

Influencia de los tratamientos térmicos en la deformación en frío de los aceros inoxidable dúplex^(*)

G. Fargas*, J.M. Manero*, M. Anglada* y A. Mateo*

Resumen Se realizó un estudio del comportamiento a compresión de un acero inoxidable dúplex sometido a distintos tratamientos térmicos de recocido, con el fin de simular su respuesta durante la laminación en frío que tiene lugar en el proceso industrial. Para todas las condiciones estudiadas, las curvas esfuerzo-deformación presentan inestabilidades en la zona plástica, provocadas por el maclado de ambas fases y la transformación de la austenita a martensita. Al mismo tiempo, puede observarse cómo la presencia de fase sigma endurece el acero y limita su capacidad de deformación.

Palabras clave Acero inoxidable dúplex. Fase sigma. Compresión. Maclas. Martensita.

Influence of the heat treatment on the cold deformation of duplex stainless steels

Abstract The purpose of this paper is to study the compression behavior of a duplex stainless steel after several annealing conditions, in order to simulate the response during cold rolling in the industrial process. For each studied condition, stress-strain curves present serrations in the flow zone due to austenite and ferrite twinning and the austenite phase transformation to martensite. At the same time, it is shown that sigma phase increases the strength and diminish the cold deformation capacity of the steel.

Keywords Duplex stainless steel. Sigma phase. Compression. Twinning. Martensite.

1. INTRODUCCIÓN

En la primera parte del proceso industrial para la obtención de los aceros inoxidables dúplex laminados se realizan tratamientos térmicos de recocido posteriores a la laminación en caliente. Las variaciones en el rango de temperaturas convencional (1.010-1.080 °C) pueden favorecer la formación de fases intermetálicas o precipitados indeseables^[1 y 2]. Su presencia limita la deformabilidad del acero y, por consiguiente, dificulta la etapa de laminación en frío. De todas estas transformaciones, la fase sigma ha sido la más ampliamente estudiada, evidenciándose descensos bruscos en la ductilidad y la tenacidad incluso para aquellos aceros con bajos porcentajes de la misma^[3-6].

Al mismo tiempo, durante el proceso de laminación en frío, la matriz austeno-ferrítica se somete a elevadas deformaciones plásticas que pueden inducir cambios microestructurales, hasta ahora poco estudiados, en el caso concreto de los aceros inoxidables

dúplex. En general, los aceros inoxidables ferríticos, cuando se someten a bajas temperaturas y tensiones elevadas, presentan el maclado como principal mecanismo de deformación^[7-9]. Estudios más recientes muestran que dicho mecanismo se observa también en los aceros inoxidables austeníticos, aunque en este caso existe además la posibilidad de que se produzca al mismo tiempo la transformación martensítica^[10 y 11]. La presencia de dichos mecanismos se pone de manifiesto en las curvas esfuerzo-deformación como inestabilidades en la zona plástica en forma de dientes de sierra^[12]. La deformación crítica a la que empiezan a observarse depende del tipo de material estudiado, la temperatura y la velocidad de deformación a la que se realizan los ensayos. Según estudios realizados por He *et al.*^[13], la frecuencia de aparición de estos dientes de sierra y su magnitud guardan una relación directa con la tendencia que tiene la fase ferrítica a deformar por maclado, de manera que un incremento en el porcentaje de austenita reduce dicha tendencia.

(*) Trabajo recibido el día 8 de junio de 2003 y aceptado en su forma final el día 17 de abril de 2004.

(*) Dpt. Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, Universitat Politècnica de Catalunya. Avda. Diagonal 647, 08028 Barcelona.

En consecuencia, el objetivo principal de este trabajo es estudiar la evolución microestructural, mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) y microscopía electrónica de transmisión (MET), de ambas fases, austenita y ferrita, y del efecto que sobre ellas pueda ejercer la fase sigma durante el proceso de laminación en frío. Con este objetivo se han realizado tratamientos térmicos en un rango de temperaturas de 875 °C a 975 °C, en el acero inoxidable E.N. 1.4462 previamente laminado en caliente. A continuación, se ha simulado la laminación en frío mediante ensayos de compresión.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material utilizado fue un acero inoxidable dúplex E.N. 1.4462 laminado en caliente, suministrado en forma de planchas de 6 mm de espesor por la empresa ALZ (Bélgica). Su composición química se muestra en la tabla I.

