

CRECIMIENTO DE GRIETAS POR FATIGA EN UN ACERO HIPEREUTECTOIDE PERLITICO

R. García Castañón*

F. Javier Belzunce Varela**

J. Riba López***

*E.S.Marina Civil. Gijón.

**ETS Ingenieros Industriales. Universidad de Oviedo

***ETS Ingenieros de Minas. Universidad de Oviedo.

Se ha determinado la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga en un acero hipereutectoide perlítico, así como el valor umbral de la amplitud del factor de intensidad de tensiones (ΔK_{th}) mostrando el efecto de la relación de carga R.

Los resultados obtenidos se justifican a partir de los detalles microestructurales. También se muestra que las grietas de fatiga no siguen sistemáticamente una trayectoria preferente a través de las láminas de perlita.

The fatigue crack growth rate for a pearlitic hypereutectoid steel was measured and threshold stress intensity values (ΔK_{th}) defined, illustrating the effect of load ratio R.

Results were explained from microstructure features. It is shown that fatigue cracks do not systematically follow any preferred path through lamellar pearlite.

1.- INTRODUCCION

Los cilindros de laminación para trabajos en caliente (trenes Blooming, - Slabbing) deben ser capaces de soportar las sollicitaciones cíclicas de servicio, entre las que destacamos las siguientes acciones:

- Fatiga térmica.
- Fatiga mecánica.
- Fatiga de contacto (desgaste).

La fatiga térmica es la sollicitación más importante, en el caso de los cilindros de trabajo en caliente. La superficie del cilindro sufre ciclos térmicos sucesivos entre las temperaturas extremas de 20 y 600⁰C /1/, que a su vez generan ciclos de tracción-compresión capaces de nuclear y hacer crecer grietas por fatiga. Estas grietas de origen térmico están siempre presentes tras un cierto periodo de servicio (figura 1), y ocasionalmente pueden crecer hasta alcanzar el tamaño crítico (grieta semielíptica de hasta 25 cm. de profundidad en el caso de un cilindro de 1 m. de diámetro), /2/, momento en el que sobreviene la fractura brutal del elemento. Una fractura de este tipo es particularmente grave, dado que puede dañar seriamente el tren, y en cualquier caso, supone la parada prolongada de la producción, cuyo coste es mucho mayor que el del propio cilindro.

El cilindro debe además soportar en el curso de su trabajo sollicitaciones mecánicas cíclicas complejas (esfuerzos normales, cortantes, de flexión y torsión), cuyo efecto relativo se deja sentir especialmente cuando la grieta térmica superficial ha crecido hasta alcanzar zonas más internas.

Finalmente, la acción conjugada de la presión de laminación y del deslizamiento relativo entre el producto laminado y el cilindro implica la existencia de un fenómeno de desgaste cíclico o fatiga de contacto. Es necesario entonces, - adicionalmente, que el material utilizado en estas aplicaciones posea la dureza suficiente para asegurar un desgaste mínimo.

La exigencia de un buen rendimiento de los cilindros en servicio supone fabricarlos a base de materiales resistentes y tenaces que soporten bien los esfuerzos térmicos de fatiga, como es el caso de los aceros ligeramente hipereutectoides perlíticos.

2.- MATERIAL Y TECNICAS EXPERIMENTALES

El material de ensayo utilizado ha sido un acero hipereutectoide perlítico cuya composición química y propiedades mecánicas fundamentales se exponen en las tablas 1 y 2. El gradiente de dureza medido sobre la zona útil del cilindro no muestra variación alguna (figura 2).

La microestructura de este acero es de perlita fina con carburos globulares dispersos pero muy heterogeneamente repartidos (acumulados en zonas concretas de la estructura).

Los ensayos de fatiga se han realizado a temperatura ambiente en una máquina servohidráulica MTS de 25t de capacidad dinámica operando bajo control de carga y con una frecuencia de 7-9Hz (onda sinusoidal).

Se emplearon probetas compactas de 10 mm. de espesor. La relación de carga utilizada ($R=K_{\min}/K_{\max}$) fué de 0,05 y 0,5 respectivamente.

