

FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ACEROS PERLÍTICOS TREFILADOS SOMETIDOS A ESTADOS TRIAXIALES DE Tensión

D. Vergara¹ y J. Toribio²

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora
Tel: (980) 54 50 00; Fax: (980) 54 50 02, Correo-e: dvergara@usal.es

² Ingeniería de Materiales, Universidad de Salamanca
E.P.S., Campus Viriato, Avda. Requejo 33, 49022 Zamora

RESUMEN

En este estudio se han analizado las superficies de fractura de probetas entalladas de acero perlítico sometidas hasta rotura a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC), en un ambiente que facilita la *fractura asistida por hidrógeno* (FAH). Con el fin de obtener unos resultados generalizados, se han empleado diferentes geometrías de entalla y velocidades de sollicitación. Las superficies de fractura obtenidas se han clasificado en relación a cuatro posibles modelos teóricos. Para ello se ha realizado un análisis fractográfico de cada superficie de fractura, tanto la zona de proceso de fractura (ZPF) como el resto de zonas bien delimitadas. Los resultados obtenidos amplían el número de modelos teóricos vistos en la bibliografía científica anterior.

ABSTRACT

In this study, fracture surfaces of notched specimens of pearlitic steels subjected to constant extension rate tensile (CERT) tests are analyzed, in an environment causing *hydrogen assisted fracture* (HAF). In order to obtain general results, different notch geometries and loading rates are employed. The fracture surfaces are classified in relation to four theoretical models. To this end, fractographic analysis in each fracture surface is carried out, not only in the fracture process zone (FPZ) but also in the rest of well-delimited zones. Generated results increase the number of theoretical models found in the previous scientific bibliography.

PALABRAS CLAVE: Aceros perlíticos trefilados, entallas axisimétricas, FAH, superficie de fractura.

1. INTRODUCCIÓN

Los *aceros perlíticos o eutectoides*, después de ser sometidos a un proceso de trefilado que les confiere propiedades mecánicas con grandes prestaciones, son ampliamente empleados en ingeniería civil bajo la denominación de aceros de pretensado. Durante su vida en servicio, estos materiales se encuentran frecuentemente afectados por la presencia de hidrógeno, bien producido de manera natural bajo condiciones ambientales [1,2], o bien producido por las condiciones de protección catódica frente a la corrosión a las que suelen estar sometidos estos aceros [3,4].

Estas circunstancias causan en estos metales un fenómeno de degradación estructural conocido como *fractura asistida por hidrógeno* (FAH), que puede alterar perjudicialmente sus propiedades mecánicas y, como consecuencia, influir negativamente sobre la integridad estructural de los elementos contruidos con ellos, conduciendo, en algunos casos, a roturas catastróficas [5,6]. Para estudiar este fenómeno pueden

usarse los ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC), que generan un determinado estado tensodeformacional en el material además de someterlo a una fuente supuestamente constante de hidrógeno. Las probetas utilizadas pueden adoptar diversas formas, siendo recomendables las probetas entalladas [7,8].

En este artículo se muestran, para ensayos TVEC hasta rotura bajo condiciones de FAH, las diversas posibilidades que puede adoptar la superficie de fractura de una probeta de un acero perlítico mecanizada con una *entalla axisimétrica*. Con el fin de poder generalizar los resultados, se ha trabajado con alambres entallados con diferentes geometrías (variando los radios de curvatura de la entalla y la profundidad de ésta), con aceros que han sufrido diferentes grados de trefilado dentro de una cadena real de producción, y también, como el tiempo de exposición al hidrógeno influye en el proceso de FAH de este tipo de probetas [9,10], se han utilizado, a su vez, varias velocidades de sollicitación.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los materiales empleados para este estudio han sido aceros eutectoides (Tabla 1) que proceden de cada una de las hileras de una cadena de trefilado. Por lo tanto se ha trabajado tanto con el alambrrn perlítico, estado previo al proceso de conformación mecánica en frío, como con cada uno de los siguientes estados del material dentro de la cadena de producción, hasta llegar al producto comercial o alambre de pretensado, producto final después de sufrir 6 pasos de trefilado. Se ha establecido la nomenclatura A_i para diferenciar cada uno de los siete aceros, siendo i el número de pasos de hileras de trefilado que ha sufrido el material durante el proceso de conformación. Las principales diferencias entre unos y otros aceros son debidas a los cambios microestructurales que sufren estos materiales durante el proceso de trefilado. Los alambres presentan un mayor grado de *anisotropía microestructural* a medida que el material es procesado, ya que se ha podido comprobar que la microestructura tiende a orientarse en la dirección del eje del trefilado [11-14].

