

RESPUESTA CÍCLICA Y EVOLUCIÓN SUBESTRUCTURAL DE UN ACERO DUPLEX AISI-329 SOMETIDO A FATIGA: INFLUENCIA DE LA FRAGILIZACIÓN TÉRMICA

A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen y M. Anglada

Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica, E.T.S.E.I.B., Universidad Politécnica de Catalunya, 08028 Barcelona

Resumen. El presente trabajo es un estudio del comportamiento a fatiga oligocíclica de un acero inoxidable duplex AISI-329. Se han efectuado ensayos a amplitud de deformación total constante en el rango entre 10^{-3} y 10^{-2} , tanto del material en estado de recocido como tras ser envejecido a 475°C , temperatura a la que tiene lugar la fragilización por descomposición espinodal de la ferrita. La respuesta cíclica se caracteriza por un rápido endurecimiento seguido por un ablandamiento continuo, observándose que ambas etapas son mucho más pronunciadas en el caso de muestras envejecidas. El estudio de los arreglos de dislocaciones asociadas revela que en el material recocido la evolución subestructural se desarrolla fundamentalmente en la ferrita, lo que sugiere que esta fase acomoda una parte significativa de la deformación plástica. Por el contrario, en el acero envejecido la ferrita se fragiliza y, por tanto, está en disposición de absorber un menor grado de deformación plástica. En este caso, una evolución subestructural significativa sólo se observa en la austenita, fase que concentra la deformación plástica aplicada.

Abstract. This work concerns the low-cycle fatigue behavior of a AISI-329 duplex stainless steel. Tests at constant total strain amplitude ranging from 10^{-3} to 10^{-2} were carried out, both for annealed and aged to 475°C material, temperature to which fragilization for ferrite spinodal decomposition takes place. Cyclic response was characterized by rapid hardening followed by continuous softening, both stages are more pronounced for aged specimens. Study of the associated substructural development revealed that in annealed material dislocations structure develops mainly in ferrite, which suggests that this phase accommodates a significant part of the plastic strain. Opposite, in aged steel ferrite fragilizes and is able to accommodate less plastic strain. In this case, significant substructural development was only observed in austenite, phase which concentrates the applied plastic strain.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables austeno-ferríticos, habitualmente denominados duplex, son unos de los materiales que han concentrado más interés por parte de la industria siderúrgica mundial en los últimos años. La razón de este desarrollo radica en la excelente combinación de propiedades (elevadas características mecánicas, gran resistencia a la corrosión por picaduras y menor susceptibilidad a la corrosión intergranular que los aceros inoxidables austeníticos) que los hace idóneos para diferentes aplicaciones en importantes sectores industriales (nuclear, petroquímico, construcción, alimentación, etc.).

A pesar de ello, la utilización de los aceros duplex en muchos campos potenciales se encuentra condicionada por el fenómeno de la fragilización a 475°C . Este conocido proceso de envejecimiento térmico está

relacionado con la descomposición espinodal de la ferrita, que da lugar a zonas ricas en Cr (fase α') en una matriz rica en hierro [1]. En el marco del estudio de este problema se ha analizado el comportamiento bajo deformación cíclica y la evolución subestructural asociada al mismo, para uno de los tipos más característicos, el AISI-329 (UNS 32900), tanto en estado de recocido como envejecido a 475°C .

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El acero fue suministrado por ACENOR en forma de barra de 25 mm. de diámetro, recocida a 1100°C . En este estado la proporción de austenita fue del 20 %. Con el fin de incrementar esta proporción se efectuó un recocido de una hora a 1000°C , lográndose elevar el

contenido de γ al 36 %. La microestructura resultante, correspondiente a la del material estudiado en este trabajo, es ligeramente bandeada en la dirección de laminación y presenta granos austeníticos de 10-50 μm de largo por 10 μm de ancho sobre una matriz ferrítica. La composición química del acero y de cada una de sus fases se muestra en la **Tabla 1**.

Tabla 1. Composición química del acero y de cada una de las fases (% en peso).

	C	N	Cr	Ni	Mo	Mn
AISI-329	0.036	0.072	24.6	5.4	1.4	1.73
α	-	-	26.5	3.9	1.8	1.70
γ	-	-	21.8	6.4	1.1	1.80

Los ensayos de fatiga oligocíclica se efectuaron en una máquina servohidráulica INSTRON 1342 con célula de carga de 100 kN. Las probetas (diámetro 6 mm, longitud de zona de ensayo 25 mm) fueron sometidas a deformación simétrica con velocidad de deformación constante ($\dot{\epsilon}_t = 6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) y amplitud de deformación total ϵ_t controlada, aplicándose ésta mediante una onda triangular. Para ello se contó con un extensómetro INSTRON con una longitud activa de 10 mm. La determinación experimental de la curva esfuerzo-deformación cíclica (CEDC) fue llevada a cabo utilizando las dos metodologías más convencionales: a) a través de una serie de ensayos realizados a diferentes amplitudes (una probeta para cada amplitud) hasta alcanzar el estado de saturación en cada uno de ellos (*amplitud constante*), y b) por un procedimiento de medición continua siguiendo el "método incremental" (*amplitud incremental*). En este último método, una probeta virgen es sometida a deformación bajo condiciones cíclicas y la amplitud de la variable en control, en este caso la deformación total, es incrementada progresivamente. A cada amplitud deseada para el estudio, el material es llevado hasta saturación, la amplitud de carga es registrada y entonces la amplitud de deformación es nuevamente incrementada. Las curvas determinadas por ambos métodos son similares, dentro del rango de error experimental, para varios materiales [2]. Uno de los objetivos de este trabajo es investigar la correlación entre las curvas obtenidas por uno y otro método para el acero duplex AISI-329. El rango de ϵ_t en el que se ha trabajado va desde 1.5×10^{-3} hasta 9×10^{-3} .

