

PROPAGACIÓN DE GRIETAS PEQUEÑAS BAJO FATIGA OLIGOCÍCLICA EN ACEROS INOXIDABLES MONOFÁSICOS Y DÚPLEX

A. Gironès¹, N. Baffie², A. Mateo¹, L. Llanes¹, M. Anglada¹, J. Stolarz²

1.-Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica,
Universitat Politècnica de Catalunya, Barcelona

2.-Ecole Nationale Supérieure des Mines, Saint-Etienne, (Francia)

Resumen. Los mecanismos de propagación en volumen de fisuras pequeñas en un acero inoxidable monofásico y en dos aceros inoxidables dúplex han sido estudiados a través de la observación por microscopía electrónica de barrido (MEB) de secciones de muestras ensayadas a fatiga oligocíclica. Se ha determinado que la propagación de las fisuras pequeñas está condicionada por la presencia de barreras microestructurales: bordes de grano y bordes de macla para el acero monofásico y las interfases α/γ para los aceros dúplex. En aceros dúplex, las interfases α/γ además de actuar como barreras microestructurales también actúan como lugares preferentes para la nucleación de fisuras (en la superficie y en el volumen). La resistencia a la propagación de fisuras pequeñas que oponen los diferentes tipos de intercaras es considerado como el principal factor que determina el comportamiento global a fatiga oligocíclica de estos dos aceros.

Abstract. The mechanisms of short crack propagation in the bulk in a single phase and in two duplex stainless steels have been investigated using vertical sections of smooth fatigue specimens. In all three structures, crack propagation is conditioned by the presence of structural barriers: grain boundaries and twin boundaries in the single phase alloy and α/γ interfaces in the duplex steels. The shape of short cracks is thus determined by that of individual grains in the duplex steels. In all the materials, interfaces are shown to play a double role as crack nucleation sites (at surface and in the bulk) and as barriers. The resistance of different types of interfaces against short crack propagation is considered as the principal factor for determining fatigue behaviour of these three alloys.

1. INTRODUCCIÓN

El estudio del daño en un material sometido a fatiga implica las etapas de nucleación de fisuras, el crecimiento de fisuras pequeñas y finalmente la propagación catastrófica de fisuras largas lo cual conduce a la ruptura del material. El término "fisuras cortas" suele referirse a fisuras cuya longitud no excede el valor de un parámetro microestructural (como el tamaño de grano) y normalmente su nucleación ha tenido lugar en áreas con concentradores de tensiones. Tradicionalmente el crecimiento de fisuras pequeñas ha sido considerado por separado de la propagación de grietas largas, pues su comportamiento puede ser muy diferente [1].

En servicio, la etapa de nucleación de grietas pequeñas viene determinada por la existencia de elementos en el material, tales como entallas, dientes de engranajes, agujeros de taladros, etc., los cuales pueden actuar como concentradores de tensiones y por tanto provocar la generación de éstas. En ausencia de estos elementos, las inhomogeneidades microestructurales (inclusiones, porosidades, intercaras,...) podrán actuar como concentradores de tensiones y por tanto inducir la

nucleación de fisuras pequeñas. El estudio de la propagación de fisuras pequeñas es de gran importancia, pues ocupa la mayor parte de la vida a fatiga de un material o de un componente. Dicha vida no puede ser determinada con precisión debido a la elevada dispersión en los resultados de los valores de propagación de fisuras pequeñas. Además, la diferenciación entre la etapa de nucleación y la de propagación es muy ambigua, y está íntimamente ligada a la sensibilidad de la tecnología existente para la detección de grietas. Aún cuando una fisura ha sido detectada, se precisa una metodología analítica para poder predecir la cinética de crecimiento de las fisuras cortas y así poder estimar la vida remanente. En consecuencia, una clara comprensión de dicha cinética resulta importante para efectuar predicciones de vida y por tanto utilizarla como parámetro de diseño.

En materiales metálicos policristalinos el daño asociado a fatiga oligocíclica se concentra principalmente en la formación generalizada de fisuras en la superficie. La densidad de fisuras pequeñas en la superficie es función del nivel de esfuerzos y deformaciones que estén

actuando, así como de parámetros relacionados con la microestructura del material. Los valores de esta densidad de fisuras son típicamente del orden de algunos centenares por milímetro cuadrado. Altas densidades de fisuras hacen posible la coalescencia superficial de las mismas lo cual contribuye de una manera decisiva al daño en fatiga oligocíclica. Para la evaluación de este daño se han establecido relaciones entre parámetros que describen las poblaciones de fisuras pequeñas en la superficie y la resistencia a fatiga del material [2,3], pero no se han podido obtener resultados satisfactorios debido principalmente al desconocimiento sobre los mecanismos de propagación de fisuras pequeñas en el volumen del material.

