

IMPORTANCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN LA FRACTURA EN AMBIENTES AGRESIVOS

Toribio, J., Elices, M.

Departamento de Ciencia de Materiales
E.T.S. Ingenieros de Caminos (Universidad Politécnica de Madrid)
Ciudad Universitaria s/n
28040 MADRID

Resumen. - El objetivo del presente artículo consiste en demostrar la importancia de la velocidad de deformación local en la fractura en ambientes agresivos. Los ensayos de fractura se han llevado a cabo sobre probetas entalladas inmersas en ambiente de hidrógeno. El análisis fractográfico muestra una topografía específica de fractura para la zona afectada por hidrógeno: *T.T.S. (Tearing Topography Surface)*, zona crítica en ambiente agresivo. El criterio de fractura, basado en la tensión efectiva o equivalente de Von Mises, se formula cinemáticamente: la tensión efectiva o equivalente crítica del material es función de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla. Los resultados son independientes de la geometría, lo que demuestra la validez de la formulación empleada y por tanto la importancia de la velocidad de deformación local.

Abstract. - The objective of the present paper is demonstrating the role of local strain rate in fracture under aggressive environments. Fracture tests have been carried out on notched samples subjected to hydrogen environment. The fractographic analysis shows a specific fracture topography corresponding to the hydrogen affected zone: *T.T.S. (Tearing Topography Surface)*, critic zone in aggressive environment. The fracture criterium, based on effective or equivalent stress (in the Von Mises sense), receives a kinematic approach: the critic equivalent stress of the material is a function of the local strain rate at the notch tip. The results are geommetry-independent, what proves the validity of the present approach, and so the role of local strain rate.

1. INTRODUCCION

El ensayo a velocidad de deformación constante se usa hoy día con gran profusión no sólo como un método de ensayo en control de calidad, sino también para el estudio experimental de los fenómenos de corrosión bajo tensión (disolución anódica y fragilización por hidrógeno) [1,2]. Los ensayos pueden llevarse a cabo sobre muestras planas, entalladas o fisuradas. Si se asume que el daño causado por el ambiente agresivo en los tres tipos de muestra es producido por el mismo proceso de flujo localizado, resulta relevante obtener el valor de la velocidad de deformación local - en muestras fisuradas o entalladas - con respecto a la velocidad de deformación remota - en muestras planas - proporcionada por la máquina de ensayo [3,4,5].

En este trabajo se relacionan la velocidad de deformación remota $\dot{\epsilon}_R$ y la velocidad de deformación local $\dot{\epsilon}_L$ en probetas circularmente entalladas de diferentes geometrías, con el fin de obtener la relación entre la velocidad de deformación de la máquina de ensayo y la velocidad de deformación en el fondo de la entalla, en régimen elastoplástico.

Para comprobar la validez de estos resultados se han comparado ensayos de fragilización por hidrógeno con diferentes geometrías de entalla (para inducir diferentes velocidades de deformación local cuando son ensayados a la misma deformación remota), obteniéndose que la velocidad de deformación local es un parámetro relevante para tales procesos.

2. VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL FONDO DE LA ENTALLA

A fin de asegurar distintas velocidades de deformación en el fondo de la entalla, se han considerado cuatro geometrías de probetas axilsimétricas entalladas circularmente, como puede verse en la Fig. 1. En estas muestras la agresividad de la entalla se mide a través del radio en el fondo de la entalla R y de la profundidad de entalla A . Los valores escogidos son:

Geometría	R/D	A/D
A	0.03	0.10
B	0.05	0.39
C	0.36	0.09
D	0.40	0.40

donde D es el diámetro de la probeta. Los resultados de cálculo confirman que se ha cubierto un amplio rango de velocidades de deformación local.

