

# FRACTURA ANISÓTROPA DE ALAMBRES DE PRETENSADO COMERCIAL SOMETIDOS A ENSAYOS DE CORROSIÓN BAJO TENSIÓN

**F. J. Ayaso, A. Fernández-Viña y J. Toribio**

Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca  
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora  
Telf: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: fja@usal.es

## RESUMEN

En este artículo se estudia el comportamiento anisótropo en fractura que exhiben probetas, inicialmente lisas, de alambres de acero de pretensado comercial sometidos a ensayos de tracción en presencia de un ambiente agresivo generado por una célula de corrosión. Se han empleado dos velocidades de ensayo, una velocidad moderadamente rápida (0,1 mm/min) y una velocidad moderadamente lenta (0,01 mm/min). En cuanto al potencial se refiere se ha trabajado con un amplio espectro del mismo (desde - 400 hasta -1400 mV ECS), abarcando desde condiciones anódicas hasta condiciones catódicas. Como resultado de la investigación se ha observado que las probetas que han fallado como consecuencia del ambiente agresivo (dentro de la célula de corrosión) muestran una superficie de fractura con un marcado comportamiento anisótropo, esto es, manifiestan desviaciones muy acusadas del camino de fractura desde su zona de inicio hasta su zona de llegada, siendo dichas desviaciones mayores que las observadas en las probetas que han fallado en ambiente inerte (fuera de la célula de corrosión).

## ABSTRACT

This paper analyses the anisotropic fracture behaviour exhibited by initially-smooth samples of commercial prestressing steel wires subjected to tensile tests in aggressive environment promoted by a corrosion cell. Two testing rates were used: one moderately fast (0,1 mm/min) and another moderately slow (0,01 mm/min). The electro-chemical potential used covers a wide range (from -400 to -1400 mV SCE), thus including from anodic to cathodic conditions. As a result from the study, a clear anisotropic fracture behaviour was exhibited by those samples failing as a consequence of the aggressive environment (fracture of specimen inside the corrosion cell). The anisotropic fracture behaviour shows marked deviations of the fracture path from the initial fracture zone till the fracture end zone, such deviations being higher than those observed in the specimens failing in inert environment (outside the corrosion cell).

**PALABRAS CLAVE:** Acero perlítico, Trefilado, Fragilización por Hidrógeno.

## 1. INTRODUCCIÓN

En el presente artículo se estudia la corrosión bajo tensión (CBT) de alambres de acero perlítico trefilado comercial destinado a formar parte de estructuras de hormigón pretensado. El estudio se lleva a cabo mediante ensayos de tracción hasta fractura realizados sobre probetas representativas del acero perlítico trefilado (producto comercial, listo para su puesta en servicio). Los ensayos se realizan con la presencia de una célula de corrosión para simular las condiciones electro-químicas que existen en la punta de una fisura presente en el acero perlítico en su puesta en servicio como armadura activa del hormigón. Los ensayos se han llevado a cabo a dos velocidades de sollicitación (0.1 y 0.01 mm/min respectivamente), bajo la presencia de una disolución corrosiva (pH = 12.5) y empleando diversos potenciales ECS (*electrodo de calomelanos saturado*), desde -400 hasta -1400 mV, abarcando de esta forma tanto el estudio de la disolución anódica

localizada (DAL) como de la fisuración asistida por hidrógeno (FAH). En cuanto a las propiedades mecánicas, se ha observado una disminución de la carga de rotura, así como de la ductilidad, de los distintos alambres estudiados. En cuanto a su comportamiento en fractura, se ha centrado el estudio tanto en el inicio como en la propagación de la misma, atendiendo a los diferentes micro-mecanismos que la gobiernan.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la realización de los ensayos se han empleado probetas lisas de acero perlítico correspondiente a la última etapa del proceso de trefilado, i.e., alambre de pretensado comercial; las probetas tienen una longitud y diámetro de 300 y 5 mm respectivamente. Para la realización de los ensayos de tracción hasta rotura se han empleado dos velocidades de sollicitación (ensayos en control de velocidad), una velocidad moderadamente rápida (0.1 mm/min) y otra moderadamente lenta (0.01

mm/min). Para estudiar la influencia del fenómeno de CBT se han tenido en cuenta dos categorías básicas: los mecanismos catódicos y los anódicos, definiéndose ambos en función de su ubicación respecto a la línea de descarga de hidrógeno (H) mostrada mediante trazo discontinuo en el diagrama de Pourbaix ( Fig. 1).