En estudios mediante modelos físicos las fisuras pequeñas han sido consideradas como elementos puramente superficiales [3], lo cual conduce a una sobrestimación de los efectos de coalescencia en comparación con el caso en que se tiene en cuenta la propagación simultánea de las fisuras en el volumen y en la superficie del material [4]. En estudios más recientes sobre materiales f.c.c. y b.c.c. [5] y sobre Zircaloy-4 [6] se ha demostrado que la propagación es simultánea en superficie y en volumen, resultando que la profundidad de las fisuras pequeñas es comparable con su longitud en la superficie.

En muestras pulidas, la nucleación y propagación de las fisuras pequeñas se produce aproximadamente durante el 80 % de la vida a fatiga antes de que empiece la propagación de la fisura fatal a través del volumen. Los procesos de nucleación y propagación de fisuras pequeñas dependen fuertemente de la cristalografía del material siendo la propagación a nivel de superficie fuertemente discontinua debido a la actuación de las intercaras como barreras microestructurales. Las fisuras son detenidas por las barreras microestructurales de modo que para su propagación se requiere un aporte extra de energía, el cual puede proceder de la acumulación de deformación plástica en las puntas de las fisuras.

Edwards y Zhang [7] han propuesto que la interrupción de la propagación se da como consecuencia del bloqueo de la zona plástica de la punta de la fisura por parte de una barrera estructural. Para la reiniciación de la propagación en el grano contiguo al de la fisura bloqueada, es necesario la activación de la plasticidad en dicho grano. Para ello, se requiere que la concentración de tensiones generada como consecuencia de la acumulación de deformación en la zona plástica en la punta de la fisura bloqueada sea suficientemente grande como para permitir la activación del deslizamiento en el grano vecino y así poder continuar la propagación de la fisura a través de este grano. Estos autores también han propuesto que el efecto bloqueador de dichas barreras estructurales es debido principalmente a la desorientación cristalográfica, siendo más importante su influencia

cuanto más grande sea la desorientación puesto que se requerirá un mayor aporte energético para la activación de los nuevos planos de deslizamiento.

El objetivo de este artículo es el estudio de la propagación de fisuras pequeñas en aceros inoxidable monofásicos y en aceros inoxidable dúplex austeno-ferríticos mediante la observación de secciones transversales de probetas pulidas y ensayadas a fatiga oligocíclica. Se determinará la naturaleza de las barreras microestructurales y se compararán los mecanismos de propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los ensayos de fatiga oligocíclica se han realizado para una aleación monofásica f.c.c. Fe-Cr-Ni, producida en Ecole des Mines de St. Etienne, y para dos aceros inoxidable dúplex, ambos producidos comercialmente por AB Sandvik Steel (Suecia). El primer dúplex es un acero de segunda generación, pues su contenido en nitrógeno se sitúa entre 0.10 y 0.20 % (% en peso). Este material es designado comercialmente por el fabricante como SAF 2205 y corresponde a la calidad UNS S31803 (EN 1.4462). El otro acero, calificable como de tercera generación o superdúplex por poseer un contenido en nitrógeno superior al 0.20 %, recibe la designación de SAF 2507 y corresponde a la norma UNS S32750 (EN 1.4410). Las composiciones de estos aceros se detallan en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero austenítico Fe-19Cr-15Ni, del acero dúplex SAF 2205 y del acero superdúplex SAF 2507 (% en peso).

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	N
γ	0,094	-	0,39	19,1	15,00	-	-
SAF 2205	0.025	1.60	0.30	22.0	5.50	3.00	0.1 3
SAF 2507	0.015	0.40	0.34	25.0	6.99	3.79	0.2 6

La aleación monofásica fue sometida a un tratamiento de recristalización a 900 °C durante 1 hora, y posteriormente fue templada en agua. Su microestructura está constituida por granos equiaxiales de 15 μm de diámetro. Se observó una gran profusión de maclas de recocido. La proporción de bordes de macla respecto a todas las intercaras se ha calculado que es del orden del 45 % y no depende de la orientación de la superficie analizada respecto al eje de la probeta.

La microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2205 está constituida por un 45 % de fase austenítica discontinua contenida en una matriz ferrítica. Los granos de austenita presentan dos morfologías diferenciadas: una equiaxial (aproximadamente 10 μm de diámetro circular equivalente) y otra alargada (largo: 20 - 30 μm y ancho: 10 μm). La mayoría de los granos ferríticos presentan diámetros próximos a los 10 - 15 μm .

El acero superdúplex SAF 2507 presenta también una microestructura bifásica, siendo la ferrita la fase continua. La fracción volumétrica de austenita es del orden del 56 %. Los granos austeníticos presentan dos tipos de morfologías: una equiaxial de 8 μm de diámetro circular equivalente, y otra de alargada con una longitud del orden de 11 μm . Los granos ferríticos presentan un diámetro medio de 6 μm .

Los dos tipos de aceros dúplex fueron ensayados en el estado de recepción y también después de ser envejecidos térmicamente a 475 °C durante 200 horas. Es bien conocido que este tratamiento conlleva la descomposición espinodal de la fase ferrita, provocando un notable cambio en el comportamiento mecánico del material, el cual puede describirse como una fragilización global [8].

Las probetas utilizadas en los ensayos de fatiga oligocíclica fueron mecanizadas con una geometría cilíndrica, con una zona de ensayo de 6 mm de diámetro y 10 mm de longitud. Las superficies de las probetas fueron pulidas mecánicamente y electroquímicamente antes del ensayo. Los ensayos fueron realizados en tracción-compresión a 25 °C, en aire y a una velocidad de deformación constante de $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Para el acero austenítico la deformación plástica impuesta fue $\Delta\epsilon_p/2 = 4 \cdot 10^{-3}$, en tanto que para los aceros dúplex se escogió un valor ligeramente superior ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$). Bajo estas condiciones, se obtuvieron las vidas a fatiga indicadas en la Tabla 2.

Tabla 2. Vidas a fatiga (número de ciclos a rotura) de los materiales ensayados.

Acero Inoxidable	Vida a fatiga (ciclos)
Monofásico	10000
SAF 2205 estado de recepción	600
SAF 2205 envejecido	200
SAF 2507 estado de recepción	800
SAF 2507 envejecido	300

En primer lugar se realizaron ensayos hasta fractura, para a continuación repetirse deteniéndolos al alcanzar aproximadamente el 80 % de vida.

Posteriormente se procedió a la caracterización de la superficie de las probetas ensayadas mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (MEB). Para el estudio de la propagación de las fisuras en volumen, es decir hacia el interior, se cortaron secciones

paralelas al eje de las probetas ensayadas. Estas secciones se pulieron mecánicamente y luego se atacaron químicamente para revelar la microestructura del material. La extensión en volumen de las fisuras pequeñas se estudió mediante MEB.

3. RESULTADOS

Acero inoxidable monofásico Fe-19Cr-15Ni

El acero austenítico presenta una densidad de fisuras pequeñas superficiales del orden de 350 fisuras/ mm^2 . La mayoría de estas fisuras son transgranulares, aunque se ha podido observar la nucleación de fisuras en los bordes de macla y en los bordes de grano. Las barreras estructurales para la propagación de fisuras pequeñas son tanto los bordes de grano como los de macla. Las fisuras más largas (> 5 diámetros de grano) se propagan perpendicularmente respecto a la dirección de aplicación de la tensión siguiendo las bandas de deslizamiento vecinas; por lo tanto se conserva el carácter cristalográfico del proceso. Todas las grietas pequeñas de tipo I (i.e. no han sobrepasado las barreras estructurales) se extienden hasta la barrera estructural más próxima, excepto cuando muchas coinciden en un mismo grano, de manera que dejan de propagarse antes de encontrar una barrera estructural.

En volumen, la propagación de fisuras pequeñas es en la mayoría de los casos transgranular, aunque algunos segmentos de las fisuras pueden seguir los bordes de macla. La propagación en volumen de las fisuras nucleadas en bordes de grano en la superficie es puramente transgranular (Fig 1). La naturaleza de las barreras estructurales en volumen es la misma que la de las barreras en la superficie (i.e. las fisuras se detienen en los bordes de grano y de macla). La profundidad de todas las fisuras pequeñas visualizadas en las secciones de las probetas no excede la longitud correspondiente a tres veces la distancia media entre barreras estructurales, siendo la extensión de la mayoría de las fisuras del orden de dos segmentos transgranulares (una barrera superada). En consecuencia, el comportamiento en volumen es análogo al observado en la superficie. Finalmente, cabe resaltar que no se ha observado nucleación de fisuras pequeñas en volumen.