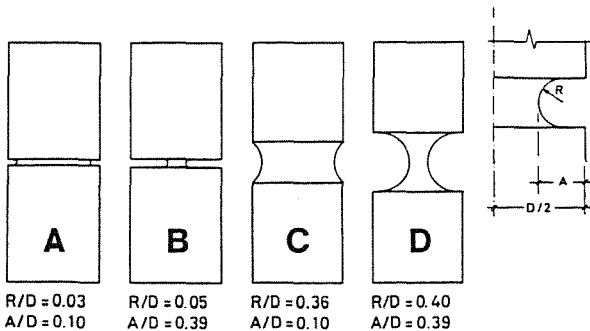


Fig. 1.- Geometrías estudiadas.

El material, elastoplástico con endurecimiento por deformación, se ha modelizado utilizando una ecuación del tipo Ramberg-Osgood:

$$\epsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{P} \right)^m \quad (1)$$

donde $E = 199$ GPa, $P = 2.1$ GPa y $m = 4.9$, valores que corresponden al acero eutectoide escogido para experimentación. La curva aparece dibujada en la Fig. 2.

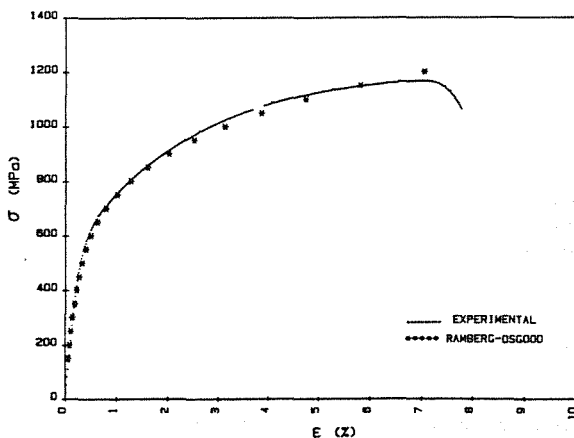


Fig. 2.- Material.

Los cálculos se han realizado mediante el Método de los Elementos Finitos en régimen elastoplástico, utilizando la Teoría de la Plasticidad incremental. La sollicitación se introduce mediante desplazamientos impuestos en los extremos de la muestra, escalón a escalón.

Teniendo en cuenta que los resultados numéricos son desplazamientos nodales, las deformaciones se definen dividiendo tales desplazamientos por una longitud adecuada. Para la deformación local en el fondo de la entalla, ϵ_L , se ha elegido una longitud de referencia o base de medida local $L_L = 0.01D$, tras comprobar que es lo suficientemente pequeña para que los resultados numéricos - relación entre las velocidades de deformación local y remota - no dependan de su elección (Método convergente), y además bastante mayor que las características microestructurales del acero utilizado: el tamaño de la colonia de perlita (Modelo congruente con la realidad física). Precisando más, para $D = 11$ mm la longitud de referencia local es $L_L = 110$ mm y el tamaño medio de la colonia de perlita es igual a $15 \mu\text{m}$. Esta deformación local ha de ser comparada con la deformación remota, ϵ_R , obtenida dividiendo el desplazamiento remoto - desplazamiento en el extremo de la muestra - por una longitud arbitraria, el diámetro de la muestra.

Las deformaciones local y remota son, por tanto:

$$\epsilon_L = \frac{u_L}{L_L} = \frac{u_L}{0.01D} \quad (2)$$

$$\epsilon_R = \frac{u_R}{D} \quad (3)$$

y las velocidades de deformación $\dot{\epsilon}_L$ y $\dot{\epsilon}_R$:

$$\dot{\epsilon}_L = \frac{u_L^{i+1} - u_L^i}{0.01D \Delta t} \quad (4)$$

$$\dot{\epsilon}_R = \frac{u_R^{i+1} - u_R^i}{D \Delta t} \quad (5)$$

donde los índices i , $i+1$ se utilizan para designar los valores en los instantes t y $t+\Delta t$ respectivamente. Los valores relativos de las velocidades de deformación local y remota dependerán de la geometría, de las propiedades del material y del desplazamiento remoto si aparece plasticidad, es decir:

$$\dot{\epsilon}_L / \dot{\epsilon}_R = f \left(\nu, m, \frac{P}{E}; \frac{R}{D}, \frac{A}{D}, \frac{L}{D}; \epsilon_R \right) \quad (6)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson, m , P y E están definidos en la ecuación (1), y R , A , L y D son parámetros geométricos, según se ha esquematizado en la Fig. 1, donde L es la longitud de la muestra. Los resultados de cálculo, para $L = 4D$, se muestran en la Fig. 3: relación entre las velocidades de deformación local y remota en función de la deformación remota.