Se mecanizaron probetas de compresión con un diámetro de 4 mm por 6 mm de alto. Posteriormente, se realizaron tratamientos térmicos de recocido en un intervalo de temperaturas entre 875-975 °C, durante 20 min y se templaron en agua.

Estudios previos^[14] indican que los porcentajes más altos de fase sigma, aproximadamente un 16 %, corresponden a temperaturas comprendidas entre 875-900 °C, mientras que para 950 y 975 °C la proporción disminuye hasta un 5 %. Además, se dispone de un acero dúplex en las condiciones de recocido utilizadas en el proceso industrial convencional, acero RI, el cual no presenta fases intermetálicas ni precipitados.

Los ensayos de compresión se realizaron con una velocidad de deformación de $1,38 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Para cada condición se aplicaron reducciones con una disminución del espesor final del 11 %, 33 % y del 67 % (similar al que se obtiene a escala industrial). Las probetas fueron observadas por MEB y MET para caracterizar los distintos mecanismos de deformación en ambas fases.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Tal y como puede observarse en la figura 1, los aceros con un mayor porcentaje de fase sigma presentan un límite elástico más elevado. En cambio, para aquellos recocidos con una fracción menor del 5 %, se obtienen valores similares al acero libre de fases intermetálicas, el cual presenta un límite elástico de 630 MPa.

La apariencia de las superficies de las probetas de compresión ensayadas hasta un 67 % de reducción refleja la influencia de la fase sigma sobre la capacidad de deformación del acero, de manera que, para tratamientos térmicos entre 875-925 °C, se observa la formación de grietas a lo largo de los conocidos "conos de compresión". Por tanto, si durante el recocido del proceso industrial la temperatura alcanza valores dentro de este intervalo, las propiedades mecánicas no son adecuadas para la posterior laminación en frío. Mediante MEB (Fig. 2), se puede apreciar claramente que, debido a la elevada dureza de la fase sigma, ésta parece no deformarse durante la compresión a diferencia de la matriz austeno-ferrítica que se acomoda a su alrededor.

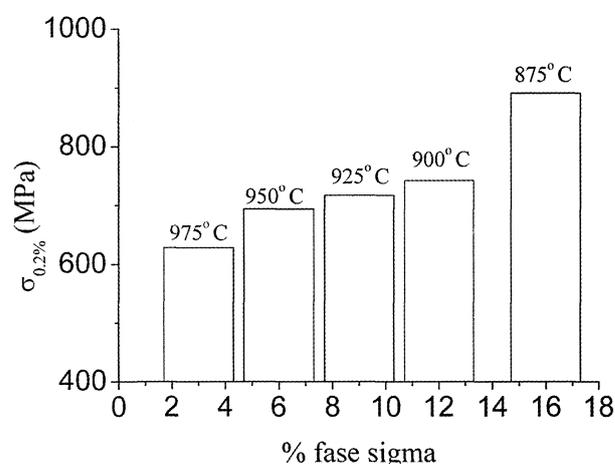


Figura 1. Variaciones en el valor del límite elástico para aceros con distintos porcentajes de fase sigma.

Figure 1. Variations of yield stress values for steels with different percentage of sigma phase.

Tabla I. Composición química del acero inoxidable dúplex E.N. 1.4462 estudiado

Table I. Chemical composition of the duplex stainless steel E.N. 1.4462 studied

| C | Mn | P | S | Si | Cr | Ni | Mo | N |
|-------|------|-------|-------|------|-------|------|------|-------|
| 0,023 | 1,55 | 0,026 | 0,006 | 0,45 | 22,62 | 5,92 | 3,02 | 0,158 |