El avance de la grieta se registró con un microscopio desplazable de 40 aumentos, que nos permite una precisión en la medida superior a 0,02 mm. La velocidad de crecimiento de la grieta se valoró utilizando el método de la secante para aquellos datos próximos al valor umbral, mientras que para velocidades mayores (valores de ΔK superiores a 20 MPa \sqrt{m}) se empleó el método de ajuste polinómico.

Se examinaron las superficies de fractura con un microscopio electrónico de barrido (MEB) Philips 505 provisto de microsonda EDAX ECON III. Con objeto de caracterizar la trayectoria de la grieta de fatiga se níqueló electrolíticamente la superficie de fractura de las probetas y se prepararon secciones longitudinales y transversales (relativas a la dirección de crecimiento de la grieta) para su examen microscópico.

3.- RESULTADOS Y DISCUSION

3.1 Ensayos de fatiga

La figura 3 recoge los resultados obtenidos en la determinación del valor umbral ΔK_{th} del acero para una relación de carga R de 0,05 y 0,5. Se utilizó el método del descenso escalonado de la carga.

Como cabría esperar se registra una notable influencia del parámetro R en la zona próxima al umbral de fatiga, obteniendo velocidades de crecimiento superiores y una amplitud del factor de intensidad de tensiones umbral, ΔK_{th} menor al incrementar la relación de carga R.

Los datos del valor umbral se obtuvieron como los puntos de corte de las rectas de regresión obtenidas con los puntos representativos de las velocidades más lentas con la horizontal correspondiente a 10^{-10} m/ciclo.

La figura 4 recoge los valores ΔK_{th} obtenidos en este trabajo junto con otros muchos resultados recopilados de la bibliografía sobre aceros perlíticos /3-4-5-6/. Destacamos que el acero objeto de este estudio muestra los valores más bajos del citado parámetro.

La figura 5 muestra los datos de fatiga obtenidos para R=0,05 en la zona de crecimiento lineal (Paris), junto con la banda de dispersión correspondiente a distintos datos bibliográficos sobre aceros perlíticos /3-7-8-9-10/. Los datos del crecimiento de la grieta se ajustaron con un coeficiente de determinación de 0,99 por la siguiente ley:

$$da/dN = 1,11 \cdot 10^{-13} \Delta K^{4,33}$$

Destacamos que el acero objeto de este estudio ocupa la zona superior de la banda, y que la velocidad de crecimiento de grietas evaluada es especialmente alta para los valores mayores de ΔK .

Estos resultados pueden justificarse tras el examen fractográfico de la probeta.

3.2 Fractografía

La fractura final de la probeta compacta es trasganular frágil (clivaje) mostrando los ríos característicos (figura 6).

El aspecto más destacado de la fractura de fatiga en la zona de crecimiento lineal (ley de Paris) es la presencia de líneas desgarradas de trazo irregular alineadas con la dirección de propagación de la grieta (figura 7). Estos mismos detalles habían sido ya observados en aceros perlíticos /3-11/.

La figura 8 muestra una zona fatigada con abundante acumulación de carburos globulares. Estos aparecen sueltos y sin deformar sobre la superficie de fractura, lo que justifica la hipótesis de que el campo de tensiones existente en el fondo de la grieta produce la descohesión de la intercara carburo-perlita dando lugar a un camino de crecimiento de grieta favorable. Este mismo hecho, unido a la alta fragilidad de este acero (se observan ocasionalmente áreas planas frágiles en la fractura de fatiga), justifica los bajos valores umbrales

ΔK_{th} y las altas velocidades de crecimiento de grietas obtenidas en este estudio.

3.3 Trayectoria de la grieta de fatiga

El examen microscópico de las probetas niqueladas obtenidas según la dirección longitudinal y transversal pone en evidencia que la orientación de las láminas de perlita no influye sobre la trayectoria de la grieta de fatiga. Sobre la micrografía 9 se muestran zonas (A) donde la grieta avanza interlaminarmente y otras (B) donde el avance es transversal respecto a la orientación de las láminas de la perlita. La figura 10 muestra el perfil quebrado de la grieta de fatiga, y pone asimismo de manifiesto la posible influencia de las juntas entre colonias y de las juntas de grano sobre los cambios bruscos de la trayectoria de la grieta.