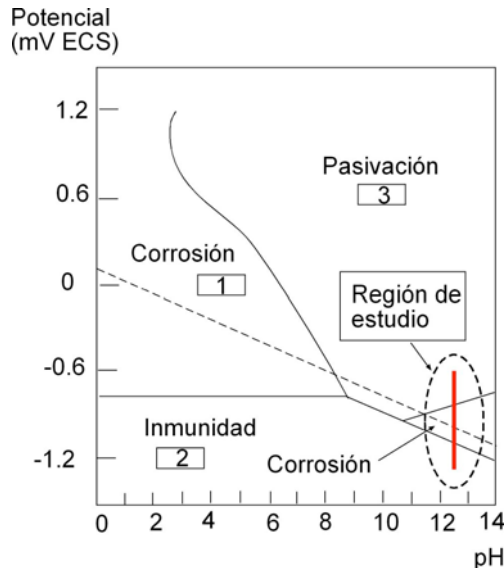


Fig. 1. Diagrama de Pourbaix Fe-H<sub>2</sub>O: se indica la región de estudio del presente trabajo.

Los mecanismos catódicos se establecen con una combinación de potencial electroquímico-pH de la disolución corrosiva por debajo de la línea de descarga de H, caracterizándose tales mecanismos mediante la absorción, difusión y fragilización por H (i.e., fisuración asistida por hidrógeno, FAH). El paso de una corriente eléctrica a través de la disolución provoca la disociación del agua en iones H<sup>+</sup> los cuales se adherirán a la superficie de la probeta, penetrando en su interior y reduciendo su resistencia y ductilidad, efectos que se producen hasta alcanzar una concentración crítica que provoca la rotura final [1]. Cuando la combinación potencial electroquímico-pH se sitúa por encima de la línea de descarga de hidrógeno (H) el mecanismo es anódico, i.e., la disolución corrosiva arranca átomos de la aleación en contacto, formándose sales y precipitados de hierro (disolución anódica localizada, DAL).

Para el presente estudio el pH de la disolución ha sido de 12.5, empleando valores del potencial desde -400 hasta -1400 mV ECS, con un incremento de -200 mV en cada tramo. La elección de los potenciales se ha realizado a partir de estudios previos [2-5]. El acero empleado es del tipo eutectoide con la composición indicada en la Tabla 1, en cuanto a sus propiedades mecánicas el acero posee los siguientes valores: E= 208 GPa,  $\sigma_Y$ = 1.49 GPa y  $\sigma_R$ = 1.83 GPa. En cuanto a la disolución corrosiva se refiere ésta se ha mantenido a un pH de 12.5 para todos los ensayos realizados, siendo una disolución en agua destilada de 0.2 gramos de Ca(OH)<sub>2</sub> y de 0.02 gramos de NaCl. En la Fig. 2 se

representa el montaje de la probeta con su célula de corrosión de la máquina de ensayo. Cabe señalar en este punto que se han ensayado tres probetas para cada tipo de ensayo, función del potencial electro-químico y de la velocidad empleada

Tabla 1. Composición química del acero (%).

C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	V
0.79	0.68	0.21	0.01	0.01	0.003	0.22	0.06

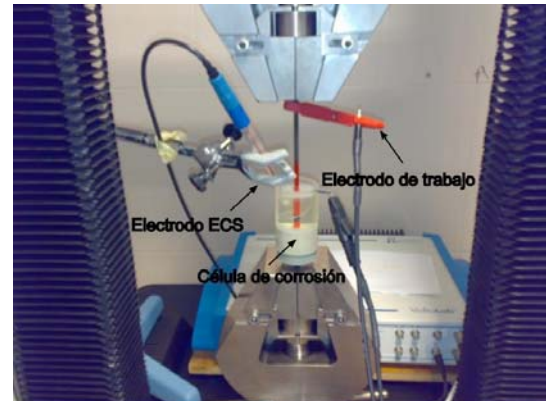


Fig. 2. Disposición de la probeta y de la célula de corrosión en la máquina de ensayo.