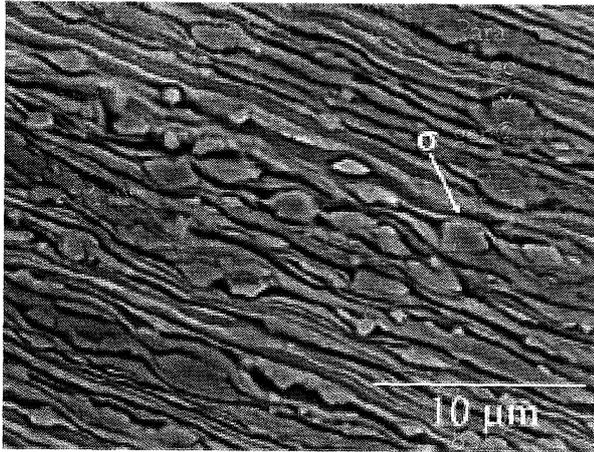


Figura 2. Micrografía de MEB correspondiente a un corte transversal de un acero dúplex recocido a 875 °C ensayado a compresión hasta un 67 % de reducción del espesor.

Figure 2. SEM micrograph corresponding to a transversal section of an annealed duplex steel at 875 °C with a thickness reduction of 67 % by compression test.



Figura 3. Acero con un porcentaje de reducción del 33 %. Fase ferrítica con maclas en su interior.

Figure 3. Steel with a 33 % thickness reduction. Twins in the ferritic phase.

El estudio microestructural realizado por MET permite identificar los mecanismos de deformación activados durante el ensayo de compresión. Para probetas sometidas a una reducción del espesor del 33 %, se ha observado la formación de maclas inducidas por deformación tanto en la ferrita (Fig. 3), como en la austenita (Fig. 4). En este último caso, a partir del diagrama de difracción se conoce que

el plano de hábito de la macla corresponde a $\{111\}$. Además, se ha podido apreciar la aparición de

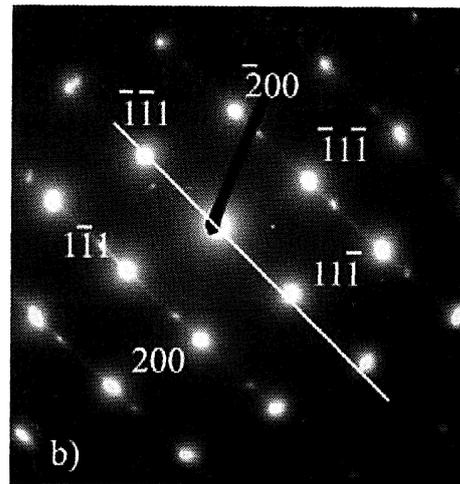
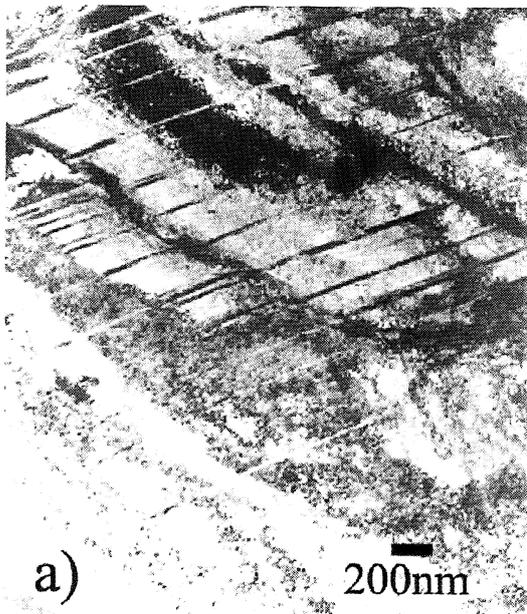


Figura 4. Acero con un porcentaje de reducción del 33 %. a) Fase austenítica con maclas en su interior, b) Patrón de difracción correspondiente a la zona maclada (eje $[011]$) donde se observa que el plano de hábito es del tipo $\{111\}$.

Figure 4. Steel with a 33 % thickness reduction. a) Twins in the austenitic phase, b) Diffraction pattern corresponding to a twinning zone (axis $[011]$) where the habit plane is $\{111\}$.

martensita α' , con estructura cristalina FCC, debida a la transformación de fase de la austenita (Fig. 5).

