

FRAGILIZACION POR HIDROGENO DEL ACERO AUSTENITICO TIPO 316L: ENSAYOS A VELOCIDAD DE DEFORMACION CONSTANTE

J. Toribio

Departamento de Ciencia de Materiales. Universidad Politécnica de Madrid
E.T.S.I. Caminos, Ciudad Universitaria, 28040 Madrid

Resumen.- Se presentan en este artículo los primeros resultados experimentales del trabajo desarrollado por el autor para el *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, como parte del proyecto titulado "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds". El trabajo versa sobre la influencia de la velocidad de deformación y de la geometría de la entalla en la fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L, que será el material empleado en la primera pared del NET (Next European Torus).

Los ensayos se realizaron a velocidad de deformación constante con probetas axilimétricas entalladas bajo polarización catódica durante el proceso de carga. El intervalo de velocidades de deformación fue muy amplio, para así tener muy diferentes grados de daño producido por el hidrógeno. Se utilizaron dos geometrías de entalla con radios muy diferentes, para analizar la influencia del estado tensional en las proximidades del fondo de la entalla en la fragilización por hidrógeno. Las muestras se mecanizaron en dos direcciones (la del laminado y la perpendicular) con el propósito de estudiar la posible anisotropía. Los resultados referidos al acero austenítico en estudio se comparan con los obtenidos en un acero perlítico sometido a la misma técnica experimental y bajo el mismo potencial electroquímico.

Abstract.- This paper presents the first results of the work which the author has been performing for the *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, as a part of a task entitled: "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds". The contribution deals with the effects of strain rate and notch geometry on hydrogen embrittlement of 316 L austenitic stainless steel, which will be used for the first wall of NET (Next European Torus). Slow Strain Rate (SSR) fracture tests on round notched specimens of 316 L steel were carried out under cathodic polarization during the mechanical loading. A wide range of strain rates was covered in the tests, in order to obtain very different degrees of damage produced by the hydrogen. Two notch geometries of very different radii were used, to analyze the influence of the stress state in the vicinity of the notch tip on hydrogen embrittlement. Samples were machined in two directions (the rolling direction and the perpendicular one), thus permitting a study of anisotropy effects. Results are compared with those for a high strength pearlitic steel tested with the same technique under the same electro-chemical potential.

1. INTRODUCCION

La limitación de las fuentes de energía convencionales ha conducido durante los últimos años a la búsqueda de nuevos modos de producción energética. Actualmente uno de los más prometedores, pero todavía desgraciadamente en fase pre-tecnológica, es la generación de energía a partir de la fusión nuclear, cuyo desarrollo exitoso proporcionaría una fuente casi ilimitada de energía a las futuras generaciones.

La energía de fusión tiene dos ventajas fundamentales. En primer lugar las fuentes (deuterio y tritio) son casi inagotables, pues el deuterio se encuentra en cantidades casi ilimitadas en los océanos; en cuanto al tritio, aunque no en tan gran escala, sí se da en magmitud suficiente como para no tener desabastecimiento. En segundo lugar, los productos finales de la reacción de fusión (Helio) no son radiactivos. Bien es verdad que el reactor (al menos tal como está concebido actualmente) usa tritio radiactivo, pero este material permanece dentro del mismo.

En el momento presente se están desarrollando en todo el mundo gran cantidad de programas de investigación

científico-tecnológica cuyo objetivo fundamental es comprobar si el uso de la fusión nuclear para generar electricidad es factible. En la actualidad ya opera el JET (Joint European Torus), el mayor reactor de fusión tipo Tokamak del mundo, que intenta demostrar la viabilidad de la fusión termonuclear controlada (fusión caliente) como fuente alternativa de energía a largo plazo. En cuanto a la factibilidad tecnológica, se estudiará en el NET (Next European Torus), actualmente en estado de diseño conceptual, y que puede estar en operación alrededor del año 2000.

En este contexto se enmarca el presente proyecto de investigación, consistente en el estudio de la fragilización por hidrógeno del acero austenítico tipo 316L, que será el material utilizado en la primera pared del NET. El estudio es la parte experimental del proyecto "316L H Embrittlement - Notch Effect" que el autor está llevando a cabo en el Departamento de Ciencia de Materiales de la Universidad Politécnica de Madrid dentro del *European Fusion Technology Programme (The NET Team)*, como parte del proyecto titulado "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316L Steel and Welds", financiado por la Comunidad Económica Europea a través de EURATOM/CIEMAT.