### 3. RESULTADOS

Un primer resultado que se observa a partir de los distintos ensayos realizados es que todas las probetas ensayadas entre -200 y -1000 mV ECS alcanzan la fractura final sin verse afectadas por el medio corrosivo instalado mediante la célula de corrosión y, para ambas velocidades de ensayo empleadas, la fractura (del tipo copa y cono) se produce en zonas muy distantes a dicha célula de corrosión, pudiéndose establecer como una *fractura en aire* o *fractura en ambiente inerte* (FAI) puesto que las probetas no se ven afectadas por el medio agresivo. Por el contrario, las probetas ensayadas en el rango entre -1200 y -1400 mV ECS muestran un claro comportamiento de *fractura en ambiente agresivo* (FAA) para ambas velocidades de ensayo estudiadas, obteniéndose que la fractura se produce dentro de la célula de corrosión y con claros signos del fenómeno de corrosión bajo tensión (CBT).

En vista de lo indicado en el párrafo anterior se realizaron ensayos a -1100 mV ECS para ambas velocidades de ensayo, encontrándose que para la velocidad de 0.01 mm/min todas las probetas rompieron por efectos del medio agresivo, mientras que para la velocidad más alta (0.1 mm/min) sólo una probeta se ha visto afectada por el medio agresivo; las otras dos alcanzaron la fractura final en secciones muy distantes con relación a la célula de corrosión instalada (fractura en ambiente inerte).

En la tabla n° 2 se indican las variaciones observadas en cuanto a la carga de rotura, alargamiento hasta rotura y ductilidad con relación al comportamiento en fractura de dichas probetas en ambiente inerte [6]. En la mencionada tabla se observa que la disminución de la carga de rotura  $F_R$  en ambiente inerte es insignificante para los ensayos realizados a 0.1 mm/min y más acusada para los ensayos efectuados a 0.01 mm/min, notándose también en este último caso que la disminución de  $F_R$  es más acusada cuanto menor es el potencial aplicado, aunque dicha disminución no es muy significativa (valores inferiores a un 5%).

Tabla 2. Disminución de la carga de rotura ( $F_R$ ), del alargamiento hasta rotura ( $u_R$ ) y de la ductilidad ( $Z$ ) con relación a los ensayos en ambiente inerte.

	Velocidad (mm/min)	Potencial (mV ECS)		
		-1100	-1200	-1400
$\Delta F_R$ (%)	0.1	-1.239	-0.310	-0.208
	0.01	-0.684	-3.997	-4.276
$\Delta u_R$ (%)	0.1	-0.952	-19.290	-15.849
	0.01	-20.104	-38.311	-39.354
$\Delta Z$ (%)	0.1	-19.821	-20.833	-17.313
	0.01	-15.398	-16.999	-14.962

En cuanto a la variación del alargamiento de las probetas en el instante de producirse la fractura final ( $u_R$ ), así como de su ductilidad medida a través del porcentaje de reducción de área ( $Z$ ), ésta se produce de forma más acusada que en el caso de la  $F_R$ . De forma general se observa que la disminución del alargamiento que soportan las probetas previo a la fractura final  $\Delta u_R$  es más acusado en los ensayos realizados a baja velocidad, así como una tendencia a ser mayor dicha disminución cuanto menor es el potencial empleado. Para el caso de la ductilidad, la cual al ser una medida del grado de deformación plástica que soporta un material también puede considerarse como una medida del grado de *fragilización* del material durante los ensayos realizados, se ha obtenido que la mayor disminución  $\Delta Z$  la han soportado las probetas ensayadas a baja velocidad (0.01 mm/min), obteniéndose –para ambas velocidades de ensayo– que los valores máximos de  $\Delta Z$  a -1200 mV y los mínimos a -1400 mV.