La existencia de estos mecanismos de deformación permite explicar la aparición de las inestabilidades en forma de sierra en las curvas esfuerzo-deformación. Asimismo, se observa que la distancia de aparición de éstas y la magnitud en las caídas de tensión van disminuyendo a medida que la temperatura de recocido aumenta. En la figura 6, se comparan las curvas obtenidas para el acero RI y el recocido a 875 °C. Como ya se ha mencionado anteriormente, a 875 °C hay un 16 % de fase sigma. Esta fase es fruto de la difusión de átomos de cromo y molibdeno procedentes de la ferrita, la cual queda enriquecida en níquel. Como es bien sabido^[15], el níquel favorece el maclado en la fase ferrítica, hecho que permite explicar las destacables caídas en el valor de la tensión. Por el contrario, la presencia de terceras fases en la matriz dificulta el avance de las maclas formadas en los granos de ferrita y, por tanto, la distancia de aparición de las sierras, en gran parte debida al fenómeno de maclado, aumenta. Para el acero RI, libre de fase sigma, se aprecian inestabilidades a intervalos

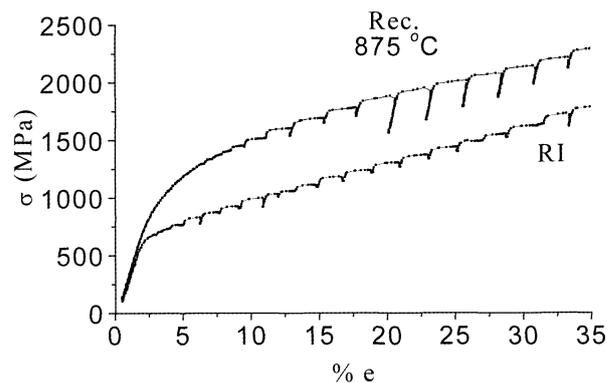


Figura 6. Curvas esfuerzo-deformación para el acero recocido a 875 °C y para el acero RI (1.050 °C).

Figure 6. Stress-strain curves for a steel annealed at 875 °C and for the RI steel (1050 °C).

menores y sin que se lleguen a observar grandes disminuciones en el valor de la tensión.

4. CONCLUSIONES

Los resultados obtenidos a partir de ensayos de compresión para un acero dúplex con distintos tratamientos térmicos de recocido muestran que:

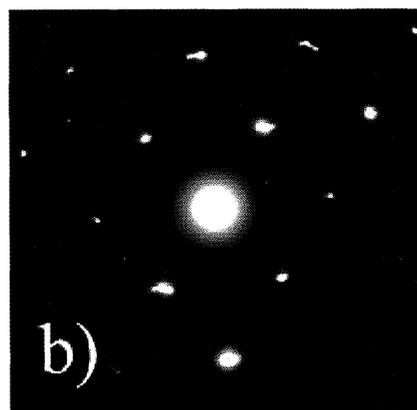
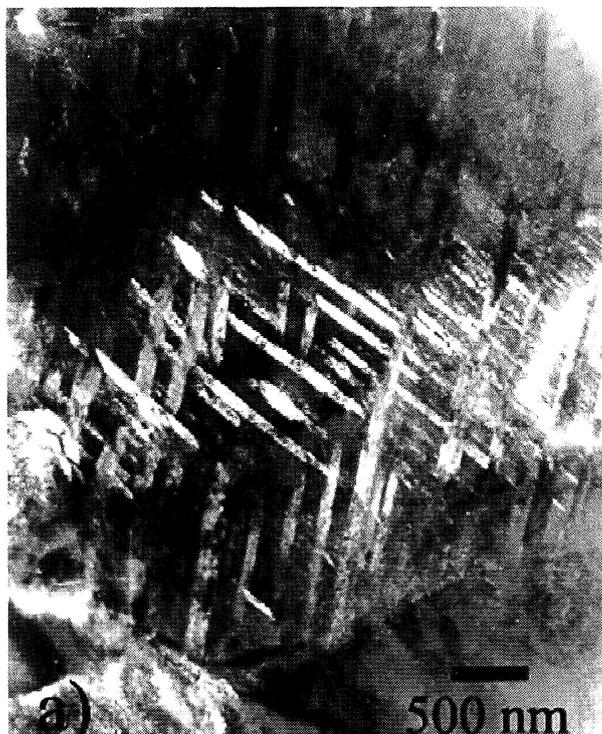


Figura 5. Acero con un porcentaje de reducción del 33 %. a) Micrografía en campo oscuro de las placas de martensita α' en una matriz austenítica, b) Patrón de difracción de α' correspondiente al eje de zona [110].