Acero inoxidable dúplex SAF 2205

Al igual que en otras experiencias previas en deformación cíclica de aceros dúplex [9], se ha observado actividad plástica en ambas fases para el material ensayado en estado de recepción. La nucleación de fisuras en la superficie está distribuida de una manera similar en ferrita, austenita y en las interfases (Fig 2).

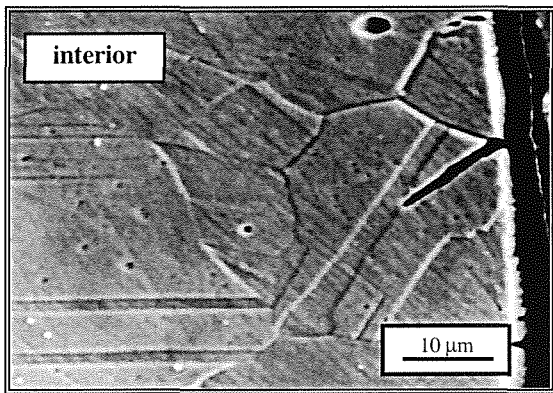


Fig 1. Borde de macla como barrera microestructural en el volumen en el acero austenítico.

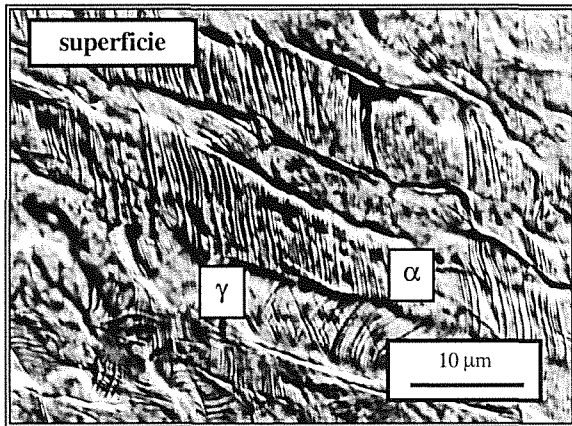


Fig 2. Aspecto superficial del dúplex SAF 2205 sin envejecer.

En el material envejecido térmicamente, la observación de las superficies laterales de las probetas revela la existencia de bandas de deslizamiento pronunciadas y uniformemente distribuidas en los granos austeníticos (Fig 3). Los granos ferríticos, por el contrario, contienen numerosas fisuras pequeñas transgranulares, las cuales se propagan entre interfases α/γ describiendo una trayectoria recta, hecho que puede corresponder a la deformación por maclado o bien a planos de clivaje. También se ha observado que algunos granos ferríticos presentan varias fisuras paralelas (Fig 3). En las secciones transversales puede observarse que los sitios preferentes para la nucleación de fisuras pequeñas no parecen ser exclusivos de la superficie del material sometido a fatiga oligocíclica. Granos de ferrita subsuperficiales presentan fisuras pequeñas cuya nucleación seguramente ha tenido lugar en las interfases α/γ . Esto explicaría la presencia de pequeñas cavidades en la punta de las fisuras junto a las interfases. En volumen, la mayoría de las fisuras observadas se propagan transgranularmente. Se puede también observar que una vez una fisura se ha nucleado en la interfase, la propagación se da a través de los granos de ferrita y no en los de austenita. Se ha podido ver la existencia de fisuras en la austenita, pero siempre como

consecuencia de la propagación previa a través de un grano de ferrita. No se ha observado la presencia de fisuras pequeñas únicamente en un solo grano austenítico. La extensión de casi todas las fisuras pequeñas está limitada por la primera barrera microestructural (i.e. interfases α/γ).