Finalmente, la figura 11 muestra la trayectoria de la grieta al atravesar una zona con carburos acumulados. Los carburos no deformados ni fracturados se descohesionan en primer lugar y saltan luego dejando cavidades en la superficie de la grieta.

4.- CONCLUSIONES

- El comportamiento a fatiga del acero objeto de este estudio es peor (menores valores de los valores umbrales ΔK_{th} y mayores velocidades de crecimiento de grietas) que el de otros aceros perlíticos ensayados hasta la fecha.
- Los resultados de fatiga obtenidos se justifican en virtud de la fragilidad del acero asociada en gran medida a aglomeraciones importantes de carburos que por descohesión con la fase matriz (perlita) crean caminos de crecimiento fácil de la fatiga.
- La trayectoria de la grieta de fatiga a través de la microestructura perlítica no muestra una preferencia de avance en relación con alguna orientación definida de las láminas de perlita.

5.- AGRADECIMIENTOS

Este trabajo forma parte del proyecto de investigación más amplio en colaboración con la empresa Fundición Nodular S.A. (Lugones, Asturias), financiado por la Fundación para la Investigación Científica Aplicada y la Tecnología (Principado de Asturias).

REFERENCIAS

- /1/ Magnée A. et al. Revue de Metallurgie, enero, (1977).
- /2/ Boissenot J.M. et al. Revue de Metallurgie, junio, (1977).
- /3/ Gray G.T., Williams J.C. y Thompson A.W. Metallurgical Transactions A. 14A, marzo, 421-33 (1979).
- /4/ Cooke R.J., Beevers V.J. Materials Science Eng. 13, 201-210 (1974).
- /5/ Masounave J. y Bailon J.P. Scripta Metallurgica, 9, 723-730 (1975).
- /6/ Fowler G.J. Materials Science Eng., 39, 121-126 (1979).
- /7/ Barsom J.M., Imhof E.J. Rail Steels-Developments Processing and Use, ASTM STP644, 387-413 (1978).
- /8/ Fowler G.J., Tetelman A.S., Rail Steels-Developments. Processing and Use. ASTM STP644, 363-386 (1978).
- /9/ Opinsky A.J., Proc.6th. Int. Wheelset Congress. Colorado Springs, USA, 2, S 1 (1978).

/10/ Yokobori T., Sawaki Y., Shono S. y Kumagai A. Rep.Res. Ints. for Strength and Fracture of Materials, Tohoku Univ., 12 , 29-54 (1976).

/11/ Thompson A.W. y Chesnut J.C. Metallurgical Transactions A. 10A, 1193-96, - (1979).

TABLA 1.- Composición Química

C	Mn	Si	S	P	Ni	Mo
0.85	1.17	0.35	0.012	0.059	1.50	0.38

TABLA 2.- Propiedades Mecánicas

σ_{ys} (MPa)	σ_R (MPa)	A (%)	KCV (J)	HRC	K_{max} (MPa \sqrt{m})
720	873	1.36	4.7	31	35

