

FRAGILIZACION POR HIDROGENO DEL ACERO AUSTENITICO 316L:
MODELIZACION NUMERICA Y FENOMENOLOGICA

A. Valiente*, J. Toribio**, R. Cortés*, L. Caballero*

* Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Ciudad Universitaria s/n, 28040 Madrid** Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad de La Coruña
E.T.S. Ingenieros de Caminos, Campus de Elviña s/n, 15192 La Coruña

Resumen. Este artículo presenta los resultados finales del trabajo que han desarrollado los autores para el Programa Tecnológico Europeo de Fusión (proyecto NET). La contribución versa sobre la modelización de la fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L recocido en solución, candidato a ser utilizado como material estructural en la primera pared del próximo reactor europeo de fusión. Los ensayos de fragilización muestran que el daño producido por el hidrógeno consiste en micro-fisuración en el área próxima a la entalla, sugiriendo así dos formas de modelizarlo desde el punto de vista macroscópico. El *modelo de extensión de entalla* (NEM) considera que el efecto del hidrógeno puede modelizarse como una prolongación geométrica de la entalla. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), se asume que la región fragilizada se comporta como una fisura macroscópica que prolonga la entalla original.

Abstract. This paper presents the final results of the work which the authors have been performing for the European Fusion Technology Programme (*the NET TEAM*). The contribution deals with the modelling of hydrogen embrittlement in 316L solution-annealed austenitic stainless steel, to be used for the first wall of NET (*Next European Torus*). Tests showed that hydrogen damage consisted of microcracking in the area surrounding the notch, thus suggesting two mechanical ways of modelling it from the macroscopical viewpoint. The *notch extension model* (NEM) considers that hydrogen effect can be modelled as a geometric enlargement of the notch. In the *notch cracking model* (NCM), it is assumed that the embrittled area at the notch tip behaves as a macroscopic crack extending the original notch.

1. INTRODUCCION

Los aceros inoxidable austeníticos, aunque generalmente menos susceptibles al hidrógeno que otras clases de aceros (ferríticos o martensíticos, por ejemplo) pueden sin embargo sufrir fragilización bajo condiciones ambientales severas, especialmente cuando la austenita es inestable. El efecto del hidrógeno en las propiedades mecánicas del acero resulta diferente según el espesor de la muestra, de forma que pequeños espesores acrecientan el efecto en las propiedades mecánicas. Ulmer y Altstetter [1] han medido incrementos en límite elástico y resistencia a tracción de hasta 100 %, mientras Rosenthal *et al.* [2] apenas detectaron efectos del hidrógeno sobre la curva tensión-deformación del material.

La resistencia a fractura y la susceptibilidad a las entallas sufren una importante reducción en ambiente de hidró-

geno [3,4], aunque inferior a la que se obtiene en acero ferrítico de alta resistencia [5]. En las Ref. [6,7] se llega a la misma conclusión para el acero sensibilizado, pero no para el recocido. En el caso del recocido el daño producido por el hidrógeno se concentra en los escalones de carga previos a la rotura final [8]. Las topografías microscópicas de fractura confirman lo anterior: crecimiento y coalescencia de huecos (MVC) en el recocido, e intergranular (IG) en el sensibilizado [7,9].

Este artículo examina el caso del acero 316L. Los efectos del hidrógeno se evalúan mediante ensayos de fractura en ambiente de hidrógeno sobre muestras entalladas. Los resultados experimentales, junto con aspectos físicos básicos del proceso, constituyen los fundamentos fenomenológicos en la formulación de modelos mecánicos para describir los efectos del hidrógeno desde el punto de vista macroscópico.

2. TECNICA EXPERIMENTAL

El material utilizado fue un acero 316L recocido [10], suministrado en placas laminadas. La curva tensión-deformación en las direcciones de laminado (L) y transversal (LT) se dan en la Fig. 1, donde se aprecian sólo leves diferencias (débil anisotropía).

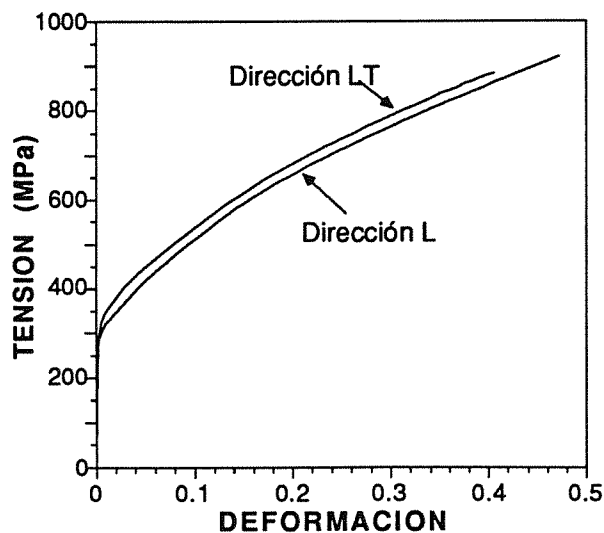


Fig. 1. Curvas tensión-deformación del acero 316L (L: dirección de laminado, LT: dirección perpendicular).