2. DESCRIPCION DEL PROYECTO

El diseño del próximo reactor experimental de fusión (NET) está basado en el concepto de fusión por confinamiento magnético de un plasma a alta temperatura. Se trata por tanto de la así llamada fusión caliente. La Fig. 1 muestra una vista general del reactor, de forma toroidal. Por el interior de dicho toro circula el plasma bajo la acción de un campo magnético exterior, lo que hace que sus partículas describan trayectorias helicoidales. En la Fig. 2 se ofrece una de las secciones transversales de la superficie tórica (la sección generatriz), que tiene forma de riñón.

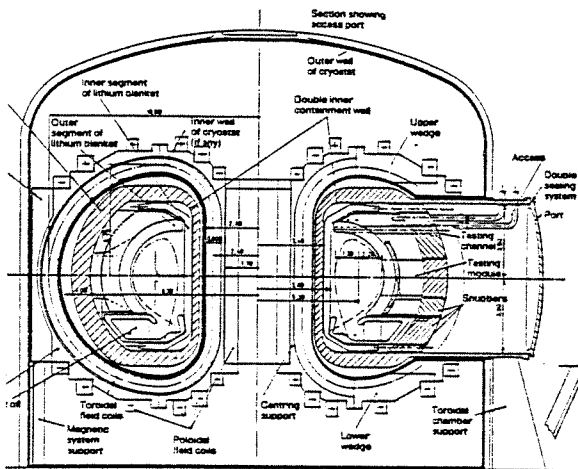


Fig. 1. Vista general del reactor de fusión (NET).

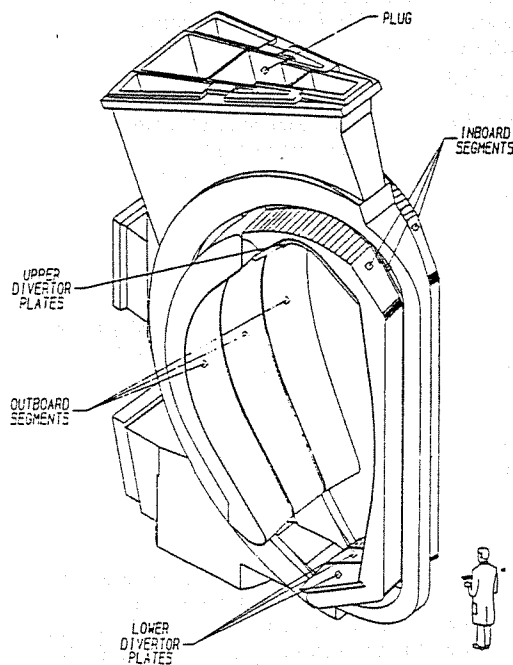


Fig. 2. Sección de la superficie tórica.

La elección del material para la primera pared del NET ha sido una de las decisiones más críticas dentro del proyecto, puesto que se encuentra cercano al plasma en el cual la fusión tiene lugar. Las solicitaciones a que estará sometido dicho material son, pues, de tipo térmico, mecánico y

químico, además de la irradiación neutrónica producida por los neutrones resultantes de la reacción de fusión. Por otra parte, y desde el punto de vista de la investigación que aquí se describe, cabe resaltar que el material puede ser fragilizado por el hidrógeno producido in situ a través de las reacciones neutrón-protón. La solicitación será biaxial, en las dos direcciones de la plancha: la del laminado y la perpendicular.

El material elegido finalmente para la primera pared del NET fue el acero austenítico tipo 316L recocido, en virtud de la siguientes consideraciones:

- Tiene gran estabilidad microestructural, asociada a su bajo contenido en carbono, lo que garantiza la permanencia de la microestructura en los procesos de soldadura.
- El efecto de la irradiación neutrónica ha sido suficientemente estudiado en este material, utilizado en anteriores reactores.
- Posee excelente tenacidad de fractura y resistencia a la fatiga.

