gráfica se observa que las medidas del ángulo β disminuyen claramente con el trefilado, lo que indica que la colonia evoluciona hacia una progresiva orientación al aproximarse el eje principal de la colonia al eje del alambre o dirección de trefilado. Este efecto parece ser predominante en los primeros estadios del proceso de fabricación del acero de alta resistencia.

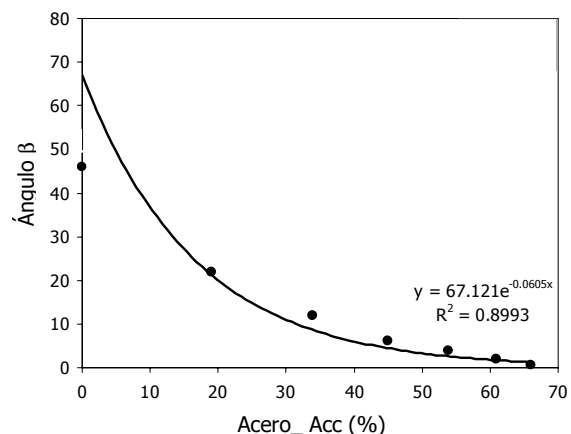


Fig. 2. Evolución de la orientación de la microestructura con el trefilado.

El estudio de la evolución de la resistencia a la fatiga para cada acero con distinto grado de trefilado se realizó analizando las constantes C y m de la ley de Paris de cada una de las gráficas obtenidas experimentalmente para cada acero. Mientras que los valores de m permanecen aproximadamente constantes entorno a 2.7, el coeficiente C es más sensible a la evolución de la microestructura y disminuye con el grado de trefilado desde 2.5×10^{-11} para el alambroón, hasta 3.9×10^{-12} para el acero de pretensado. En la Fig. 3 se muestran los datos obtenidos para C ajustados por una línea de tendencia exponencial.

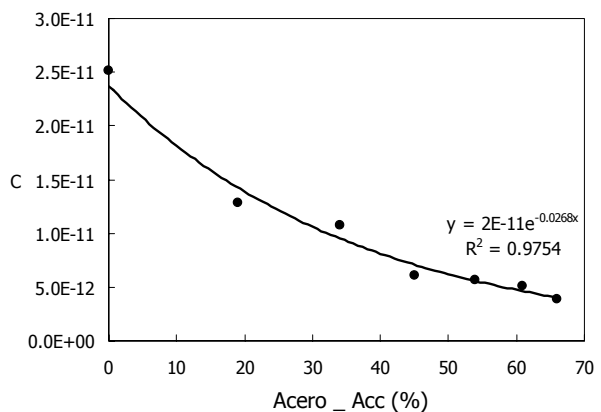


Fig. 3. Evolución del parámetro C de la ley de Paris para distintos grados de trefilado.

Teniendo en cuenta que C es el parámetro de proporcionalidad de la ley de Paris, la disminución encontrada experimentalmente para estos valores es indicativo de una progresiva mejora del comportamiento de los aceros frente al avance de fisuras de fatiga, según avanza el proceso de trefilado. Por lo tanto, la disminución en la velocidad de crecimiento de fisuras de fatiga con el trefilado se puede atribuir al mecanismo de cierre de fisura provocado por el alineamiento de la microestructura. Según la colonia perlítica se deforma plásticamente orientándose progresivamente en la dirección del eje del alambre, la anisotropía axial aumenta progresivamente la resistencia del acero a la propagación de fisuras de fatiga en modo I. En este sentido, parece razonable considerar que la magnitud C es sensible o depende de la microestructura, dado que se observa experimentalmente que sus valores disminuyen con el aumento del alineamiento hacia la dirección del eje del alambre. El análisis de los datos revela la existencia de una relación lineal entre el parámetro C de la ley de Paris y el ángulo β de orientación de la microestructura en el acero. La relación entre ambas magnitudes se puede expresar de la forma (4):

$$C(\text{Acc}, \beta) = k \cdot \text{Acc} \cdot \beta \quad (4)$$

donde k es una constante de proporcionalidad de valor 0.35×10^{-11} , Acc es la reducción acumulada de sección del acero y β es el ángulo de alineación de la colonia perlítica con el eje del alambre.

En la Fig. 4 se representan los valores de C obtenidos experimentalmente, junto con los calculados teóricamente mediante la ecuación (4). Estos últimos se ajustan bastante bien con los datos obtenidos experimentalmente.