Tabla 1. Composición química del acero analizado

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

Para elaborar este trabajo se ha trabajado con alambres entallados, sometiéndolos a ensayos de tracción a velocidad de extensión constante (TVEC) hasta rotura en ambiente catódico de FAH. Los materiales empleados han sido cada uno de los aceros comentados en el apartado anterior. Se han empleado cuatro tipologías diferentes de entalla, denominadas A, B, C y D, con características distintas respecto al radio de curvatura en el fondo de entalla (R) y a la profundidad de entalla (A). Para establecer una geometría similar para todos los aceros, independientemente del grado de trefilado sufrido, se han mantenido constantes las relaciones de estos parámetros con el diámetro del alambre (\varnothing), i.e., A/\varnothing y R/\varnothing . La Figura 1 presenta un esquema de los criterios seguidos para establecer la geometría de las entallas estudiadas.

Para ejecutar los ensayos TVEC realizados con estas probetas se han empleado dos velocidades de sollicitación distintas, 0.001 mm/min y 0.01 mm/min, siendo la primera de ellas la más lenta que se puede aplicar en la máquina universal con la que se ha trabajado. Se ha denominado *velocidad tipo 1* a la correspondiente a 0.001 mm/min y *tipo 2* a la otra, 0.01 mm/min. Estas velocidades son adecuadas para que el hidrógeno pueda difundirse hacia el interior del material, de forma que el fenómeno de fractura en régimen catódico (FAH) se produzca debido a un estado de concentración crítica de hidrógeno [7,15].

El ambiente catódico se simuló con una celda electroquímica en la que se introdujo una disolución saturada

de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con 0.1 g/l de NaCl (pH 12.5), estando a su vez conectada a un potenciostato que mantuvo un potencial de -1200 mV ECS durante la ejecución de los ensayos. El potencial electroquímico que se ha elegido para la realización de este trabajo queda justificado en estudios previos realizados con materiales muy parecidos a los estudiados aquí [16,17]. En éstos se manifiesta que el valor de -1200 mV con respecto al electrodo de calomelanos saturado (ECS) junto al pH de 12.5 aporta unas condiciones electroquímicas que favorecen el fenómeno de fragilización por hidrógeno en los aceros eutectoides o perlíticos.

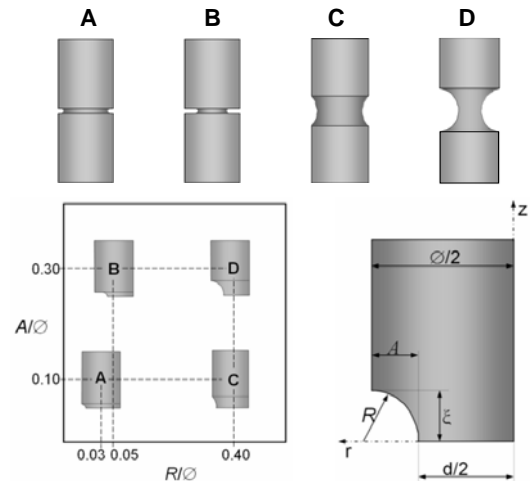


Figura 1. Esquema y geometría de las entallas estudiadas.

La nomenclatura que se ha utilizado consta de un número que indica el grado de trefilado (desde 0 hasta 6) seguido de una letra que indica el tipo de entalla (A, B, C o D) y a su derecha, después de un guión, se ha añadido un número que indica el tipo de velocidad de sollicitación empleada (1 ó 2). La Figura 2 explica esta clasificación de manera esquemática para un ejemplo concreto, 4C-2.

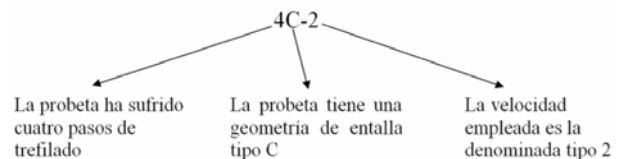


Figura 2. Ejemplo de la nomenclatura empleada para definir las probetas estudiadas.

3. ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

El análisis fractográfico que se ha realizado a las superficies de fractura de las probetas sometidas a los ensayos TVEC ha revelado, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB), diversas topografías: *coalescencia de micro-huecos* (CMH), correspondiendo a un comportamiento dúctil del material; *clivaje* (C), asociado a un comportamiento de tipo frágil; *tearing topography surface* (TTS), asociado a una fractura

afectada por la presencia de hidrógeno [18]; CMH* o cuasi-CMH, reconocido como un estadio previo a la formación de la topografía TTS [19]. Aunque existen zonas de la superficie de fractura que presentan únicamente uno de los tipos anteriores, también se han encontrado otras partes que denotan una mezcla de CMH y C, en diferentes proporciones, e incluso existen otras en las que coexisten TTS y CMH*.

La zona de proceso de fractura (ZPF) es la región del material en la que se inicia el daño en el material y, posteriormente, se desarrolla hasta alcanzar un estado de separación total de las superficies. Si durante el proceso de fractura el ambiente ha favorecido la presencia de hidrógeno, la ZPF suele estar asociada a la topografía de desgarrado TTS [20]. Después de haber realizado todos los ensayos planteados en el apartado anterior para cada uno de los siete aceros, con probetas mecanizadas con distinta tipología de entalla y ensayadas con diferente velocidad de sollicitación, se ha llegado a generalizar el comportamiento en fractura de estos materiales a partir de cuatro posibles modelos. Para ello se ha analizado, para todos los casos, tanto la situación de la ZPF como la dirección de propagación y la fractografía de cada zona dentro de la superficie de fractura, viendo que el comportamiento seguido se puede establecer con cuatro modelos tipo, que se han clasificado con números romanos.

En la Figura 3 se ha esquematizado el proceso de fractura concerniente al modelo I. Éste representa una ZPF formada por TTS que está situada en la superficie de la probeta y que abarca una zona no excesivamente grande (zona gris de la figura). El proceso de fractura se inicia y crece subcríticamente allí y, posteriormente, al alcanzar un estado crítico, se propaga críticamente hacia el interior del material alcanzando la superficie de la probeta prácticamente en su totalidad, i.e., la típica corona exterior de CMH se ve reducida a pequeñas áreas, formando una pseudocorona. Se han encontrado evidencias de este modelo en las probetas con entallas tipo A (0, 1 y 2 pasos de trefilado), tipo C (0 pasos de trefilado) y tipo D (0 pasos de trefilado).

El proceso de fractura según el modelo tipo II (Figura 4) se caracteriza por una ZPF formada por TTS situada también en la superficie de la probeta pero que, a diferencia del modelo anterior, abarca una zona relativamente amplia. El proceso de fractura se inicia y crece subcríticamente allí y, posteriormente, al alcanzar un estado crítico, se propaga críticamente hacia el interior de la probeta pero, en este caso, sin llegar a alcanzar la superficie de ésta ya que la pseudocorona exterior de CMH tiende a abarcar toda la superficie que no presente la topografía TTS. Se han encontrado evidencias de este modelo en las probetas con entallas tipo A (3, 4, 5 y 6 pasos de trefilado), tipo B (0, 1, 2, 3 y 4 pasos de trefilado), tipo C (1, 2, 3, 4, 5 y 6 pasos de trefilado), tipo D con velocidad 1 (1 paso de trefilado) y tipo D con velocidad 2 (1 y 2 pasos de trefilado).

El modelo III, representado en la Figura 5, se caracteriza por una ZPF formada por TTS que circunda toda la periferia de la superficie de la probeta, i.e., existe una *corona exterior de TTS* (o de TTS y CMH*). El proceso de fractura se inicia y crece subcríticamente allí y, posteriormente, al alcanzar un estado crítico, se propaga críticamente hacia el interior de la probeta. Se suele presentar en casos que ya manifiestan una clara influencia de la anisotropía microestructural: probetas con entallas tipo B (5 y 6 pasos de trefilado) y tipo D con velocidad 2 (3, 4, 5 y 6 pasos de trefilado). Aunque el esquema de la Figura 5 indica que no existe una dirección de propagación predominante, en algunos de los casos encontrados, justo donde la corona TTS tiende a acusar una mayor diferencia de dimensión de unas zonas a otras, se ha apreciado que la propagación se produce de la zona que presenta mayor grosor hacia la zona que presenta menos.

