

Comportamiento termomecánico de aceros AISI 304

M. El Wahabi*, V.G. García*, J.M. Cabrera* y J.M. Prado*

- Resumen** Se llevó a cabo un estudio del comportamiento termomecánico de tres aceros inoxidables austeníticos tipo AISI 304 (H, L y HP) con diferentes contenido en carbono, mediante la determinación de los parámetros que describen las etapas de deformación en caliente. No se notó un fuerte efecto del carbono en dichos parámetros, excepto en los que describen los procesos de endurecimiento y de restauración dinámica que muestran una cierta dependencia con la composición química, especialmente a bajos valores del parámetro de Zener-Hollomon, donde el acero de alto carbono (304H) endurece y restaura más rápido que el de bajo carbono (304L), alcanzándose valores de tensión de pico similares en ambos casos. El material de alta pureza (libre de intersticiales) toma valores de tensión de pico más bajos que los otros aceros, endureciendo más lentamente y con una velocidad de restauración similar a la del 304H.
- Palabras clave** Acero inoxidable. Endurecimiento por deformación. Restauración y recristalización dinámica. Conformado en caliente.

Thermomechanical behaviour of AISI 304 steels

- Abstract** The hot deformation behaviour of three AISI 304 (H, L and HP) austenitic stainless steel with different carbon contents has been studied. An analysis of the parameters describing their hot flow curves was carried out. No heavy effect of the carbon content was found on most of the latter parameters. However, the work hardening and dynamic recovery behaviour showed clear differences depending on the given alloy, especially at high temperatures and low strain rates where the high carbon steel displayed larger work hardening and dynamic recovery rates than the other steels. The high purity steel (interstitial free) displayed the lower stress levels as its hardening rate was slower than in the other two steels.
- Keywords** Stainless steel. Work hardening. Dynamic recovery and recrystallization. Hot forming.

1. INTRODUCCIÓN

El comportamiento en caliente de los aceros depende de su composición química y de las condiciones de conformado. Uno de los elementos que puede jugar un papel decisivo en la modificación de las propiedades mecánicas del acero conformado en caliente o en frío es el carbono. El objetivo de este trabajo es el estudio del posible efecto del carbono durante el conformado en caliente de tres aceros inoxidables tipo AISI 304 con diferentes contenidos en carbono. El comportamiento en caliente se analizará mediante un estudio de las cur-

vas de fluencia, cuantificando los fenómenos que se ponen de manifiesto durante el proceso de deformación en caliente.

Desde el punto de vista microestructural una curva de fluencia se puede dividir en tres etapas sucesivas que dependen a su vez de la velocidad de deformación y la temperatura. Primero, la etapa de endurecimiento y de restauración dinámica^[1] a valores relativamente bajos de deformación. Esta etapa se caracteriza por una multiplicación de la densidad de dislocaciones como consecuencia de la distorsión de la red cristalina, para acomodar la deformación plástica solicitada. La restauración

(*) Departamento de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica. ETSEIB – Universidad Politécnica de Cataluña, Av. Diagonal, 647. 08028 Barcelona (España).

dinámica es el mecanismo responsable de la reordenación y aniquilación de dislocaciones y la formación de subgranos dentro del grano alargado. Sin embargo, a altos grados de deformación se observa un estado estable de fluencia con un grano final equiáxico. Las etapas anteriormente mencionadas están separadas por una zona de transición donde ocurre una caída de tensión que indica la aparición de la recrystalización dinámica^[2-5]. Este mecanismo de ablandamiento se manifiesta de dos formas diferentes: pico simple, a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación y, pico múltiple, a altas temperaturas y/o bajas velocidades de deformación.

