

INFLUENCIA DEL ESTADO TENSODEFORMACIONAL RESIDUAL EN LA FRAGILIZACIÓN POR HIDRÓGENO DE ALAMBRES TREFILADOS

M. Lorenzo¹, D. Vergara², V. Kharin², J. Toribio²

¹ Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Salamanca
E. T. S. de Ingeniería Industrial. Avda. Fernando Ballesteros, 2 37700 Béjar (Salamanca).
E-mail: mlorenzo@usal.es

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

RESUMEN

La fragilización por hidrógeno (FH) juega un papel relevante en el rendimiento de alambres trefilados de acero de pretensado en ambientes agresivos. Por este motivo, el conocimiento de los estados tensodeformacionales residuales presentes en un alambre debidos al proceso de trefilado, así como la hidrogenación producida por el ambiente agresivo, son aspectos clave para la correcta predicción de la vida de los alambres. Este artículo amplía los análisis previos de FH en alambres trefilados de acero de pretensado vía simulación numérica, primero, del proceso de trefilado completo para conocer las distribuciones de tensiones y deformaciones plásticas residuales, y a continuación, de la difusión de hidrógeno en el alambre asistida por el estado tenso-deformacional hasta la creación de las condiciones de nucleación para la FH. Los resultados obtenidos prueban el relevante papel que juega el campo tenso-deformacional residual en la acumulación de hidrógeno en los alambres, así como sus posibles consecuencias para la FH.

ABSTRACT

Hydrogen embrittlement (HE) plays a relevant role in the performance of cold-drawn prestressing steel wires in harsh environments. To this end, the knowledge of residual stresses and plastic strains in wires due to cold-drawing, as well as of wires hydrogenation from harsh environments are the keys to successful predictions of wire lives. This paper advances previous analyses of HE in cold-drawn prestressing wires via numerical modelling, first, of the whole cold-drawing process to gain the distributions of residual stresses and plastic strains, and next, of the stress-strain assisted hydrogen diffusion in wires towards creation of the conditions for HE nucleation. Generated results prove the relevant role of residual stress-and-strain field in hydrogen accumulation in the wires, and the possible consequences for HE.

PALABRAS CLAVE: Trefilado, difusión asistida por el estado tensodeformacional, simulación numérica.

1. INTRODUCCIÓN

Los alambres de acero se utilizan ampliamente en estructuras de hormigón pretensado. Esta técnica es muy adecuada en la ingeniería civil, ya que permite mejorar el comportamiento mecánico de estas estructuras al introducir un determinado estado tensional (pretensado) capaz de contrarrestar estados tensionales no deseables que pueden aparecer durante su vida en servicio [1]. Los alambres de acero de pretensado se fabrican a partir de aceros perlíticos de composición eutectoide fuertemente trefilados, ya que con este proceso se pueden conseguir elevadas propiedades mecánicas (resistencia a tracción).

Otro aspecto destacable de estos alambres es que durante su vida en servicio suelen estar sometidos a altos estados tensionales en presencia de ambientes hostiles. La combinación sinérgica de estos efectos (altas cargas y ambiente agresivo) hace que estos materiales sean altamente susceptibles a procesos de fisuración superficial. Por este motivo durante décadas la fractura asistida por el ambiente de estos aceros ha suscitado el interés de la comunidad científica, siendo

objeto de múltiples estudios que destacan la importancia del fenómeno de fragilización por hidrógeno (FH) en los procesos de degradación de estructural [2].

Existen múltiples factores que influyen en la resistencia y en la vida de los alambres de acero de pretensado. Entre ellos cabe destacar los debidos al proceso de fabricación, y más en concreto los estados tensodeformacionales generados durante el proceso de trefilado de estos aceros que, de acuerdo a múltiples estudios, pueden afectar la vida en servicio de las estructuras de acero de pretensado [3-5].

Por estos motivos se deben considerar varias cuestiones clave al evaluar el papel de las tensiones residuales en la susceptibilidad a la FH de estos aceros: (i) las tensiones residuales *per se* como alteración del campo tensional inducido por la sollicitación exterior; (ii) el suministro de hidrógeno desde el ambiente agresivo hasta la zona de proceso de fractura, influido tanto por el estado tensional como por la distribución de deformaciones plásticas y (iii) el descenso de las propiedades mecánicas del material debido al efecto del hidrógeno.