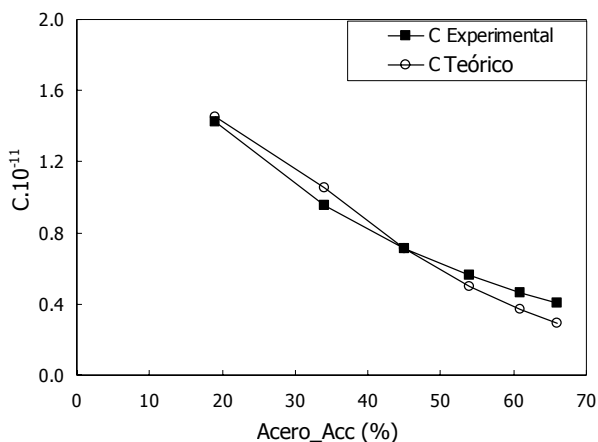


Fig. 4. Gráfica de los resultados experimentales y teóricos obtenidos para el parámetro C de la ley de Paris.

5. CONCLUSIONES

Con independencia de la anisotropía de origen microestructural producida por el trefilado, la propagación de fisuras por fatiga se produce en modo I, en un plano normal al de la tensión aplicada.

Los cambios microestructurales inducidos en el proceso de trefilado tienen un efecto muy significativo en el crecimiento estable de fisuras de fatiga, afectando al parámetro de proporcionalidad C de la Ley de Paris.

El proceso de trefilado mejora el comportamiento en fatiga del material, disminuyendo la velocidad de propagación de fisuras y aumentando por consiguiente la vida útil de la estructura.

Se postula la existencia de una relación lineal entre el parámetro C de la ley de Paris, relativo al comportamiento en fatiga, y el ángulo β , parámetro microestructural, que define la orientación progresiva de la colonia de perlita con el trefilado.

AGRADECIMIENTOS

Los autores desean expresar su agradecimiento a EMESA TREFILERÍA S.A. (Grupo Aceralia), por el suministro del acero utilizado en el programa experimental.

REFERENCIAS

- [1] Embury J.D., y Fisher R.M., «The Structure and Properties of Drawn Pearlite». Acta Metall., 14, 147-159, (1966).
- [2] Elices M., Llorca J. y Astiz M.A. «Fatigue of Steels for Concrete Reinforcement and Cables», Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures, 191-220 (1994).
- [3] Valiente A., Elices, M. y Astiz M.A., «Tenacidad de Fractura del Acero de Pretensar». Hormigón y Acero, 168, 151-158 (1987).
- [4] Toribio J. y Toledano M., «A Fracture Criterion for Prestressing Steel Cracked Wires», Advances in Steel Structures, Second International Conference on Advances in Steel Structures (ICASS'99) Vol. 2, pp. 947-954, Hong Kong (China).
- [5] Toribio J. y Toledano M. «Anisotropic Fracture Behaviour of Eutectoid Steels with Different Degrees of Drawing». Fracture from Defects/ECF12, pp. 685-690. EMAS, West Midland, U.K (1998).

- [6] Toribio J., Ayaso F.J., González B., Matos J.C. y Vergara D., «Estimación Ingenieril del Factor de Intensidad de Tensiones Crítico en Alambres Fisurados». *Anales de Mecánica de la Fractura*, 19, pp. 501-506, (2002).
- [7] Hyzack J.M. y Bernstein I.M., «The Role of Microstructure on the Strength and Toughness of Fully Pearlitic Steels». *Metall. Trans.*, A7, 1217-1224 (1976).
- [8] Verpoest I., Aernoudt E., Deruyttere A. y De Bondt M., «The Fatigue Threshold Surface Condition and Fatigue limit of Steel Wires», *International Journal of Fatigue*, 7, pp. 19-214.
- [9] Llorca J. y Sánchez-Gálvez V., «Fatigue Threshold Determination in High Strength Cold Drawn Eutectoid Steel Wires», *Engineering Fracture Mechanics*, 26, pp. 869-882.
- [10] Toribio J., «The Role of Microstructure in the Fatigue and Fracture Performance of Cold Drawn Pearlitic Steels», *Recent Res. Devel. Metallurg. & Materials Sci.*, 3 (1999):, pp. 171-183.