3. ESTADO DEL ARTE

Existe abundante bibliografía científica sobre el acero austenítico tipo 316L. Pueden citarse referencias sobre la influencia de la microestructura en el comportamiento en fractura [1], corrosión-fatiga [2-3] y corrosión bajo tensión [4-6]. Existen también estudios específicos sobre fractura en medios agresivos de aplicación tecnológica, como cloruros [7] o agua a alta temperatura [8-10].

Las referencias [11-14] contienen una aproximación ingenieril al problema de la corrosión bajo tensión en reactores de agua hirviendo, incluyendo la definición de una velocidad de deformación local en el fondo de una fisura y estableciendo un modelo simple para predecir la velocidad de crecimiento de fisuras en el medio agresivo.

El artículo [15] ofrece un estudio general de la fisuración por corrosión bajo tensión del acero 316L bajo diferentes potenciales electro-químicos y a distintas temperaturas entre 100 y 300 °C, obteniendo relaciones entre la temperatura y el espesor de la capa de óxido formada.

Referencias específicas sobre fragilización por hidrógeno son [16] y [17], en las cuales se analiza el efecto del hidrógeno sobre la tenacidad de fractura y la resistencia a las entallas, respectivamente. En [18] se dan valores del coeficiente de difusión de hidrógeno en el acero 316L en función de la temperatura. La principal conclusión de [19] consiste en que el hidrógeno no produce un daño previo en el acero - comprobado en probetas desgasificadas - por lo cual todo el daño se concentra en los momentos previos a la rotura final.

Estudios fractográficos relativos al acero austenítico 316L fracturado en ambiente de hidrógeno pueden encontrarse en [20-22]. En [23] se analiza el efecto de las dislocaciones sobre el transporte de hidrógeno, y en [24], dualmente, la influencia del hidrógeno sobre el movimiento de las dislocaciones (en un interesante estudio *in situ* utilizando un microscopio de alto voltaje con una cámara ambiental).

La idea final de la referencia [25] es que los aceros austeníticos de tipo γ (como el 316L) son poco sensibles a la fragilización por hidrógeno. A la misma conclusión se llega en [26-27], pero distinguiendo el acero recocido (muy poco susceptible) del envejecido o sensibilizado (muy susceptible a la fragilización por hidrógeno). En [27] y [28] se completa esta idea al comprobar que la fractura microscópica es por crecimiento y coalescencia de huecos

en el caso del recocido, e intergranular en el envejecido. Finalmente, en [29] se analiza el efecto casi despreciable del hidrógeno sobre el límite elástico y la tensión de rotura del acero 316L, aunque sí afecta, si bien levemente, a la curva tensión-deformación.

4. EXPERIENCIA PREVIA

El autor tiene experiencia previa en fragilización por hidrógeno de aceros de alta resistencia, concretamente acero eutectoide perlítico como el utilizado en la técnica del hormigón pretensado en ingeniería civil. La referencia [30] contiene los resultados generales, macroscópicos y microscópicos, de la experimentación bajo polarización catódica sobre probetas entalladas de acero perlítico. los ensayos se realizaron a velocidad de deformación constante cubriendo un amplio intervalo de velocidades de sollicitación y utilizando muy diferentes geometrías entalladas. Desde el punto de vista macroscópico, la carga de rotura en ambiente agresivo resultó función creciente de la velocidad de deformación, o función decreciente del tiempo hasta rotura.

El artículo [31] ofrece una formulación cinemática de un criterio de fractura en ambiente de hidrógeno para probetas entalladas de acero perlítico: el parámetro crítico de fractura del material (tensión crítica efectiva o equivalente de Von Mises) se expresó en función de la velocidad de deformación local en el fondo de la entalla, lo cual demuestra la importancia de dicha variable (calculada numéricamente) en los procesos de fractura en ambiente agresivo sobre muestras entalladas.

La referencia [31] recoge todos los resultados de análisis fractográfico de las superficies de rotura mediante microscopía electrónica de barrido. La región crítica o de fractura es la zona TTS, topografía microscópica no convencional asociada al proceso de fragilización por hidrógeno. El area TTS es una zona micro-dañada o micro-fracturada, a una escala inferior a la del primitivo grano austenítico del material.