2. ESTADOS RESIDUALES DE TENSIONES Y DEFORMACIONES

Para poder analizar el proceso de FH en alambres de acero de pretensado es necesario en primer lugar determinar las tensiones residuales y deformaciones plásticas que presentan estos alambres al final del proceso de trefilado. Con este fin, este estudio se divide en dos análisis: en primer lugar, el análisis mecánico, realizado con un programa comercial que implementa el método de los elementos finitos, de los campos tensodeformacionales producidos durante el trefilado; y en segundo lugar, el análisis químico, utilizando el método de los residuos ponderados con la aproximación de Galerkin, de la difusión de hidrógeno asistida tanto por las tensiones como por las deformaciones. En este último análisis se utilizan como datos de entrada los campos tensodeformacionales obtenidos en el análisis mecánico previo.

En este trabajo se ha modelizado un proceso de trefilado real (comercial) dividido en varios pasos (i pasos o etapas). El material base utilizado inicialmente al principio del proceso de fabricación es un acero perlítico laminado cuya curva de comportamiento tensión-deformación experimental se muestra en la figura 1. Para describir el comportamiento del acero se ha elegido un modelo elastoplástico con endurecimiento por deformación isótropo y superficie de cedencia de von Mises de acuerdo con los datos experimentales de la curva de comportamiento, cf. figura 1.

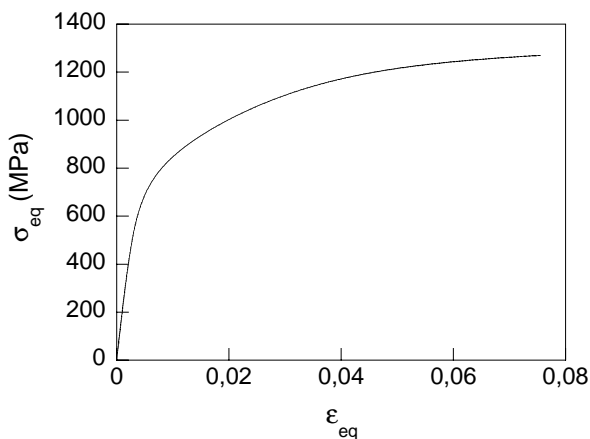


Figura 1. Curva de tensión-deformación del acero.

El proceso de trefilado consiste en la reducción de la sección transversal del alambre de acero al hacerlo pasar a través de una matriz de elevada rigidez, tal como muestra la figura 2a. La modelización del proceso de trefilado se ha realizado considerando la hilera como un elemento totalmente rígido, puesto que el módulo de Young del material cerámico del que están hechas las hileras (CW) es mucho mayor que el del alambre de acero (modelizado como un sólido deformable cuyo comportamiento elastoplástico queda definido por la curva de la figura 1). El proceso de trefilado está dividido en seis etapas (figura 2b), tomando en todas ellas el mismo ángulo de entrada del alambre en la

hilera ($\alpha = 7.6^\circ$), en las que se produce una reducción paulatina del diámetro del alambre inicial ($d_0 = 12$ mm) hasta el diámetro final ($d_6 = 7$ mm).

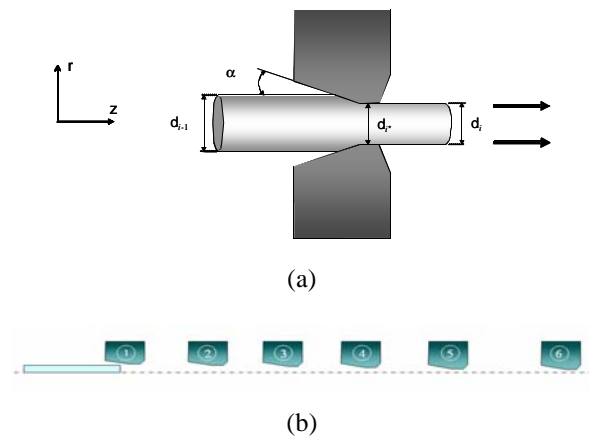


Figura 2. Esquema del proceso de trefilado: (a) paso del acero por la hilera (un único paso de trefilado); (b) trefilado progresivo dividido en seis pasos.