El análisis de estos resultados muestra que la agresividad de la entalla influye claramente

en la velocidad de deformación local, siendo a la profundidad la variable relevante.

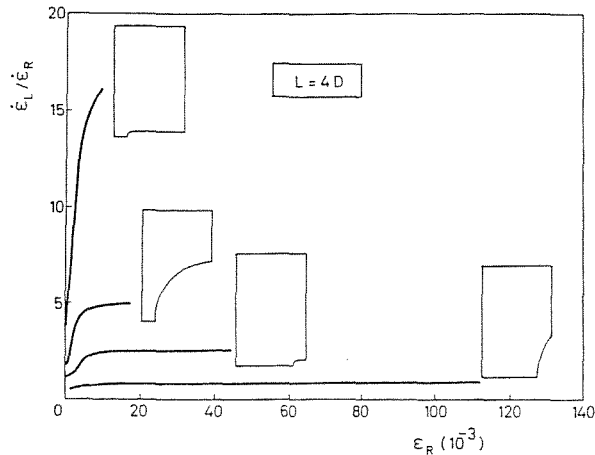


Fig. 3.- Relación entre las velocidades de deformación local y remota.

3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

En el programa experimental se ha utilizado un acero eutectoide ferrítico-perlítico, suministrado en barras de 12 mm de diámetro. La composición química y las propiedades mecánicas se han resumido en la Tabla 1 y en la Tabla 2.

TABLA 1. Composición química

C%	Mn%	Si%	P%	S%	Fe%
.85	.60	.26	<.01	<.03	balance

TABLA 2. Propiedades mecánicas

E (GPa)	σ_u (MPa)	ϵ (σ máx) (%)	Ramberg-Osgood P (GPa)	m
199±.9	1151±6	6.1±.2	2.1	4.9

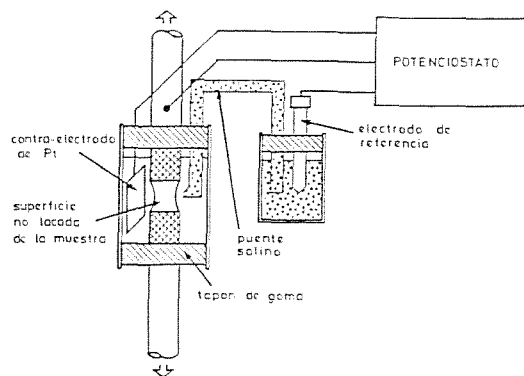


Fig. 4.- Dispositivo experimental.

El ambiente agresivo consistió en una solución acuosa de 1g/l de hidróxido cálcico más 0.1g/l de Cloruro sódico. En la preparación de dicha solución se utilizó agua desionizada con una conductividad eléctrica inferior a 1 μ S/cm, y tanto el hidróxido cálcico como el cloruro sódico fueron de pureza analítica. El valor del pH fue 12.5 y todos los ensayos fueron realizados a temperatura ambiente (16 a 22°C).

Con el fin de facilitar la entrada de hidrógeno todos los ensayos se llevaron a cabo a -1200 mV E.C.S., potencial catódico en el cual el efecto fragilizador es máximo [6]. El esquema de montaje aparece en la Fig. 4. El potencial constante se impuso mediante un potencióstato, al que se conectaron los tres electrodos: el de trabajo (probeta), el de referencia (E.C.S.) y el contraelectrodo de platino. A fin de localizar la penetración de hidrógeno se cubrió con laca anticorrosiva toda la superficie de la muestra a excepción de la entalla.

