

# Influencia de la microestructura en el comportamiento a fatiga de aceros inoxidable austeníticos con alto contenido en molibdeno\*

J. Oñoro\*\*, R. Gamboa\*\* y C. Ranninger\*\*

## Resumen

Los aceros inoxidable austeníticos con elevados contenidos en molibdeno presentan alta resistencia mecánica y resistencia a los medios corrosivos. Se utilizan en la construcción de depósitos y recipientes para el almacenamiento y transporte de líquidos altamente corrosivos, tales como ácido fosfórico, nítrico o sulfúrico. Estos materiales con bajo carbono y adiciones de nitrógeno han sido propuestos como candidatos para materiales estructurales en la fabricación de la vasija del reactor experimental termonuclear internacional (ITER). La adición de molibdeno mejora las propiedades frente a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos. Sin embargo, este aumento del contenido en molibdeno, junto con la presencia de nitrógeno, puede producir modificaciones microestructurales, por la aparición de fases precipitadas o segundas fases. En este trabajo, se analiza el comportamiento a fatiga y corrosión-fatiga de dos aceros inoxidable austeníticos 317LN con microestructuras diferentes. El acero con una estructura completamente austenítica ha presentado mejor resistencia a la fatiga y a la corrosión-fatiga y mejor ductilidad que el acero con una microestructura austenítica con presencia de ferrita, especialmente a cargas bajas.

## Palabras clave

Acero inoxidable austenítico. 317LN. Fatiga. Corrosión-fatiga.

# Microstructure influence on fatigue behaviour of austenitic stainless steels with high molybdenum content

## Abstract

Austenitic stainless steels with molybdenum present high mechanical properties and corrosion resistance to aggressive environments. These steels have been used to tank and vessel components for high corrosive liquids as phosphoric, nitric and sulphuric acids. These materials with low carbon and nitrogen addition have been proposed candidates as structural materials for the international thermonuclear experimental reactor (ITER) in-vessel components. Molybdenum addition in austenitic stainless steel improves mechanical and corrosion properties, but with it can produce the presence of nitrogen microstructure modifications by presence or precipitation of second phases. This paper summarises the fatigue and corrosion fatigue behaviour of two 317LN stainless steels with different microstructure. Fully austenitic steel microstructure show better fatigue, corrosion fatigue resistance and better ductility than austenitic steel with delta ferrite microstructure, mainly at low stresses.

## Keywords

Austenitic stainless steel. 317LN. Fatigue. Corrosion-fatigue.

\* Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 21 de enero de 2006.

\*\* Dpto. de Ingeniería y Ciencia de los Materiales, ETSI Industriales. Universidad Politécnica de Madrid, c/ José Gutiérrez Abascal, 2. 28006 Madrid, España. onoro@materials.upm.es

## 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable austeníticos con elevados contenidos en molibdeno, por sus adecuadas resistencias mecánicas y de resistencia a los medios corrosivos, se utilizan ampliamente en la construcción de depósitos y contenedores para el almacenamiento y transporte de líquidos altamente corrosivos, tales como ácido fosfórico, nítrico o sulfúrico. Recipientes y tuberías de 316L, 317L y 317LN se utilizan satisfactoriamente en plantas desalinizadoras por ósmosis inversa<sup>[1]</sup>. Estos aceros también han sido propuestos como candidatos para materiales estructurales en la fabricación del reactor experimental term nuclear internacional ITER <sup>[2]</sup>. La adición de molibdeno mejora las propiedades mecánicas y frente a la corrosión de los aceros inoxidable austeníticos<sup>[3 y 4]</sup>. Sin embargo, este aumento del contenido en molibdeno junto con la posible adición de otros elementos, como el nitrógeno, puede venir acompañado por una modificación microestructural, con la presencia de segundas fases precipitadas<sup>[3 y 5]</sup>. Estas fases pueden conducir a una importante modificación de las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión.