Los ensayos de fractura sobre probetas entalladas con simetría de revolución se llevaron a cabo en aire y en ambiente de hidrógeno. Se eligieron dos entallas de muy diferente radio, como se aprecia en la Fig. 2: *Sharp Notch Specimen* (SNS) y *Blunt Notch Specimen* (BNS).

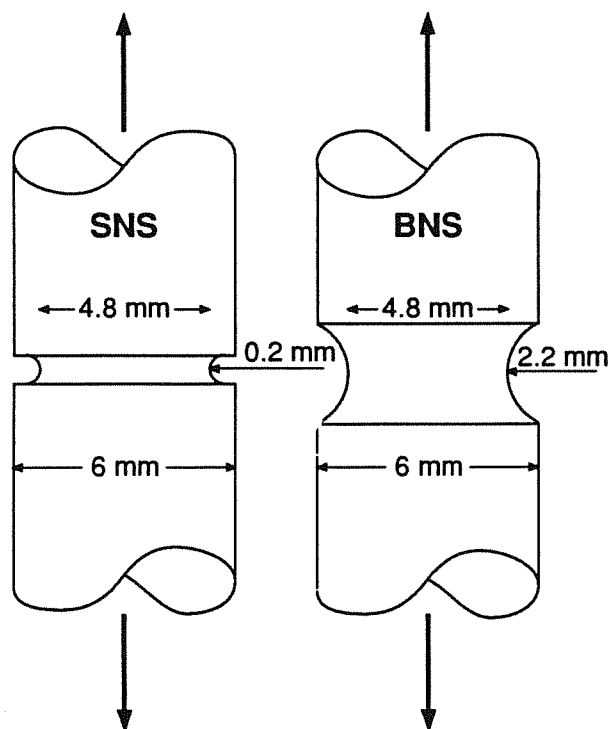


Fig. 2. Geometrías de las probetas.

Durante los ensayos de fractura en aire se midieron el desplazamiento longitudinal y el acortamiento transversal por medio de dos extensómetros. Se ensayaron dos probetas por geometría, una mecanizada en la dirección longitudinal y otra en la transversal.

Los ensayos de fragilización por hidrógeno se realizaron a velocidad de desplazamiento constante (SSRT) en solución de H_2SO_4 , aplicando un potencial catódico de -1200 mV vs SCE. El potencial se impuso mediante un potencióstato y tres electrodos, como se describe en [10]. Se añadió una pequeña cantidad de As_2O_3 para limitar la recombinación de hidrógeno [11]. Las velocidades de desplazamiento aplicadas quedaron comprendidas en el intervalo de $0.01 \mu m/s$ a $2.5 \mu m/s$.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Los resultados de los ensayos en aire aparecen en la Fig. 3, donde la carga se representa en función del alargamiento. El acero muestra un típico comportamiento dúctil, con claro descenso de carga e importantes cambios geométricos. Las diferencias entre las direcciones L y LT resultan muy pequeñas.

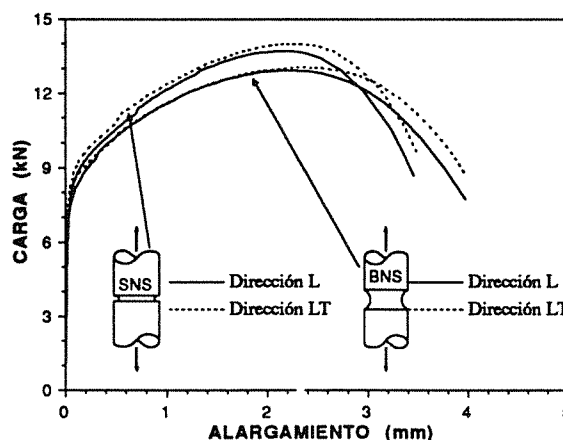


Fig. 3. Resultados experimentales en aire.

Debe señalarse que ambas probetas exhiben un comportamiento parecido en aire, a pesar del muy diferente radio en el fondo de la entalla. Esa similitud se debe probablemente a la gran ductilidad y alta capacidad de endurecimiento por deformación del acero 316L, que transforma las concentraciones de tensión en concentraciones de deformación en las proximidades de la entalla.