Durante el proceso trefilado se genera una distribución no homogénea de deformaciones plásticas que genera, al final de cada etapa, un estado tensional residual en el alambre. Este estado (en especial en el producto final, alambre de acero de pretensado fuertemente trefilado) no es despreciable en modo alguno, y su influencia en los procesos de FH puede comprometer la integridad estructural de los alambres.

La simetría de revolución del alambre y de la hilera permiten simplificar el problema a un modelo axisimétrico utilizando el sistema de coordenadas cilíndrico (r, z) mostrado en la figura 2a. Los resultados de esta modelización permiten conocer la evolución de los estados tenso-deformacionales durante el proceso de trefilado y especialmente las distribuciones de tensión hidrostática (σ) y los perfiles de deformación plástica equivalente (ϵ_p) del alambre de acero de pretensado comercial. La importancia de conocer estas distribuciones radica en que σ y ϵ_p son las variables que determinan la susceptibilidad a la FH de los aceros

3. SIMULACIÓN MECÁNICA: RESULTADOS

Como es bien sabido, el estado tenso-deformacional condiciona los modelos de difusión de hidrógeno asistidos por las tensiones y deformaciones [5] a través de la tensión hidrostática (σ) y la deformación plástica equivalente (ϵ_p). Así pues, el análisis se centra en estas dos variables.

La figura 3 muestra la evolución de las tensiones hidrostáticas durante las diferentes etapas del trefilado en función de la coordenada radial (r) y en función de la coordenada adimensionalizada (r/a), siendo a el radio del alambre. Como se puede observar en la figura 3a el nivel de la distribución de las tensiones hidrostáticas residuales (al final de cada paso) aumenta a medida que

decrece el diámetro. En todos los casos se obtienen estados de compresión en interior del alambre ($r = 0$), mientras que en la superficie exterior los estados son de tracción, con el peligró intrínseco que esto conlleva [5].

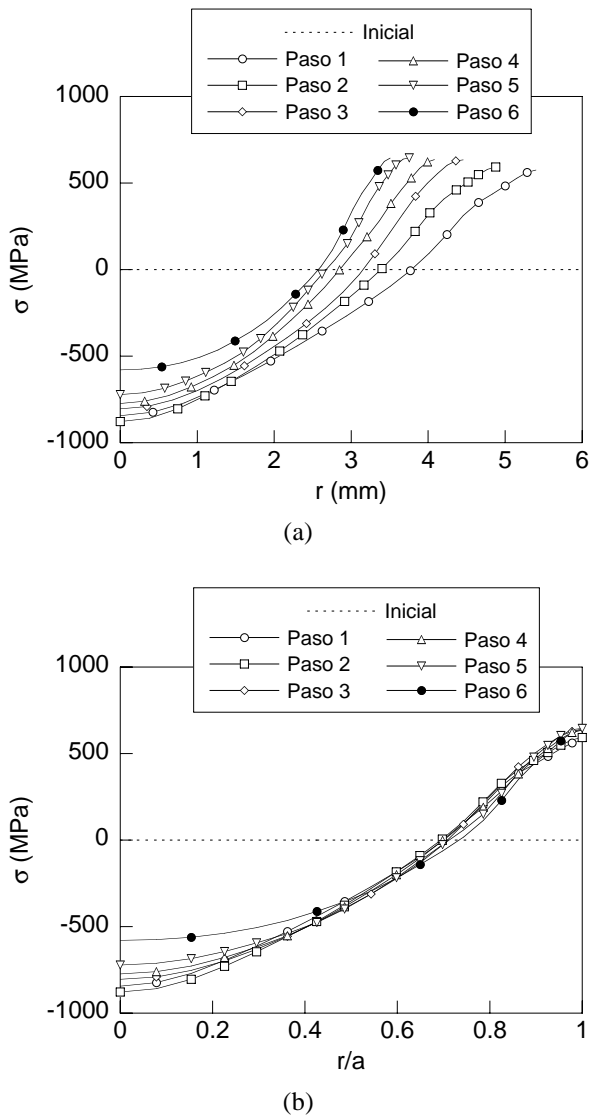


Figura 3. Evolución de las tensiones hidrostáticas durante los seis pasos de trefilado: (a) en función de la coordenada radial r , (b) en función de la coordenada radial adimensional (r/a).