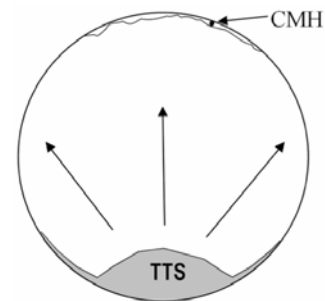


Figura 3. Esquema de la iniciación y propagación de la fractura según el modelo tipo I.

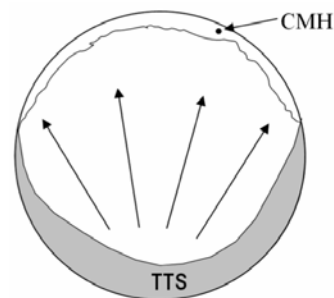


Figura 4. Esquema de la iniciación y propagación de la fractura según el modelo tipo II.

El último esquema del proceso de fractura seguido en los ensayos analizados está representado con el modelo IV (Figura 6). Éste se caracteriza por una ZPF formada por una topografía mixta en la que coexisten TTS y CMH*. Al contrario que los casos anteriores esta zona está situada en el interior de la probeta y cercana al centro de ésta. Por lo tanto, el proceso de fractura se inicia y crece subcríticamente en esta zona, y cuando alcanza un estado crítico se propaga desde el centro hacia el exterior, formando en la última etapa la típica corona exterior de CMH. Únicamente se han encontrado evidencias de este modelo en las probetas con entalla tipo D y velocidad de sollicitación tipo 1 (2, 3, 4, 5 y 6 pasos de trefilado).

En la [Figura 7](#) se presentan ejemplos de fotografías de superficies de fractura que identifican los modelos expuestos, pudiéndose confirmar el análisis presentado. Aunque en los aceros con pocos pasos de trefilado la superficie de fractura es isotrópica, propagándose en modo I en un plano transversal al eje del alambre, en los últimos pasos del proceso de fabricación la anisotropía microestructural del material fomenta una superficie de fractura desviada del plano perpendicular al eje de la probeta [12,17]. Hay que destacar que los modelos aquí presentados se han realizado viendo las superficies de fractura desde un punto situado en el eje de la probeta y por ello no es posible apreciar el efecto de la anisotropía microestructural.

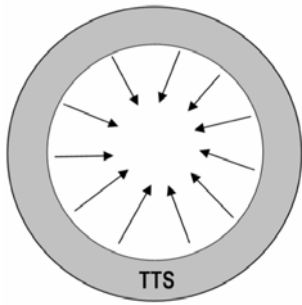


Figura 5. Esquema de la iniciación y propagación de la fractura según el modelo tipo III.

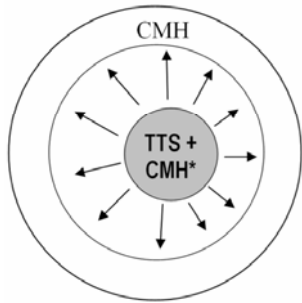


Figura 6. Esquema de la iniciación y propagación de la fractura según el modelo tipo IV.

4. DISCUSIÓN

En la ZPF de todos los modelos presentados aparece bien la fractografía TTS por sí sola o bien la mezcla de ésta con la CMH*, que no deja de ser un estadio previo de formación de la TTS. En la última fase del proceso de fractura aparece también para todos los casos una zona bien delimitada de CMH, a excepción del modelo III en el que esta fractografía ni presenta una situación predefinida ni está perfectamente delimitada, sino que la zona o zonas de CMH que aparecen en el último estadio del proceso de fractura quedan entremezcladas con otras zonas de clivaje.