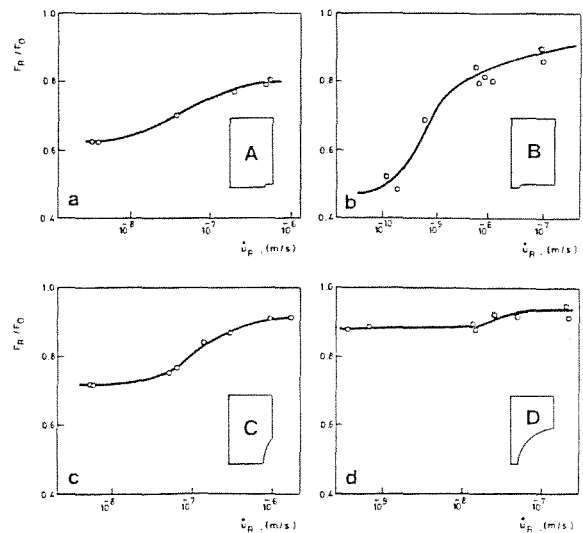
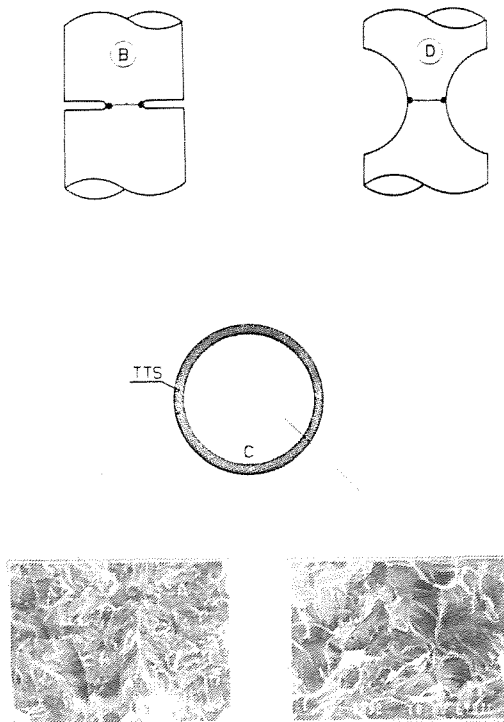


Fig. 5.- Resultados de los ensayos.

Se han realizado 31 ensayos en total, con distintas velocidades de desplazamiento remoto \dot{u}_R , comprendidas entre 10^{-10} y $2 \cdot 10^{-6}$, de acuerdo con la experiencia previa [7].

Los resultados se muestran en las figuras 5a, 5b, 5c y 5d, correspondientes a las geometrías A, B, C y D. Se representa en el eje horizontal la velocidad de desplazamiento remoto \dot{u}_R , y en el eje vertical la carga de rotura en ambiente agresivo, F_R , normalizada dividiéndola por la carga de rotura en aire F_0 , obtenida realizando, para cada geometría, dos ensayos de fractura en aire [8, 9]. Los resultados muestran la bien conocida tendencia de los ensayos de fragilización por hidrógeno [10]: carga de rotura creciente con la velocidad de deformación remota, debido a que el hidrógeno tiene menos tiempo de penetrar y difundirse. Debe resaltarse que aun en ensayos muy breves el efecto fragilizador del hidrógeno es importante (apreciable reducción de la carga de rotura). Para velocidades de ensayo muy lentas (ensayo cuasi-estático) la carga de rotura tiende a un valor asintótico.

El análisis fractográfico de todas las probetas (Fig. 6, para las geometrías B y D) muestra que la fisura se inicia siempre en una región del fondo de la entalla donde la fractura puede clasificarse como TTS (tearing topography surface) [11,12,13]. Esta zona está fuertemente relacionada con los fenómenos de fragilización por hidrógeno, como lo prueba el hecho de que su tamaño depende de la velocidad de deformación, y su valor asintótico coincide con la profundidad del punto de la probeta en el que la tensión hidrostática - que gobierna la difusión de hidrógeno - es máxima [14,15]. Fuera de la región TTS las superficies de fractura pueden clasificarse como del tipo cuasi-clivaje.