5. ENSAYOS DE FRAGILIZACION

El material utilizado en la presente investigación es un acero austenítico recocido tipo γ : el 316L. La composición química se da en la Tabla 1, y las características mecánicas aproximadas son $\sigma_Y=175\text{MPa}$, $\sigma_R=450\text{MPa}$. Se trata de un acero con comportamiento marcadamente dúctil en condiciones de temperatura ambiente y ausencia de defectos superficiales de tipo fisura o entalla.

TABLA 1. Composición química

C %	Mn %	P %	S %	Si %	Cr %	Ni %	Mo %
.018	1.75	.02	.001	.35	17.30	12.09	2.31

Las probetas de ensayo son axilsimétricas entalladas circularmente. Se han utilizado dos geometrías de entalla (Fig. 3) de poca profundidad y muy diferentes radios en el fondo, con el fin de tener diferentes estados tensionales en las proximidades y poder evaluar así la influencia de la distribución de tensiones sobre el proceso de fragilización. Se mecanizaron dos tipos de muestras, una serie con el eje

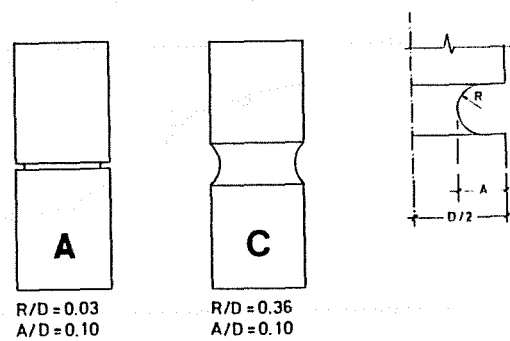


Fig. 3. Geometrías entalladas.

de la probeta (y por tanto de aplicación de la carga) en la dirección del laminado, y otra con el eje en la dirección perpendicular, con el fin de estudiar la posible anisotropía, tanto mecánica como resistente.

Para cada geometría se realizó un ensayo en aire a modo de referencia. Los ensayos de fragilización por hidrógeno se llevaron a cabo a velocidad de deformación constante con un amplio intervalo de velocidades. El hidrógeno se produjo mediante polarización catódica en una solución H_2SO_4 1N a la que se añadieron 0,25 g/l de As_2O_3 que actuó como veneno, impidiendo la recombinación de hidrógeno. El potencial electroquímico fue $E = -1200$ mV ECS (régimen típicamente catódico), y se impuso mediante un potenciostato y tres electrodos.

Las Figs. 4 y 5 ofrecen los resultados macroscópicos (carga de rotura en normalizada vs. duración del ensayo) para el acero austenítico 316 L y los dos tipos de entalla. Se dan resultados para el eje de tracción en la dirección del laminado y en la perpendicular. En todos los casos se considera que la fractura tiene lugar cuando se alcanza la carga máxima.

6. ANALISIS DE RESULTADOS

Un primer resultado que se observó en los ensayos de fragilización por hidrógeno sobre el acero 316L fue que el modo de fractura macroscópico fue claramente dúctil en todos los ensayos, incluso en presencia del hidrógeno, y por supuesto en los ensayos de fractura en aire. Esto quiere decir que hubo siempre una clara rama de descenso en la curva carga-desplazamiento para todos los ensayos, lo cual concuerda perfectamente con los hechos observados en las Refs. [27] y [28], al tratarse de un acero austenítico recocido, el cual rompe microscópicamente por crecimiento y coalescencia de huecos.

Las curvas de resultados experimentales ofrecidas en la sección anterior representan el daño producido por el hidrógeno en función de la duración del ensayo o de la velocidad de deformación durante el mismo, puesto que ambas variables están relacionadas inversamente. La carga de rotura en ambiente de hidrógeno resulta ser una función decreciente de la duración del ensayo, o bien una función creciente de la velocidad de deformación, que en definitiva establece el tiempo que tiene el hidrógeno para penetrar y difundirse. Esta dependencia monótona es general para cualquier ensayo de fragilización por hidrógeno (realizado a potenciales catódicos), en contraposición a los ensayos bajo potenciales anódicos, en los cuales la formación y rotura de la película de óxido o capa de pasivación es el fenómeno determinante de la rotura, por lo cual existe una velocidad pésima que produce el máximo daño sobre la probeta.

