

EVOLUCION DE LA TOPOGRAFIA DE DAÑO POR HIDROGENO EN ACEROS PERLITICOS PROGRESIVAMENTE TREFILADOS

J. Toribio, F. J. Ayaso y E. Ovejero

Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S.I. Caminos, Campus de Elviña, 15192 La Coruña

Resumen. En este artículo se estudia la evolución de la topografía de daño por hidrógeno en aceros perlíticos progresivamente trefilados. El análisis fractográfico reveló cambios en los modos microscópicos de fractura en función del modo macroscópico de propagación de la fisura, y así la *topografía de daño por hidrógeno* (TDH) evoluciona desde un modo característico de tipo *tearing topography surface* (TTS) en aceros no trefilados o débilmente trefilados, hasta un modo TTS *muy deformado* en la dirección del trefilado (eje del alambre) en aceros fuertemente trefilados. Mediante técnicas de análisis de imagen se analizaron los diferentes modos microscópicos de fractura, encontrándose una relación de homotecia entre ellos: la topografía TTS muy deformada encontrada en aceros fuertemente trefilados puede ser obtenida *virtualmente*, deformando la micrografía en la propia dirección del trefilado.

Abstract. This paper analyzes the evolution of hydrogen-assisted damage topography in progressively drawn pearlitic steels. The fractographic analysis revealed changes in the microscopic topographies depending on the fracture propagation mode, with an evolution from pure *tearing topography surface* (TTS) in slightly drawn steels to a kind of *very deformed* TTS (in direction of cold drawing or wire axis) in heavily drawn steels. An image analysis technique was used to analyze the different microscopic fracture modes, thus finding homotetic correlations between the different microscopic modes of fracture. Results showed that the very deformed TTS *really* observed in heavily drawn steels could be *virtually* obtained by deforming the micrograph in the direction of cold drawing.

1. INTRODUCCION

El acero de pretensado es un material ampliamente utilizado para el hormigón pretensado, donde es necesario el uso de aceros de elevado límite elástico que se consiguen mediante trefilado. Sin embargo, estos aceros suelen trabajar en ambientes agresivos donde se pueden desarrollar procesos de corrosión bajo tensión que incrementan el riesgo de rotura catastrófica.

Trabajos previos [1,2] han estudiado la fractura de este tipo de aceros en ambientes agresivos (bajo condiciones de corrosión bajo tensión o fragilización por hidrógeno), encontrando un comportamiento anisótropo en el acero de pretensado fuertemente trefilado, con cambios en la dirección de fisuración pasando de crecimiento en modo I a propagación en modo mixto. En trabajos posteriores [3,4] se ha profundizado en esta línea de investigación,

estudiando las etapas intermedias del proceso de trefilado con objeto de determinar en qué momento comienza el comportamiento anisótropo asociado con la propagación en modo mixto, y relacionar, como es propio de la Ciencia de Materiales, el comportamiento macroscópico con la microestructura de los aceros en los niveles microestructurales de la colonia perlítica [5,6] y de las láminas de ferrita y cementita [7,8], en función del *grado de trefilado* alcanzado durante la fabricación.

En este artículo se aborda el estudio de la evolución de las topografías de fractura inducida por hidrógeno a nivel microscópico para los distintos grados de trefilado, por medio de técnicas de análisis de imagen, con el fin de elucidar los micromecanismos físicos de fractura de aceros perlíticos en ambiente de hidrógeno, considerando la anisotropía creciente a medida que el nivel de endurecimiento por deformación aumenta.

2. MATERIALES Y MICROESTRUCTURA

Los materiales usados en este estudio han sido aceros de alta resistencia provenientes de un proceso de trefilado real. Los alambres con distinto grado de trefilado se obtuvieron deteniendo el proceso y extrayendo muestras en distintos puntos de la cadena de fabricación. Los distintos aceros se han nombrado con subíndices del 0 al 6, que indican el número de pasos de trefilado que han sufrido, así el acero 0 es el producto inicial que no ha sufrido ningún paso de trefilado, y el acero 6 representa el producto final que ha sufrido 6 etapas de trefilado con reducción progresiva de diámetro. En la Tabla 1 se da la composición química, lógicamente la misma para todos los aceros, y en la Tabla 2 se recogen los diámetros sucesivos a lo largo del proceso de fabricación, así como las propiedades mecánicas para los distintos aceros.

Tabla 1. Composición química (% en peso) de los aceros

C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Al
0.80	0.69	0.23	0.012	0.009	0.265	0.060	0.004

Tabla 2. Reducción de diámetro y propiedades mecánicas de los aceros.