El comportamiento en fractura que muestran las probetas que sí han fallado bajo la influencia del medio corrosivo (rango de potenciales -1100 hasta -1400 mV ECS para ambas velocidades de sollicitación) es bastante similar entre sí. En las Figs. 3 y 4 se muestra la fractografía en planta y en perfil de las superficies de fractura de dos probetas ensayadas bajo distintas condiciones, no apreciándose diferencias significativas, si bien se puede observar un claro comportamiento anisótropo en fractura en las vistas de perfil.

Con independencia de las condiciones de ensayo, las probetas que se han fracturado por el fenómeno de CBT

exhiben un comportamiento anisótropo en fractura, esto es, su superficie de fractura presenta una marcada deflexión con relación al plano diametral del alambre, mostrando un superficie de fractura en diversos planos y de forma muy diversa, véanse las Figs. 3a y 4b a modo de ilustración de dicho comportamiento en fractura.

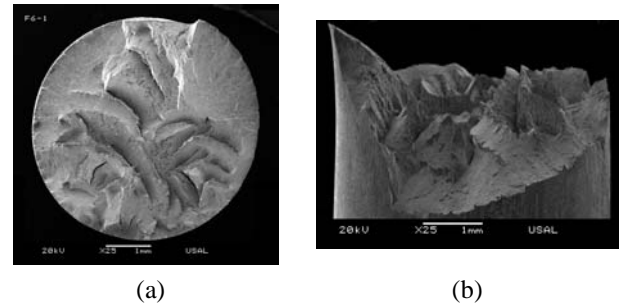


Fig. 3. Fractografía en planta (a) y en perfil (b) de una probeta ensayada a 0,1 mm/min y -1400 mV ECS.

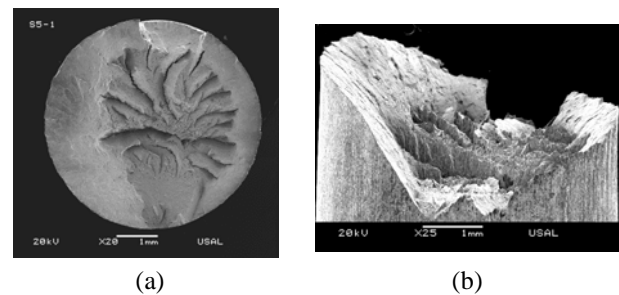


Fig. 4. Fractografía en planta (a) y en perfil (b) de una probeta ensayada a 0,01 mm/min y -1200 mV ECS.

Esquemáticamente el comportamiento en fractura de las probetas ensayadas se puede describir en cuatro zonas según se representa en la Fig. 5: una primera zona (1) en la cual se observa una fractura con topografía de desgarramiento TTS (*tearing topography surface*, cf [4,5]) con un ángulo de orientación  $\alpha_1$  (con relación al diámetro del alambre) muy elevado (Fig. 6); una segunda zona (2) asociada con el inicio de la zona intermedia ZI y en la cual microscópicamente se observa una suerte de marcas curvas y paralelas muy similares a las estrías de fatiga con un espaciado o separación entre dos marcas consecutivas mucho mayor que en aquéllas (Fig. 7), pero que observada a menor escala muestra que es una fractografía conjunta formada por TTS y micro-huecos con aspecto irregular y rugoso denominada CMH\* [7], formando pequeñas elevaciones y depresiones (a modo de micro-valles y micro-crestas) con un ángulo de inclinación moderado  $\alpha_2$ . La parte final de la zona intermedia (3) tiene un ángulo de inclinación  $\alpha_3$  más suave que los anteriores y presenta una fractografía a base de coalescencia de microhuecos (Fig. 8) y con presencia ocasional de facetas muy aisladas de clivaje CMH (+C); finalmente se observa la existencia de una cuarta zona (4), que se corresponde con la corona exterior (CE) final típica con un ángulo  $\alpha_4$  aproximado de 45°, formada por microhuecos de tamaño pequeño, uniformemente distribuidos y de aspecto liso, tal como se representa en la Fig. 9.