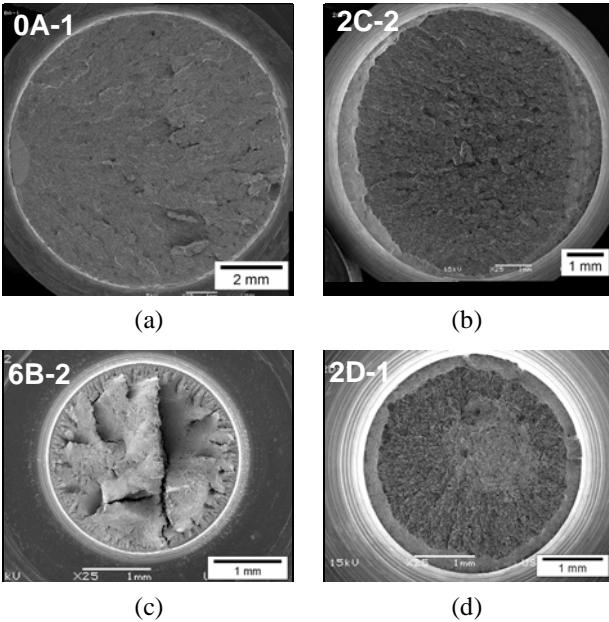


Figura 7. Superficies de fractura acordes a los modelos de fractura presentados: a) modelo I, b) modelo II, c) modelo III, d) modelo IV.

A modo de resumen, y para poder visualizar de una manera cómoda y rápida los diferentes comportamientos seguidos por las superficies de fractura de las probetas entalladas de aceros perlíticos trefilados que se han estudiado en este trabajo bajo condiciones de FAH, se ha indicado en la [Tabla 2](#) el modelo de fractura tipo para cada entalla y grado de trefilado.

Tabla 2. Modelo tipo seguido en cada ensayo analizado

Grado de Trefilado	Entalla A		Entalla B		Entalla C		Entalla D	
	Velocidad 1	Velocidad 2	Velocidad 1	Velocidad 2	Velocidad 1	Velocidad 2	Velocidad 1	Velocidad 2
0	I	I	II	II	I	I	I	I
1	I	I	II	II	II	II	II	II
2	I	I	II	II	II	II	IV	II
3	II	II	II	II	II	II	IV	III
4	II	II	II	II	II	II	IV	III
5	II	II	III	III	II	II	IV	III
6	II	II	III	III	II	II	IV	III

La entalla A sigue el esquema representado a la [Figura 3](#) (Tipo I) para los pasos de trefilado iniciales, tendiendo a la tipología II en los pasos de trefilado posteriores. La entalla B presenta superficies de fractura tipo II, aunque también se ha encontrado alguna del tipo III con una corona completa de TTS. La entalla C presenta también la tipología II pero con un tamaño de ZPF superior a la entalla A ó B. Por último la entalla D presenta una mezcla de varias tipologías; el acero sin ningún paso de trefilado sigue el esquema del modelo tipo I; en cambio en los aceros con mayores grados de trefilado se han encontrado las otras tres tipologías, si bien la tipo IV sólo en el caso de velocidades de sollicitación lentas (0.001 mm/min).

Existen estudios previos que analizan también modelos del proceso de fractura de alambres perlíticos [21], pero limitando el trabajo a un acero sin trefilar (alambrrn). En ese caso se encontraron evidencias de los modelos I y III, pero no de los otros que aqu se presentan. Adem s, en el presente estudio existe una diferencia respecto a la bibliograf a cient fica anterior, relacionada con el modelo de fractura seguido por los alambrrones mecanizados con entallas de gran profundidad (B y D). Seg n los resultados encontrados en investigaciones anteriores obtenidas con probetas similares a las 0B y 0D [21], estos alambrrones deber an haber seguido el modelo de proceso de fractura tipo III mientras que, en vista de los resultados aqu presentados, se han relacionado con los modelos II y I, respectivamente. A n as , en el presente estudio tambi n el modelo III aparece exclusivamente para las entallas B y D pero, en este caso, para aceros fuertemente trefilados (Tabla 2).