La caracterización subestructural de las probetas ensayadas fue realizada por medio de un microscopio electrónico de transmisión JEOL 1200 EXII, operando a 120 kV. Para efectuar dicha caracterización se cortaron láminas perpendiculares al eje de la probeta por su zonade ensayo. De las láminas se troquelaron discos de 3 mm de diámetro. Los discos fueron pulidos

mecánicamente hasta un espesor de 100-150 μm y a continuación se sometieron al pulido electroquímico final (Jet-polishing) en un equipo TENUPO para obtener la microperforación y la correspondiente área delgada de la muestra. El reactivo utilizado fue una solución de ácido perclórico en etanol, trabajando a 5°C y 20 V.

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Respuesta mecánica bajo condiciones cíclicas

El comportamiento a fatiga del acero en estado de recocido y tras ser envejecido (a 475°C por 25 y 200 horas) ha sido evaluado mediante curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico y CEDC. La **Fig. 1** muestra la respuesta cíclica del material para varios niveles de deformación aplicada (ensayos a amplitud constante) y en los distintos estados reflejados por la **Tabla 2**. Cada curva puede dividirse en dos etapas: endurecimiento inicial y ablandamiento cíclico. Todos los especímenes experimentaron endurecimiento muy rápido hasta un valor de amplitud de esfuerzo máximo, seguido por un lento y continuo ablandamiento que domina la mayor parte del ensayo. Únicamente la curva que representa el ensayo a menor amplitud de deformación total ($\epsilon_t = 2.2 \times 10^{-3}$) no muestra ablandamiento sino una prolongada saturación tras el endurecimiento inicial. Por otro lado, el material envejecido muestra unos valores de amplitud de esfuerzo máximo y una de tasa de endurecimiento por deformación mayores que los correspondientes al estado de recocido. Sin embargo su ablandamiento cíclico es también mucho más pronunciado que en el material recocido.

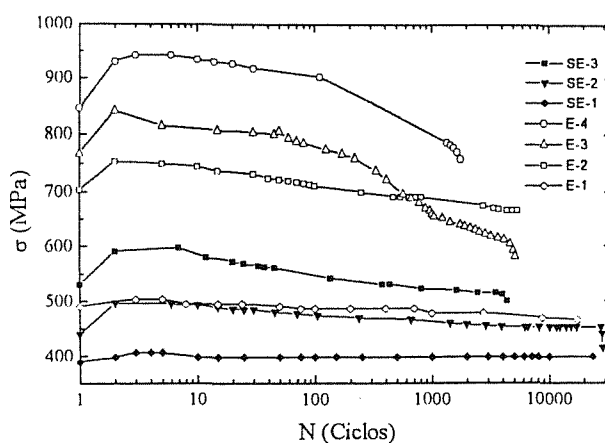


Fig. 1. Curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico para diversas probetas.

Tabla 2. Parámetros de los ensayos correspondientes a las curvas de la Fig. 1.

	ϵ_t	$\epsilon_{pl,sat}$	Horas de envejecimiento
SE-1	2.2×10^{-3}	1.3×10^{-4}	-
SE-2	3.0×10^{-3}	3.0×10^{-4}	-
SE-3	4.5×10^{-3}	1.0×10^{-3}	-
E-1	3.0×10^{-3}	2.8×10^{-4}	25
E-2	4.5×10^{-3}	5.0×10^{-3}	200
E-3	6.0×10^{-3}	1.1×10^{-3}	25
E-4	6.0×10^{-3}	1.2×10^{-3}	200

Las CEDC del material recocido sin envejecer y del material envejecido son mostradas en la Fig. 2. Los resultados experimentales correspondientes a cada uno de los dos métodos de ensayo utilizados: a amplitud constante y a amplitud incremental, muestran una concordancia relativamente satisfactoria. Los valores de amplitudes de esfuerzo obtenidos en ensayos bajo condiciones de amplitud constante son algo superiores a los correspondientes bajo condiciones de amplitud incremental.

En el rango experimental estudiado, la CEDC del material no envejecido es creciente monotónica y puede ser dividida en tres etapas: la I, a amplitudes de deformación plástica, ϵ_{pl} , por debajo de 10^{-4} ; la II, en el rango de ϵ_{pl} entre 10^{-4} y 6×10^{-4} ; y la III, a ϵ_{pl} mayores de 6×10^{-4} . Las etapas I y III están caracterizadas por un endurecimiento cíclico relativamente bajo, pero no igual, mientras que la etapa II puede describirse como una etapa de transición asociada a una tasa de endurecimiento mayor que el observado en las otras dos etapas (este comportamiento debe estar relacionado con la evolución subestructural observada, la cual se describe en la sección siguiente).