La Fig. 4 ofrece los resultados en hidrógeno, en forma de decrecimiento de carga de colapso frente a tiempo de fragilización: hasta carga máxima (t_m) y hasta la rotura final (t_R). Es importante destacar que, a pesar de la presencia del hidrógeno, el modo macroscópico de

fractura fue claramente dúctil en todos los ensayos, con un prolongado decrecimiento en carga hasta la rotura final. En consecuencia, hay una considerable diferencia entre t_m y t_R , lo cual es consistente con resultados anteriores [7, 9] en el acero 316L recocido.

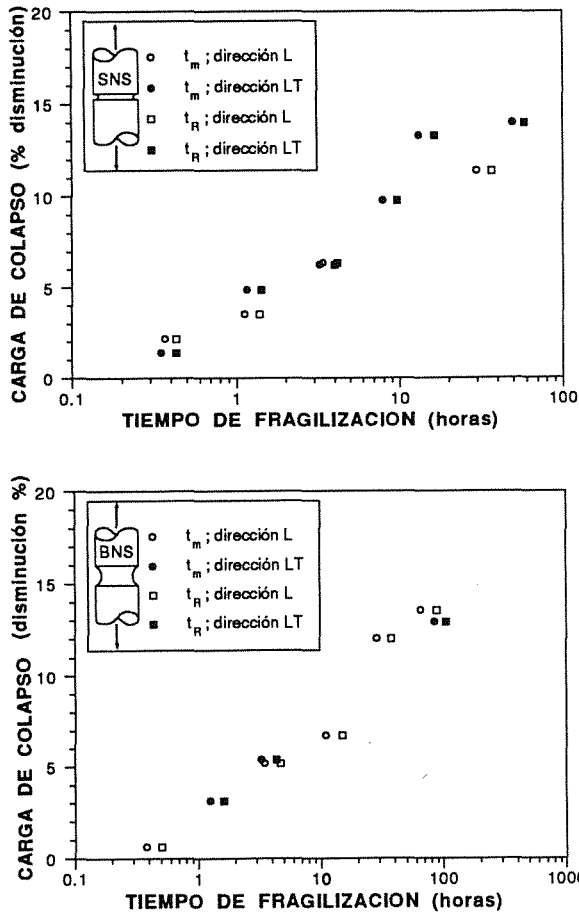


Fig. 4. Resultados experimentales en hidrógeno.

El radio en el fondo de la entalla no parece influir en la fragilización, medida a través del descenso en carga de colapso con respecto a su valor en aire. De nuevo esto puede ser debido a la alta ductilidad (incluso en presencia de hidrógeno) del acero 316L, que relaja la concentración tensional cerca de la entalla, disminuyendo así la fuerza para introducir hidrógeno en los puntos interiores.

La evolución de carga en los ensayos indica que el colapso de las probetas entalladas se produce en hidrógeno por inestabilidad plástica —al igual que en aire— pero las cargas de inestabilidad son inferiores. La disminución de carga depende de la velocidad de deformación, y por tanto del tiempo de fragilización.

La observación de las superficies de fractura en ambiente de hidrógeno revela la existencia de daño consistente en microfisuración. La Fig. 5 ofrece el estado superficial en una de las muestras, en un ensayo interrumpido en el

punto de carga máxima. Se puede observar daño superficial en forma de fisuración múltiple, probablemente extendida en volumen. Este hecho proporciona una base fenomenológica para formular modelos mecánicos de fragilización por hidrógeno.

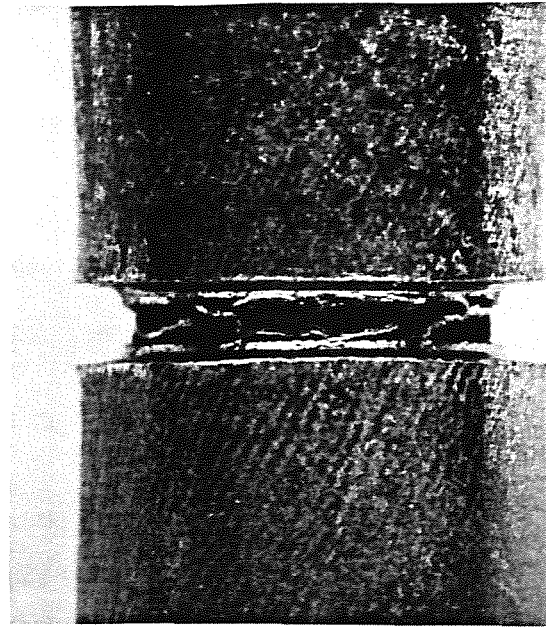


Fig. 5. Estado superficial de la entalla SNS, en un ensayo interrumpido en el punto de carga máxima.

4. SIMULACION NUMERICA

Para simular numéricamente el proceso de carga sobre las probetas entalladas se utilizó un programa de elementos finitos en régimen elasto-plástico, con la posibilidad de introducir no linealidades geométricas.