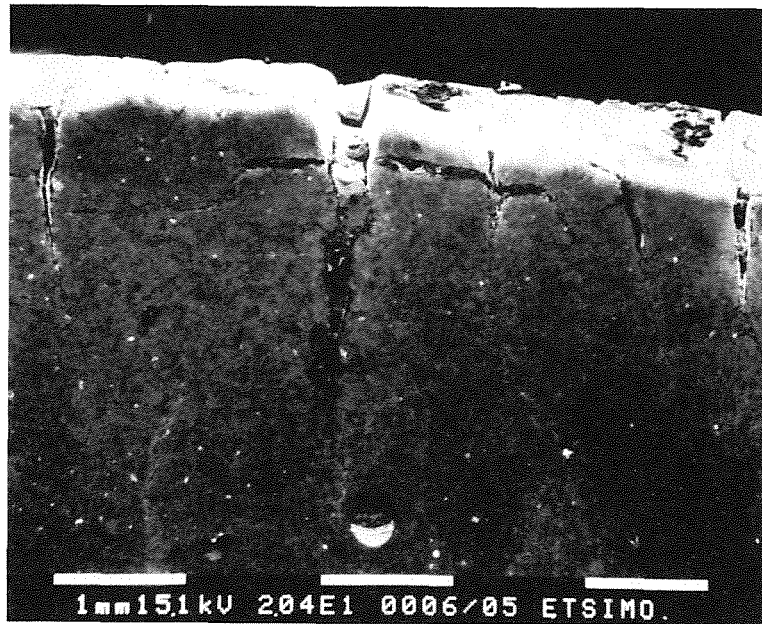


Fig. 1 - Grietas superficiales térmicas (cilindro de un tren Blooming)