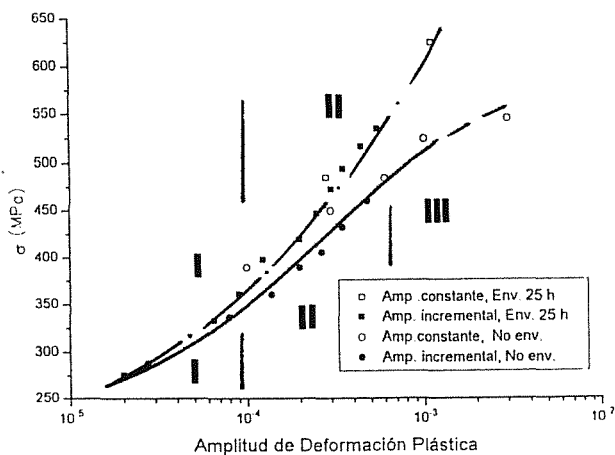


Fig. 2. Curvas de esfuerzo-deformación cíclica en los estados de recocido y envejecido 25 h. a 475°C.

En el caso del material envejecido la CEDC muestra un comportamiento creciente similar al del material no envejecido, pero permite distinguir sólo dos etapas. La primera de ellas está completamente superpuesta sobre la etapa I definida para la CEDC del acero no envejecido y se puede describir por un crecimiento moderado de las tensiones de saturación con la amplitud de deformación. La segunda, a valores de ϵ_{pl} mayores a 10^{-4} , se caracteriza por un muy rápido incremento del esfuerzo con la deformación, mucho más pronunciado que el observado para la etapa II de la CEDC del material sin envejecer. Esta discrepancia de valores entre las curvas del material envejecido y el no envejecido se refleja en la existencia de una brecha para valores de ϵ_{pl} mayores a 10^{-4} , la cual debe estar asociada a diferencias significativas entre la evolución subestructural correspondiente a la etapa II de la respuesta cíclica del material envejecido y la que se produce en las etapas II y III de la CEDC del material no envejecido.

3.2. Evolución subestructural

Con el fin de relacionar el comportamiento mecánico observado con los cambios subestructurales en los materiales estudiados se ha dedicado un especial énfasis a la caracterización de la evolución de las estructuras de dislocaciones en cada una de las fases, austenita y ferrita, por medio de Microscopía Electrónica de Transmisión (MET).

Un estudio del material en estado de "no deformación" fue llevado a cabo con el objetivo de establecer los arreglos de dislocaciones iniciales, punto de referencia para cualquier descripción de evolución subestructural debida a la posterior aplicación de carga bajo condiciones cíclicas. En este estudio se observó en la ferrita la existencia de una baja densidad de dislocaciones helicoidales, extendidas primordialmente en un sólo sistema de deslizamiento, con frecuentes bucles y anillos (*loops*). Por su parte, en la austenita se apreció una densidad de dislocaciones aún menor, pero en este caso agrupadas en apilamientos y, generalmente, en zonas adyacentes a los bordes de grano.

Las muestras para observación por MET corresponden a especímenes ensayados bajo condiciones cíclicas hasta el estado de saturación asociado con cada una de las amplitudes de deformación plástica investigadas, según ha sido definido en la sección anterior.

En el rango más bajo de amplitudes de deformación estudiado, ϵ_{pl} menor a 10^{-4} , la fase austenítica muestra una progresiva acumulación de arreglos planares de dislocaciones, principalmente en un único plano de deslizamiento para cada grano. Estas estructuras de carácter planar son formadas por dislocaciones disociadas y conllevan la observación de fallas de apilamiento extendidas a lo largo de la estructura

puede verse en la Fig. 3. En las vecindades de los bordes de grano la densidad relativa de estos tipos de dislocaciones es relativamente mayor y, en algunos casos, un segundo sistema de deslizamiento es discernible. En cuanto a la fase ferrítica, el movimiento dislocacional es primordialmente elástico y las estructuras iniciales presentan poca variación, tanto en términos de arreglos como de densidad.