Durante la primera etapa de deformación, la densidad de dislocaciones es el resultado de un balance entre las dislocaciones generadas y almacenadas durante el endurecimiento y su reordenación y aniquilación mediante el proceso de restauración dinámica. La ecuación que expresa este mecanismo competitivo viene dada por:

$$d\rho / d\varepsilon = d\rho / d\varepsilon|_{\text{almacenadas}} - d\rho / d\varepsilon|_{\text{restauradas}} \quad (1)$$

Cuando la ecuación anterior se combina con la relación clásica entre tensiones y densidad de dislocaciones $\sigma = \alpha\mu b\rho^{0.5}$ (α es un factor geométrico, μ es el módulo de cizalladura y b es el vector de Burgers), se puede obtener el comportamiento a fluencia en condiciones de restauración dinámica si se supone que la densidad de dislocaciones es aproximadamente independiente de la deformación ε . Según Estrin y Mecking^[6] y Bergström^[7] la expresión equivalente a la ecuación (1) es:

$$d\rho / d\varepsilon = U - \Omega\rho \quad (2)$$

donde U es el término que representa el endurecimiento por deformación y Ω el ablandamiento causado por la restauración dinámica. La integración de la ecuación (2) proporciona la siguiente expresión:

$$\sigma^2 = \left[\sigma_s^2 - (\sigma_o^2 - \sigma_s^2) \cdot e^{-\Omega\varepsilon} \right] \quad (3)$$

siendo $\sigma_o = \alpha\mu b\rho_o^{0.5}$ y $\sigma_s = \alpha\mu b(U/\Omega)^{0.5}$, donde σ_o es la tensión correspondiente a la densidad de dislocaciones inicial ρ_o y σ_s es la tensión máxima.

La modelización del comportamiento mecánico cuando tiene lugar la recrystalización dinámica se puede tratar como un proceso de transformación de estado sólido^[8 y 9] que tiene lugar por nucleación y crecimiento. En este caso, la cinética de la recrystalización dinámica puede representarse por la ecuación clásica de Avrami asumiendo que el ablandamiento de las curvas de fluencia es proporcional a la fracción en volumen recrystalizada X . Así, la ecuación constitutiva que se aplica después del inicio de la recrystalización dinámica es la siguiente:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{ss}) \cdot X \quad (4)$$

donde σ_{ss} es la tensión de estado estable alcanzada tras finalizar la recrystalización. Ya que X sigue la cinética de Avrami, se puede expresar como:

$$X = 1 - \exp(-B \cdot t^k) \quad (5)$$

o en términos del tiempo para el 50 % de recrystalización, $t_{50\%}$:

$$X = 1 - \exp(-0.693 \cdot (t/t_{50\%})^k) \quad (6)$$

donde B y k son términos asociados al modo de nucleación (k) y la velocidad de nucleación y crecimiento (B).

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Para el presente trabajo, se escogieron tres aceros inoxidables austeníticos tipo AISI 304 con diferentes contenidos de carbono, siendo su composición química la indicada en la tabla I. Una de las ventajas de reducir el contenido en carbono para esta categoría de aceros es mejorar la resistencia a la corrosión intergranular a temperatura ambiente^[2]. Uno de los aceros, el de alta pureza, está libre de intersticiales (304 HP), presentando contenidos de níquel algo superiores a los otros dos

Tabla I. Composición química (% en masa) de los tres aceros AISI 304

Table I. Chemical composition (mass %) of the three AISI 304 steels

Acero	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	V	Nb	Al	S
304H	0,087	18,4	8,2	1,48	0,42	0,36	0,08	0,03	0,007	0,049
304L	0,02	18,8	8,9	1,58	0,42	0,25	0,09	0,01	0,005	0,001
304HP	0,0001	18	12,2	-	-	-	-	-	-	-

aceros (composiciones comerciales 304 L y 304 H). Los tres materiales fueron suministrados como barras de 13 mm de diámetro. Para la obtención de las curvas de fluencia se realizaron ensayos de compresión uniaxial partiendo de probetas cilíndricas del material anteriormente mencionado. Las probetas tenían un diámetro de 10 mm y una longitud de 15 mm. Los ensayos se realizaron a las siguientes temperaturas: 1.150, 1.100, 1.050, 950 y 850 °C. A cada temperatura de ensayo se emplearon cinco velocidades para el acero AISI 304 H (0,0001, 0,001, 0,01, 0,05 y 0,1 s⁻¹) y cuatro para el acero AISI 304 L (las mismas que en el 304 H excepto a 0,05 s⁻¹). Para el acero de alta pureza (304 HP) se realizaron ensayos a 0,001 s⁻¹ a las temperaturas de 850, 950, 1.000, 1.050 y 1.100 °C. Adicionalmente a 1.050 °C se ensayaron las velocidades de 0,01, 0,1 y 1 s⁻¹ en una máquina servohidráulica. El resto de ensayos se efectuaron en una máquina electromecánica. Al final del ensayo, que se realizaba en atmósfera de Ar, las probetas se templaban en agua para congelar la microestructura final. Previo a los ensayos de deformación los tres materiales se sometieron a un tratamiento térmico para homogeneizar la microestructura y relajar tensiones, y al mismo tiempo fijar el tamaño de grano inicial. Éstos fueron 42 µm para el 304 H (a 1.100 °C durante 10 min), 30 µm para el 304 L (a 1.050 °C durante 32 min) y 40 µm para el 304 HP (a 1.200 °C durante 3 h).