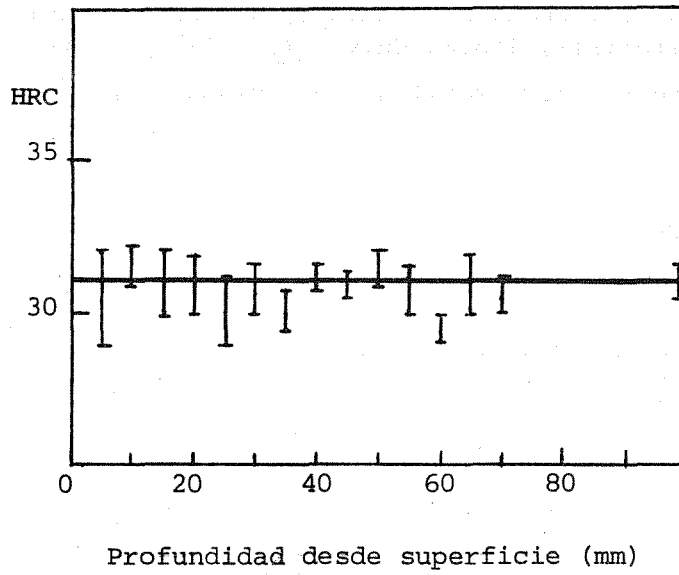


Fig. 2 - Evolución de la dureza a lo largo del radio del cilindro

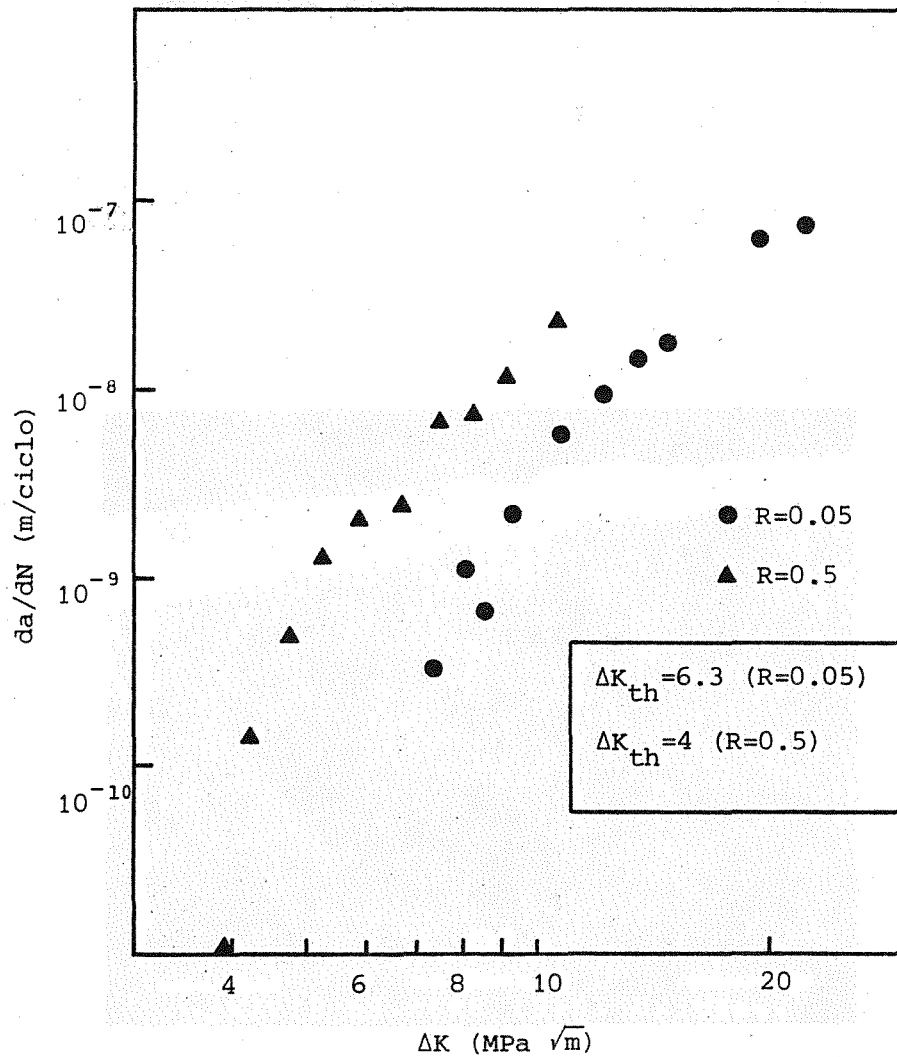


Fig. 3 - Curvas da/dN - ΔK en la región próxima al umbral de fatiga

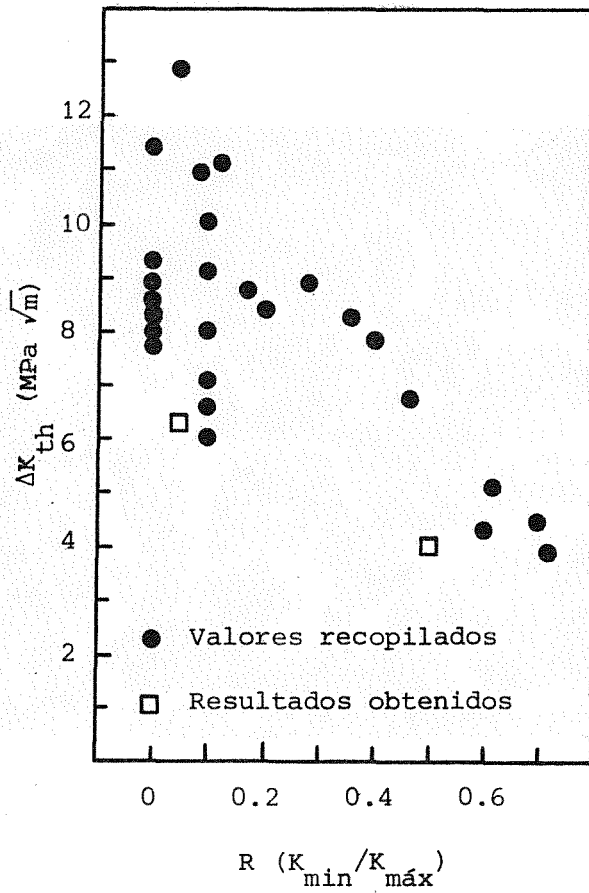


Fig. 4 - Variación de ΔK_{th} en función de R