Acero	0	1	2	3	4	5	6
D_i (mm)	12.00	10.80	9.75	8.90	8.15	7.50	7.00
D_i/D_0	1	0.90	0.81	0.74	0.68	0.62	0.58
σ_Y (GPa)	0.686	1.100	1.157	1.212	1.239	1.271	1.506
σ_R (GPa)	1.175	1.294	1.347	1.509	1.521	1.526	1.762
K_{IC} (S.I.)*	60.1	61.2	70.0	74.4	110.1	106.5	107.9

* (MPam^{1/2})

La evolución microestructural de los aceros con el trefilado se ha estudiado en trabajos anteriores [5-8], concluyéndose que dicha técnica de fabricación origina una serie de cambios en la microestructura del acero, consistentes básicamente en una orientación progresiva y una estiramiento de las colonias perlíticas [5,6] y una orientación y densificación de las láminas de ferrita y cementita [7,8], reduciendo así el espaciado interlaminar. En ambos casos la orientación se produce mediante alineación progresiva del correspondiente elemento microestructural (colonias o láminas) con la dirección de trefilado o eje del alambre, como se muestra en las Figs. 1 a 6 por medio de las micrografías correspondientes al estudio metalográfico y de la evolución con el grado de trefilado de los ángulos de orientación de colonias de perlita y de láminas de ferrita y cementita.

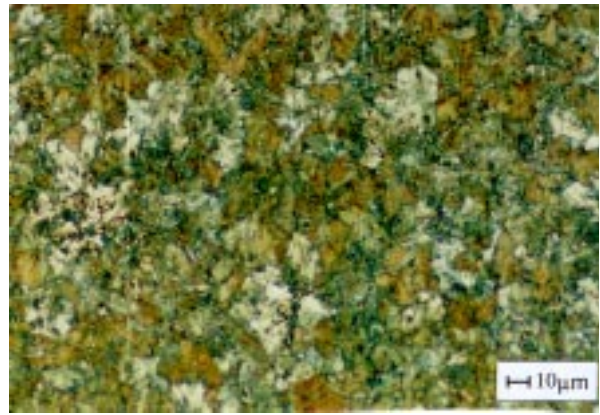


Fig. 1. Sección metalográfica del acero 0 (alambón no trefilado), observada al microscopio óptico: orientación aleatoria de las colonias de perlita.

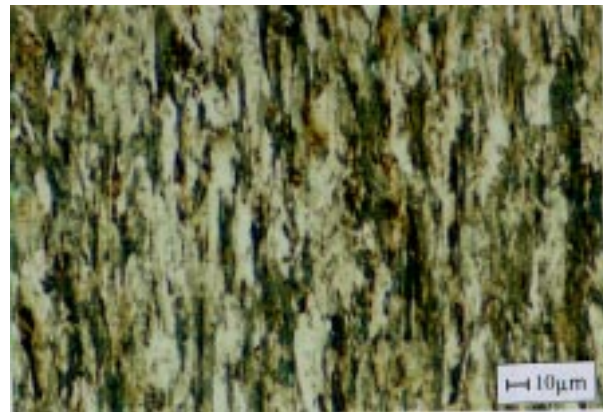


Fig. 2. Sección metalográfica del acero 6 (acero de pretensado trefilado), observada al microscopio óptico: orientación de las colonias de perlita según el eje del alambre o dirección de trefilado.

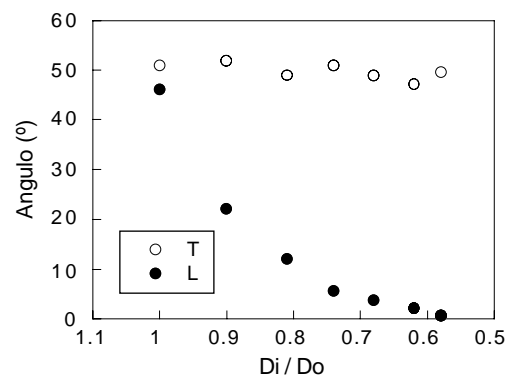


Fig. 3. Evolución con el trefilado de los ángulos de orientación de las colonias de perlita, en las secciones metalográficas longitudinal (L) y transversal (T). En ambos casos se ha representado el ángulo entre el eje mayor de la colonia de perlita (modelizada en forma de elipsoide) y la dirección axial (en el caso de la sección longitudinal L) o la dirección radial (en el caso de la sección transversal T).

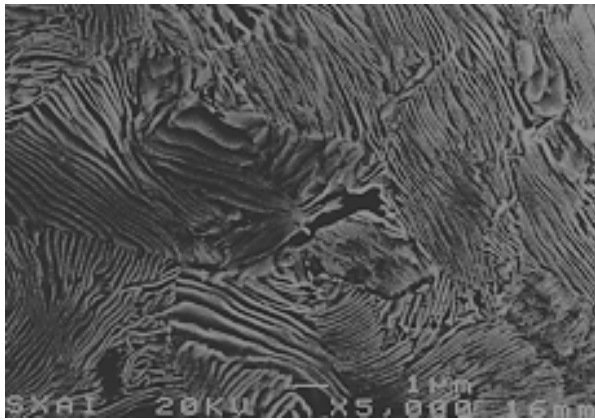


Fig. 4. Sección metalográfica del acero 0 (alambre no trefilado), vista al microscopio electrónico: orientación aleatoria de las colonias de perlita.