Por otro lado el grado de trefilado influye notablemente en el proceso de fractura. De acuerdo con la Tabla 2 y sin considerar las peculiaridades de cada tipo de entalla, se puede generalizar que, para velocidades de sollicitaci n r pidas (tipo 2), en los primeros pasos de trefilado se favorece el modelo I, posteriormente el modelo II y por ltimo el modelo III. Adem s, tal como est n dise aados los modelos esto indicaría que a mayor grado de trefilado se favorece una entrada de hidrógeno distribuida a lo largo de toda la superficie de la probeta (modelo III), mientras que para los pasos anteriores el hidrógeno forma una ZPF localizada en un área concreto de la superficie (modelo I). En esta explicaci n el modelo II supone un estado intermedio entre el modelo I y el modelo III (Figura 8). Por lo tanto, parece ser que para velocidades de sollicitaci n r pidas, la anisotropía microestructural inducida por el trefilado tiende a favorecer una distribuci n axisimétrica de la ZPF. Por otro lado, respecto a las variables que definen la geometría de la entalla, parece que es la profundidad de ésta (A) la que favorece en primera instancia que se alcance a menor grado de trefilado la distribuci n isotrópica de la ZPF del modelo III (entallas B y D). En cambio, el radio de curvatura en el fondo de entalla (R), aunque tambi n influye en este proceso, lo hace en menor medida. Se puede comprobar que, si A es constante, a mayor R (entallas C y D), antes se alcanza la distribuci n axisimétrica

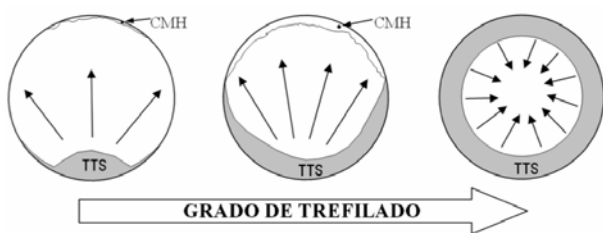


Figura 8. Esquema seguido por las superficies de fractura seg n el grado de trefilado, para velocidades de sollicitaci n r pidas.

Aunque para las entallas A, B y C el proceso de fractura sigue los mismos modelos para la velocidad de sollicitaci n lenta (tipo 1) que r pida (tipo 2), y la conclusi n anterior tambi n ser a v lida, en el caso de la entalla D existen grandes diferencias en el comportamiento en fractura seg n sea esta velocidad. La difusi n de hidrógeno asistida por un estado de tensiones transitorias (ensayos TVEC) hacia el interior de la probeta se puede deber a dos parámetros: el gradiente de concentraci n ∇C y el gradiente de tensi n hidrostática $\nabla \sigma$ [22,23]. Entre estos dos, es precisamente el ltimo el que juega el papel principal a la hora de establecer los cuatro modelos aqu presentados, ya que la distribuci n de *tensi n hidrostática* σ varía notablemente de un tipo de entallas a otras, favoreciendo la máxima σ en las cercanías de la superficie de la probeta en algunos casos y en el interior de la probeta en otros [21]. A n as es necesario que el proceso de difusi n disponga del *tiempo* suficiente para que el hidrógeno alcance los puntos de máxima σ y se forme la ZPF en esa posici n, por lo tanto la *velocidad de sollicitaci n* tambi n juega un papel fundamental en este análisis. Debido a esto ltimo se puede comprobar que para la entalla D, con la máxima σ en el centro de la probeta [21], sólo se forma la ZPF en el interior del material (modelo IV) para tiempos de exposici n al hidrógeno altos, i.e., para velocidades de sollicitaci n lentas, tipo 1 (Tabla 2).

5. CONCLUSIONES

- Las superficies de fractura de alambres entallados de aceros perlíticos sometidos a ensayos de tracci n a velocidad de extensi n constante en un ambiente que favorece la FAH, se pueden clasificar en relaci n con cuatro modelos teóricos tipo.
- En todos ellos la *zona de proceso de fractura* (ZPF) est a asociada bien con la fractografía TTS o bien con la mezcla de ésta con cuasi-CMH, que representa un estadio previo de la formaci n de la TTS.
- Para velocidades de sollicitaci n r pidas, el grado de *anisotropía microestructural* presente en los alambres perlíticos sometidos a un proceso de trefilado tiende a favorecer una *distribuci n axisimétrica de la ZPF*.
- Aunque tanto un aumento de la profundidad de la entalla como del radio de curvatura en el fondo de ésta favorecen la *distribuci n axisimétrica de la ZPF*, parece que es el primero de ellos el factor que más influye en los resultados.
- Aunque la posici n de las diferentes fractografías dentro de la superficie de fractura se debe principalmente a la distribuci n de tensi n hidrostática, el *tiempo de exposici n al hidrógeno*, regulado por la velocidad de sollicitaci n, juega tambi n un papel fundamental en la fragilizaci n.