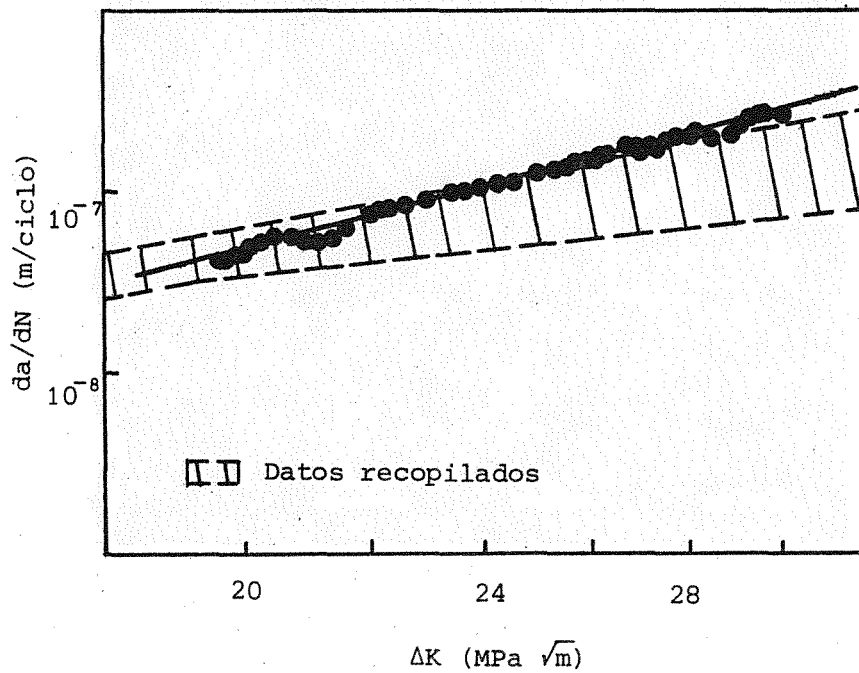


Fig. 5 - Curva $da/dN - \Delta K$ en la región de Paris

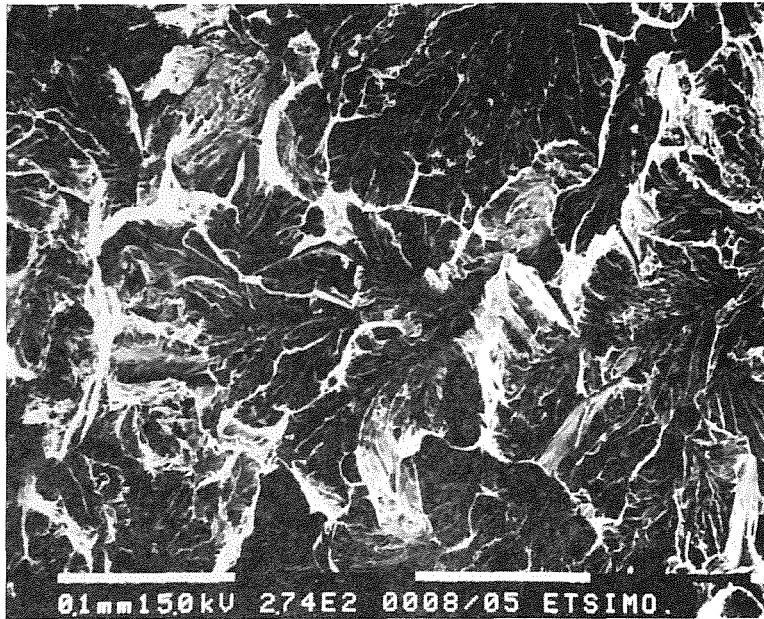


Fig. 6 - Fractura final de la probeta compacta
($K_{\max} = 35 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$)
max