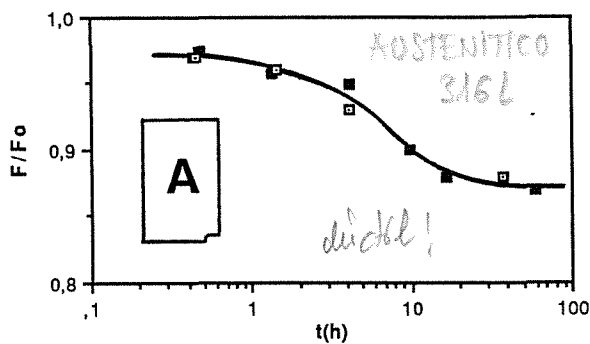


Fig. 4. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero austenítico 316L, entalla de radio mínimo.
 □ : Eje de tracción en la dirección del laminado.
 ■ : Eje de tracción en la dirección perpendicular.

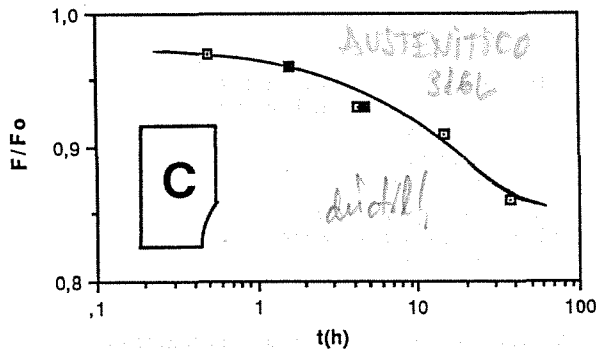


Fig. 5. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero austenítico 316L, entalla de radio máximo.
 □ : Eje de tracción en la dirección del laminado.
 ■ : Eje de tracción en la dirección perpendicular.

No se han encontrado diferencias apreciables en los resultados macroscópicos en la dirección de laminado y en la perpendicular, lo que hace pensar en un comportamiento isotrópico en ambas direcciones, tanto desde el punto de vista mecánico-resistente, como desde la óptica de la difusibilidad del hidrógeno. Este resultado experimental es importante, pues permitirá abordar teóricamente el problema mediante modelos isotrópicos.

Se han alcanzado los valores límites para la carga de fractura en el medio agresivo correspondiente a ensayos muy breves y a ensayos cuasi-estáticos o de duración muy prolongada. Los primeros son lo suficientemente rápidos como para impedir la entrada de hidrógeno en la muestra; los últimos son lo suficientemente lentos como para alcanzar en todo instante la concentración de equilibrio hidrógeno-metal correspondiente al estado tensional en cada punto de la probeta.

En el caso de ensayos muy rápidos (de duración inferior a una hora), la carga de rotura en el medio agresivo es inferior a la carga de rotura en aire, lo cual hace pensar que la absorción del hidrógeno adsorbido a la superficie de la muestra es prácticamente instantánea, y permite el establecimiento de la condición de contorno para el problema de la difusión: la concentración de hidrógeno en la superficie de la muestra como función de las condiciones electroquímicas de la solución (pH y potencial).

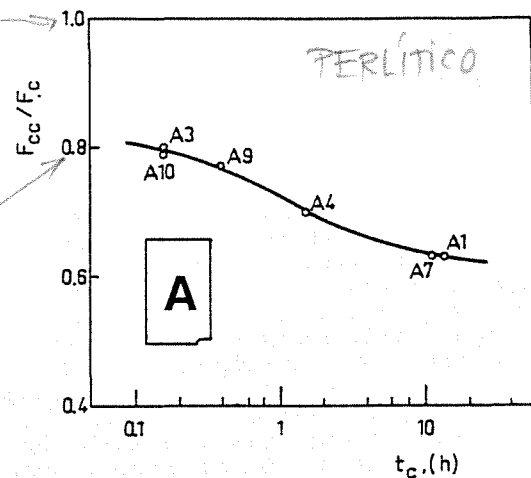


Fig. 6. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero perlítico de alta resistencia, entalla de radio mínimo.