Cabe destacar la autosemejanza de los perfiles de tensiones hidrostáticas en todos los pasos, cf. figura 3b. Esto permite realizar una predicción de los campos tensionales residuales de un alambre en cualquier etapa del proceso a partir de los resultados numéricos del estado tensional creado en el paso anterior.

Tal como se comentó anteriormente, otra de las variables necesarias para realizar el estudio de la difusión de hidrógeno asistida por las tensiones y deformaciones es la deformación plástica equivalente (ϵ_p) puesto que dentro de este modelo se considera que la solubilidad de hidrógeno en el metal depende de esta variable [5]. En la figura 4 se muestra la evolución de la

deformación plástica equivalente con el radio (r) al final de cada paso de trefilado. Se aprecia el aumento progresivo de las deformaciones plásticas con el trefilado (*estados residuales* de deformación plástica).

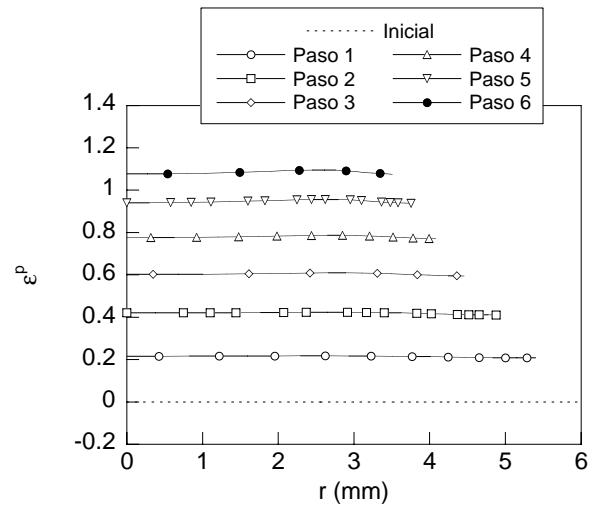


Figura 4. Evolución de las deformaciones plásticas equivalentes durante las diferentes etapas de trefilado en función de la coordenada radial r .

4. ACUMULACIÓN DE HIDRÓGENO EN EL ALAMBRE TREFILADO

Tal como se indicó anteriormente, la modelización del proceso de difusión de hidrógeno asistida por las tensiones y deformaciones se ha realizado a través del método de los residuos ponderados aplicando la aproximación de Galerkin, en la que se utilizan las funciones de forma como funciones peso [6], además de utilizarlas también para interpolar el campo de tensiones hidrostáticas σ y el de deformaciones plásticas ϵ_p .

Además es necesario definir otros parámetros que condicionan el proceso de difusión, como por ejemplo la temperatura ($T = 323$ K) y el volumen parcial molar de hidrógeno en el acero $v_H = 2$ cm³/mol [7]. Otro de los factores que influyen en la difusión de hidrógeno es su difusividad; este parámetro es muy sensible a las alteraciones en la composición química del acero, así como de la microestructura y a la deformación plástica que presenta el acero [7-9]. Existen estudios en los que se estima que la difusividad de hidrógeno en aleaciones BCC a temperaturas inferiores a 500 K está entre 10^{-13} y 10^{-8} m²/s [8]. De esta forma en el caso del acero perlítico fuertemente trefilado que se analiza en este estudio, se podría considerar que su difusividad a temperatura ambiente es de 10^{-12} m²/s debido a las grandes deformaciones que ha sufrido la fase ferrítica con el consecuente aumento de la densidad de dislocaciones en dicha fase.