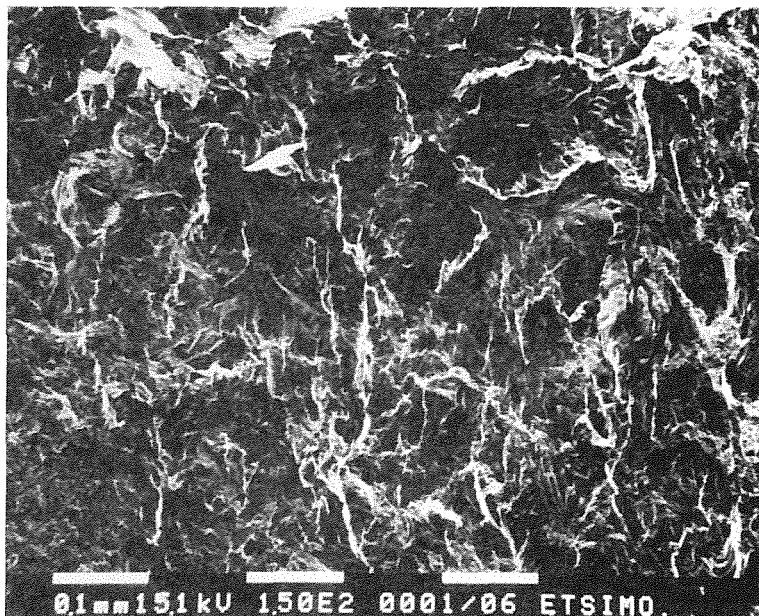


Fig. 7 - Estructura de la fractura por fatiga
(región de Paris). La dirección de cre-
cimiento de la grieta es vertical des-
cendente

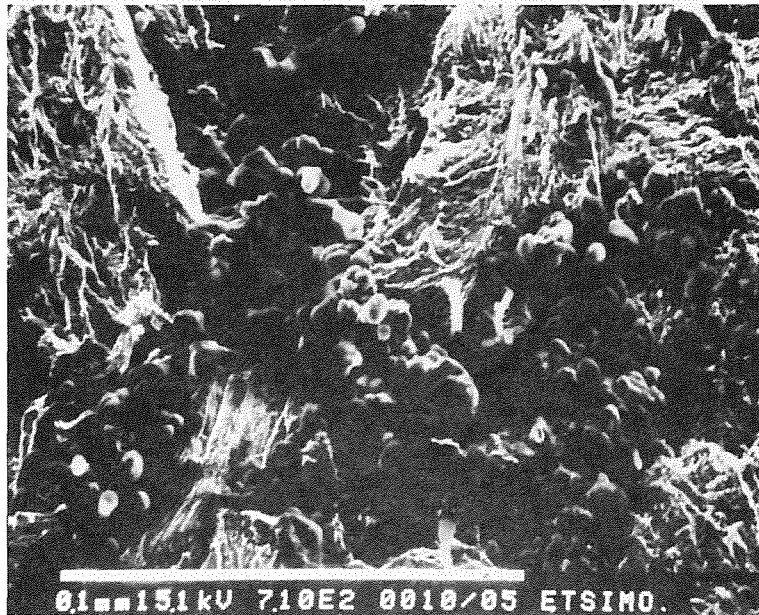


Fig. 8 - Grieta de fatiga atravesando una zona de acumulación de carburos. La dirección de crecimiento de la grieta es vertical descendente

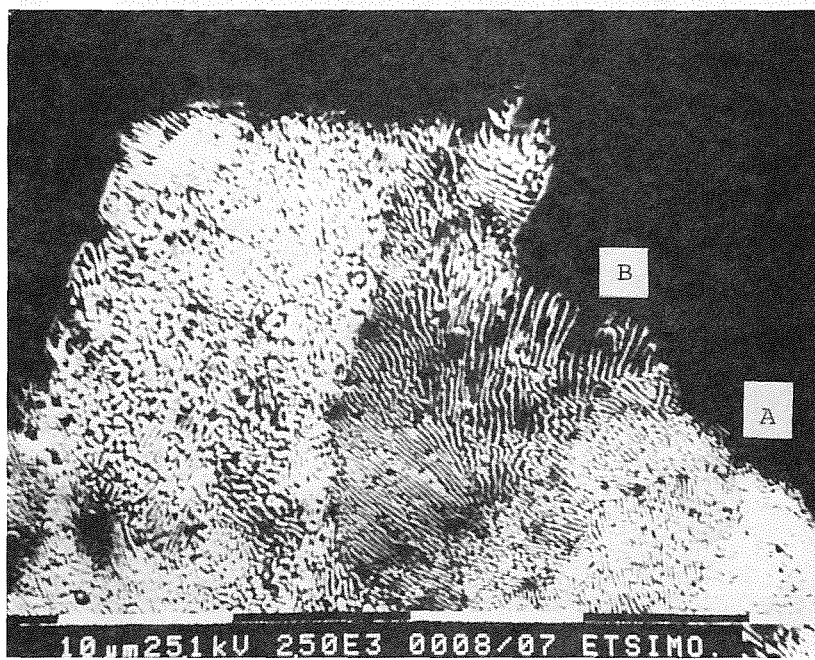


Fig. 9 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de las colonias de perlita