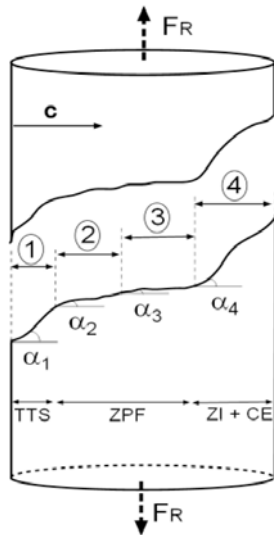


Fig. 5. Esquema del comportamiento anisótropo en fractura: vista longitudinal del alambre.

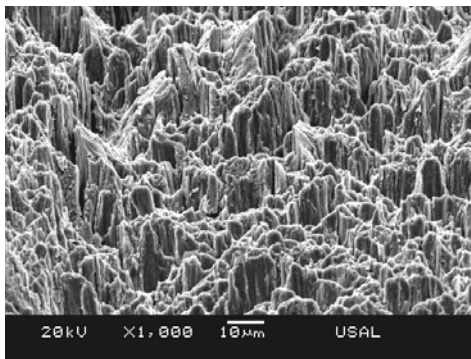


Fig. 6. Escalones abruptos en la zona TTS.

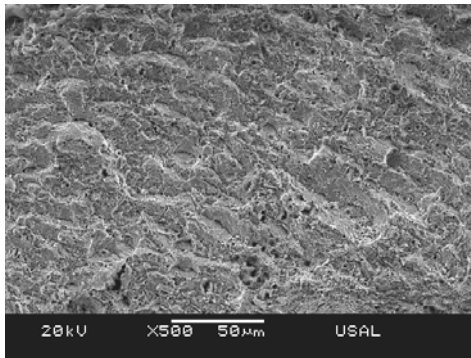


Fig. 7. Zona intermedia: marcas como estrías de fatiga.

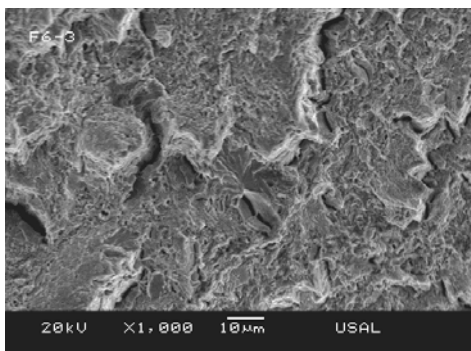


Fig. 8. CMH y presencia aislada de clivaje: CMH (+C).

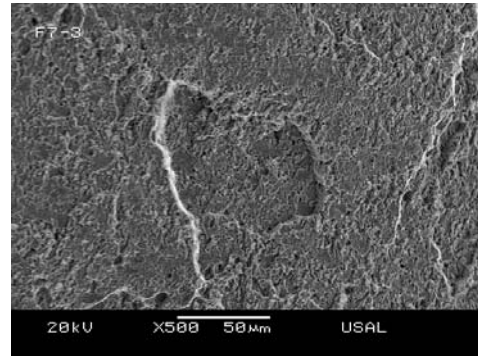


Fig. 9. Corona exterior: coalescencia de microhuecos.

#### 4. DISCUSIÓN

El análisis de la superficie externa del alambre, una vez fracturado, ha permitido comprobar al menos dos formas de introducción de H en el alambre de acero para provocar en un principio la fisuración asistida por el mismo, manifestando dicho daño en la forma de una fractografía tipo TTS –para todas las condiciones de contorno del ensayo realizado (velocidad y potencial electroquímico)–. La primera de ellas es la presencia de defectos en la superficie externa del alambre de acero de pretensado; dichos defectos son concentradores de tensiones que facilitan de esta forma, a modo de puertas de entrada, que el H se difunda hacia el interior del alambre por difusión atómica. En la Fig. 10 se muestra el rastro de un defecto superficial generado debido a la más que posible incrustación de una partícula externa dura en el alambre durante el proceso de trefilado.

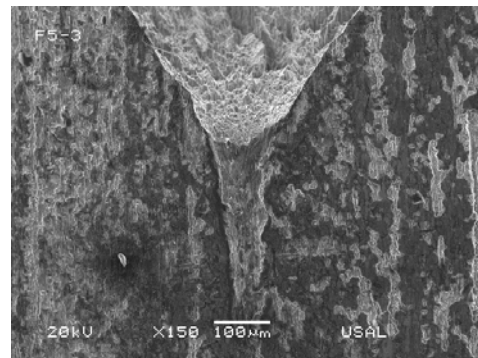


Fig. 10. Defecto en la superficie externa del alambre.