Sobre la base de lo expuesto se ha adoptado una estimación analítica sencilla de la solubilidad y de la difusividad de hidrógeno en estos aceros. De esta forma el valor del coeficiente de difusión de hidrógeno medio se puede estimar a partir de una interpolación lineal

(ecuación 1) entre los coeficientes de difusión del acero inicial (paso 0, antes del primer paso de trefilado) y el coeficiente de difusión del producto final trefilado (paso 6, último paso del trefilado).

$$\langle D \rangle^{(i)} = \langle D \rangle^{(0)} + \langle \varepsilon_p \rangle^{(i)} \frac{\langle D \rangle^{(6)} - \langle D \rangle^{(0)}}{\langle \varepsilon_p \rangle^{(6)}} \quad (1)$$

donde (i) representa el grado de trefilado (numero de pasos, $i = 0, \dots, 6$), $\langle D \rangle$ es el coeficiente de difusión promedio para los diferentes aceros y $\langle \varepsilon_p \rangle$ la deformación plástica acumulada promedio después del paso de trefilado sufrido indicado en el superíndice, i.e.

$$\langle \varepsilon_p \rangle^{(i)} = \ln \left[\frac{\phi^{(0)}}{\phi^{(i)}} \right]^2 \quad (2)$$

donde $\phi^{(0)}$ es el diámetro inicial del alambre antes del trefilado y $\phi^{(i)}$ es el diámetro del alambre después del paso de trefilado (i) . En el caso particular del último paso de trefilado del acero de este estudio, la deformación plástica equivalente media es de 1.08.

Los valores medios del coeficiente de difusión de hidrógeno en el alambre se pueden tomar de la ref. [10] para el acero inicial $\langle D \rangle^{(0)} = 6.6 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2 / \text{s}$ y del trabajo pionero [5] para el acero final fuertemente trefilado $\langle D \rangle^{(6)} = 4.99 \cdot 10^{-12} \text{ m}^2 / \text{s}$.

Además se ha considerado una variación de la difusividad de hidrógeno sobre la sección del alambre (ecuación 3) para poder incluir la variación no homogénea de las deformaciones plásticas en la dirección radial del alambre:

$$D^{(i)}(r) = \langle D \rangle^{(0)} + \varepsilon_p^{(i)}(r) \frac{\langle D \rangle^{(6)} - \langle D \rangle^{(0)}}{\varepsilon_p^{(6)}(r)} \quad (3)$$

donde $D(r)$ es el coeficiente local de difusión de hidrógeno y $\varepsilon_p(r)$ es la deformación plástica local.

Finalmente para estimar la solubilidad de hidrógeno en el metal se ha tomado la siguiente expresión basada en estudios previos [11] en función de las deformaciones plásticas no homogéneas.

$$K_{S\varepsilon}^{(i)}(r) = 1 + 4\varepsilon_p^{(i)}(r) \quad (4)$$

donde $K_{S\varepsilon}$ es la componente de la solubilidad dependiente de la deformación plástica.

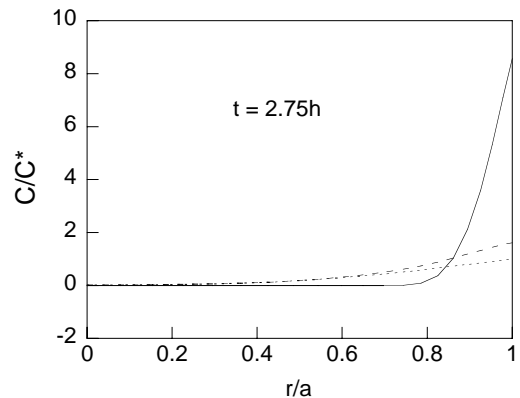
Para poder diferenciar la contribución de tensión y de la deformación plástica en la hidrogenación del alambre, se han considerado tres modelos de difusión de hidrógeno: (a) difusión asistida por las tensiones y deformaciones; (b) difusión asistida sólo por tensiones; (c) difusión convencional no asistida. Las ecuaciones son respectivamente:

$$\mathbf{J} = -D(\varepsilon_p) \left\{ \nabla C - C \left[\Omega \nabla \sigma + \frac{\nabla K_{S\varepsilon}(\varepsilon_p)}{K_{S\varepsilon}(\varepsilon_p)} \right] \right\}, \quad (5a)$$