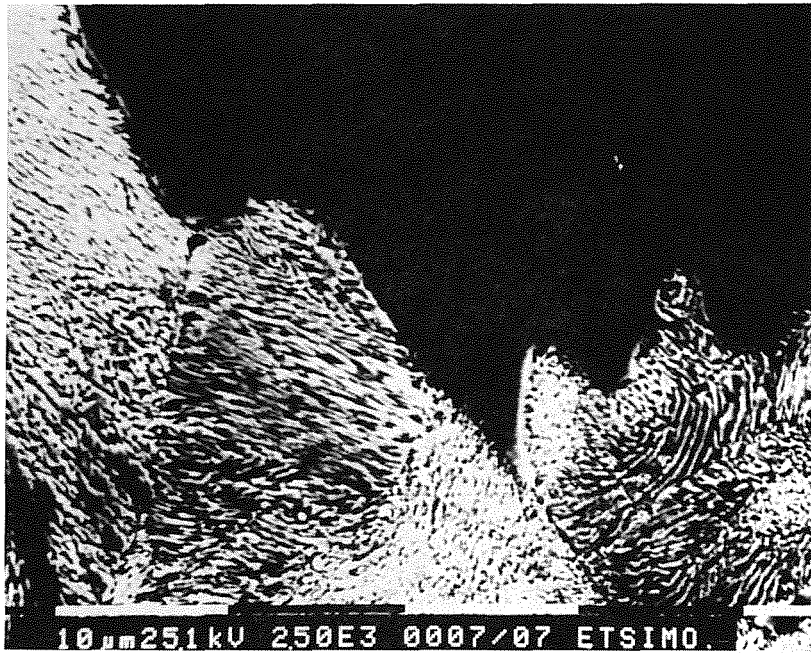


Fig. 10 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de las colonias de perlita

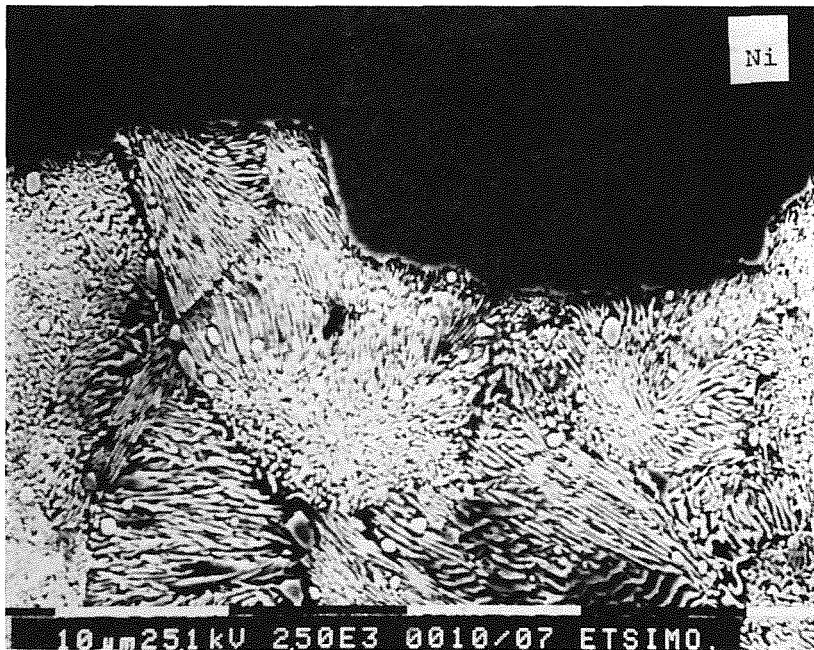


Fig. 11 - Trayectoria de la grieta de fatiga a través de una zona con carburos dispersos