TTS = Tearing Topography Surface C = Cuasi-clivaje

Fig. 6.- Superficies de fractura.

4. IMPORTANCIA DE LA VELOCIDAD DE DEFORMACION LOCAL EN EL FONDO DE LA ENTALLA

Los resultados de fragilización por hidrógeno dibujados en la Fig. 5 demuestran con total claridad que aunque han sido realizados a la misma velocidad de desplazamiento remoto, u_R^* (o velocidad convencional de deformación remota $\epsilon_R^* = u_R^*/D$), la carga de rotura depende de la geometría de la entalla. Si, como cabe esperar, la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla es el parámetro más relevante, redibujando las cargas de rotura en función de la velocidad de deformación local, ϵ_L^* , los resultados deberían agruparse.

Teniendo en cuenta que la carga de rotura está influida también por la triaxialidad - función de la geometría de la entalla - resulta

necesario aplicar un criterio de fractura más general que incluya el tensor de tensiones. Según han demostrado los autores [8,9] un criterio de fractura válido para alambres entallados es el siguiente: *la fractura tiene lugar cuando la tensión efectiva o equivalente (en sentido de Von Mises) alcanza un valor crítico sobre una zona crítica*, es decir, cuando:

$$\langle \bar{\sigma} \rangle = \bar{\sigma}_c \quad (7)$$

donde $\langle \rangle$ significa promedio en la zona TTS, según se ha verificado anteriormente [8,14].

$\bar{\sigma}_c$ se calcula mediante dos operaciones: en primer lugar, a partir de la carga de rotura, se computa la distribución de tensiones y deformaciones; en segundo lugar, la tensión efectiva o equivalente se promedia sobre la zona TTS, conocida a partir de las mediciones fractográficas. Este procedimiento permite un cambio de F_R/F_0 a $\bar{\sigma}_L/\bar{\sigma}_0$, donde $\bar{\sigma}_0$ es la tensión efectiva crítica en ambiente agresivo, promediada sobre una región característica con significado microestructural, el tamaño medio de dos colonias de perlita, zona crítica en ambiente inerte [8,9].

La siguiente operación es el cambio de ϵ_R^* a ϵ_L^* . Como se deduce de la expresión (6), ϵ_L^* depende de la geometría y de la deformación remota ϵ_R , aparte de las propiedades del material, consideradas aquí como constantes. Esta dependencia puede ser tenida en cuenta, como se demuestra en [8], promediando ϵ_L^* sobre la zona TTS y durante el periodo de ensayo, es decir, desde $t = 0$ hasta $t = t_R$. Tal promedio espacio-temporal será representado por $\langle \langle \epsilon_L^* \rangle \rangle$.

Finalmente la velocidad de deformación local se incluye en el parámetro adimensional:

$$\langle \langle \epsilon_L^* \rangle \rangle x^2/D^*$$

donde D^* es el coeficiente de difusión de hidrógeno en acero y x una longitud característica. Puede demostrarse [15] que x es la profundidad del punto en el que la tensión hidrostática (σ_{11}) es máxima. En la Fig. 5 puede observarse que en todas las geometrías la carga de rotura alcanza un valor asintótico para velocidades de deformación suficientemente bajas (ensayo cuasi-estático: $u_R^* = 5 \cdot 10^{-8}$ m/s para las geometrías A, C y D; 10^{-10} m/s para la geometría B). En tales ensayos cuasi-estáticos la extensión de la zona TTS resulta coincidir con la profundidad del punto en el que la tensión hidrostática es máxima [8,14,15]. Estos valores son, para las cuatro geometrías:

Geometría A:	$x_{TTS} = 0.3$ mm
Geometría B:	$x_{TTS} = 1.2$ mm
Geometría C:	$x_{TTS} = 0.8$ mm
Geometría D:	$x_{TTS} = 1.2$ mm

Utilizando estos valores los resultados de la Fig. 5 pueden representarse dibujando (Fig. 7) $\bar{\sigma}_L/\bar{\sigma}_0$ frente a $\langle \langle \epsilon_L^* \rangle \rangle x^2/D^*$.