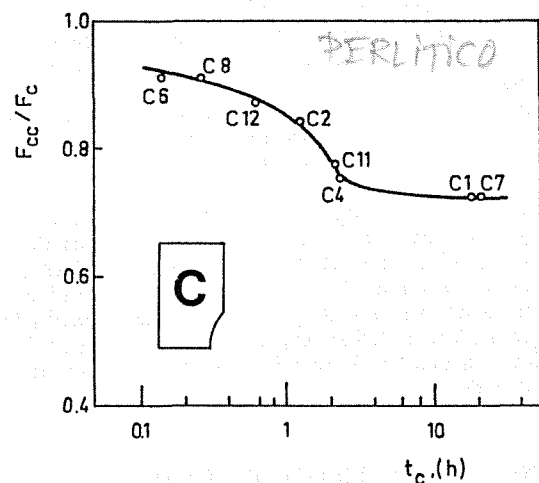


Fig. 7. Carga de rotura en ambiente de hidrógeno (dividida por la carga de rotura en aire) vs. duración del ensayo: Acero perlítico de alta resistencia, entalla de radio máximo.

La obtención del valor asintótico de la carga de rotura en el medio agresivo para ensayos cuasi-estáticos permite una aproximación independiente del tiempo al problema de la fractura en ambiente agresivo, puesto que en ese caso la concentración de hidrógeno en todos los puntos de la muestra es función unívoca de la tensión hidrostática en dichos puntos.

El efecto de las dos entallas distintas sobre la fragilización no es muy claro, salvo el hecho de que para la de mayor radio es necesario acudir a velocidades de deformación mucho más lentas para alcanzar la rama asintótica. La geometría de la entalla, sin embargo, no tiene una gran influencia sobre la fragilización del acero austenítico (medida por su efecto macroscópico en pérdida de carga de rotura con respecto a la carga de rotura en aire).

Las Figs. 6 y 7 muestran, a modo de comparación, los resultados referentes al acero perlítico de alta resistencia utilizado en investigaciones anteriores realizadas bajo el mismo potencial electroquímico. La comparación con los resultados correspondientes al acero austenítico 316L (Figs. 4 y 5) permite afirmar que éste es mucho menos susceptible

a la fragilización por hidrógeno, y esto se nota especialmente en los ensayos más rápidos, para los cuales en el acero perlítico el daño es considerable aún para ensayos muy breves. Por otra parte, y también en lo que se refiere al acero perlítico y para todo el intervalo de velocidades de deformación, la geometría de la entalla tiene un efecto determinante sobre la fragilización, que es más intensa en la geometría de radio pequeño, debido a que el punto de máxima tensión hidrostática está más próximo al fondo de la entalla en este caso, facilitando que el hidrógeno se concentre en la región crítica.

7. CONCLUSIONES

De los resultados experimentales sobre fragilización por hidrógeno del acero austenítico 316L cabe extraer las siguientes conclusiones:

1. El modo macroscópico de fractura es claramente dúctil incluso en ambiente de hidrógeno.
2. La carga de rotura en el medio agresivo es una función creciente de la velocidad de deformación, o decreciente de la duración de ensayo.
3. El comportamiento macroscópico es similar en la dirección del laminado y en la perpendicular. El comportamiento es isótropo tanto en lo que se refiere a la resistencia del acero como en lo concerniente a la difusión del hidrógeno.
4. Se han alcanzado los valores asintóticos correspondientes a los ensayos ultra-rápido y cuasi-estático.
5. En ensayos de duración muy breve la fragilización del acero austenítico apreciable, lo que indica que la condición de contorno para la difusión se establece instantáneamente.
6. El ensayo cuasi-estático permite una aproximación independiente del tiempo al problema de la fractura en ambiente agresivo, puesto que en ese caso la concentración de hidrógeno en todos los puntos de la muestra es función unívoca de la tensión hidrostática en dichos puntos.
7. La geometría de la entalla no tiene una gran influencia sobre la magnitud de la fragilización del acero austenítico, en contraste con su importancia en aceros perlíticos.
8. El acero austenítico tiene un comportamiento macroscópicamente más dúctil y es menos fragilizable por hidrógeno que el perlítico.