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Las curvas de fluencia obtenidas son típicas del efecto mecánico de la restauración y la recrystalización dinámicas. La mayoría de las curvas mostraron recrystalización dinámica de pico simple. La recrystalización de pico múltiple ocurrió a bajas velocidades de deformación y altas temperaturas (1.150, 1.100 y 1.050 °C). A bajas temperaturas las condiciones de la recrystalización dinámica no se alcanzaron para los aceros AISI 304 H y L, al menos a las deformaciones provocadas (0,7), siendo en estas circunstancias la restauración dinámica el único proceso de ablandamiento. En las condiciones ensayadas para el acero de alta pureza siempre tuvo lugar la recrystalización dinámica.

3.1. Caracterización de la recrystalización dinámica

En la bibliografía^[4, 5 y 10] se ha mostrado que la deformación crítica ϵ_p para el inicio de la recrystalización

dinámica depende del parámetro de Zener-Hollomon Z ($Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$, donde R es la constante de los gases y Q es una energía de activación, igual a 280 kJ/mol^[11] en este trabajo), de la forma siguiente:

$$\epsilon_p = K_1 Z^{m_\epsilon} \quad (7)$$

Los parámetros K_1 y m_ϵ dependen de la composición química del material. En la figura 1 se puede ver cómo las deformaciones de pico de todos los aceros se pueden ajustar razonablemente bien a la ecuación (7), observándose que los aceros 304 H y 304 L tienen un comportamiento similar, mientras que el acero de alta pureza inicia la recrystalización a deformaciones considerablemente menores. Como era de esperar, el material con menor contenido en carbono tiene mayor tendencia a recrystalizar.

En relación con la cinética de recrystalización, el exponente de Avrami se considera un parámetro independiente de las condiciones de deformación. Sin embargo los cambios en los mecanismos de nucleación y crecimiento, dependientes de las condiciones de deformación, deben reflejarse en variaciones de dicho exponente^[12].

Mediante gráficos doble logarítmicos de la ecuación (5) se determinaron los exponentes de Avrami para cada acero y ensayo, y se representaron en la figura 2 en función del parámetro de Zener-Hollomon. Puede apreciarse que efectivamente dicho exponente varía desde 2,5 (a bajos

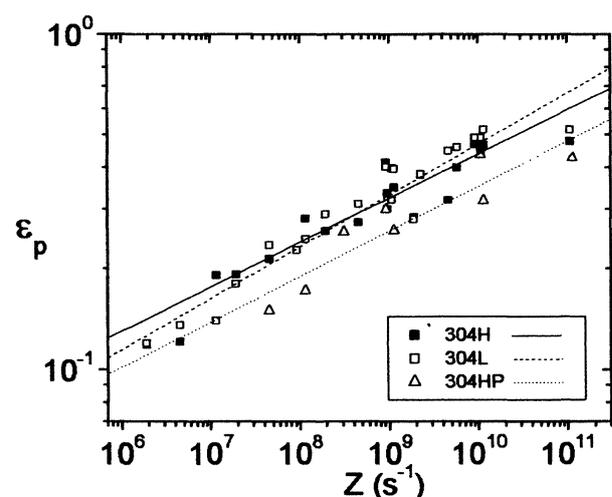


Figura 1. Dependencia de la deformación para el inicio de la recrystalización dinámica con las condiciones de deformación.

Figure 1. Dependence of the onset for dynamic recrystalization on Z .