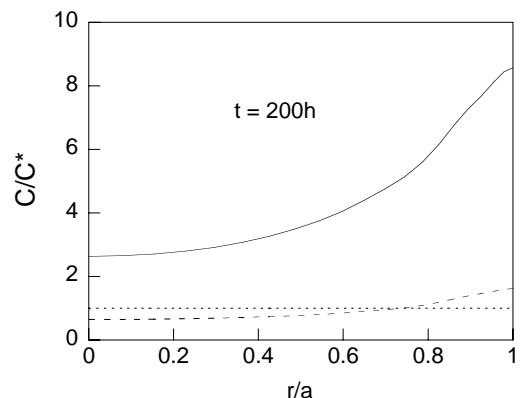
$$\mathbf{J} = -D(\varepsilon_p) \{ \nabla C - C [\Omega \nabla \sigma] \}, \quad (5b)$$

$$\mathbf{J} = -D(\varepsilon_p) \nabla C, \quad (5c)$$

Los resultados de las simulaciones para la difusión asistida por el campo tensodeformacional (5a), difusión asistida solo por tensiones (5b) y difusión convencional (5c) se presentan como distribuciones de concentración en la figura 5 (en función del radio r , para diferentes tiempos de difusión) y figura 6 (en función del tiempo de difusión para diferentes posiciones en la dirección radial r) en términos de la concentración de hidrógeno adimensionalizada $C(r,t)/C^*$ donde la concentración de referencia C^* representa la capacidad hidrogenante del ambiente modificada por la tensión aplicada σ_{ap} , i.e., la concentración de hidrógeno en equilibrio en un material libre de tensiones, que dentro de los límites de elasticidad es $C^* = C_{eq}^0 \exp(\Omega \sigma_{ap}/3)$.



(a)



(b)

Figura 5. Distribución de las concentraciones relativas de hidrógeno en función de la coordenada radial adimensional a tiempos de 2.75 horas (a) y 200 horas (b) para los tres modelos estudiados: difusión asistida por tensiones y deformaciones (línea continua), difusión asistida sólo por tensiones (línea discontinua) y difusión convencional (línea punteada).

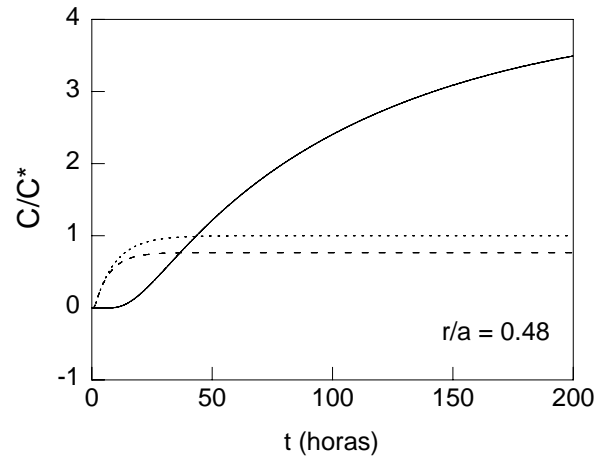
A partir de estos resultados, el efecto de las tensiones y deformaciones residuales sobre la hidrogenación se manifiesta en un aumento local de la concentración de hidrógeno en los puntos donde aparecen tensiones más altas, i.e., cerca de la superficie del alambre donde la tensión hidrostática residual es de tracción y las deformaciones plásticas presenta un máximo relativo después del proceso de trefilado. Esto se observa de forma nítida (figura 5) en la distribución de concentración en la piel del alambre ($r/a = 1$) y en su vecindad, especialmente para tiempos de difusión cortos (figura 5a), lo cual confirma el peligro potencial que supone la presencia de tensiones residuales de tracción cerca de la superficie del alambre debido a la alta susceptibilidad a la FH de los aceros de pretensado, tal como se puntualizó en el trabajo pionero [5].

La figura 6 indica que la evolución temporal de las concentraciones de hidrógeno en diferentes lugares es creciente, y tiende al estado estacionario asociado con la saturación de hidrógeno. La aproximación a este estado estacionario es más rápida en el caso de la difusión asistida sólo por la tensión (línea discontinua de la figura 6) que en el caso de la difusión asistida por la tensión y deformación (línea continua de la figura 6), mientras que la difusión convencional (línea punteada de la figura 6) se comporta de una forma similar a la difusión asistida por la tensión. Con respecto a las diferencias entre los resultados del análisis en distintos puntos, la aproximación al estado estacionario es más rápida en puntos cercanos al eje del alambre ($r/a = 0.78$) que en los situados cerca de la superficie ($r/a = 0.48$).