El incremento en el contenido de nitrógeno, elemento estabilizador de la austenita, en los aceros inoxidable austeníticos, puede contrarrestar el efecto de un incremento en el contenido de molibdeno en estos aceros, al ser, este, un elemento estabilizador de la ferrita. Por otro lado, el nitrógeno, además de aumentar la resistencia mecánica y la dureza, parece favorecer la formación de carburos del tipo  $M_6C$  frente a la aparición de segundas fases indeseables<sup>[5]</sup>, como el microconstituyente,  $\sigma$ .

La aparición de procesos de agrietamiento, en aceros inoxidable austeníticos con elevados contenidos en molibdeno, se ha asociado a la existencia de segundas fases que, junto con una heterogeneidad química, fragilizan la estructura del acero inoxidable, facilitando la aparición de procesos corrosivos asociados con acciones mecánicas simultáneas. Esta fragilización puede ser particularmente significativa en materiales utilizados para la fabricación de componentes soldados de grandes dimensiones, donde las tensiones originadas en el proceso de fabricación y en servicio pueden ser considerablemente elevadas. La acción simultánea de condiciones cíclicas de carga ha producido la aparición, en aceros inoxidable austeníticos con alto contenido en molibdeno, de fenómenos de fisuración, identificados como procesos de fatiga y corrosión-fatiga. Las pérdidas económicas en reparación y sustitución de los componentes dañados han sido muy elevadas. Los problemas pueden ser no solamente económicos, ya que la progresión de la

fisura puede poner en contacto líquidos de diferente naturaleza de depósitos contiguos, lo que podría dar lugar a graves catástrofes, como la mezcla de ácido sulfúrico y agua.

El proceso de fractura por fatiga puede ser considerado como la acumulación progresiva de daño en el material, causada por la acción de esfuerzos cíclicos de magnitudes inferiores a la carga de rotura del material. Este deterioro culmina con el fallo del material. Este proceso puede considerarse, en general, dividido en tres etapas. En la primera, nucleación, aparecen pequeñas microfisuras en la superficie, siguiendo la dirección de planos de deslizamiento orientados a  $45^\circ$  de la superficie, según la tensión cortante máxima. Estas fisuras crecen hasta alcanzar un determinado tamaño y, a partir de aquí, propagan, segunda etapa, según planos perpendiculares a la tensión principal. En esta etapa, la velocidad de fisuración está principalmente determinada por el nivel de tensiones existente en el extremo de la grieta, es decir, el factor de intensidad de tensiones  $K_I$ . En una representación doblemente logarítmica del factor  $\Delta K_I$ , en función de la velocidad de propagación de la grieta  $da/dN$ , se puede apreciar un comportamiento lineal descrito por la ecuación exponencial de Paris:  $da/dN = C(\Delta K_I)^n$ , donde  $C$  y  $n$  son constantes para un determinado material y relación de tensiones. Para valores altos del factor de intensidad de tensiones se produce un rápido incremento de la velocidad de fisuración, perdiéndose la linealidad anterior, tercera etapa, hasta producirse la rotura final.

La primera etapa de fisuración es la más lenta, del orden de amstrongs por ciclo<sup>[6]</sup>, siendo aquí donde el estado superficial y la microestructura del material juegan un papel primordial en el desarrollo del proceso de fisuración por fatiga. En la segunda etapa de fisuración, donde la propagación puede alcanzar valores de micras por ciclo<sup>[6]</sup>, la velocidad de agrietamiento será función de la naturaleza del material, la microestructura y el factor de intensidad de tensiones, con una menor influencia del modo de aplicación de las cargas. La presencia de microconstituyentes que supongan una fragilización de la estructura del material, puede provocar una importante variación del comportamiento, acelerando el proceso de agrietamiento o reduciendo la zona de proporcionalidad, apareciendo la tercera etapa de propagación a valores del factor de intensidad de tensiones más bajos de los esperados<sup>[7]</sup>. Por ello, diferentes microestructuras de un material pueden producir una modificación importante en el comportamiento a fatiga.