La ecuación constitutiva del material se obtuvo mediante ensayos de tracción simple, extrapolada hasta grandes deformaciones y aproximada linealmente por tramos. Se utilizó la correspondiente a la dirección L, asumiendo así comportamiento isótropo del material.

La Fig. 6 muestra las predicciones numéricas de la curva carga-desplazamiento para las geometrías SNS y BNS, comparadas con los valores medidos experimentalmente. La modelización es excelente hasta deformaciones de aproximadamente 2.0 mm, donde las curvas comienzan a diverger. En cualquier caso, las diferencias en carga de inestabilidad (valor máximo) son pequeñas.

El acuerdo cuantitativo y cualitativo entre experimentos y simulación numérica confirma que las concentraciones tensionales debidas a las entallas son transformadas en grandes concentraciones de deformación plástica sin fractura del material. Por consiguiente, el proceso de fractura en aire parece gobernado por la condición macroscópica de inestabilidad plástica.

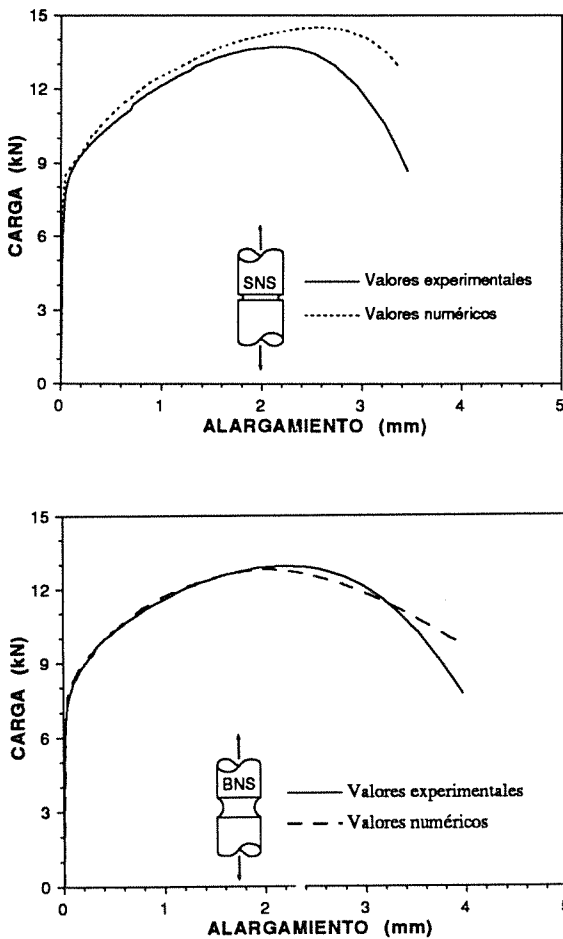


Fig. 6. Curvas carga-alargamiento: valores experimentales y numéricos.

5. MODELIZACION MECANICA DEL DAÑO PRODUCIDO POR EL HIDROGENO

Las observaciones directas de las muestras ensayadas (Fig. 5) muestran que el daño producido por el hidrógeno consiste en fisuración múltiple en la zona próxima al fondo de la entalla. Los resultados experimentales, sin embargo, indican que el colapso de probetas entalladas es cualitativamente similar en aire y en ambiente de hidrógeno, de forma que únicamente se pueden detectar diferencias cuantitativas, e.g., en carga de inestabilidad.

Estos dos hechos sugieren que la zona afectada por el hidrógeno pudiera ser considerada como una zona dañada donde el comportamiento elastoplástico y la resistencia mecánica han sido seriamente alteradas, pero sin llegar a causar la fractura frágil. De este modo, los efectos del hidrógeno se podrían modelizar macroscópicamente como un daño que se extiende desde el fondo de la entalla hasta el eje de la probeta, verificando si este daño resulta mecánicamente equivalente a algún tipo de defecto geométrico en las probetas.

Para caracterizar la fragilización por hidrógeno de esta manera, se formulan dos modelos que cubren situaciones opuestas (Fig. 7). El *modelo de extensión de entalla* (NEM) considera que el efecto del hidrógeno puede modelizarse como una prolongación geométrica de la entalla. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), se asume que la región fragilizada se comporta como una fisura macroscópica que extiende la entalla original.