Agradecimientos

El presente trabajo de investigación ha sido financiado por EURATOM/CIEMAT dentro del *European Fusion Technology Programme*, Task PSM5: "Hydrogen Effects and Water Corrosion in Reference 316 L Steel and Welds". El autor agradece dicha financiación, así como el apoyo de los Drs. J.L. Boutard (THE NEAT TEAM), P. Fenici (CCR-Ispra) y E. Hodgson (CIEMAT).

REFERENCIAS

- [1] Lippold, J.C., Juhas, M.C., Dalder, E.N.C. (1985). "The Relationship between Microstructure and Fracture Behavior of Fully Austenitic Type 316L Weldments at 4.2K". Metall. Trans. A, Vol. 16A, pp. 1835-1847.
- [2] Fong, C., Tromans, D. (1988). "High Temperature Stage I Corrosion Fatigue of Austenitic Stainless Steel (316L)". Metall. Trans. A, Vol. 19A, pp. 2753-2764.
- [3] Fong, C., Tromans, D. (1988). "Stage I Corrosion Fatigue Crack Crystallography in Austenitic Stainless Steel (316L)". Metall. Trans. A, Vol. 19A, pp. 2765-2773.
- [4] Shiquiong, L., Dickson, J. I., Bailon, J.P., Tromans, D. (1989). "The Influence of the Stress Intensity Factor on the Fractography of Stress Corrosion Cracking of 316 Stainless Steel". Mat. Sci. Engng., Vol. 119, pp. 59-72.
- [5] Nishimura, R., Kudo, K. (1989). "Stress Corrosion Cracking of AISI 304 and AISI 316 Austenitic Stainless Steels in HCl and H₂SO₄ Solutions - Prediction of Time-to-Failure and Criterion for Assessment of SCC Susceptibility". Corrosion, Vol. 45, pp. 308-316.
- [6] Nakayama, T., Fujiwara, K., Yorii, Y., Inoue, T. (1989). "Development of High-Strength, High-Corrosion-Resistant Austenitic Stainless Steel for Sour-Gas Service". Corrosion, Vol. 45, pp. 749-757.
- [7] Raghu, T., Malhotra, S.N., Ramakrishnan, P. (1989). "Corrosion Behavior of Porous Sintered Type 316L Austenitic Stainless Steel in 3% NaCl Solution". Corrosion, Vol. 45, pp. 698-704.
- [8] Congleton, J., Shih, H.C., Shoji, T., Parkins, R.N. (1985). "The Stress Corrosion Cracking of Type 316 Stainless Steel in Oxygenated and Chlorinated High Temperature Water". Corrosion Science, Vol. 25, pp. 769-788.
- [9] Andresen, P.L. (1987). "Environmentally Assisted Growth Rate Response of Nonsensitized AISI 316 Grade Stainless Steels in High Temperature Water". Corrosion, Vol. 44, pp. 450-460.
- [10] Andresen, P.L., Briant, C.L. (1989). "Environmentally Assisted Cracking of Types 304L, 316L, 316NG Stainless Steel in 288°C Water". Corrosion, Vol. 45, pp. 448-463.
- [11] Maiya, P.S. (1984). "Quantitative Description of Strain Rate Effects on Susceptibility to Intergranular Stress Corrosion Cracking". Proc. 6th. Int. Conf. on Fracture (ICF6), New Delhi, India, pp. 2335-2343.
- [12] Maiya, P.S., Shack, W.J. (1985). "Stress Corrosion Cracking Susceptibility of AISI 316NG and 316 Stainless Steel in an Impurity Environment". Corrosion, Vol. 41, pp. 630-634.
- [13] Maiya, P.S. (1987). "Prediction of Environmental and Strain-Rate Effects on the Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels". Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 109, pp. 116-123.
- [14] Maiya, P.S. (1989). "Plastic Strain, Environmental, and Crevice Effects on SCC Initiation and Propagation in Types 316NG and 304 Stainless Steel". Corrosion, Vol. 45, pp. 915-924.
- [15] Congleton, J., Zheng, W., Hua, H. (1990). "Stress Corrosion Cracking of Annealed Type 316 Stainless Steel in High Temperature Water". Corrosion, Vol. 46, pp. 621-627.