La presencia de medios de elevada agresividad en combinación con la existencia de procesos de carga por fatiga provoca un aceleramiento de los procesos de agrietamiento por fatiga y corrosión-fatiga, consis-

**Tabla I.** Composición química de los dos aceros inoxidables 317LN estudiados*Table I. Chemical composition of 317LN stainless steels analyzed*

Acero	C	Si	Mn	P	S	C	Ni	Mo	N <sub>2</sub>	Co
317LN-A	0,026	0,3	1,5	0,02	< 0,01	18,5	14	3,1	0,12	0,22
317LN-B	0,025	0,7	1,6	0,03	< 0,01	18,9	13,1	3,2	0,13	0,23

tentes en una reducción de la tensión umbral a la que aparecen los procesos de agrietamiento, al facilitar el deterioro de la superficie y, por tanto, la reducción del tiempo de aparición de la fisura produciendo, asimismo, una aceleración de la velocidad de avance de la grieta. Los procesos de corrosión-fatiga no solo causan un aumento en la velocidad de agrietamiento, también pueden provocar una modificación en la morfología del proceso de agrietamiento.

En la fase de construcción y durante el servicio de recipientes para la contención de líquidos de elevada corrosividad, como ácido fosfórico y ácido sulfúrico, han aparecido fisuras, a causa de las condiciones de tensión o de corrosión-tensión-fatiga. El origen de las tensiones y su propagación no esta exento de incertidumbres respecto al origen y crecimiento de estas fisuras en las condiciones del sistema de carga y de corrosión a la que los materiales están sometidos. Las cargas generadoras de fatiga, se creen causadas por esfuerzos hidrodinámicos producidos en las paredes de los contenedores durante el transporte, así como por las tensiones de asentamiento de la estructura durante el mismo. Conjuntamente a la acción mecánica, aparece un gran número de parámetros de diferente naturaleza: electroquímicos, acabado superficial, geometría, características microestructurales como tamaño de grano, fases presentes, inclusiones, etc.

En este trabajo, se analizan dos aceros 317LN con microestructura diferente: uno, es completamente austenítico, mientras que, el otro, presenta un contenido importante de ferrita. Este material desarrollado, inicialmente, para trabajar en medio sulfúrico<sup>[8]</sup>, se utiliza también en la fabricación de tanques y recipientes de otros medios de elevada agresividad, como nítrico y fosfórico. En los márgenes de composición y fabricación especificados para este acero inoxidable pueden aparecer diferentes microestructuras y, por tanto, podrán producirse variaciones en su comportamiento mecánico y en condiciones de fatiga o corrosión-fatiga.

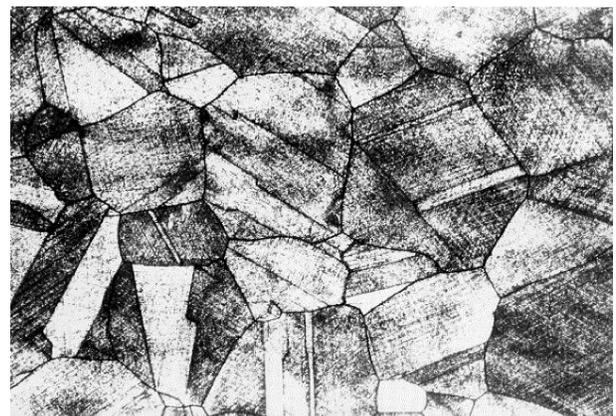
## 2. TÉCNICA EXPERIMENTAL

Los ensayos se han realizado utilizando dos chapas de 14 y 16 mm de espesor, de dos aceros inoxidables