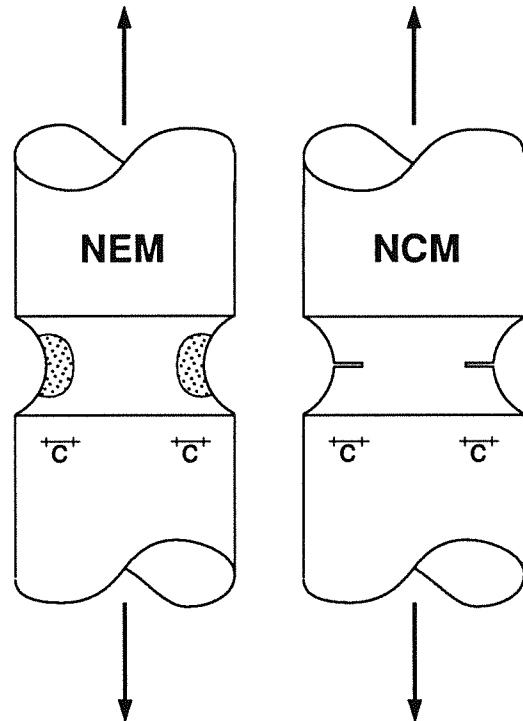


Fig. 7. Modelización mecánica del daño producido por el hidrógeno: *modelo de extensión de entalla* (NEM) y *modelo de fisuración de entalla* (NCM).

En ambos casos es necesario determinar la carga de inestabilidad en las probetas entalladas en función de la profundidad de daño (c), donde c significa incremento de profundidad de entalla en el modelo NEM y profundidad adicional de fisura en el modelo NCM. Los valores del modelo NEM pueden estimarse mediante análisis dimensional, mientras que los del NCM deben calcularse mediante el método de los elementos finitos.

6. MODELO DE EXTENSION DE ENTALLA (NEM)

La formulación del modelo NEM se basa en la condición de inestabilidad plástica de una barra entallada, que es función de la profundidad de entalla, lo que permite estimar los valores para las geometrías dañada e inalterada.

Para una geometría entallada axil-simétrica, la expresión de la carga de inestabilidad plástica es:

$$F_m = \sigma_0 a^2 M \tag{1}$$

donde σ_0 es cualquier tensión utilizada para definir el comportamiento plástico del material, a es una longitud característica del área transversal de la barra y M es un factor adimensional dependiente de las variables adimensionales del problema.

Dado que la zona dañada en una barra se modeliza como una extensión de la entalla, las constantes del material son las mismas para las geometrías inicial y dañada, de forma que sólo la dependencia del factor M con respecto a las variables geométricas ha de tenerse en cuenta. Entonces, si el radio de la sección transversal se emplea como longitud característica en la ecuación (1), las cargas de colapso para las dos entallas dibujadas en la Fig. 8 vienen dadas por las expresiones:

$$F_0 = \sigma_0 a_0^2 M \left(\frac{a_0}{R_0}, \dots \right) \tag{2}$$

$$F_m = \sigma_0 a^2 M \left(\frac{a}{R}, \dots \right) = \sigma_0 (a_0 - c)^2 M \left(\frac{a}{R}, \dots \right) \tag{3}$$

donde únicamente el parámetro geométrico a/R se incluye explícitamente como argumento del factor M .

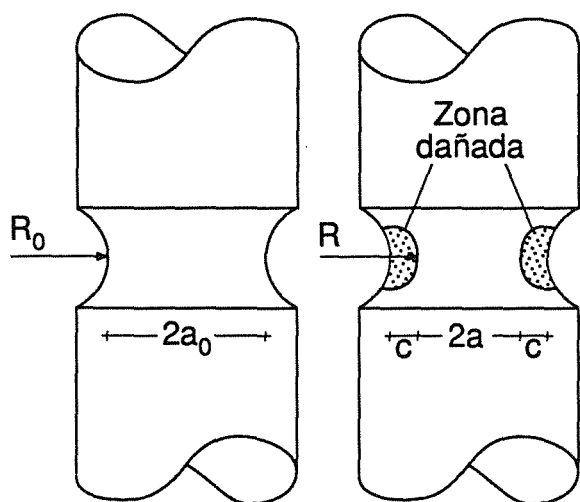


Fig. 8. Modelo de extensión de entalla (NEM); muestras inalterada y fragilizada.

En primera aproximación, M puede considerarse independiente de la extensión de entalla, lo que equivale a las dos hipótesis siguientes: (i) las diferencias más importantes en los valores de M se deben al cociente a/R , (ii) la profundidad de la zona dañada se incrementa

sin aumentar la relación a/R . Puesto que el factor M sería el mismo en las ecuaciones (2) y (3), se obtiene la siguiente relación entre las cargas de inestabilidad:

$$\frac{F_m}{F_0} = \left(1 - \frac{c}{a_0} \right)^2 \tag{4}$$

Esta expresión predice que la carga de colapso en ambiente de hidrógeno es una fracción de la carga en aire, dependiendo de la profundidad de daño a través de una relación simple. Para las dos geometrías estudiadas (SNS y BNS), el valor a_0 es el mismo, por lo cual la relación (4) es aplicable en ambos casos.