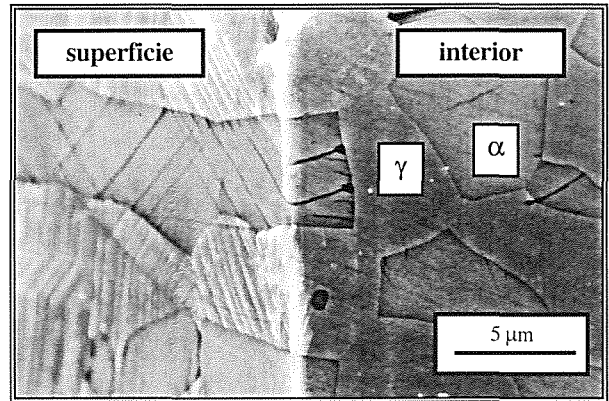


Fig 3. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2205 envejecido.

Acero inoxidable dúplex SAF 2507

Para alcanzar el mismo valor de deformación plástica ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$) en el superdúplex en estado de recepción fue necesario un esfuerzo 75 MPa mayor que el requerido para deformar el SAF 2205. A nivel cualitativo, las observaciones por MEB realizadas en las probetas de acero superdúplex son las mismas que las comentadas previamente para el SAF 2205. Es decir, en el estado de recepción la superficie muestra daño asociado a fatiga y nucleación de fisuras en ambas fases constituyentes. Sin embargo, es reseñable el hecho de que en la probeta ensayada hasta el 80% de vida, el daño apreciado en la ferrita es claramente menor al visible en la fase γ . Hacia el interior la trayectoria de las fisuras cortas que pudieron detectarse es aserrada, y generalmente éstas se detienen en interfases o en el interior de granos austeníticos (Fig 4).

Después del envejecimiento térmico, los niveles de esfuerzo necesarios para deformar ambos tipos de aceros dúplex son casi idénticos (entorno a 700 MPa), superando en más de 100 MPa los valores alcanzados para el superdúplex no envejecido. En el acero SAF 2507 una primera aproximación indica que se repite la situación descrita para el 2205 envejecido, i.e. los granos austeníticos muestran daño superficial en forma de bandas de deslizamiento uniformemente distribuidas, en tanto que en los granos ferríticos proliferan las fisuras pequeñas transgranulares. Si se observa con más detenimiento la superficie de las probetas se aprecia que, si bien cualitativamente la situación es similar en ambos dúplex, se detecta en el SAF 2507 una mayor concentración del daño inducido por fatiga en la fase

ferrítica, lo cual se traduce en una gran densidad de microfisuras en esta fase. En las secciones transversales dicha apreciación resulta aún más clara, siendo abundantes las fisuras que atraviesan los granos de ferrita de interfase a interfase, con una trayectoria menos recta que la observada en el SAF 2205, e incluso interaccionando entre ellas (Fig 5). La aparición de granos ferríticos fisurados en el interior del material, sin contacto con fisuras iniciadas en la superficie, es una situación habitual en las secciones transversales del superdúplex envejecido.

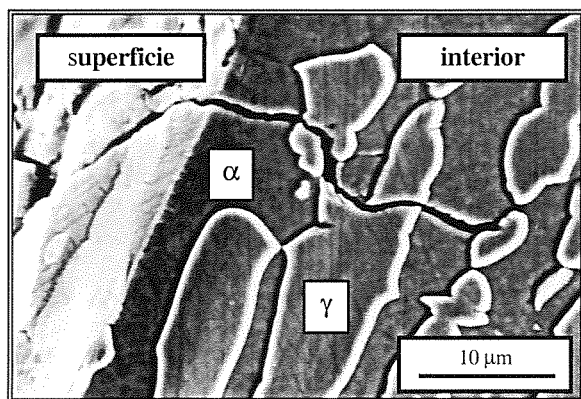


Fig 4. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2507 sin envejecer.

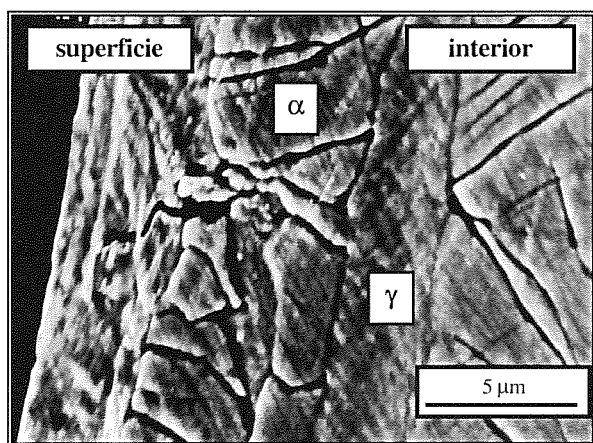


Fig 5. Propagación de fisuras pequeñas en la superficie y en el volumen en el dúplex SAF 2507 envejecido.