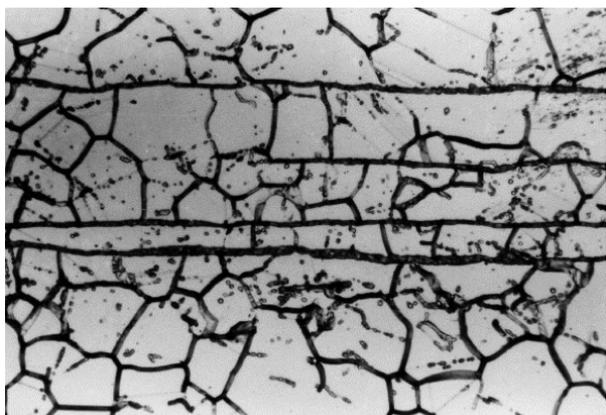
austeníticos, especificados, ambos, como aceros 317LN, cuya composición se presenta en la tabla I. Estos aceros han sido obtenidos de dos fabricantes distintos y presentan una microestructura diferente. El acero A, chapa de 14 mm, tiene una microestructura completamente austenítica libre de segundas fases, con un tamaño de grano ASTM 3 (Fig. 1). Por el contrario, el acero B, chapa de 16 mm, tiene una estructura austenítica con presencia de ferrita delta, orientada en la dirección de laminación. El tamaño de grano, en este caso, es ASTM 6 (Fig. 2). No se ha detectado, en ninguno de los dos aceros, la presencia de otras fases, como la fase  $\sigma$ , que podría haber estado presente debido al alto contenido en molibdeno de las aleaciones. También, se ha comprobado la muy escasa presencia de impurezas.

El estudio metalográfico de ambas aleaciones se realizó extrayendo muestras que fueron desbastadas, lijadas, pulidas y atacadas metalográficamente. Para revelar la microestructura se utilizó un ataque químico con una mezcla de ácido pícrico, etanol y ácido clorhídrico.

Para evaluar la tenacidad de ambos materiales, se realizaron ensayos de resiliencia sobre grupos de tres probetas estándar 55x10x10 mm, con entalla en V de 2 mm de profundidad. Las probetas fueron extraídas, en ambos materiales, a 45° de la dirección longitudinal de laminación, por ser esta la misma

**Figura 1.** Acero 317LN-A. Ataque mezcla de ácidos. X100.

*Figure 1. 317LN-A steel. Micrograph, at 100X. Etched in mix of acids.*



**Figura 2.** Acero 317LN-B. Ataque mezcla de ácidos. X200.

*Figure 2.* 317LN-B steel. Micrograph, at 200X. Etched in mix of acids.

orientación de las muestras utilizadas en los ensayos de fatiga. Las muestras se ensayaron a  $-40^{\circ}\text{C}$ , debido a la gran ductilidad del material. Se utilizó un péndulo Charpy instrumentado que, durante el ensayo, permite controlar la carga que actúa sobre la muestra en función del tiempo de aplicación, pudiendo obtenerse la energía que va absorbiendo durante la rotura. Los valores de los ensayos se han recogido en la tabla II.

Para la realización de los ensayos de fatiga y corrosión-fatiga, se mecanizaron probetas de flexión en tres puntos, de dimensiones  $116 \times 26 \times 13$  mm con entalla de 10 mm, para el acero A; y  $130 \times 30 \times 15$  mm con entalla de 11 mm, para el acero B. Las muestras se entallaron mecánicamente y fueron preagrietadas por fatiga, al menos 2 mm, según la norma ASTM E-399 [9]. Las probetas fueron extraídas, en ambos materiales, a  $45^{\circ}$  de la dirección longitudinal de laminación para obtener unos resultados parcialmente representativos del comportamiento de acero, tanto en dirección longitudinal como transversal.

Los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga se realizaron bajo control de carga sinusoidal tensión-tensión en ciclo cerrado, en una máquina electromecánica universal de ensayos controlada por ordenador. La frecuencia del ensayo fue de 2 Hz. Los esfuerzos de tensión máxima y mínima fueron constantes durante cada ensayo. La relación de tensiones, R, ( $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ ) fue 0,1. Los ensayos de fatiga se realizaron a temperatura ambiente con variaciones de  $20 \pm 2^{\circ}\text{C}$ , en aire y en inmersión continua en ácido fosfórico.