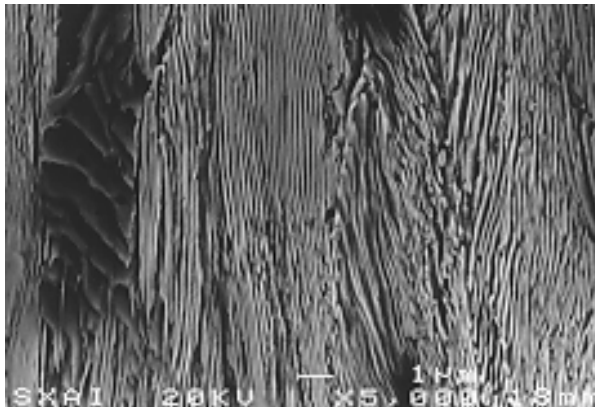


Fig. 5. Sección metalográfica del acero 6 (acero de pretensado trefilado) vista al microscopio electrónico: orientación de las láminas de perlita según el eje del alambre o dirección de trefilado.

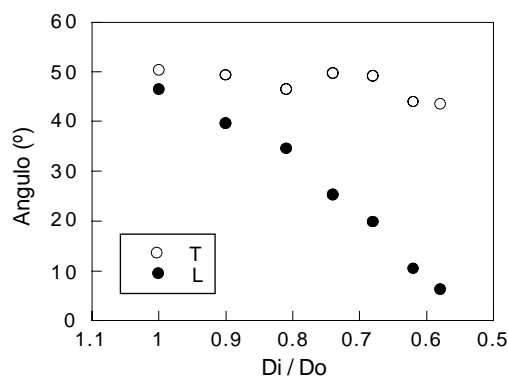


Fig. 6. Evolución con el trefilado de los ángulos de orientación de las láminas de perlita, en las secciones metalográficas longitudinal (L) y transversal (T). En ambos casos se ha representado el ángulo entre la dirección de las láminas en el corte metalográfico y la dirección axial (caso de la sección longitudinal L) o la dirección radial (caso de la sección transversal T).

3. PROGRAMA EXPERIMENTAL

Con el fin de relacionar los resultados anteriores [5-8] con el comportamiento frente a la fisuración inducida por hidrógeno se realizaron ensayos de fractura en dicho ambiente agresivo a velocidad de deformación constante, utilizando para ello muestras cilíndricas prefisuradas.

La preparación de las muestras para los ensayos de se realizó mediante fisuración por fatiga de los alambres para producir una fisura transversal. La prefisuración se realizó en una máquina servohidráulica de ensayos mecánicos, de forma que el máximo factor de intensidad de tensiones durante la última etapa de fisuración fue $K_{\max} = 0.30K_{IC}$, donde K_{IC} es la tenacidad de fractura del material, y la profundidad de fisura fue $a = 0.30D$ en todos los casos, donde D es el diámetro del alambre.

Después de la fase de prefisuración, las probetas se introdujeron en una célula electroquímica con tres electrodos: la muestra, un contraelectrodo de platino y un electrodo de referencia de calomelanos saturado (ECS). El potencial de trabajo fue $E = -1200$ mV ECS, para el cual se ha demostrado [1,2] que el mecanismo de ataque es la fisuración asistida por hidrógeno (FAH). Como medio agresivo se utilizó una disolución acuosa de 1g/l de $\text{Ca}(\text{OH})_2$ con 0.1g/l de HCl con pH 12.5, adecuado para reproducir las condiciones alcalinas de trabajo de un acero de pretensado cuando se encuentra en servicio rodeado de hormigón. Los ensayos de fragilización por hidrógeno se realizaron a velocidad de sollicitación constante, y la velocidad de la cruceta se eligió en proporción al diámetro del alambre.

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

De los resultados experimentales cabe resaltar un hecho fundamental: el comportamiento en fractura asistida por hidrógeno de los aceros se va haciendo más anisótropo a medida que el grado de trefilado aumenta, como se muestra en la Fig. 7 por medio del *perfil de fractura* (topografía macroscópica de la superficie de fractura). De este modo, una fisura transversal tiende a cambiar su dirección de propagación para aproximarse a la del eje del alambre, y por tanto un crecimiento inicial en modo I evoluciona hacia una propagación en modo mixto.