7. MODELO DE FISURACION DE ENTALLA (NCM)

El modelo NCM se formula para representar la extensión de daño como una fisura macroscópica creada en el plano de mínima sección. El análisis dimensional no proporciona resultados útiles, puesto que el factor adimensional M en la ecuación (1) dependería principalmente del cociente c/R_0 entre la profundidad de daño y el radio original. Para una entalla dada, por lo tanto, el modelo NEM conduciría a la conclusión de que la relación entre cargas de colapso F_m/F_0 es una función de la profundidad de daño, sin formulación explícita.

A consecuencia de lo anterior, la carga de inestabilidad se calculó numéricamente para ambas geometrías y distintas longitudes de fisura emanando del fondo de la entalla. El cálculo se realizó mediante el método de los elementos finitos en régimen elasto-plástico. La fisura se supuso anular para conservar la simetría de revolución. Para la geometría SNS se modelizaron dos casos con profundidades de fisura de 0.2 y 0.4 mm, mientras que para el caso de la geometría BNS se utilizaron siete valores de cálculo para la profundidad de fisura: 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6 y 0.7 mm.

La Fig. 9 muestra las curvas carga-desplazamiento para ambos tipos de entalla. La pérdida de capacidad portante es baja para valores pequeños de la profundidad de fisura, pero aumenta rápidamente cuando la fisura sobrepasa 0.3 mm. Para una profundidad de fisura de 0.7 mm en la geometría BNS, la pérdida de capacidad portante es aproximadamente del 22%.

8. VERIFICACION DE LOS MODELOS

La relación entre la carga de inestabilidad en hidrógeno y la profundidad de daño predicha por el modelo NEM puede dibujarse como una curva simple, como se refleja en la ecuación (4), aplicable a ambas geometrías de entalla (SNS y BNS).

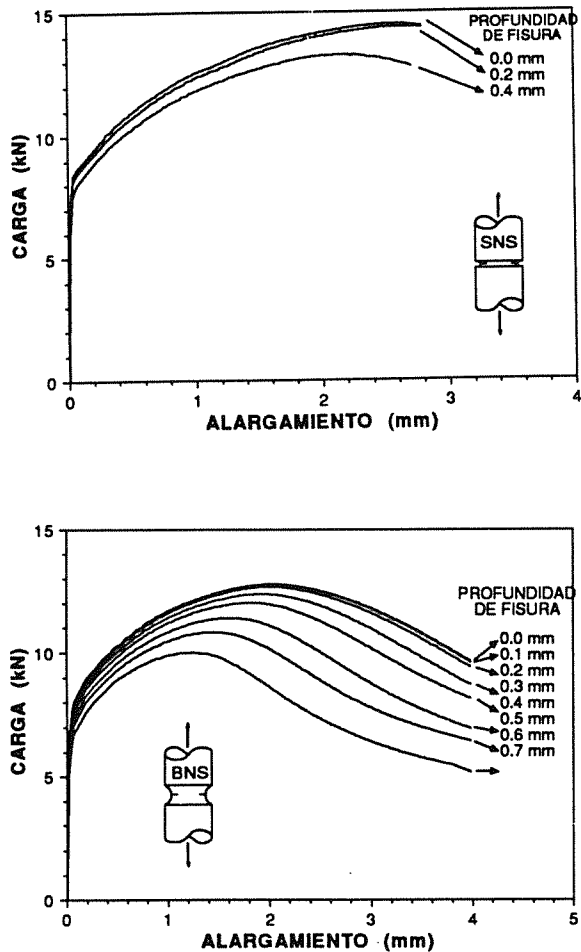


Fig. 9. Modelo de fisuración de entalla (NCM); curvas carga-alargamiento calculadas numéricamente para distintas profundidades de fisura.

Para el modelo NCM, por otra parte, únicamente es posible obtener valores individuales de la carga de inestabilidad, tomándolos de la Fig. 9 para una geometría y profundidad de daño dados.

Las curvas resultantes representando profundidad de daño frente a carga de inestabilidad se han dibujado en la Fig. 10, donde los valores de la profundidad de daño se muestran en escala logarítmica, y la pérdida de capacidad portante como porcentaje del valor en aire. Profundidad de daño (c) significa extensión de entalla en el modelo NEM y profundidad adicional de fisura en el modelo NCM. La curva inferior (NEM) se obtiene analíticamente de la ecuación (4). La curva superior (NCM) se dibuja a partir de los resultados numéricos de la Fig. 9. Puede verse que los resultados para ambas geometrías (SNS y BNS) se ajustan a la misma curva.

La verificación de los modelos puede llevarse a cabo comparando sus predicciones con los resultados de los ensayos de fragilización por hidrógeno. Se requiere una

ley de evolución de la profundidad de daño en función del tiempo, puesto que los resultados experimentales (Fig. 4) se expresan en función del tiempo de fragilización, mientras que las predicciones de los modelos (Fig. 10) se dan en función de la profundidad de daño.