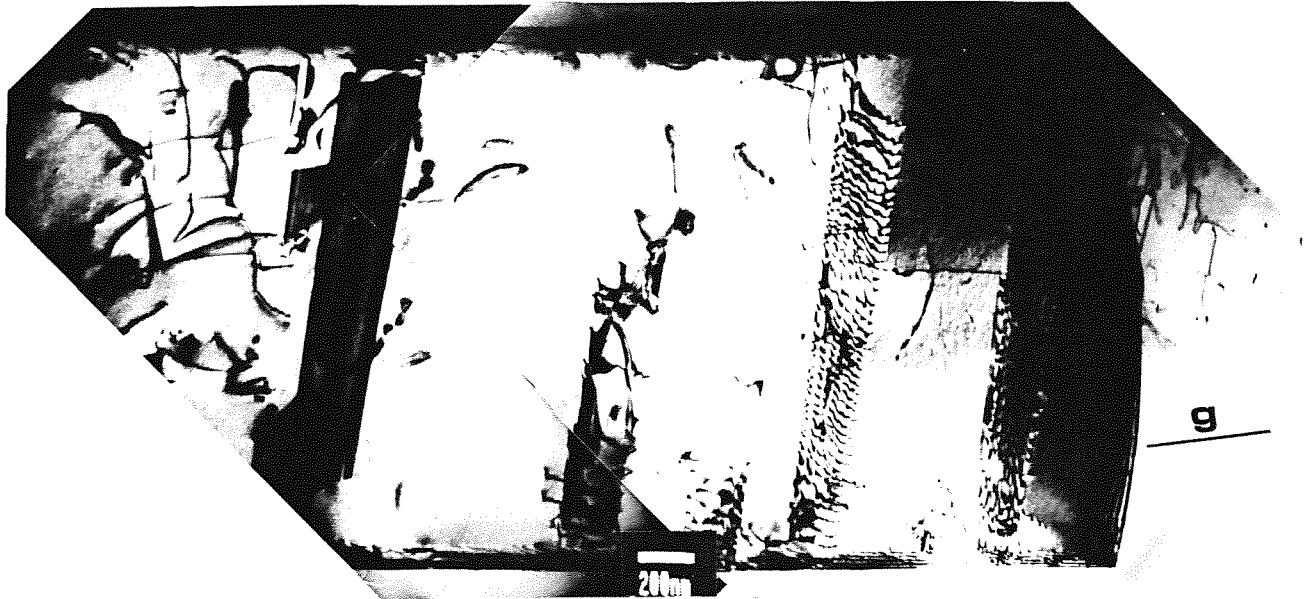


Fig. 3. Estructuras planares de dislocaciones y fallas de apilamiento asociadas en un grano austenítico. $g = [0\ 0\ 2]$.

A amplitudes de deformación plástica mayores a 10^{-4} , y hasta valores de 6×10^{-4} , en los granos austeníticos se observa un incremento significativo de la densidad de arreglos planares como los descritos anteriormente. En este intervalo de ϵ_{pl} la acumulación de dislocaciones presume la formación de "embriones" de bandas planares de dislocaciones. En el rango inferior del intervalo la acumulación tiene lugar predominantemente sobre un único sistema de deslizamiento, el primario, mientras que en el rango superior es común la observación de granos con más de un sistema de deslizamiento activado. Por otra parte, a medida que ϵ_{pl} es incrementada se aprecia una mayor uniformidad subestructural, de grano a grano y en el interior de los mismos, pero sin evolucionar a estructuras de dislocaciones más eficientes por lo que respecta a su capacidad de "acomodar" deformación plástica. En este intervalo de deformaciones, contrariamente a lo observado en el anterior, cambios subestructurales son discernibles también en la fase ferrítica. Se comienza a observar una progresiva formación de enmarañamientos de dislocaciones en uno o más sistemas de deslizamiento. A medida que ϵ_{pl} crece el proceso de creación y evolución de estos enmarañamientos se intensifica y, para ϵ_{pl} alrededor de 6×10^{-4} , comienzan a experimentar una redistribución que tiende a la formación de arreglos muy simples, "venas" y "canales"

(Fig. 4), lo que representa el primer paso para el desarrollo de una estructura característica de deformación por fatiga.

En el intervalo de ϵ_{pl} mayores de 6×10^{-4} las observaciones por MET muestran un desarrollo de las estructuras de dislocaciones claro y definido en la ferrita. En esta fase la estructura inicial de "venas" y "canales" evoluciona y se reajusta en forma de arreglos

de paredes dipolares equidistantes, que dejan entre ellas anchos canales con muy baja densidad de dislocaciones, en un modo similar al reportado por Sesták para Fe-Si [3]. A las ϵ_{pl} más altas dentro de este rango, la activación de sistemas de deslizamiento adicionales promueve la formación de una estructura celular, como la que se aprecia en la parte superior de la Fig. 5. La tonalidad más oscura de las celdas se debe a que la acomodación de las tensiones locales, acumuladas en la vecindad de los bordes de grano, provoca una desorientación de las mismas. Mientras en la ferrita tiene lugar esta evolución subestructural, muy marcada y completamente asociada a un fenómeno de deformación cíclica, las estructuras observadas en la austenita continúan siendo predominantemente planares, con un grado de desarrollo mayor pero sin evolucionar a otro tipo de estructuras. Se intensifica la observación de regiones de carácter planar (bandas) de diferente densidad de dislocaciones (Fig. 6). Sin embargo, la interacción entre las bandas individuales es poco significativa y posiblemente sea la causa primordial de que una evolución a otro tipo de arreglos no sea observada.

Por lo que respecta a las muestras extraídas de material envejecido, la evolución es radicalmente distinta: en la ferrita, aparte del aspecto de "piel de naranja" revelador de que se ha producido la descomposición espinodal,