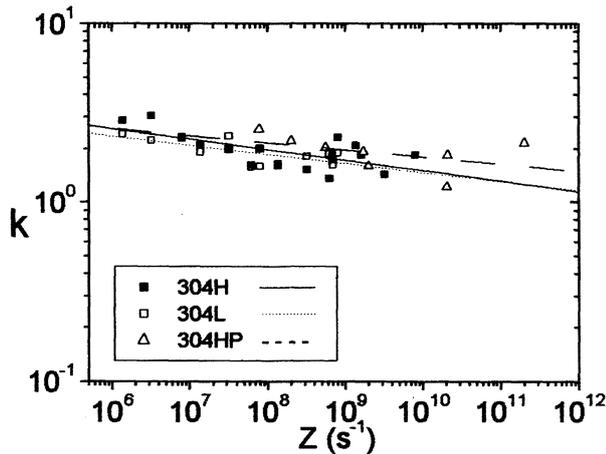


Figura 2. Dependencia del exponente de Avrami con las condiciones de deformación.

Figure 2. Dependence of the Avrami exponent on Z .

valores de Z) hasta 1,5 (a altas Z), sin apreciarse diferencias notables entre los tres aceros. Esta variación se puede asociar a la transición del comportamiento cíclico a pico simple. Altos valores del exponente de Avrami (~ 2) indican que la nucleación tiene lugar en aristas de bordes de granos y maclas. Cuando la nucleación ocurre en la superficie interfacial de los bordes de granos y maclas dicho exponente toma valores bajos (~ 1)^[13]. En este último caso la recrystalización dinámica está controlada por nucleación, lo que se explica por la gran disponibilidad de sitios de nucleación. A altos valores del exponente de Avrami la recrystalización dinámica está controlada, sin embargo, por crecimiento, lo que se explica por la escasa densidad de núcleos.

Finalmente, el tiempo para recrystalizar el 50 % de fracción de volumen, $t_{50\%}$, permite completar la caracterización de la recrystalización dinámica. En bibliografía^[14 y 15] se ha sugerido que depende de las condiciones de conformación según:

$$t_{50\%} = K_2 \cdot \dot{\epsilon}^{n_t} \cdot \exp(Q_t/RT) \quad (8)$$

donde K_2 , n_t y Q_t (energía de activación) son constantes que dependen de la composición química del material. En el caso particular de K_2 el tamaño de grano inicial también le influye. Empleando el método de los mínimos cuadrados se ajustaron los $t_{50\%}$ experimentales a la ecuación (8). Las constantes anteriores, así determinadas, se listan en la tabla II.

Merece notarse que los parámetros que caracterizan $t_{50\%}$ de los aceros 304 HP y 304 H son muy

Tabla II. Parámetros característicos de la ec. (8) para el tiempo de 50% de recrystalización

Table II. Characteristic parameters to determine $t_{50\%}$

Acero/parámetro	K_2	n_t	Q_t (J/mol)
304H	$6,3 \cdot 10^{-5}$	-0,68	107.332
304L	$1,4 \cdot 10^{-4}$	-0,84	75.000
304HP	$1,5 \cdot 10^{-5}$	-0,71	108.000

similares, y tienden a diferir de los obtenidos para el 304 L. Sin embargo, la morfología de las curvas de fluencia fue similar (idéntica cinética de ablandamiento). La discrepancia puede explicarse por un efecto de compensación. Una menor energía de activación, como la del acero 304 L debe promover tiempos $t_{50\%}$ más cortos, siempre y cuando la constante K_2 en este caso se mantenga invariable. En la situación presente K_2 aumentó en el acero 304 L respecto a los otros dos aceros y compensó la disminución de la energía de activación y del exponente n_t . Es aparente que no parece poder deducirse un claro efecto del contenido en carbono sobre $t_{50\%}$ ya que influye de forma diferente sobre K_2 y sobre n_t y Q_t .

3.2. Caracterización de las curvas de fluencia

Tradicionalmente la relación entre tensión de pico o de estado estable con la velocidad de deformación se efectúa con la ecuación (9):

$$(\dot{\epsilon} / D(T)) = A (\sinh(\alpha' \cdot \sigma / E(T)))^5 \quad (9)$$

donde $D(T)$ es la velocidad de auto-difusión del hierro en la austenita de aceros AISI 304, $E(T)$ es el módulo de Young en función de la temperatura, y A y α' son parámetros característicos del material. Para el presente estudio $D(T)$ y $E(T)$ fueron tomados de la referencia^[11] y A y α' se determinaron por mínimos cuadrados.