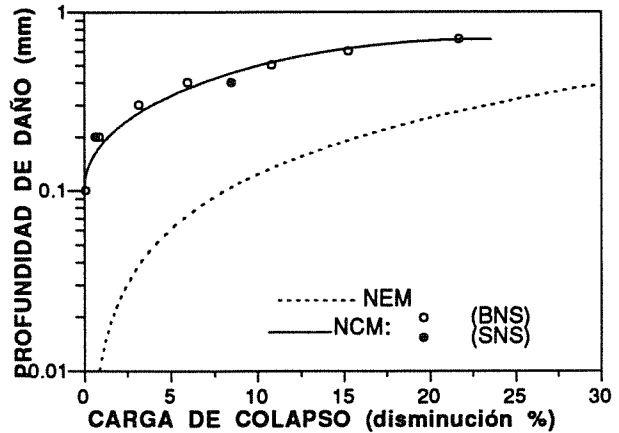


Fig. 10. Predicciones de ambos modelos.

Dado que la extensión de la zona dañada está fuertemente relacionada con la distancia de penetración, la ley más simple estaría basada en la teoría elemental de difusión, donde la profundidad de daño sería proporcional a la raíz cuadrada del tiempo. Para verificar los modelos de acuerdo con esta ley de evolución se utilizó una técnica de ajuste: una representación gráfica de la profundidad de daño y el tiempo de fragilización en función del decrecimiento de carga, en una representación de doble eje vertical en escala bilogarítmica, con el fin de comprobar si los resultados experimentales se ajustan a las predicciones de alguno de los modelos.

La Fig. 11 muestra las predicciones de los modelos y los resultados experimentales. Escogiendo la escala de tiempo indicada (segundo eje vertical), los resultados experimentales se ajustan a la curva del modelo NEM. No es posible ajustar los resultados al modelo NCM ni siquiera cambiando la segunda escala del eje vertical. Para el modelo NEM, sería posible obtener un ajuste similar suponiendo una ley de evolución de daño diferente y alguna relación entre esta variable y el cociente a/R . Sin embargo, para representar los efectos del hidrógeno desde un punto de vista macroscópico, este nuevo modelo de daño (tipo NEM) sería equivalente al anterior, pero más complicado. Sólo un exhaustivo análisis microscópico de la zona dañada demostraría cual de los dos se ajusta mejor a la realidad física.

En cualquier caso, el acuerdo entre el modelo NEM y los resultados experimentales es excelente, y sugiere que el daño producido por el hidrógeno no se concentra en una pequeña región junto al fondo de la entalla, sino que se

extiende —en forma de zona micro-fisurada— sobre una región volumétrica e partir de la entalla.

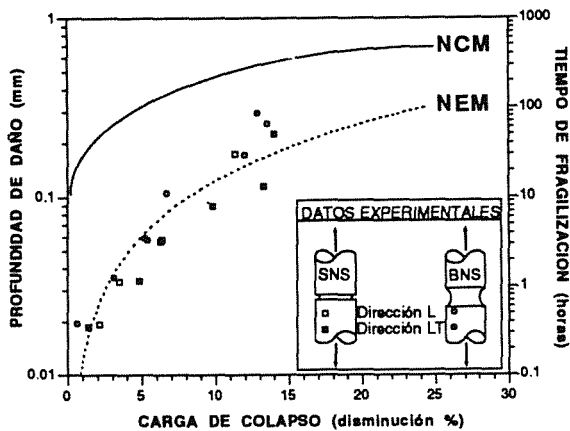


Fig. 11. Verificación de los modelos.

El ajuste predice la siguiente relación entre el tiempo de fragilización (t_m) y la profundidad de daño (c):

$$c = A\sqrt{t} ; \quad A = 5.27 \times 10^{-7} \frac{m}{s^{1/2}} \quad (5)$$

La ecuación (5) puede identificarse con la basada en la teoría elemental de difusión:

$$c = 4\sqrt{Dt} \quad (6)$$

donde D es el coeficiente de difusión. La identificación de ambas ecuaciones proporciona un coeficiente de difusión *efectivo o aparente* de $1.74 \times 10^{-14} \text{ m}^2/\text{s}$, aproximadamente 200 veces el correspondiente al material inalterado [12]. Por consiguiente, de acuerdo con el modelo NEM, la zona dañada por el hidrógeno se propaga *como si* el hidrógeno penetrase a velocidad mucho más alta. Esta consecuencia del modelo es acorde con el proceso interactivo entre el hidrógeno y la deformación plástica en aceros austeníticos: el hidrógeno promueve la concentración de deformación y por tanto la movilidad de dislocaciones, mientras que la deformación plástica y el subsecuente movimiento de dislocaciones favorece el transporte de hidrógeno, como se ha demostrado previamente con argumentos termodinámicos [13], o con experimentos *in situ* mediante microscopía electrónica de alto voltaje sobre muestras de acero 316L deformadas en una cámara ambiental dentro del microscopio [14].