La segunda forma de introducción del hidrógeno (H) dentro del material se ha podido observar que se produce a través de pequeñas bandas de deslizamiento que aparecen en la superficie externa del alambre como consecuencia de la deformación plástica que soporta el mismo durante el ensayo de tracción, o incluso durante el proceso de trefilado, toda vez que se supera el límite elástico del material (Fig. 11). En estas bandas de deslizamiento se concentra una alta densidad de dislocaciones que pueden transportar el H hacia el interior del material. A medida que transcurre el ensayo la tensión hidrostática generada durante el mismo aumenta, así como también aumenta la presencia de

estas bandas de deslizamiento al igual que lo hace la densidad de dislocaciones, permitiendo de esta manera la penetración de un mayor flujo de H hacia el interior del alambre. Externamente esto se traduce en una suerte de microfisuraciones orientadas 45° con relación al eje longitudinal del alambre (al igual que las bandas de deslizamiento, Fig. 12), microfisuras que a veces alcanzan un tamaño subcrítico, i.e., no producen la fractura final del material (Fig. 13) aunque en el interior de ellas existe una fractografía tipo TTS, mientras que otras si llegan a provocar la fractura total del alambre, tal y como se representa en la Fig. 13, donde se aprecia que la fractura final tiene el mismo perfil de inicio que las microfisuras existentes en la pared exterior.

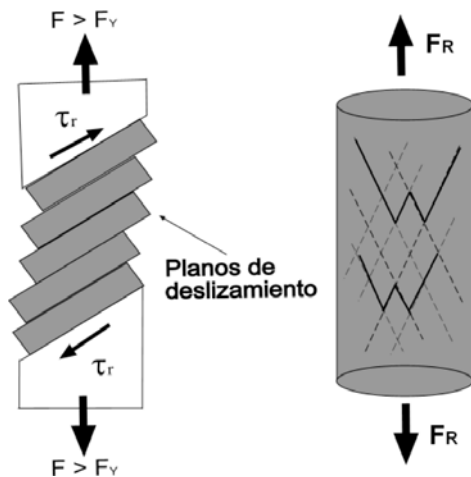


Fig. 11. Deformación plástica por deslizamiento.

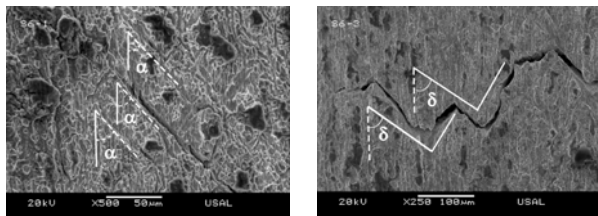


Fig. 12. Fisuración subcrítica del alambre por H.

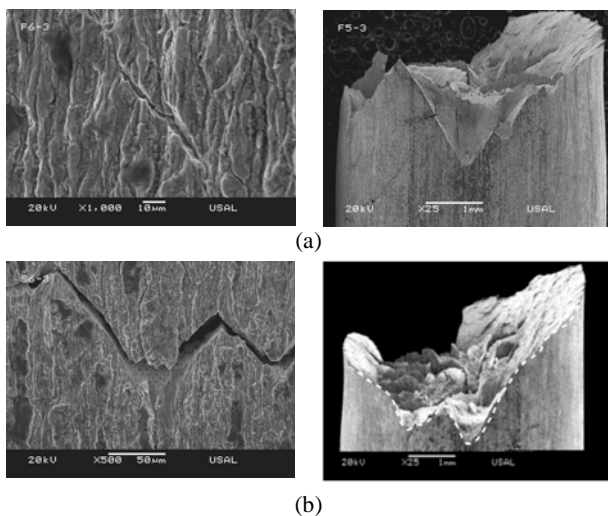


Fig. 13. Correspondencia de la fisuración superficial de los alambres con la morfología de la fractura final.