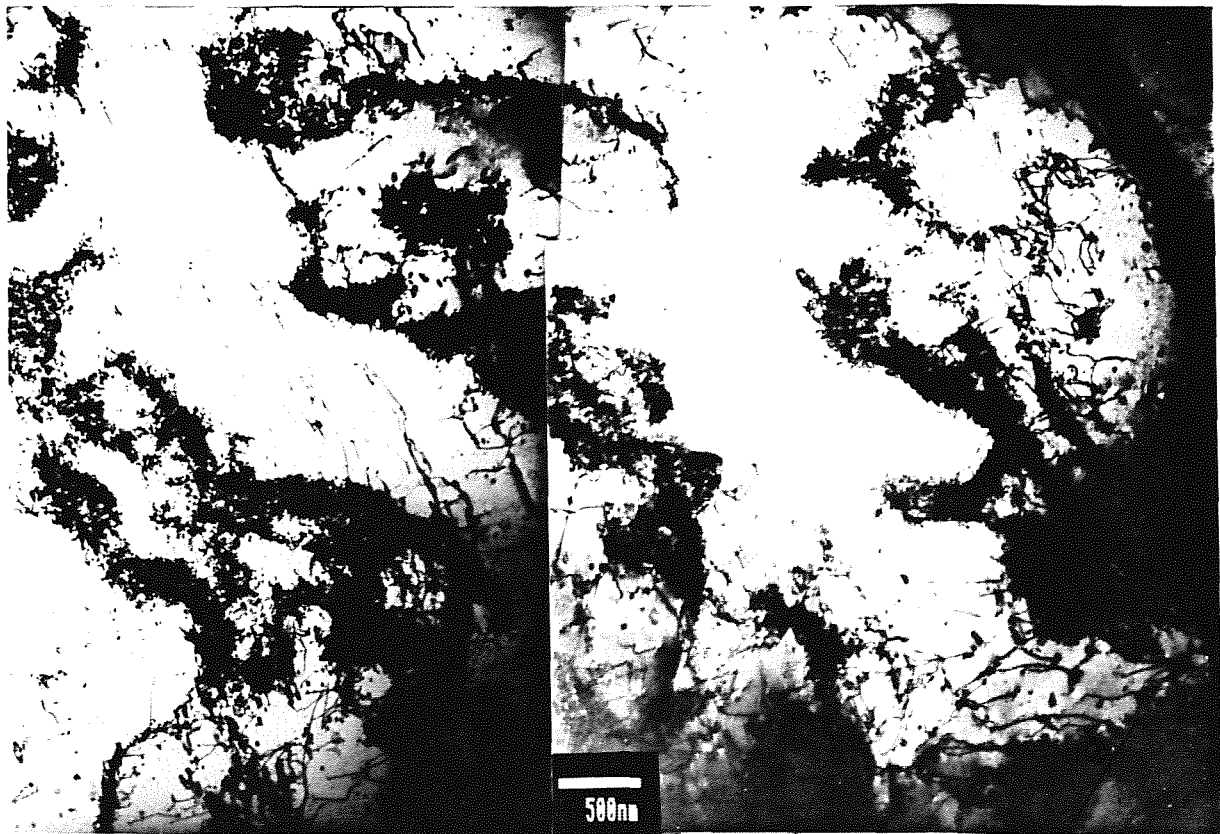


Fig. 4. Estructura de venas y canales en un grano ferrítico. Muestra de acero sin envejecer.
 $g = [1 \bar{1} 2]$.