Los valores de la propagación de grieta se obtuvieron midiendo el avance de la misma en ambos lados de la probeta, mediante un microscopio de 400 aumentos que permitió una precisión de  $\pm 0,01$  mm. La velocidad de propagación de la fisuración

**Tabla II.** Propiedades mecánicas obtenidas en los aceros 317LN ensayados

*Table II.* Mechanical properties obtained for 317LN steels tested

Acero	$\sigma_E$ (MPa)	$\sigma_R$ (MPa)	A (%)	$\rho$ (Julios)
317LN-A	320	610	58	>300
317LN-B	330	650	50	150

(da/dN), para cada incremento de grieta, se calculó dividiendo la extensión de fisura obtenida ( $\Delta a$ ) por el número de ciclos necesarios para el incremento ( $\Delta N$ ). El factor de intensidad de tensiones ( $K_I$ ) se obtuvo para cada longitud de grieta, utilizando la formulación de la norma ASTM E-399 para probetas de flexión.

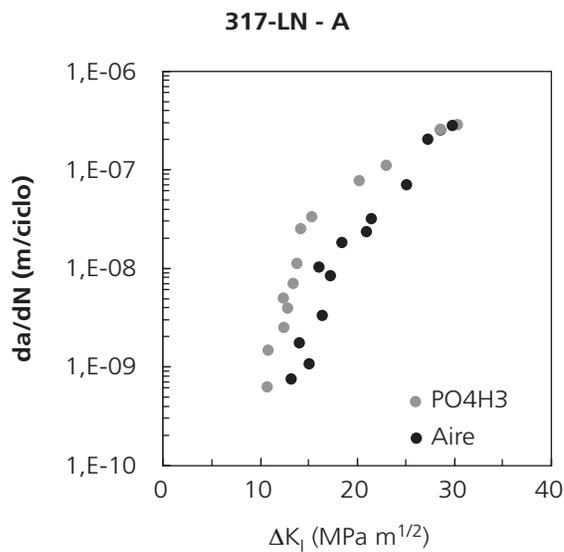
La superficie de fractura de las muestras ensayadas se analizó mediante microscopía electrónica de barrido (SEM), lo que ha permitido identificar y estudiar las estriaciones de fatiga y, por tanto, determinar la velocidad de propagación en cada ciclo de carga en función de la zona de la superficie examinada.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

El análisis metalográfico ha permitido constatar la gran diferencia microestructural de las dos muestras de acero. La diferencia composicional (Tabla I), donde el acero B presenta un menor contenido de níquel, elemento gammageno, y un porcentaje ligeramente superior de silicio, puede justificar la notable presencia de ferrita. La diferencia de tamaño de grano entre ambos aceros, puede deberse al efecto limitador del crecimiento de grano producido por la presencia de ferrita en el acero B, durante la realización de los tratamientos termomecánicos para su fabricación.

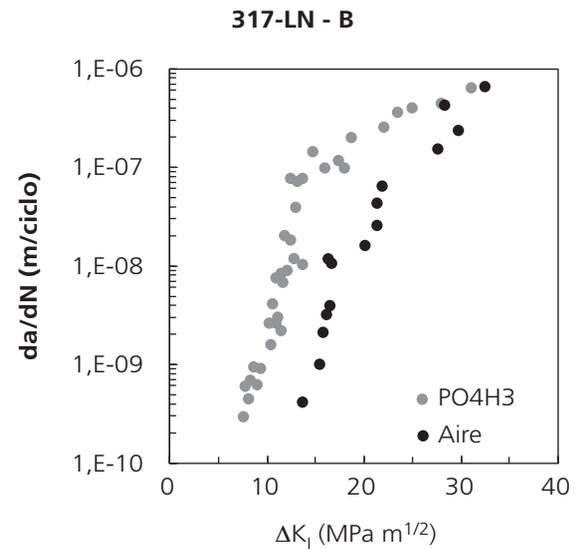
Los ensayos de tracción realizados (Tabla II) muestran como el acero A tiene límite elástico y carga de rotura inferiores al acero B y, también, un mayor alargamiento. Las mejores propiedades de resistencia se pueden deber al menor tamaño de grano y la presencia de ferrita en el acero B. La presencia de una estructura completamente austenítica en el acero A, parece la causa de presentar un mayor alargamiento.