La observación al microscopio de las *marcas como estrías de fatiga* (Figs. 7 y 8) en la zona de proceso de fractura, inmediatamente posterior a la primera zona de fractura inicial por TTS, ha permitido constatar que está formada tanto por una topografía irregular de microhuecos (CMH\*) como por topografía de fractura por desgarramiento (TTS) gracias a la acción del hidrógeno. Observando con más detalle dicha zona se puede distinguir diversas colonias de perlita (en la forma de grupos de pequeñas láminas paralelas) en determinados lugares de la superficie de fractura examinada, dando la apariencia de una fractura transcolonial (Fig. 14).

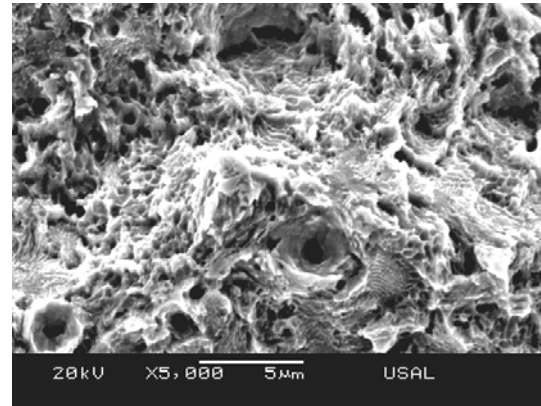


Fig. 14. Detalle de la zona de proceso de fractura

Ahora bien, visto lo indicado en párrafos anteriores cabe tener en cuenta lo siguiente con relación a la zona de inicio de fractura por TTS, así como a la zona de proceso de fractura (ZPF) adyacente:

- ✓ clara presencia de colonias perlíticas;
- ✓ el espaciado medio entre las distintas *marcas como estrías* (entre dos crestas o dos valles consecutivos) es de un valor claramente superior ( $\approx 18 \mu\text{m}$ ) al del espesor medio de las colonias perlíticas ( $\approx 4 \mu\text{m}$ ) en el material fuertemente endurecido por deformación;
- ✓ que en esta ZPF (así como en la zona de inicio de fractura por TTS) el avance del camino de fractura se realiza de forma escalonada, tendiendo a desviarse claramente hacia la dirección del eje longitudinal del alambre (dirección del trefilado),

por lo que puede establecerse la hipótesis de que el camino de fractura se propaga a través del límite del grano austenítico previo muy deformado en la dirección de trefilado al igual que la microestructura perlítica [8], dando lugar a una fractura del tipo transgranular. Conocido es que el grano austenítico se transforma en diversas colonias perlíticas por debajo de la temperatura eutectoide, desapareciendo dicho grano como tal; por otra parte durante la fabricación del acero, atendiendo a su obtención a partir del estado líquido (colada) existe un intervalo de tiempo –así como de temperaturas– en el cual todo el acero se encuentra en estado austenítico, tiempo durante el cual diversas sustancias se difunden preferente hacia los límites de grano de la austenita para disminuir la energía superficial asociada al propio límite de grano (existencia de un gran número de átomos sin

enlazar), sustancias las cuales permanecen en dichas posiciones durante la transformación perlítica, así como también el propio límite de grano de la austenita. Muchas de las sustancias que emigran hacia los límites de grano son de carácter frágil o se vuelven frágiles bajo la presencia de un ambiente corrosivo, y es aquí donde entra en juego la presencia del hidrógeno (H) durante los ensayos de tracción en ambiente agresivo realizados, tal y como se esquematiza en la Fig. 15:

1. El H penetra en el material mediante difusión atómica creando una fisuración inicial mediante micro-desgarros (fractografía tipo TTS).
2. Una vez dentro del material el H se puede mover con relativa facilidad a través del rastro que ha dejado el límite del grano austenítico previo (GAP).
3. Al difundirse el H por el límite del GAP debilita enlaces atómicos que encuentra en su camino (ayudado por la más que posible presencia de partículas fragilizantes en dicha zona) dando lugar a una futura fractura a través de la huella dejada por el propio límite del GAP, creando de esta forma la zona de proceso de fractura ZPF, dejando a la vista las colonias perlíticas en contacto con dicho borde.
4. Finalmente el material restante no es capaz de soportar la tensión remota, dando lugar a la rotura catastrófica del mismo: zona intermedia (ZI) y corona exterior (CE).