4. DISCUSIÓN

Los resultados referentes a la evolución de las fisuras pequeñas en volumen del acero inoxidable austenítico complementan los resultados ya existentes sobre el daño superficial ocasionado por fatiga oligocíclica para materiales similares. Las intercaras (bordes de grano y de macla) actúan mayoritariamente como barreras estructurales para la propagación de fisuras. Además, algunos bordes de macla actúan como sitios preferenciales para la nucleación de fisuras. Este tipo de

doble comportamiento de los bordes de grano para aleaciones f.c.c. ha sido discutido por Peralta et al. [10] apuntando los papeles diferentes desempeñados por los bordes de grano dependiendo de la orientación respecto al eje de tracción. Aunque algunas fisuras pequeñas pueden nuclearse en los bordes de grano, no se ha observado propagación intergranular en volumen. Todas las fisuras pequeñas del tipo I, tanto en la superficie como en el volumen, se detienen a distancias muy pequeñas de las barreras estructurales.

En los aceros inoxidables dúplex, el papel que desempeñan las interfases α/γ en el daño por fatiga oligocíclica es más complejo. Es sabido que los mecanismos de deformación activos en ambas fases dependen fuertemente de la amplitud de la deformación plástica y de los cambios estructurales inducidos por tratamientos térmicos [11]. En los aceros dúplex en estado de recepción, para los niveles de deformación aquí estudiados, los cuales pueden considerarse relativamente elevados, ambas fases acomodan deformación plástica y la iniciación de fisuras es común en ambas.

Por contra, en el material envejecido térmicamente la deformación plástica se concentra principalmente en los granos austeníticos debido a que la ferrita ha sufrido un proceso de descomposición espinodal que reduce su capacidad para acomodar la deformación impuesta. Las concentraciones de tensiones debidas a las interacciones entre las bandas de deslizamiento en la austenita y las interfases pueden ser suficientemente elevadas para promover la nucleación de fisuras en la ferrita, especialmente teniendo en cuenta la notable disminución en tenacidad de fractura experimentada por la fase α como consecuencia del envejecimiento térmico. Al mismo tiempo, para la amplitud de deformación plástica aquí considerada ($\Delta\epsilon_p/2 = 6 \cdot 10^{-3}$), se promueve la activación de otros mecanismos de deformación en la ferrita, como son el maclado y la demodulación de la descomposición espinodal [11]. Por otra parte, las interfases α/γ pueden actuar también como barreras estructurales.

Los aceros bifásicos fueron ensayados en fatiga oligocíclica hasta $N \approx 0.8N_F$. En las secciones transversales estudiadas, la práctica totalidad de las fisuras visualizadas fueron del tipo I. Esto permite deducir que una vez superada una interfase α/γ , la fisura se propaga rápidamente a través de las otras barreras estructurales hasta rotura. Por lo tanto, la resistencia a la propagación de fisuras que opone una barrera estructural disminuye fuertemente con la longitud de la fisura que se propaga. Este hecho puede explicar la menor resistencia a fatiga de los aceros envejecidos térmicamente. Así pues, se puede suponer que la vida a fatiga de las aleaciones con un comportamiento similar es muy sensible al tamaño de grano y a la morfología del material.

Por lo que se refiere a la comparación entre los resultados obtenidos en los dos tipos de aceros dúplex, se pueden considerar distintos aspectos. En lo que respecta a vida a fatiga, los valores son mayores para el SAF 2507, aunque las diferencias no son grandes. Por otra parte, este comportamiento, i.e vidas más largas para el material con mayor contenido en nitrógeno, también fue observado por Linstedt et al. [12] en aceros inoxidables monofásicos austeníticos. La explicación está relacionada fundamentalmente con el mayor contenido en nitrógeno del superdúplex. Este nitrógeno se concentra casi en su totalidad en la austenita, endureciéndola fuertemente por solución sólida intersticial. Al mismo tiempo, el nitrógeno modifica la evolución subestructural desarrollada en fatiga, promoviendo un deslizamiento más planar. El resultado es que en el acero bajo en nitrógeno se produce una más temprana aparición de las fisuras cortas y éstas experimentan una menor resistencia en su crecimiento.