Como puede verse, todos los resultados se agrupan en la misma curva, lo que demuestra la

importancia de la velocidad de deformación local en la fractura en ambientes agresivos. Esta *curva universal*, independiente de la geometría, representa la relación funcional entre la tensión efectiva crítica del material en ambiente agresivo y la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla. Ambas variables se han adimensionalizado adecuadamente a partir de los valores de profundidad de la zona TTS y del punto en el cual la tensión hidrostática es máxima, que en los ensayos cuasi-estáticos coinciden.

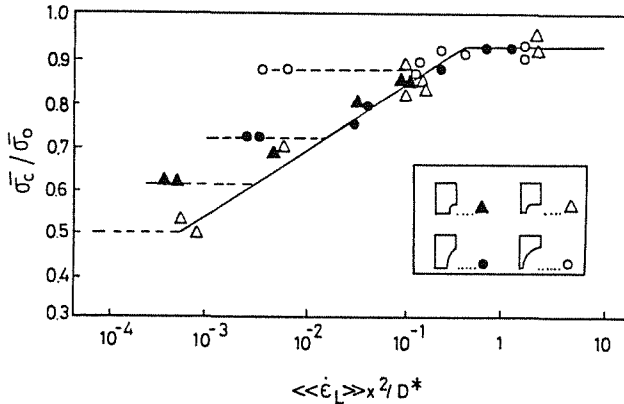


Fig. 7.- Importancia de la velocidad de deformación local.

De la observación de la Fig. 7 se deduce que para altas velocidades de deformación (el hidrógeno apenas tiene tiempo de difundirse) la tensión efectiva crítica alcanza un límite superior: el 93% del valor en ambiente inerte. Esta pérdida de capacidad resistente aun en ensayos muy breves es consecuencia de la casi instantánea absorción del hidrógeno adsorbido en la superficie del metal [8, 15]. Para velocidades de deformación muy bajas (ensayos cuasi-estáticos), la tensión efectiva crítica toma un valor asintótico distinto para cada geometría. Este valor delimita el campo de validez de la formulación cinemática utilizada: para valores superiores la tensión efectiva crítica es función de la velocidad de deformación local; para valores inferiores la tensión efectiva crítica es constante. En este último caso (ensayo cuasi-estático) la velocidad de deformación es tan pequeña que prácticamente se alcanza en cada instante la concentración de equilibrio hidrógeno-metal en todos los puntos de la probeta, por lo cual la fragilización no depende ya de la velocidad.

En la Fig. 8 se representan los valores asintóticos de la tensión efectiva del material frente al factor de triaxialidad de cada geometría. Este factor se define como el valor máximo de la triaxialidad (cociente entre tensión hidrostática y equivalente) en cualquier punto de la probeta, y es función única de la geometría, sin depender del proceso de carga [16]. De la Fig. 8 se desprende que la fragilización producida por el hidrógeno es más fuerte cuanto mayor es el factor de triaxialidad.

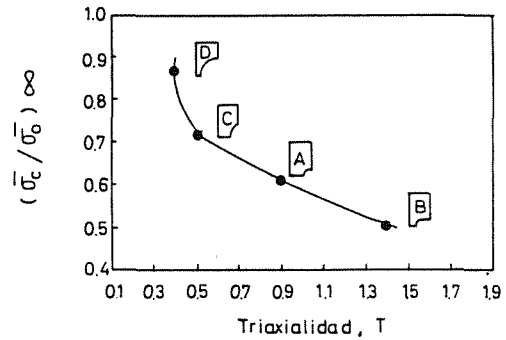


Fig. 8.- Valores asintóticos (ensayos cuasi-estáticos).