Los ensayos de resiliencia (Tabla II) presentan una importante diferencia entre el comportamiento de ambos aceros. El acero A presenta, a  $-40^{\circ}\text{C}$ , una gran tenacidad no llegando la muestra a romperse durante el ensayo, siendo la energía alcanzada por la muestra de superior a 300 Julios. La probeta no llega a fractu-



**Figura 3.** Velocidad de agrietamiento por fatiga en función de la carga aplicada para el acero 317LN-A.

Figure 3. Fatigue crack growth rate versus stress intensity factor to 317LN-A steel.



**Figura 4.** Velocidad de agrietamiento por fatiga en función de la carga aplicada para el Acero 317LN-B.

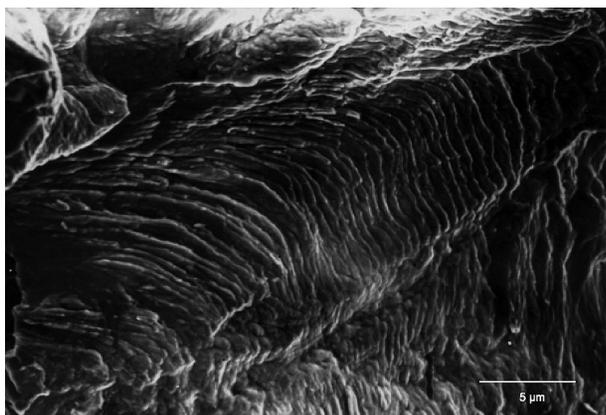
Figure 4. Fatigue crack growth rate versus stress intensity factor to 317LN-B steel.

rarse, produciéndose un desgarro en la zona del fondo de entalla con una deformación muy importante. El acero B ha presentado una menor tenacidad que el acero A, aunque también ha resultado muy elevada, ya que ha superado ligeramente los 150 Julios de energía absorbida (Tabla II). La morfología de la rotura también ha sido marcadamente dúctil. La presencia de una estructura completamente austenítica en el acero A aparece, nuevamente, como la causa de la mayor tenacidad del acero A, unida a una muy escasa presencia de impurezas.

Los valores de propagación de grietas por fatiga en aire, presentados en las figuras 3 y 4, muestran como ambos aceros presentan un comportamiento muy similar, siendo ambas curvas prácticamente coincidentes, aunque hay una mayor velocidad de agrietamiento para altos niveles del factor de intensidad de tensiones, en el acero B. En los metales con alta energía de formación de defectos de apilamiento, el tamaño de grano no tiene influencia en la velocidad de agrietamiento por fatiga, ya que la zona deformada en el fondo de grieta es muy inferior al tamaño de grano de las aleaciones industriales<sup>[6]</sup>. En cambio, en los metales con baja energía de formación de defectos de apilamiento, como es el caso de los aceros inoxidable austeníticos, la zona deformada en el fondo de grieta depende del tamaño de grano, disminuyendo en la proporción en que disminuye el grano<sup>[6]</sup>. De esta forma, la propagación por ciclo de carga aumentaría cuando la zona deformada sea menor, al permitir una mayor concentración de daño en una zona más pequeña. Este efecto

del aumento de la velocidad de agrietamiento al disminuir el tamaño de grano, ha sido ya observado en el acero inoxidable austenítico 316<sup>[7]</sup>, donde este efecto era más marcado a medida que disminuía el coeficiente de fatiga, siendo especialmente notable para valores de R = 0,1, cuando el tamaño de grano pasaba de 50 a 330 μm. Conviene señalar que este efecto solo se pone de manifiesto en la propagación de grietas ya formadas, ya que el proceso de iniciación tiene un efecto opuesto y, a menor tamaño de grano, lo que suele llevar asociado un aumento de resistencia, el comportamiento a fatiga mejora, medido como tiempo de vida hasta el fallo de la muestra (curvas S-N). En este estudio, el grano pasa de 50 a 150 μm y, únicamente a altos niveles de carga, un tamaño de grano menor ha supuesto una pequeña aceleración de la velocidad de agrietamiento por fatiga.