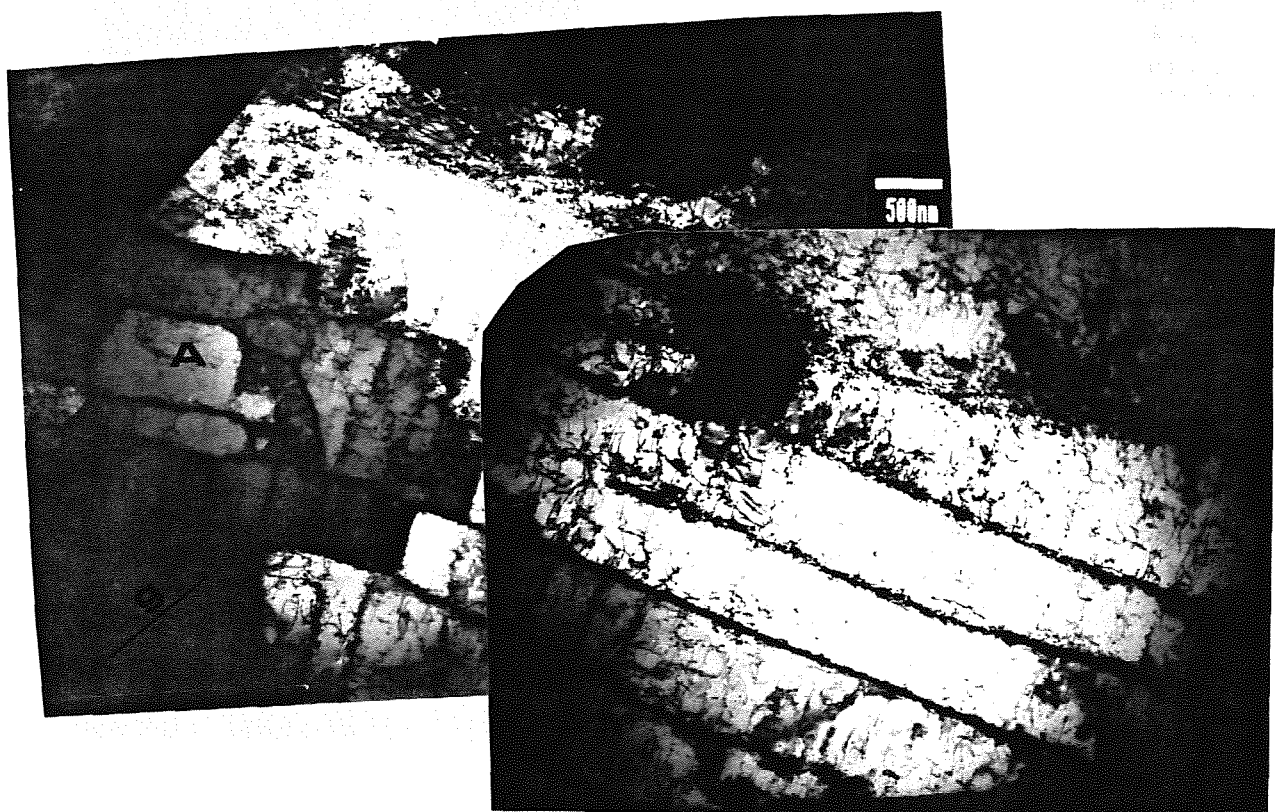


Fig. 5. Estructura de celdas (zona A) y bandas en un grano ferrítico. Muestra de acero sin envejecer.
 $g = [1 \bar{1} 2]$.



Fig. 6. Bandas de carácter planar en un grano austenítico. Muestra sin envejecer. $g = [1\ 1\ 1]$

sólo se aprecian dislocaciones helicoidales individuales en uno o dos sistemas de deslizamiento, que nunca alcanzan a crear una estructura de fatiga, ni aún a los niveles máximos de deformación plástica estudiados en este trabajo ($\epsilon_p = 3 \times 10^{-3}$). La ferrita fragilizada presenta cambios mínimos y éstos se expresan exclusivamente en términos de la densidad de dislocaciones, simples y poco interactivas, y nunca en diferentes estados de desarrollo hacia otros arreglos de menor energía. Por su parte la austenita es la fase que juega el papel más significativo, por lo que respecta a plasticidad, en el material envejecido. A amplitudes bajas, por debajo de 1.2×10^{-4} , su desarrollo subestructural es muy similar al ya descrito para el material sin envejecer. En esta etapa arreglos planares extendidos, que dan lugar a la observación de numerosas fallas de apilamiento, son las estructuras de dislocaciones características. A amplitudes mayores a 10^{-4} una evolución subestructural típica de fatiga es observada claramente en los granos austeníticos. Los arreglos planares interactúan entre si formando marañas que se desarrollan rápidamente a paredes dipolares y éstas a estructuras celulares. Una muestra de ello son las Figs. 7 y 8. En la primera, correspondiente a $\epsilon_p = 1.5 \times 10^{-3}$, se observa una estructura de celdas incompleta, mientras que en la Fig. 8, a $\epsilon_p = 2.8 \times 10^{-3}$, la presencia de deslizamiento múltiple es marcada y las celdas están ya completamente definidas.

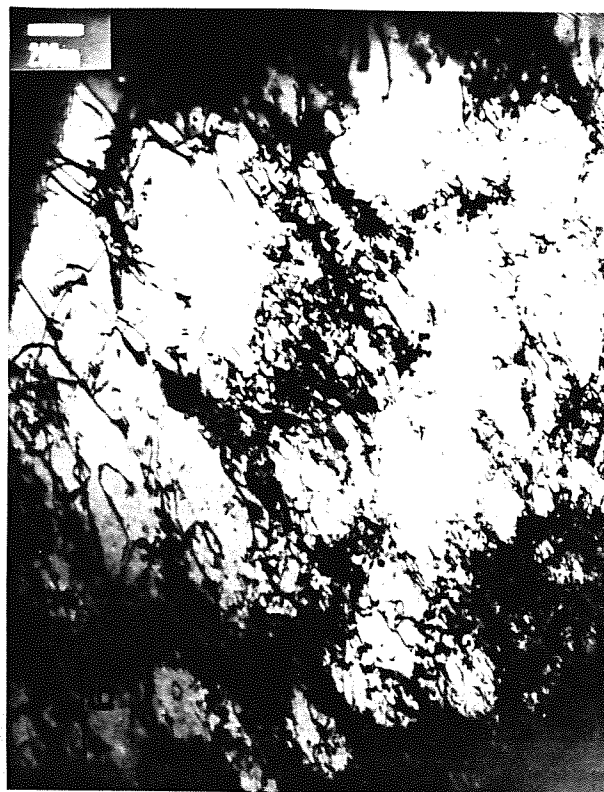


Fig. 7. Estructuras de paredes dipolares y celdas en estado de desarrollo en un grano austenítico. Material envejecido 200 h. a 475°C . $g = [1\ 1\ \bar{1}]$.