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) y JCyL (Proyectos SA067A05, SA111A07 y SA039A08).

REFERENCIAS

- [1] Bergsma, F., Boon, J.W., Etienne, C.F., Détermination de la sensibilité des aciers précontraints à la fragilisation par l'hydrogène. *Revue de Métallurgie*, 1978, **75**, 153-164.
- [2] Valiente, A., Elices, M., Premature failure of prestressed steel bars. *Engineering Failure Analysis*, 1998, **5**, 219-227.
- [3] Enos, D.G., Williams, A.J., Scully, J.R., Long-term effects of cathodic protection of prestressed concrete structures: hydrogen embrittlement of prestressing steel. *Corrosion*, 1997, **53**, 891-908.
- [4] Enos, D.G., Scully, J.R., A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, **A33**, 1151-1166.
- [5] Vehovar, L., Kuhar, V., Vehovar, A., Hydrogen-assisted stress-corrosion of prestressing wires in a motorway viaduct. *Engineering Failure Analysis*, 1998, **5**, 21-27.
- [6] Woodtli, J., Kieselbach, R., Damage due to hydrogen embrittlement and stress corrosion cracking. *Engineering Failure Analysis*, 2000, **7**, 427-450.
- [7] Enos, D.G., Scully, J.R., A critical-strain criterion for hydrogen embrittlement of cold-drawn, ultrafine pearlitic steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2002, **A33**, 1151-1166.
- [8] Toribio, J., Ayaso, F.J., Optimization of the round-notched specimen for hydrogen embrittlement testing of materials. *Journal of Materials Science Letters*, 2004, **39**, 4675-4678.
- [9] Wang, M., Akiyama, E., Tsuzaki, K., Crosshead speed dependence of the notch tensile strength of a high strength steel in the presence of hydrogen. *Scripta Materialia*, 2005, **53**, 713-718.
- [10] Vergara, D., Lorenzo, M., Kharin, V., Toribio, J., Influencia de la velocidad de deformación en la fragilización por hidrógeno de alambres entallados de acero eutectoide, *Anales de Mecánica de la Fractura*, 2006, **23**, 213-218.
- [11] Nam, W.J., Bae, Ch.M., Void initiation and microstructural changes during wire drawing of pearlitic steels. *Materials Science and Engineering*, 1995, **203**, 278-285.
- [12] Ovejero, E., Fractura en ambiente agresivo de aceros perlíticos con distinto grado de trefilado. Tesis Doctoral, Universidad de A Coruña, 1998.
- [13] Zelin, M., Microstructure evolution in pearlitic steels during wire drawing. *Acta Materialia*, 2002, **50**, 4431-4447.
- [14] Sauvage, X., Guelton, N., Blavette, D., Microstructure evolutions during drawing of a pearlitic steel containing 0.7 at. % cooper. *Scripta Materialia*, 2002, **46**, 456-464.
- [15] Toribio, J., Kharin, V., A hydrogen diffusion model for applications in fusion nuclear technology. *Fusion Engineering and Design*, 2000, **51-52**, 213-218.
- [16] Parkins, R. N., Elices, M., Sánchez Gálvez, V., Caballero, L., Environment sensitive cracking of pre-stressing steels. *Corrosion Science*, 1982, **22**, 379-405.
- [17] Lancha, A. M., Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides. Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid. 1987.
- [18] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Characteristics of the new tearing topography surface. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, **25**, 2239-2244.
- [19] Toribio, J., Vasseur, E., Hydrogen-assisted micro-damage evolution in pearlitic steel. *Journal of Materials Science Letters*, 1997, **16**, 1345-1348.
- [20] Toribio, J., Lancha, A.M., Stress corrosion behaviour of high-strength steel: design on the basis of the crack growth kinetics curve. *Materials & Design*, 1996, **16**, 283-288.
- [21] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M., Macroscopic variables governing the microscopic fracture of pearlitic steels. *Materials Science and Engineering*, 1991, **A145**, 167-177.
- [22] Toribio, J., Elices, M., Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *International Journal of Solids and Structures*, 1991, **28**, 791-803.
- [23] Krom, A.H.M., Koers, R.W.J., Bakker, A., Hydrogen transport near a blunting crack tip. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, **47**, 971-992.