5. CONCLUSIONES

1) Se ha formulado un criterio de fractura en ambiente agresivo para alambres entallados de acero de alta resistencia: la rotura se producirá cuando la tensión efectiva o equivalente alcance un valor crítico sobre una distancia crítica. La zona crítica o de fractura es la zona TTS. Los parámetros críticos del material dependen de la cantidad de elemento agresivo (hidrógeno) que haya penetrado.

2) Se ha demostrado la importancia de la velocidad de deformación local en la fractura en ambientes agresivos: la tensión efectiva crítica del material es función de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla. Esta función es independiente de la geometría, por lo que la formulación cinemática del criterio de fractura resulta totalmente coherente.

3) Se han obtenido, para cada geometría, los valores asintóticos de la tensión efectiva crítica del material, que resultan función monótona decreciente de la triaxialidad. Estos valores corresponden a los ensayos cuasi-estáticos, y delimitan el campo de validez del modelo propuesto.

6. REFERENCIAS

- [1] Ugiansky, G.M., Payer, J.H. (1979) "Stress corrosion cracking, the slow strain-rate technique". ASTM STP 665.
- [2] Toribio, J., Elices, M. (1988) "Slow strain-rate technique applied to round-notched wires". Corrosion 88, pp.88-92, N.A.C.E. Publishers.
- [3] Toribio, J., Elices, M. (1986) "Evolución del fenómeno de plastificación en el fondo de una entalla. Su aplicación a la corrosión bajo tensión". Rev. Iber. Corros y Prot., Vol XVII, No.1, pp 49-56.
- [4] Toribio, J. (1987) "Fracture of notched wires in inert and aggressive environments". Curso sobre espectroscopia de aniquilación de positrones en Ciencia de Materiales. San Lorenzo de El Escorial.

- [5] Toribio, J., Elices, M. (1988) "Effect of Local Strain in Stress Corrosion Testing", in "FAILURE ANALYSIS. THEORY AND PRACTICE" (EMAS Eds), pp. 301-303.
- [6] Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L., Elices, M. (1985). "The Effects of Strain-Rate on the SCC of Steels for Prestressing Concrete", in ASTM STP 866, (G.S. Haynes and R. Baboian, Eds.)
- [7] Parkins, R.N., Elices, M., Sánchez-Gálvez, V., Caballero, L. (1982) "Environment sensitive cracking of pre-stressing steels". Corr.Sci., Vol.22, No.5, pp.379-405.
- [8] Toribio, J. (1987) "Fractura elastoplástica de alambres entallados". Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Madrid.
- [9] Toribio, J., Elices, M. (1987) "Un criterio de fractura para alambres entallados". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol 4.
- [10] Kim, C.D., Wilde, B.E. "A Review of the Constant Strain-Rate SCC Test", in Ref [1].
- [11] Thompson, A.W., Chesnutt, J.C. (1979). "Identification of a Fracture Mode: The Tearing Topography Surface". Met. Trans., Vol. 10A, pp. 1193-1196.
- [12] Costa, J.E., Thompson, A.W. (1982). "Hydrogen Cracking in Nominally Pearlitic 1045 Steel" Met. Trans., Vol. 13A, pp. 1415-1318.
- [13] Lancha, A.M. (1987). "Influencia del trefilado en la corrosión bajo tensión de aceros eutectoides". Tesis Doctoral. Universidad Complutense de Madrid.
- [14] Toribio, J., Elices, M. (1987) "Estudio cinemático de la fragilización por hidrógeno en alambres entallados". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 4.
- [15] Toribio, J., Elices, M. (1988). "Importancia de la difusión en el transporte de hidrógeno en metales". Anales de Ingeniería Mecánica, Año 6, Núm.3, pp.33-38.
- [16] Toribio, J., Elices, M. (1987). "Evolución de la zona plastificada y de los factores de triaxialidad y concentración en una probeta entallada". Anales de Ingeniería Mecánica, Año 5, Núm.2, pp.273-279.