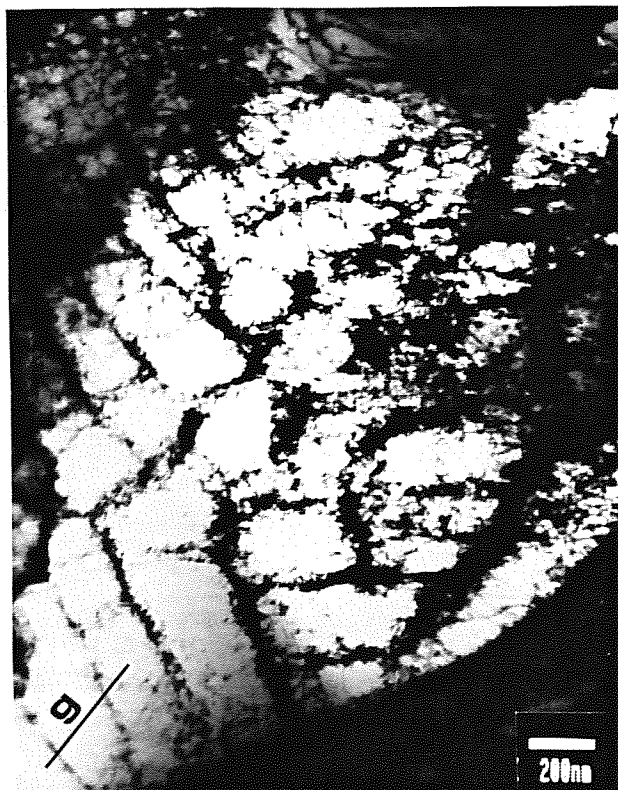


Fig. 8. Arreglos de paredes dipolares y celdas definidas en un grano austenítico. Material envejecido 25 h. a 475°C . $g = [1\ 1\ 1]$.

4. DISCUSION

El comportamiento a fatiga desarrollado por el acero duplex recocido, y en concreto la forma de las curvas de endurecimiento-ablandamiento, con un inicial endurecimiento que pronto da paso al lento ablandamiento, se ha relacionado con la presencia del nitrógeno como elemento de aleación. Es un hecho conocido que la adición de nitrógeno puede causar ablandamiento cíclico en los aceros inoxidable austeníticos tipo 18Cr-8Ni y 25Cr-20Ni [4]. En nuestro caso el contenido de nitrógeno es moderado (0.07%), como corresponde a un duplex de primera generación. Pero al ser el porcentaje de austenita minoritario (36%) y debido a los diferentes coeficientes de partición del nitrógeno en ferrita y austenita, la concentración de nitrógeno en los granos austeníticos será considerable. El efecto de la adición de nitrógeno es disminuir substancialmente la energía de falla de apilamiento (SFE), lo que dificulta el deslizamiento cruzado de dislocaciones helicoidales.

De acuerdo con las observaciones de MET de este estudio, el ablandamiento cíclico resultó del desarrollo de una estructura de bandas y celdas a partir de una mucho más aleatoria distribución de dislocaciones. Mientras que el endurecimiento se debe al rápido aumento de la densidad de dislocaciones en los primeros ciclos.

Otro factor importante a la hora de considerar los mecanismos responsables de la respuesta cíclica es la interacción entre dislocaciones y bordes de grano. Se apreció una mayor densidad de dislocaciones en las áreas adyacentes a los bordes de grano en las muestras menos deformadas. Apilamientos de dislocaciones (*pile-ups*) contra dichos bordes fueron frecuentes en probetas más fatigadas. Esto conduce a un incremento en la resistencia de los límites de grano, que puede ser otra fuente de endurecimiento. Por otro lado la emisión de dislocaciones desde los bordes de grano puede dar lugar a una relajación de las incompatibilidades de deformación entorno a dichos bordes, siendo parcialmente responsables del ablandamiento posterior.

Las maclas pueden ser consideradas como otra característica microestructural inducida por la deformación cíclica de este material. Son abundantes en la austenita pero también aparecen en la ferrita, siendo este hecho un resultado conocido en aleaciones Fe-Cr [5].

En la CEDC del material no envejecido se pueden reconocer tres etapas distintas, tal y como se destacó en el apartado de resultados experimentales. Así mismo, al describir la evolución subestructural se constató que cada una de estas etapas se corresponde con estructuras de dislocaciones bien diferenciadas y características.

El primer cambio de pendiente de la curva se sitúa en torno a $\epsilon_{pl}=10^{-4}$. Por debajo de este valor el endurecimiento cíclico es relativamente bajo y las imágenes de MET muestran que es la austenita, la fase más blanda, la que acomoda la mayor parte de la deformación.

En el rango de amplitudes de deformación plástica entre 10^{-4} y 6×10^{-4} aproximadamente, la pendiente de la CEDC es mayor, es decir aumenta el endurecimiento cíclico. Nos encontramos en lo que podríamos calificar de etapa de transición. A consecuencia de la deformación acumulada la austenita se ha ido endureciendo, hasta alcanzar niveles comparables a los de la ferrita. Esto provoca que, mientras en la austenita aumenta la densidad de arreglos planares, simultáneamente la fase ferrítica comienza a mostrar cambios subestructurales, síntoma de que está contribuyendo a la deformación plástica.

El último intervalo de la CEDC corresponde a $\epsilon_{pl} > 6 \times 10^{-4}$. El hecho de que la evolución subestructural de la ferrita sea muy marcada, conduciendo a la formación de estructuras características de deformación cíclica, cuando en la fase γ la evolución es mínima, indica que se ha producido un cambio en los mecanismos de deformación, pasando a ser la ferrita quien asume la práctica totalidad de la deformación aplicada.

Los resultados experimentales pueden compararse a los obtenidos por Magnin y Lardon [6]. Trabajando con un duplex 50% α - 50% γ , reportaron la existencia de dos zonas en la CEDC. En su caso, el cambio de "comportamiento austenítico" a "comportamiento ferrítico" se produce para $\epsilon_{pl}=10^{-3}$. Dado que el acero objeto de nuestro estudio, el AISI 329, contiene una menor proporción de fase γ (36%), es lógico que el punto de transición se haya desplazado hacia valores de ϵ_{pl} inferiores.