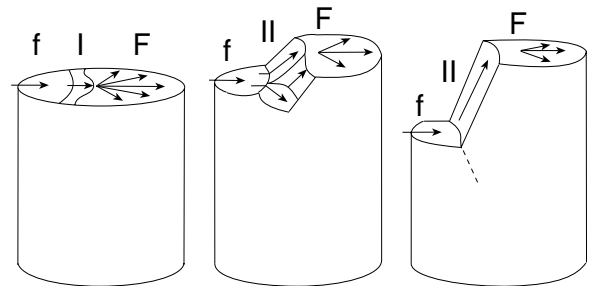


Fig. 7. Evolución de las superficies de fractura por FAH en función del grado de trefilado (creciente de izquierda a derecha), f: fisuración por fatiga, I: FAH en modo I, II: FAH en modo mixto, F: fractura final por clivaje.

De lo anterior se deduce que la progresiva orientación con el trefilado de los dos niveles microestructurales básicos (colonias y láminas de perlita), cf [6,8], es la causa microestructural del comportamiento anisótropo de estos materiales: a partir de un cierto grado de trefilado las fisuras encuentran direcciones de propagación más favorables para la FAH en direcciones distintas de la inicial de propagación en modo I, y así la resistencia a la fisuración asistida por hidrógeno es una propiedad direccional que depende de la orientación de la microestructura con respecto a la dirección del trefilado (*anisotropía resistente* frente a la FAH).

5. ESTUDIO FRACTOGRAFICO

Tras los ensayos se realizó, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) un exhaustivo análisis fractográfico de las muestras correspondientes a todos los aceros fracturados en los ensayos de fragilización por hidrógeno. Los resultados del análisis se ofrecen en la Fig. 8 (acero 0) y en la Fig. 9 (acero 6).

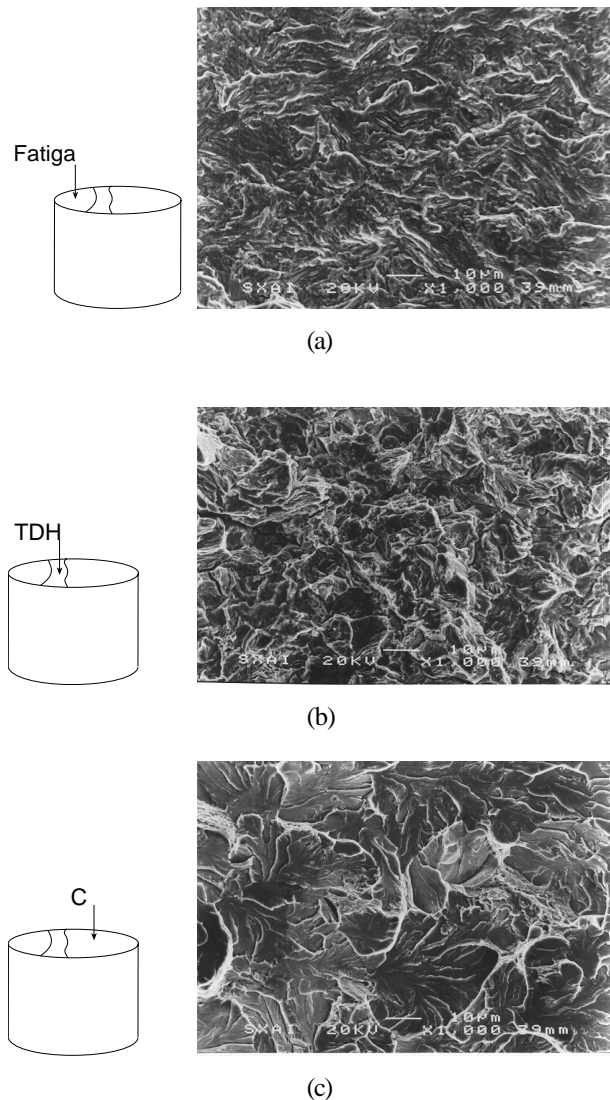


Fig. 8. Fractografía del acero 0: (a) prefisura por fatiga; (b) topografía de daño por hidrógeno; (c) clivaje.