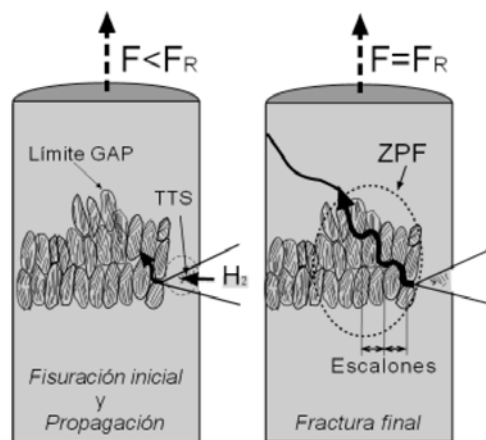


Fig. 15. Esquema de la propagación del camino de fractura a través del límite del grano austenítico previo.

## 5. CONCLUSIONES

Se ha realizado un estudio de CBT sobre probetas representativas de acero perlítico trefilado comercial bajo distintas condiciones de ensayo, en cuanto a velocidad y potencial electroquímico se refiere, llegando a las siguientes conclusiones:

- ✓ Bajo las condiciones de ensayo empleadas las probetas sólo muestran signos de Corrosión Bajo Tensión a potenciales por debajo de -1100 mV.
- ✓ Desde el punto de vista de la respuesta mecánica de las probetas durante los ensayos se observa una notoria merma de su capacidad para deformarse

plásticamente a medida que el ensayo es más lento (0.01 mm/min) con independencia del potencial empleado. En cuanto a la disminución de la carga de rotura, ésta se puede considerar despreciable para todos los casos estudiados.

- ✓ Se observa un claro comportamiento anisótropo en fractura (muy distinto a la fractura en copa y cono en ambiente inerte) entre -1100 y -1400 mV ECS.
- ✓ Se propone un mecanismo de difusión de hidrógeno a través del *límite del grano austenítico previo* como canal inductor del marcado comportamiento anisótropo en fractura del material, provocando una fisuración progresiva y subcrítica (previa a la fractura final de las probetas) que genera una superficie de fractura *escalonada*. Macroscópicamente, dicha fisuración subcrítica se muestra como unas “*marcas como estrías de fatiga*” las cuales, examinadas a escala microscópica, muestran unos escalones con una fractografía tipo CMH\* + TTS, dejando a la vista diversas colonias perlíticas.

## AGRADECIMIENTOS

Los autores desean hacer constar su agradecimiento a las siguientes instituciones financiadoras: MCYT (Proyecto MAT2002-01831), MEC (Proyecto BIA2005-08965), MCINN (Proyecto BIA2008-06810), JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08), y a Trefilerías Quijano por el suministro del material.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1] Kharin, V. *et. al.* “Influencia del campo residual tenso-deformacional en la fragilización por hidrógeno de aceros de pretensado”. *Anales de Mecánica de la Fractura* 23, vol. 1, 207-212 (2006).
- [2] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L. “Environment sensitive cracking of prestressing steels”. *Corrosion Science* 22, 379-405 (1982).
- [3] Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L., Elices, M. “The effect of strain rate on the stress corrosion cracking of steels for prestressing concrete”. *ASTM STP* 866, 428-436 (1985).
- [4] Lancha, A.M. “Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides”. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid (1987).
- [5] Ovejero, E. “Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado”. Tesis Doctoral, Universidad de La Coruña (1998).
- [6] Ayaso, F. J. *et. al.* “Análisis fractográfico cuantitativo del comportamiento en fractura de aceros perlíticos progresivamente trefilados”. *Anales de Mecánica de la Fractura* 22, 128-133 (2005).
- [7] Ayaso, J., Toribio, J. “Micromecanismos de fractura en aceros perlíticos progresivamente trefilados”, *Anales de Mecánica de la Fractura* 19, 141-146 (2002).
- [8] Toribio, J., Ovejero, E. “Microstructure evolution in a perlitic steel subjected to progressive plastic deformation”. *Materials Science and Engineering A* 234-236, 579-582 (1997).