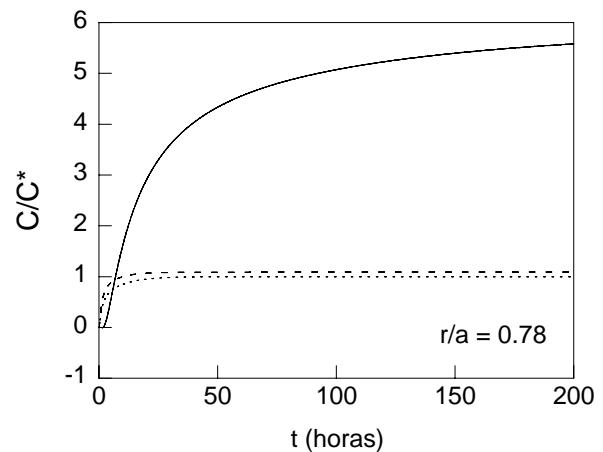
En lo relativo a la distinción entre la hidrogenación asistida por las tensiones y deformaciones y la asistida únicamente por la tensión, aparecen dos efectos que compiten entre sí. El primero es el incremento de la solubilidad de hidrógeno debido a las tensiones de tracción y a la deformación plástica acumulada, que causa un aumento de la absorción de hidrógeno por el metal. Por otro lado, el descenso de la difusividad de hidrógeno (de su movilidad) en el material deformado plásticamente, lo que frena el proceso de acumulación de hidrógeno en el alambre.

Para analizar los dos efectos anteriormente descritos, la figura 5 es clave ya que se puede observar que la sobrehidrogenación relativa aparece en la superficie del alambre ($r = a$) y en su vecindad (área crítica donde puede aparecer una fisura inducida por hidrógeno). Por otro lado la hidrogenación en las proximidades de la piel del alambre, donde cabe esperar que ocurra la FH [5], es muy alta puesto que el campo de deformaciones residuales produce un aumento drástico de la cantidad de hidrógeno acumulado en su piel para tiempos de difusión cortos ($t = 2.75$ h; Fig. 5a), siendo esa acumulación mucho mayor para tiempos de exposición largos ($t = 200$ h; Fig. 5b), lo que produce un aumento de la hidrogenación de los alambres de pretensado. Por tanto, en materiales altamente deformados tales como los aceros trefilados en frío, el aumento de la solubilidad de hidrógeno debido a la deformación plástica acumulada predomina sobre la disminución de la

difusividad de hidrógeno (movilidad) en el material deformado plásticamente.



(a)



(b)

Figura 6. Distribución de las concentraciones relativas de hidrógeno en un punto situado a $r/a=0.48$ (a) y a $r/a=0.78$ para los tres modelos estudiados: difusión asistida por tensiones y deformaciones (línea continua), difusión asistida sólo por tensiones (línea discontinua) y difusión convencional (línea punteada).

Se puede considerar que los procesos de FH se inician en la piel del alambre (a profundidad x_c donde se nuclea la fractura). Esta profundidad representa el tamaño crítico de fisura [5] que se podría estimar en $450 \mu\text{m}$, i.e., $r = a - x_c \approx 0.9a$. La figura 5 muestra que, en la zona crítica, el modelo de difusión asistida por las tensiones y deformaciones predice en esa zona una cantidad de hidrógeno mucho más alta que los otros dos modelos (el ratio es aproximadamente 4.8). Así pues, los campos de deformaciones plásticas deben ser tenidos en cuenta en los modelos de difusión de hidrógeno en alambres de acero de trefilado en frío porque la consideración de la difusión asistida sólo por tensiones conduce a una dramática (y no conservadora) infravaloración del contenido de hidrógeno en la zona crítica.

5. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha analizado numéricamente el papel de las tensiones y deformaciones residuales inducidas por el proceso de trefilado en aceros de pretensado sometidos a procesos de fragilización por hidrógeno (FH) a partir de los modelos de difusión de hidrógeno asistida por las tensiones y deformaciones, obteniendo las siguientes conclusiones:

- Las distribuciones radiales de tensiones residuales después de cada paso de trefilado exhiben una autosemejanza frente a una coordenada radial adimensionalizada para todos los pasos de trefilado, lo cual permite una predicción del campo de tensiones en el alambre para cualquier etapa del trefilado.
- Las distribuciones de tensiones residuales presentan estados de tracción en las proximidades de la superficie del alambre, alcanzando su valor máximo en la superficie. Esto supone un grave riesgo para la integridad estructural de estos alambres puesto que los estados de tracción favorecen la entrada de hidrógeno y su difusión hacia el interior del acero.
- Se ha observado que la acumulación progresiva de deformaciones plásticas equivalentes con el trefilado, afecta a la difusión de hidrógeno asistida por las tensiones y deformaciones de dos maneras: en primer lugar por el aumento de solubilidad de hidrógeno y, en segundo lugar, por la reducción de la difusividad de hidrógeno (movilidad) en el material deformado plásticamente, lo que supone un retraso en la acumulación de hidrógeno.
- Los valores máximos de la concentración de hidrógeno se alcanzan en la piel del alambre y su vecindad, y por tanto son en esos puntos donde potencialmente puede aparecer una fisura por FH. Esto es válido tanto para tiempos largos como cortos de difusión. Aunque en el caso de exposiciones largas a la hidrogenación las distancias de penetración son mayores, en este caso la concentración máxima se sigue alcanzando en la superficie del alambre.
- La evolución en el tiempo de las concentraciones de hidrógeno indica que el estado estacionario se alcanza mediante una asíntota para $t \rightarrow \infty$. La aproximación a la concentración del estado estacionario es más rápida en el caso de la difusión asistida sólo por la tensión que en la caso de asistencia tenso-deformacional.
- En la región crítica (fractura) asociada con la FH, las distribuciones de concentración de hidrógeno para la difusión asistida por tensiones y deformaciones son bastantes mayores que las obtenidas en los otros dos modelos (sin tener en cuenta el campo deformacional). Por lo tanto, los campos de deformación plástica deben ser tenidos en cuenta en los modelos de difusión de hidrógeno en alambres trefilados.

AGRADECIMIENTOS

La investigación fue realizada con la ayuda del Ministerio de Ciencia y Tecnología (Proyecto MCYT-FEDER MAT2002-01831), Ministerio de Educación y Ciencia (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".

REFERENCIAS

- [1] Valiente A, Elices M (1998). Premature failure of prestressed steel bars. *Engng. Failure Analysis*, **5**, 219-227.
- [2] Bergsma F, Boon JW, Etienne CF (1978). Détermination de la sensibilité des aciers précontrains à la fragilisation par l'hydrogène. *Revue de Métallurgie*, **75**, 153-164.
- [3] Katagiri K, Sato T, Kasaba K, Sasaki S, Tashiro H (1999). Effects of post-drawing treatments on the fatigue strength of eutectoid steel wires. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **22**, 753-760.
- [4] Elices M (2004). Influence of residual stresses in the performance of cold drawn pearlitic wires. *J. Mater. Sci.*, **39**, 3889-3899.
- [5] Toribio J, Elices M (1991). Influence of residual stresses on hydrogen embrittlement susceptibility of prestressing steels. *Int. J. Solids and Struct.*, **28**, 791-803.
- [6] Zienkiewicz OC, Taylor RL (1991-1994). *The Finite Element Method. Vols. 1-2*. McGraw-Hill, London.
- [7] Hirth JP (1980). Effects of hydrogen on the properties of iron and steel. *Metall. Trans.*, **11A**, 861-890.
- [8] Kolachev BA (1985). *Hydrogen Brittleness of Metals*. Metallurgia, Moscow.
- [9] Lee HL, Chan SLI (1991). Hydrogen embrittlement of AISI 4130 steel with an alternate ferrite/pearlite banded structure. *Mater. Sci. Engng.*, **A142**, 193-201.
- [10] Lillard, RS, Enos, DG, Scully, JR (2000). Calcium hydroxide as a promoter of hydrogen absorption in 99.5% Fe and a fully pearlitic 0.8% C steel during electrochemical reduction of water. *Corrosion*, **56**, 1119-1132.
- [11] Astiz MS, Álvarez JA, Guitiérrez-Solana F (1998). Modelo numérico para analizar el efecto del hidrógeno sobre los procesos de fisuración dúctil. *Anal. Mec. Fract.*, **15**, 79-84.