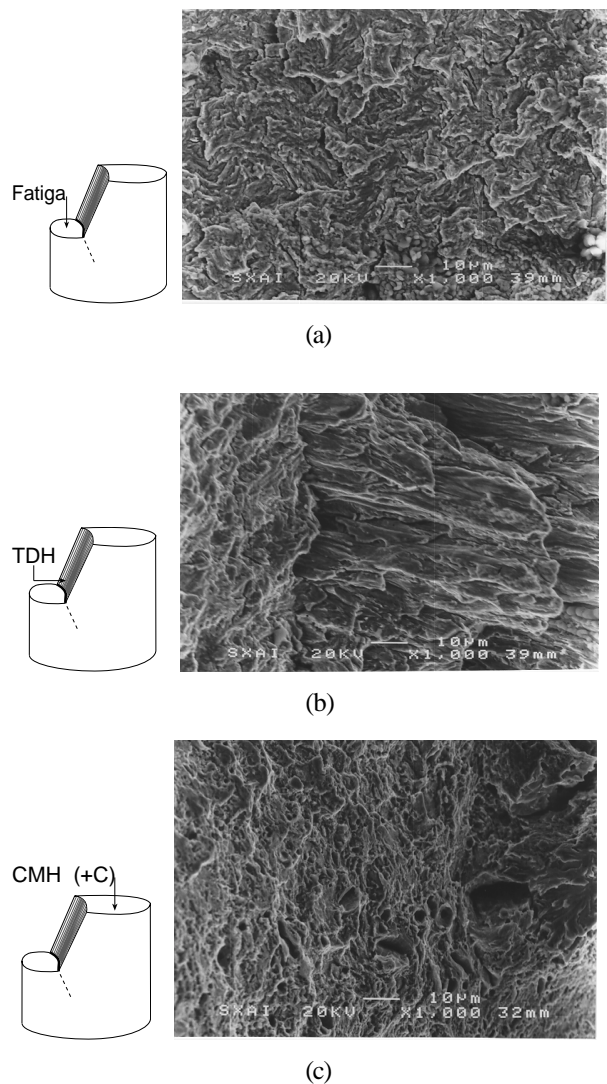


Fig. 9. Fractografía del acero 6: (a) prefisura por fatiga; (b) topografía de daño por hidrógeno; (c) coalescencia de microhuecos con alguna faceta de clivaje.

En la fractografía por fatiga (Figs. 8a y 9a) se observa la dirección de propagación de la fisura, de izquierda a derecha. A continuación de la fatiga (Figs. 8b y 9b) la propagación continúa según un modo microscópico de fractura claramente diferente al anterior, y que se ha denominado *topografía de daño por hidrógeno* (TDH). En el acero 0 (alambrón no trefilado, cf. Fig. 8b) se trata de una propagación en su propio plano, es decir, en la dirección original de prefisuración por fatiga en modo I, trantándose, por lo tanto, de comportamiento isótropo frente a la FAH. En el acero 6 (acero de pretensado fuertemente trefilado, cf. Fig. 9b) se trata de una propagación desviada con respecto a la dirección original de prefisuración por fatiga en modo I, trantándose, por lo tanto, de propagación en modo mixto (con importante factor de mixtura o predominio del modo II frente al modo I) lo cual representa un comportamiento muy anisótropo frente a la FAH. Tras la zona TDH en ambos aceros (en modo I o en modo mixto, según el grado de anisotropía del acero) se tiene la topografía correspondiente a la fractura final por clivaje (acero 0, cf. Fig. 8c) o por

coalescencia de microhuecos con alguna faceta de clivaje (acero 6, cf. Fig 9c), es decir, que la fractura final se hace progresivamente más dúctil a medida que el grado de trefilado en el acero aumenta.

La zona TDH observada en el acero 0 (Fig. 8b) presenta una apariencia microscópica propia, claramente diferente de la zona anterior de fatiga. Thompson y Chesnutt [9] identificaron este tipo de fractografía y la llamaron TTS (*tearing topography surface*), ya que parece estar formada por desgarramientos dúctiles con formación de pequeñas fisuras microscópicas. En años posteriores, Costa y Thompson [10] observaron la aparición de fractografía TTS asociada al daño producido por el hidrógeno en aceros perlíticos puros. Esta topografía (Fig. 8b) coincide con la obtenida por Lancha [2] y Toribio *et al.* [11] en acero perlítico *no trefilado* (alambrón), donde se muestra siempre asociada al fenómeno de fragilización por hidrógeno [12] lo que corresponde al acero 0 de este estudio, en el cual esta fractografía se ha denominado *topografía de daño por hidrógeno* ($TDH^{(0)}$), pues se da en todos los aceros utilizados, con una apariencia que va evolucionando para los distintos aceros, por lo que puede hablarse de una topografía general $TDH^{(i)}$ con aspecto variable en función del grado de trefilado, y así $TDH^{(0)}$ (que *corresponde exactamente al modo TTS* descrito en [9-12]) está asociada al alambroón no trefilado, mientras que la topografía $TDH^{(6)}$ (que es un modo TTS *muy deformado* en la dirección del trefilado o eje del alambre) es la propia del acero de pretensado trefilado. Entre ambos extremos se encuentra un abanico variable de topografías $TDH^{(i)}$ que evolucionan desde el puro TTS ó $TDH^{(0)}$ hasta el $TDH^{(6)}$ muy deformado.