- [16] Kobayashi, H., Hirano, K., Kayakabe, H., Nakazawa, H. (1981). "Influence of Hydrogen on Fracture Toughness of High Strength Steels". Proc. 5th. Int. Conf. on fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1909-1916.
- [17] Perng, T.P., Huang, J.H., Altstetter, C.J. (1988). "Hydrogen-Induced Cracking of Stainless Steels". Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials, Beijing, China, pp.866-867.
- [18] Tanabe, T., Imoto, S. (1980). "Hydrogen Permeation and Diffusion through Fe-Ni alloys and Austenitic Steels". Proc. JIMIS-2, Hydrogen in Metals, Minakami, Japan, pp.109-112.
- [19] Andriamiharisoa, H., Habashi, M., Galland, J., Azou, P. (1981). "Cathodic Hydrogenation of Austenitic Alloys in Molten Salts Bath, at 200°C or 300°C: Study of Hydrogen Induced Embrittlement". Proc. 5th. Int. Conf. on Fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1889-1897.
- [20] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1979). "Fractographic Characteristics of a Hydrogen-Charged AISI 316 Type Austenitic Stainless Steel". Metall. Trans. A., Vol.10 A, pp. 1196-1199.
- [21] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1981). "On the Effects of α' Martensite in Hydrogen Embrittlement of a Cathodically Charged AISI Type 304 Austenitic Stainless Steel" Corrosion, Vol. 36, pp.47-51.
- [22] Hänninen, H., Hakkarainen, T. (1981). "Influence of metallurgical factors on hydrogen-induced brittle fracture in austenitic stainless steels". Proc. 5th Int. Conf. on Fracture (ICF5), Cannes, France, pp. 1881-1888.
- [23] Chene, J., Auconturier, M., Arnold-Laurent, R., Tison, P., Fidelle, J.P. (1980) "Hydrogen Transport by Deformation and Hydrogen Embrittlement in Stainless Steels". 3rd. Int. Conf. on the Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials. Jackson Lake, Wyoming, USA.
- [24] Rozenak, P., Roberston, I.M., Birnbaum, H.K. (1990) "HVEM Studies of the Effects of Hydrogen on the Deformation and Fracture of AISI Type 316 Austenitic Stainless Steel". Acta Metall. Mater., Vol.38, pp. 2031-2040.
- [25] Barthelemy, H. (1988). "Hydrogen Gas Embrittlement of some Austenitic Stainless Steels". Proc. 4th Int. Conf. on Hydrogen and Materials, Beijing, China, pp. 841-848.
- [26] Hazarabedian, A., Ovejero-García, J. (1989) "Effects of Strain Rate and Prior heat Treatments on Hydrogen Embrittlement of 316-L and 304 SS in Aqueous Sulfide Environment". 4th. Int. Conf. on The Effects of Hydrogen on Material Behaviour. Jackson Lake, Wyoming, USA.
- [27] Eliezer, D. (1980). "Hydrogen Assisted Cracking in Type 340L and 316L Stainless Steel". Proc. 3rd. Int. Conf. on Effect of Hydrogen on Behaviour of Materials (I.M. Bernstein and A.W. Thompson, eds.), The Metallurgical Soc. of AIME, Moran, Wyoming, pp. 565-574.
- [28] Rozenak, P., Eliezer, D. (1983). "Effects of Metallurgical Variables on Hydrogen Embrittlement in AISI Type 316, 321 and 347 Stainless Steels". Mat. Sci. Engng., Vol. 61, pp.31-41.
- [29] Rosenthal, Y., Mark-Markowitch, M., Stern, A., Eliezer, D. (1984). "Tensile Flow and Fracture Behaviour of Austenitic Stainless Steels after Thermal Aging in a Hydrogen Atmosphere". Mat. Sci. Engng., Vol. 67, pp. 91-107.
- [30] Toribio, J., Elices, M. (1987). "Estudio cinemático de la fragilización por hidrógeno en alambres entallados". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 4, pp. 389-404.
- [31] Toribio, J., Elices, M. (1989). "Importancia de la velocidad de deformación en la fractura en ambientes agresivos". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 6, pp. 58-64.
- [32] Toribio, J., Lancha, A.M., Elices, M. (1990). "La topografía T.T.S. como zona asociada a fenómenos de fragilización por hidrógeno". Anales de Mecánica de la Fractura, Vol. 7, pp. 170-177.