La presencia de precipitados o segundas fases puede suponer, en algunos casos, la disminución de la velocidad de propagación de grietas por fatiga; no así, en la etapa de generación de la grieta, donde los precipitados normalmente facilitan su nucleación. Sin embargo, desde el punto de vista de su propagación, los precipitados de gran tamaño, de naturaleza dúctil y unidos metálicamente a la matriz, tienen un efecto despreciable o ligeramente retardador de la velocidad de agrietamiento por fatiga<sup>[6 y 7]</sup>. La presencia de ferrita en la matriz de austenita, por tanto, en el caso de que hubiera producido una ligera mejora en la velocidad de agrietamiento, esta, se hubiera visto compensada con el efecto acelerador



**Figura 5.** Estriaciones de fatiga en la superficie de fractura del acero inoxidable 317LN-A, ensayado en aire a una frecuencia de 2 Hz.

*Figure 5. SEM fractograph showing fatigue striations at surface fracture on 317LN-A steel, tested in air at frequency to 2 Hz.*

del menor tamaño de grano, por lo que, finalmente, los dos aceros, como se ha podido observar en los resultados obtenidos, presentaron una similar velocidad de agrietamiento por fatiga en aire.

El comportamiento a corrosión-fatiga, expuesto en las figuras 3 y 4, es marcadamente diferente en ambos aceros. El acero B ha presentado una mayor velocidad de fisuración, tanto a bajos como a altos valores de las tensiones aplicadas. De esta forma, en medio fosfórico, el factor de intensidad de tensiones umbral ( $\Delta K_{th}$ ) presenta un valor de  $7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  para el acero B, mientras que, para el acero A alcanza el valor de  $10,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , sensiblemente superior, aunque no llega a los  $14,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  obtenido para ambos aceros al ser ensayados en el aire.

El mejor comportamiento, en condiciones de corrosión-fatiga, del acero A parece deberse a la mayor resistencia a corrosión y mejor resistencia a la corrosión en medio fosfórico que presenta la estructura completamente austenítica frente a la estructura de austenita con ferrita<sup>[10]</sup>. El alto contenido en molibdeno, aunque mejora notablemente la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables austeníticos<sup>[3 y 11]</sup>, no logra evitar la acción del ácido ortofosfórico, que actúa, claramente, como un acelerador del proceso de propagación de grieta ya que, como se ha visto anteriormente, el comportamiento en aire, de ambos aceros, es muy similar. El efecto acelerador del proceso de agrietamiento se pone especialmente de manifiesto a niveles bajos de carga, donde se han observado mayores diferencias en el proceso de corrosión-fatiga, al ser en este intervalo donde el efecto del medio es más acusado.

A altos niveles de tensión se aprecia, para ambos aceros, que las velocidades de agrietamiento entre

las muestras ensayadas en aire y en ácido ortofosfórico se van aproximando. Esto, era esperable, ya que en estas condiciones, la influencia mecánica en la velocidad de propagación se hace, relativamente, más fuerte que la influencia del medio.

El análisis por microscopía electrónica de barrido (SEM) de la superficie de fractura, en ambos aceros, muestra que, en todos los casos, tanto en los ensayos en aire como en ácido ortofosfórico, la fractura es de carácter transgranular, con ausencia de agrietamientos secundarios o zonas de fractura intergranular que pudieran denotar algo de fragilidad. No se han apreciado, en las superficies de fractura, indicaciones de que el mecanismo de agrietamiento haya sufrido modificaciones por la acción aceleradora del ácido ortofosfórico. Las estriaciones de fatiga se aprecian, fácilmente, en la superficie de fractura (Fig. 5), especialmente, en las zonas de mayor velocidad de propagación. Se han detectado distancias entre las estriaciones, de  $0,05$  a  $0,4 \mu\text{m}$ , valores que están dentro de las medidas realizadas macroscópicamente sobre las probetas.