6. DISCUSION

De la observación de las fractografías correspondientes al alambroón no trefilado en absoluto ($TDH^{(0)}$, Fig. 8b) y al acero de pretensado muy trefilado ($TDH^{(6)}$, Fig. 9b) se deducen las siguientes consideraciones:

- Todas las fractografías del tipo TDH para distinto grado de trefilado están asociadas a un mismo mecanismo de FAH (a potenciales catódicos y con descenso del factor de intensidad de tensiones crítico), pudiendo existir relación entre ellas.
- Considerando una topografía genérica $TDH^{(i)}$, ésta muestra una *deformación aparente* (en la fractografía) que es función creciente del grado de trefilado en el acero (representado por el superíndice i que indica el número de escalones de deformación plástica).
- Observando el aspecto de las fractografías TDH, dicha deformación parece orientada en la dirección del lado mayor de la fotografía en los aceros fuertemente trefilados (es decir, en una dirección cuasi-paralela al eje del alambre o dirección de trefilado).

Por lo cual cabe formular la siguiente cuestión referida a la evolución de las fractografías TDH en aceros con distinto grado de trefilado:

¿existe alguna relación geométrica entre las topografías TDH tal que resulte posible pasar de una a otra mediante transformaciones de homotecia según uno o varios ejes?

Para plantear las transformaciones de homotecia requeridas, se utilizó un razonamiento basado en el esquema de la Fig 10. en la cual la fractografía inicial $TDH^{(0)}$ (o puro TTS) en el alambroón isótropo no trefilado se ha orientado *virtualmente* en la θ_{FAH} propia del ensayo de FAH en un acero con cierto grado de trefilado (como si se insertase la fractografía en el propio material), para a continuación modelizar el proceso de deformación plástica debida al trefilado, lo cual se realiza mediante homotecias λ_r , λ_θ , λ_z que representan las deformaciones radial (contracción), anular (contracción) y axial (extensión) de tal modo que la deformación λ_r , según el lado mayor de la fotografía (o fractografía) y la deformación λ_r según el lado menor de la misma, pueden calcularse según la triple homotecia descrita, siendo $\lambda_r \approx \lambda_\theta$. Los parámetros de homotecia se calculan, para cada grado de trefilado, considerando la Mecánica de Medios Continuos y la hipótesis de conservación de volumen propia de la Teoría de Plasticidad. Los valores obtenidos, y en particular la deformación cuasi-axial según el lado mayor de la fractografía (λ_r) representan la *deformación virtual* aplicable a una fractografía $TDH^{(i)}$ para obtener otra $TDH^{(j)}$ ($j > i$). La Fig. 11 muestra los resultados de dicho proceso de deformación virtual aplicable a las fractografías, realizado a partir de la $TDH^{(0)}$ y de la $TDH^{(4)}$. En ambos casos el parecido entre las apariencias real y virtual es muy grande, lo que confirma que el mecanismo de FAH es similar en todos los aceros.

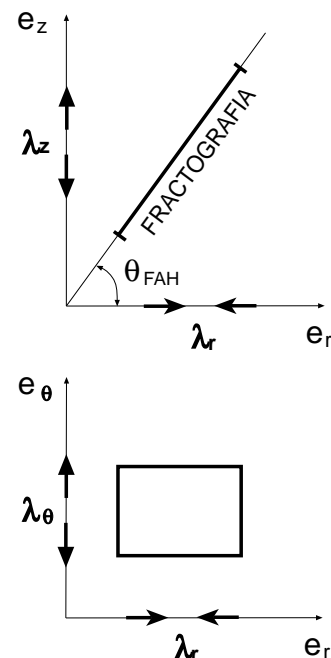


Fig. 10. Planta y alzado representando la fractografía inicial $TDH^{(0)}$ en el alambroón isótropo no trefilado orientada *virtualmente* en la dirección de FAH, θ_{FAH} , correspondiente a un acero con cierto grado de trefilado, y deformada con homotecias λ_r , λ_θ , λ_z para representar el proceso de trefilado (coordenadas cilíndricas r , θ , z).