Figure 5. Steel with a 33 % thickness reduction. a) Black field micrograph of martensite α' platelets in austenite matrix, b) Diffraction pattern corresponding to a [110] axis zone.

Aceros sometidos a temperaturas de recocido inferiores a las utilizadas en el proceso convencional, 875-925 °C, presentan una gran fragilización durante los ensayos de compresión. Este efecto puede perjudicar al proceso industrial de laminación en frío y afectar a las propiedades mecánicas del acero para su posterior utilización.

Debido a las grandes deformaciones plásticas durante el ensayo de compresión, se ha observado la formación de maclas en ambas fases y la transformación de la austenita a martensita α' .

Los mecanismos de deformación que se activan durante el ensayo se reflejan mediante unas inestabilidades en la zona plástica en forma de dientes de sierra en las curvas esfuerzo-deformación. La frecuencia con que se observan las caídas de tensión guardan relación con la facilidad con la que pueden formarse maclas. La fase sigma parece acentuar dicho mecanismo ya que las separaciones entre fluctuaciones de carga y los valores mínimos del esfuerzo son más acentuados para aquellos aceros con alto porcentaje de fase sigma.

Agradecimientos

Los autores agradecen la financiación de este trabajo por la CICYT (Proyecto MAT99-0781), así como la ayuda financiera del Departament d'Universitats, Recerca i Societat de la Informació de la Generalitat de Catalunya (ACI2002-6). También desean hacer constar su agradecimiento a N. Akdut (OCAS, Bélgica) por el suministro del material.

REFERENCIAS

- [1] R. GUNN, *Duplex Stainless Steels. Microstructure, properties and applications*, Abington Publishing, England, 1997.
- [2] Y. MAEHARA, Y. OHMORI, J. MURAYANA, N. FUJINO y T. KUNITAKE, *Met. Sci.* 17 (1983) 541-547.
- [3] L.A. NOSTRÖM, S. PETTERSSON y S. NORDIN, *Z. Werkstofftech.* 12 (1981) 229-234.
- [4] J.O. NILSSON, P. KANGAS, T. KARLSSON y A. WILSON, *Met. Mater. Trans.* 31 (2000) 35-45.
- [5] J. LI, T. WU y Y. RIQUIER, *Mater. Sci. Eng.* 17A (1994) 149-156.
- [6] M.L. SAUCEDO-MUÑOZ, S.I. KOMAZAKI, T. HASHIDA, T. SHOJI y V.M. LÓPEZ-HIRATA, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 378-386.
- [7] B.K. CHOURDHARY, K. BHANU-SANKARA-RAO y B.P. KASHAP, *Mater. Sci. Technol.* 15 (1999) 735.
- [8] S. MAHAJAN y D.F. WILLIAMS, *Int. Met. Rev.* 18 (1973).
- [9] J.O. STIEGLER y C.J. MCHARGUE, *Deformation Twinning*, R.E. Reed-hill, J.P. Hirth y H. Rogers (Eds.), Gordon and Breach, New York, 1964.
- [10] F. LECROISEY y A. PINEAU, *Metall. Trans.* 3 (1972) 387.
- [11] F. ABRASSART, *Metall. Trans.* 4 (1973) 2205.
- [12] P. RODRÍGUEZ, *Bull. Mater. Sci.* 4 (1984) 653-663.
- [13] J. HE, G. HAN, S. FUKUYAMA y K. YOKOGAWA, *Mater. Sci. Eng.* 15 (1999) 909.
- [14] G. FARGAS, M. ANGLADA y A. MATEO, VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandía, 2002, pp. 25-28.
- [15] T. MAGNIN, J.M. LARDON y L. COUDREUSE, *Amer. Soc. Test Mat. Philadelphia*, 1998, pp. 812-823.