Respecto a las muestras sometidas a envejecimiento a 475°C, su CEDC se encuentra por encima, en la escala de esfuerzos, de la correspondiente al material no envejecido, separándose progresivamente al aumentar ϵ_{pl} . Este comportamiento se puede racionalizar considerando que la fase ferrítica, ahora fragilizada por la descomposición espinodal, está en disposición de absorber un menor grado de deformación plástica, por lo que será la austenita la que se vea forzada a acomodar mayores niveles de deformación. De aquí que la CEDC del acero envejecido tenga una considerable semejanza con la de un acero inoxidable austenítico, por ejemplo el AISI-310 estudiado por Jin et al. [7]. En la CEDC del duplex envejecido se pueden separar dos rangos de amplitud con distinto comportamiento, cuyo límite se encuentra en $\epsilon_{pl}=10^{-4}$. Para el rango de bajas deformaciones las tensiones de saturación crecen gradualmente con el incremento de ϵ_{pl} , mientras que a

altas deformaciones el crecimiento es mucho más rápido. Estas dos etapas se corresponden con los rangos II y III marcados por Jin en su CEDC del AISI-310, aunque en su caso se encuentren desplazadas más de un orden de magnitud, ubicándose el cambio de pendiente en $\epsilon_p=4 \times 10^{-3}$. También las observaciones por MET de la evolución subestructural del AISI-310 en una y otra etapa muestran grandes similitudes con las de la fase austenítica del duplex. El rango I de la CEDC trazada por Jin supone un incremento casi imperceptible de la tensión con la deformación. Este rango no llega a presentarse en nuestro acero, pues el 36% de austenita presente debe asumir la mayor parte de la deformación, con lo que, aún para valores muy bajos ($\epsilon_p=2 \times 10^{-5}$), ya estamos situados en el rango II.

5. CONCLUSIONES

De la discusión de los resultados experimentales obtenidos en este trabajo se pueden puntualizar las siguientes conclusiones:

a) las curvas de endurecimiento-ablandamiento cíclico, tanto para el acero sin envejecer como envejecido, presentan una etapa inicial de rápido endurecimiento, a la que sigue un lento y continuo ablandamiento cíclico. Este comportamiento se ha relacionado con la influencia del nitrógeno presente en la composición química del material.

b) las CEDC son monotónicas crecientes y sus cambios de pendiente pueden explicarse en función de la evolución subestructural que tiene lugar al ir variando la deformación plástica.

c) en la CEDC del acero sin envejecer se distinguen tres etapas: a niveles bajos de ϵ_p se observa un comportamiento caracterizado como "austenítico", ya que cambios subestructurales significativos son solo observados en la fase austenítica. Tras una etapa de transición donde tiene lugar una evolución de arreglos de dislocaciones en ambas fases, el desarrollo subestructural sugiere caracterizar el comportamiento a ϵ_p altas como "ferrítico", pues es en esta fase donde se aprecian cambios significativos en la evolución hacia una subestructura típica de fatiga.

d) la CEDC del acero sometido a envejecimiento a 475°C muestra dos etapas, y en general un comportamiento cualitativo muy similar al reportado para aceros inoxidable austeníticos. Este resultado es consecuencia de que la austenita es quién absorbe la mayor parte de la deformación aplicada en todo el rango de amplitudes de deformación estudiado.

6. AGRADECIMIENTOS

Agradecer a la CECA la subvención del presente trabajo a través del proyecto 7210-MA/940, a ACENOR la donación del acero estudiado y a J.M.Manero, del Servicio de Microscopia Electrónica del Departamento de Metalurgia, por su valiosa asistencia técnica.

7. REFERENCIAS

- [1] Park, K., LaSalle, J.C. y Schwartz L.H., "The low cycle fatigue behavior of spinodally decomposed Fe-26Cr-1Mo alloys". *Acta Metall.* **33**, 2 pp. 205-211 (1985).
- [2] Klesnil M. y Lukás P., "Fatigue of metallic materials". *Materials Science Monographs*, **7** (1980).
- [3] Sěsták B., Novák V. y Libovický S., "Cyclic deformation of single crystals of iron-silicon alloys oriented for single slip". *Phil. Mag. A* **57**, 3 pp. 353-381, (1988).
- [4] Xia Y.B. y Wang Z.G., "Low cycle fatigue of a new type of stainless steel". *Materials Science and Eng.*, **A151**, pp. 29-35 (1992).
- [5] Magnin T., Coudreuse L. y Fourdeux A., "Consequence of slip-twinning interactions on the monotonic and cyclic deformation of b.c.c. stainless steels". *Materials Science and Eng.*, **63** L5-L8 (1984).
- [6] Magnin T. y Lardon J.M., "Cyclic deformation mechanisms of a two-phase stainless steel in various environmental conditions". *Materials Science and Eng.* **A104**, pp. 21-28 (1988).
- [7] Jin N., Zhong C. y Chen X., "Cyclic deformation of AISI-310 stainless steel." I y II. *Acta Metall. Mater.* **38**, 11, pp. 2141-2148 (1990).