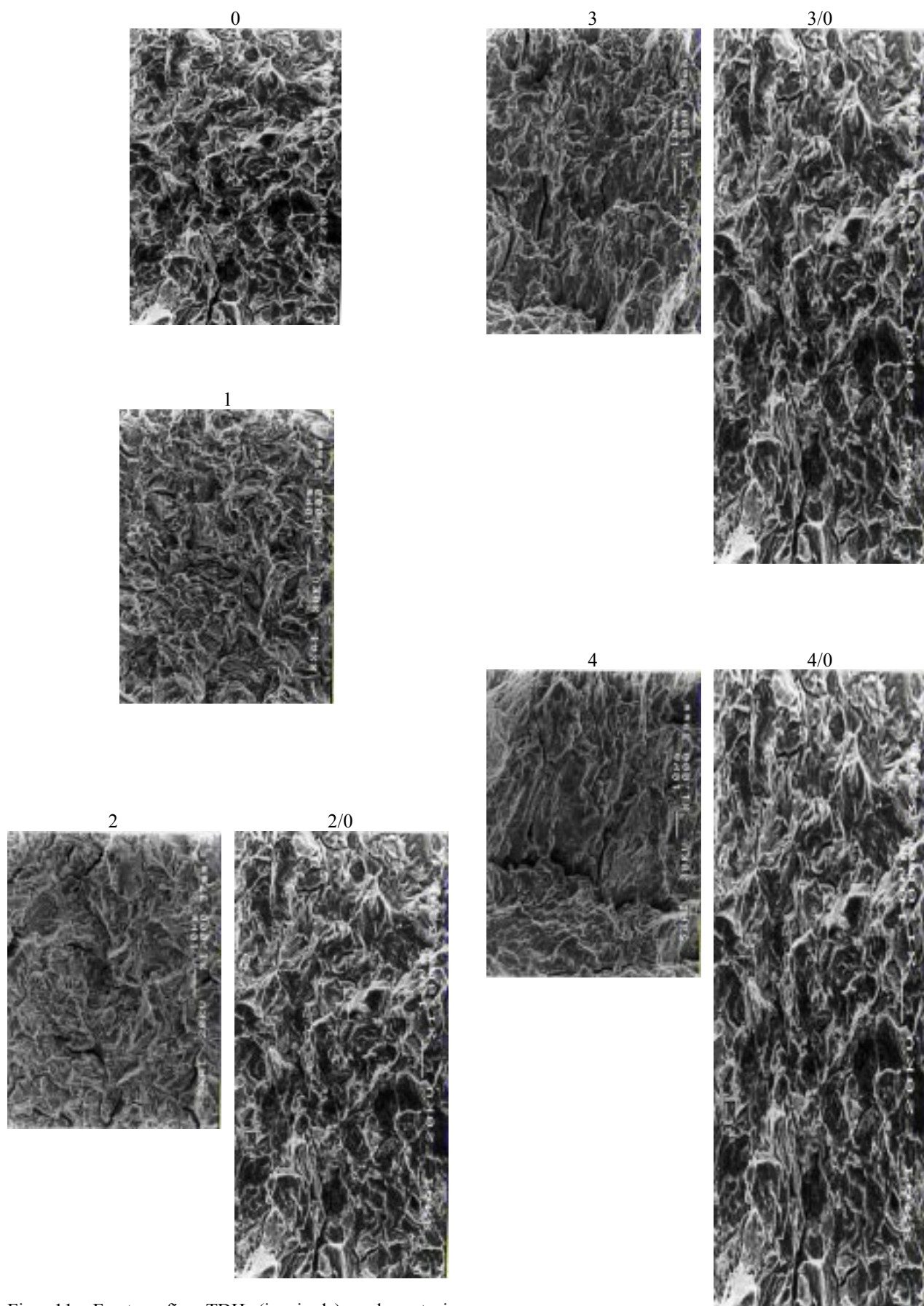


Fig. 11. Fractografías TDH (izquierda) y homotecias axiales (derecha: el primer número representa el acero “final” y el segundo el acero “inicial”).