El acero A, con microestructura completamente austenítica, ha presentado mejores propiedades de tenacidad, ductilidad y mayor resistencia a la corrosión-fatiga. Se ha visto, anteriormente, que esta mayor resistencia está asociada directamente a su mayor resistencia a la corrosión. Esta microestructura será, por tanto, preferible a otra con presencia de ferrita, para la fabricación de equipos y componentes con aceros inoxidables austeníticos de alto contenido en molibdeno.

#### 4. CONCLUSIONES

- Se ha estudiado el comportamiento a fatiga y corrosión-fatiga, en ácido fosfórico, de dos aceros inoxidables austeníticos 317LN que presentan diferente microestructura. Se ha obtenido la velocidad de crecimiento de grieta por fatiga ( $da/dN$ ) en función del incremento del factor de intensidad de tensiones ( $\sigma K_I$ ).
- Las dos microestructuras estudiadas han sido: el acero A, con estructura completamente austenítica, y el acero B, mayoritariamente austenítico con presencia de ferrita orientada en la dirección de laminación.
- Los ensayos mecánicos de tracción y resiliencia muestran que la estructura completamente austenítica presenta mayor ductilidad y tenacidad; sin embargo, alcanza menor límite elástico y carga de rotura.
- El comportamiento obtenido en ambos aceros ensayados a fatiga en aire ha sido muy similar, con valores de  $\Delta K_I$  medios y bajos. Por el contra-

rio, a valores altos, se aprecia una aceleración de la velocidad de agrietamiento en el acero con presencia de ferrita, causado por el efecto acelerador del menor tamaño de grano.

- El comportamiento obtenido a corrosión-fatiga por inmersión en ácido ortofosfórico, ha sido peor que el obtenido en aire, especialmente en el acero con microestructura de austenita y ferrita, que ha mostrado ser más susceptible al medio corrosivo utilizado. La velocidad de agrietamiento por corrosión-fatiga, en ambos aceros, se aproxima a la velocidad obtenida por fatiga en aire a medida que aumenta la carga aplicada, debido a que la influencia mecánica en la velocidad de agrietamiento se va haciendo, cada vez, más fuerte en comparación a la influencia del medio.
- Los aceros con microestructura completamente austenítica, presentan mejores propiedades de tenacidad y ductilidad y mayor resistencia a la corrosión-fatiga, por lo que será recomendable esta microestructura en los aceros inoxidables con alto contenido en molibdeno.

## REFERENCIAS

- [1] A.M. HASSAN Y A.U. MALIK, *Desalination*, 74 (1989) 157-170.
- [2] G. LE MAROIS, H. BURLET, R. SOLOMON, B. MARINI, J. M. GENTZBITTEL y L. Briottet, *Fusion Eng. Design* 39-40 (1998) 253-261.
- [3] R. COLOMBIER y J. HOCHMANN, *Aceros inoxidables. Aceros refractarios*, Ed. Urmo, Bilbao, 1968.
- [4] R.E. TREVISAN, E. BRAGA y H.C. FALS, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 256-262.
- [5] P. MARSHALL. *Austenitic Stainless Steels*. Elsevier Publishers, Barking, UK, 1984, p. 64.
- [6] C. LAIRD, *Fatigue Crack Propagation*, ASTM STP 415, ASTM, 1967, p. 131.
- [7] T.C. LINDLEY and K.J. NIX, *Metallurgical Aspects of Fatigue Crack Growth, Fatigue Crack Growth, 30 Years of Progress*, Pergamon Press, Cambridge, U.K., 1984, pp. 53-73.
- [8] J.R. DAVIS, *Alloy Digest Sourcebook: Stainless Steels*, ASM, 2000, p. 235.
- [9] Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, E 399, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 3.01, ASTM, 1984, p. 680.
- [10] M. ROSO Y J. OÑORO, *7º Congreso Nacional de Ciencias y Tecnología Metalúrgica*, Vol. II, Madrid, 1990 pp. 391-399..
- [11] E. OTERO, J. BOTELLA, J. BOTANA, V. MATRES y R. MERELLO, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 148-158.