Asimismo, en el apartado de resultados se comentó la mayor densidad de microfisuras en la ferrita del superdúplex envejecido en comparación con el SAF 2205. El mayor contenido en cromo y molibdeno del superdúplex incidirá en una cinética de fragilización térmica más rápida en este material, hecho que contribuirá a incrementar la tendencia a la nucleación de fisuras en la ferrita del SAF 2507.

5. CONCLUSIONES

1.- El comportamiento a fatiga oligocíclica de los aceros inoxidables viene determinado, a escala mesoscópica, por la presencia de intercaras, las cuales actúan como barreras microestructurales para la propagación de grietas pequeñas.

2.- Las intercaras (bordes de grano, bordes de macla e interfases α/γ) juegan un papel similar como barreras estructurales para la propagación de fisuras pequeñas generadas por fatiga tanto en la superficie como en volumen.

3.- En los aceros inoxidables dúplex estudiados, las interfases α/γ actúan como barreras estructurales y además como sitios preferentes para la nucleación de fisuras. En el material envejecido térmicamente, la nucleación de fisuras tiene lugar no sólo en la superficie, como suele ocurrir en los aceros monofásicos, sino también en volumen.

4.- El mecanismo de daño basado en las interacciones entre bandas de deslizamiento en la austenita y las interfases α/γ ha sido propuesto para explicar la baja resistencia a LCF de los aceros dúplex.

6. AGRADECIMIENTOS

El trabajo presentado en este artículo ha sido subvencionado por la CICYT (Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología) bajo contrato MAT96-1009, por el Comissionat Universitats i Recerca (ACI'97, ACI'98) y por el gobierno de Rhône-Alpes. La empresa

AB Sandvik Steel donó los aceros dúplex estudiados. Agradecemos a M. Marsal, del Servicio de Microscopía Electrónica del Dept. de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica (U.P.C.) su asistencia técnica.

7. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Ritchie, R.O. y Lankford J. "Small fatigue cracks", AIME-Metallurgical Society, Warrendale, USA (1986).
- [2] Brechet Y., Magnin T. y Sornette D. "The Coffin-Manson law as a consequence of the statistical nature of the LCF damage", Acta Metall., 40, 2281-87 (1992).
- [3] Bataille A. y Magnin T. "Surface damage accumulation in LCF: physical analysis and numerical model", Acta Metall., 42, 3817-25 (1994).
- [4] Stolarz J. "Multicracking in low cycle fatigue - a surface phenomenon?", Mater. Sci. Engng., A234-236, 861-864 (1997).
- [5] Varvani-Farahani A., Topper T.H. y Plumtree A. "Confocal scanning laser microscopy measurements of the growth of microstructurally short fatigue cracks", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 19, 1153-59 (1996).
- [6] Stolarz J. "Stereological analysis of short crack populations in LCF and its application to the study of crack coalescence", aceptado Proc. Int. Cong. Fatigue'99.
- [7] Edwards L. y Zhang Y.H. "Investigation of small fatigue cracks -I. Plastic deformation associated with small fatigue cracks", Acta Metall. Mater., 42, 1413-31 (1994).
- [8] Anglada M., Iturgoyen L., Llanes L., Mateo A. y Salán N. "Fragilización térmica de aceros inoxidables austeno-ferríticos envejecidos entre 275 y 475 °C", Ed. Oficina de Publicaciones de las Comunidades Europeas, Informe Final EUR 17886 ES, Luxemburgo (1998)
- [9] Llanes L., Mateo A., Violan P., Méndez J. y Anglada M. "On the high cycle fatigue of duplex stainless steel: influence of thermal ageing", Mater. Sci. Eng., A234-236, 850 (1997).
- [10] Peralta P., Llanes L., Bassani J. y Laird C. "Deformation from twin-boundary stresses and the role of texture: application to fatigue", Phil. Mag. A, 70, 219-32 (1994).
- [11] Llanes L., Mateo A., Iturgoyen L. y Anglada M. "Aging effects on the cyclic deformation mechanisms of a duplex stainless steel", Acta Metall., 44, 3967-78 (1996).
- [12] Lindstedt U., Karlsson B. y Nyström M. "The influence of nitrogen and grain size on the nucleation and growth of surface cracks in austenitic stainless steel", Proc. Int. Cong. Fatigue'96, Ed. G. Lütjering y H. Nowack, Berlin, Alemania (1996), V1, 325-330.