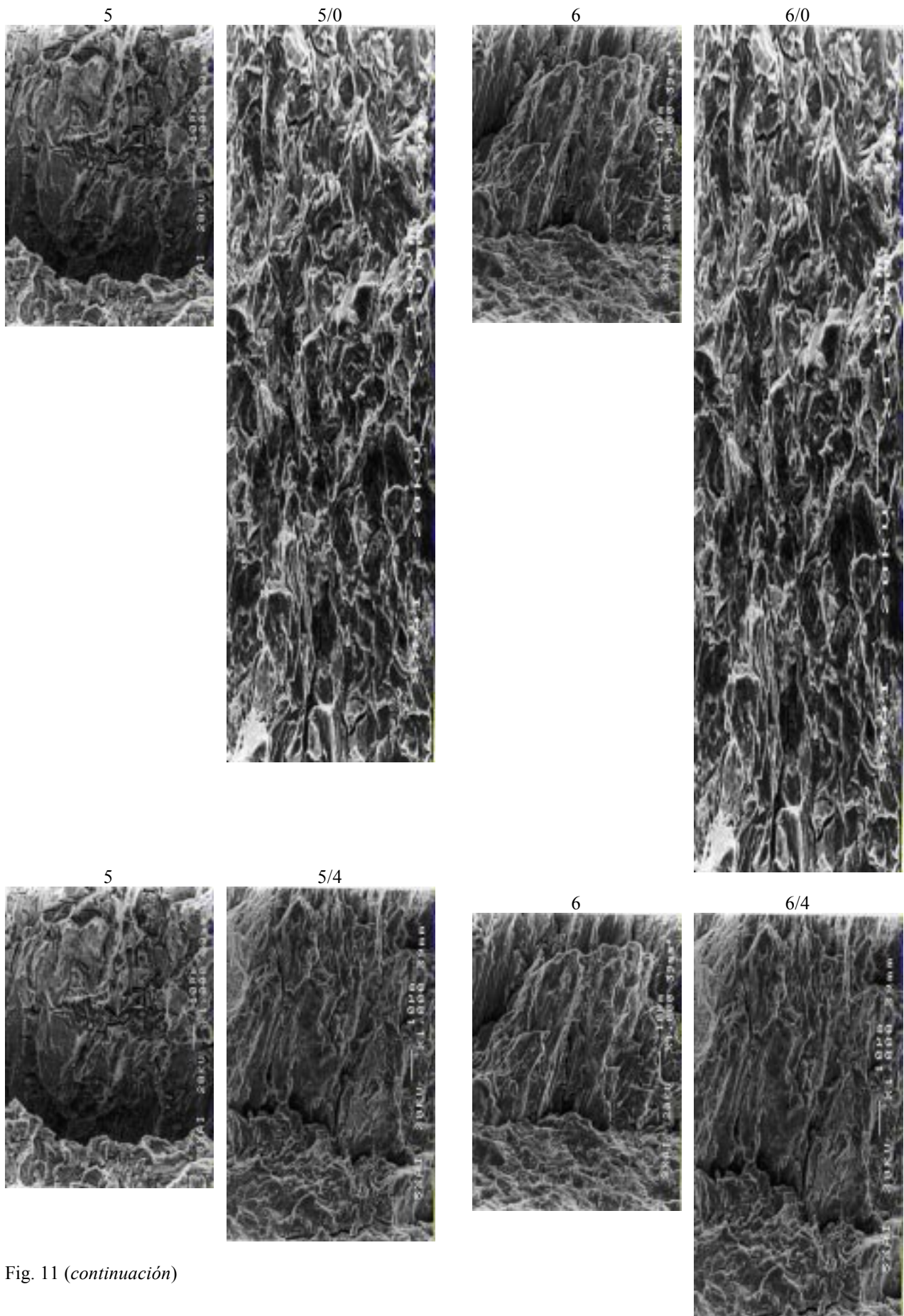


Fig. 11 (continuación)

7. CONCLUSIONES

En aceros eutectoides, los cambios microestructurales producidos por el proceso de trefilado afectan al comportamiento frente a fenómenos de corrosión bajo tensión en general, y fisuración asistida por hidrógeno (o fragilización por hidrógeno) en particular.

La propagación de la fisura cambia de modo I en las primeras fases del proceso de trefilado a modo mixto en etapas posteriores, lo cual supone un comportamiento progresivamente anisótropo a medida que el grado de trefilado aumenta.

Se ha encontrado una relación de homotecia entre las distintas topografías de daño por hidrógeno TDH: la topografía TTS muy deformada encontrada en aceros fuertemente trefilados puede ser obtenida *virtualmente*, deformando la micrografía TTS (pura) del alambcón en la propia direccin del trefilado.

Agradecimientos

Los autores desean hacer constar su agradecimiento por la financiación recibida de la CICYT (Ref. MAT97-0442) y la Xunta de Galicia (Refs. XUGA 11801B95 y XUGA 11802B97). También agradecen a EMESA TREFILERIA S.A. la cesión del acero.

REFERENCIAS

- [1] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V. y Caballero, L. (1982). Corros. Sci. **22**, 379-405.
- [2] Lancha, A.M. (1987). Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid.
- [3] Ovejero, E. y Toribio, J. (1998). Revista de Metalurgia **34**, 113-117.
- [4] Ovejero, E. y Toribio, J. (1998). Anales de Mecánica de la Fractura **15**, 367-371.
- [5] Toribio, J. and Ovejero, E. (1997). Mater. Sci. Engng. **A234-236**, 579-582.
- [6] Toribio, J. and Ovejero, E. (1998). J. Mater. Sci. Lett. **17**, 1037-1040.
- [7] Toribio, J. and Ovejero, E. (1998). Scripta Mater. **39**, 323-328.
- [8] Toribio, J. and Ovejero, E. (1998). Mech. Time-Dependent Mater. **1**, 307-319.
- [9] Thompson, A. W. and Chesnutt, J.C. (1979). Metall. Trans. **10A**, 1193-1196.
- [10] Costa, J.E. and Thompson, A.W. (1982). Metall. Trans. **13A**, 1315-1318.
- [11] Toribio, J., Lancha, A.M. and Elices, M. (1991). Scripta Metall. Mater. **25**, 2239-2244.
- [12] Toribio, J., Lancha, A.M. and Elices, M. (1992). Metall. Trans. **23A**, 1573-1584.