9. CONCLUSIONES

1. El acero austenítico 316L es un material de alta ductilidad cuyo colapso en aire se produce por

inestabilidad plástica, incluso en presencia de entallas severas. La fractura tiene lugar tras el colapso plástico, y las superficies de fractura son típicamente dúctiles, formadas por crecimiento y coalescencia de micro-huecos.

2. El comportamiento mecánico de probetas entalladas sometidas a tracción en hidrógeno también resulta dúctil en sentido macroscópico. En dicho ambiente, el acero 316L también llega al colapso por inestabilidad plástica, a cargas menores que en aire y decrecientes en función del tiempo de fragilización.
3. La geometría de entalla no tiene una influencia significativa sobre la fragilización por hidrógeno. La razón puede ser la alta ductilidad del acero 316L, que reduce el papel del radio en el fondo de la entalla en favor de la sección neta.
4. Las zonas de alta deformación en los ensayos de fragilización muestran un claro daño superficial consistente en microfisuración en las proximidades del fondo de la entalla. A partir de esta evidencia experimental se han formulado dos modelos mecánicos de daño inducido por el hidrógeno.
5. El *modelo de extensión de entalla* (NEM) describe la acción del hidrógeno como una prolongación geométrica de la entalla, asumiendo que la zona afectada se encuentra tan dañada que su resistencia es prácticamente nula.
6. En el *modelo de fisuración de entalla* (NCM), la acción del hidrógeno se concentra en el fondo de la entalla. La zona dañada se modeliza como una fisura macroscópica a continuación de la entalla.
7. El modelo NEM reproduce de forma excelente los resultados experimentales de fragilización por hidrógeno, y permite establecer una correlación entre la profundidad de daño y el tiempo de fragilización, consistente con la teoría elemental de difusión.
8. El coeficiente aparente de difusión de hidrógeno en las proximidades del fondo de la entalla es claramente mayor que el correspondiente a material inalterado, lo que concuerda con un mecanismo de difusión acelerado por la deformación plástica.

Agradecimientos

Este trabajo ha sido financiado por la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) a través del Proyecto MAT91-0113-CE y por EURATOM, a través del *European Fusion Technology Programme (Sub-Task PSM 5-1)*. Los autores agradecen la financiación de ambas organizaciones, así como el

estímulo de los Drs. J.L. Boutard y P. Lorenzetto (THE NET TEAM), Dr. E. Hodgson (CIEMAT) y Prof. M. Elices (Departamento de Ciencia de Materiales, Universidad Politécnica de Madrid).

REFERENCIAS

- [1] D.G. Ulmer and C.J. Altstetter, *Acta Metall. Mater.* 39 (1991) 1237-1248.
- [2] Y. Rosenthal, M. Marik-Markowitch, A. Stern and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* 67 (1984) 91-107.
- [3] G. R. Caskey, Jr. in *Environmental Degradation of Engineering Materials in Hydrogen*, eds. M.R. Louthan Jr., R.P. McNitt and R. D.Sisson Jr. (Virginia Polytechnical Institute, Blacksburg, VA, 1981) pp. 283-302.
- [4] T.P. Perng, J.H.Huang and C.J.Altstetter, in *Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials* (Beijing, China, 1988) pp.866-867.
- [5] H. Barthelemy, in *Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials* (Beijing, China, 1988) pp. 841-848.
- [6] A. Hazarabedian and J. Ovejero-García, in: *Proc. 4th. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (Jackson Lake, Wyoming, USA, 1989).
- [7] D. Eliezer, in *Proc. 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (AIME, USA, 1981), pp. 565-574.
- [8] C.L. Briant, in: *Environmental Degradation of Engineering Materials in Hydrogen*, eds. M.R. Louthan Jr., R.P. McNitt and R.D. Sisson Jr. (Virginia Polytechnic Institute, Blacksburg, VA, 1981) pp. 335-345.
- [9] P. Rozenak and D. Eliezer, *Mater. Sci. Engng.* 61 (1983) 31-41.
- [10] J. Toribio, *Fusion Engng. Design* 16 (1991) 377-386.
- [11] J. Chene, M. Aucoeurier, R. Arnould-Laurent, P. Tison and J.P. Fidelle, in: *Proc. 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson (AIME, USA, 1981), pp. 583-595.
- [12] M. R. Louthan, Jr. and R. G. Derrick, *Corros. Sci.*, 15 (1975) 565-577.
- [13] M. R. Louthan, Jr., *Scripta Metall.* 17 (1983) 451-454.
- [14] P. Rozenak, I.M. Robertson and H.K. Birnbaum, *Acta Metall. Mater.* 38 (1990) 2031-2040.