En las figuras 3 y 4 se ve la buena correlación entre los valores experimentales de σ_p y σ_{ss} con los previstos según la ecuación (9). El comportamiento respecto a ambas tensiones de los aceros AISI 304 H y L se diferencia ligeramente a altos valores de tensión, donde las velocidades de deformación del acero 304 H son algo superiores a las del 304 L. Sin embargo, el acero de alta pureza claramente muestra valores de velocidad de deformación superiores a los otros dos en todas las condiciones ensayadas.

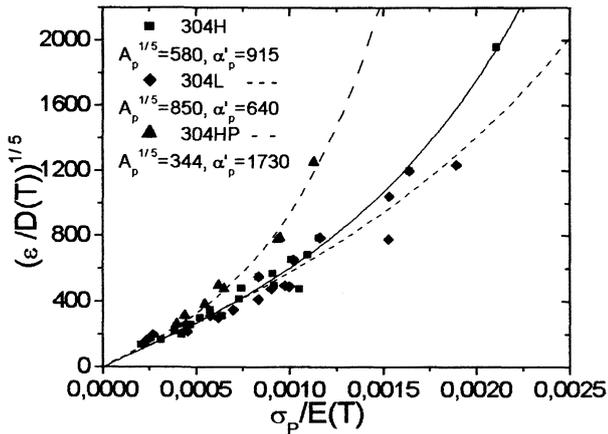


Figura 3. Representación de las tensiones de pico para los tres aceros según la ec. (9).

Figure 3. Normalized peak stresses vs normalized strain rates after eq. (9).

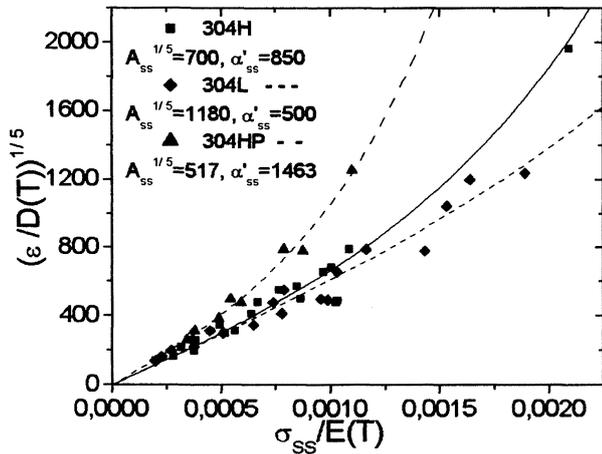


Figura 4. Representación de las tensiones de estado estable para los tres aceros según la ec. (9).

Figure 4. Normalized steady state stresses vs normalized strain rates after eq. (9).

3.3. Caracterización de las etapas de endurecimiento y restauración dinámica

Para la caracterización de la etapa de endurecimiento mediante el modelo de Estrin y Mecking^[6], el parámetro U se supone independiente de la deformación. Dicho término está relacionado con el camino libre medio de las dislocaciones, el cual se puede considerar impuesto por factores microestructurales (presencia de partículas de segunda fase, límites de grano y las propias dislocaciones). En este trabajo, y en otros de los presentes autores, se observa una dependencia del término U con las condiciones de deformación de la forma siguiente:

$$(\alpha b)^2 U = K_U \cdot Z^{m_U} \quad (10)$$

donde los constantes K_U y m_U dependen de la composición química del material. Los presentes valores experimentales se ajustaron a la ecuación (10) obteniéndose una buena correlación como muestra la figura 5. En esta figura se nota que el término de endurecimiento U tiene valores similares en los aceros 304 H y L a altas Z , mientras en bajos valores de Z , el endurecimiento del 304 L es más bajo como consecuencia de su bajo contenido de carbono. Por otra parte, y como era de esperar, el acero de alta pureza presenta los valores de endurecimiento más bajos de los tres aceros estudiados.

Como la restauración dinámica es un proceso térmicamente activado, el término Ω responsable del ablandamiento depende de las condiciones de deformación, habiendo propuesto algunos autores^[9 y 16] la siguiente expresión:

$$\Omega = K_\Omega \cdot Z^{m_\Omega} \quad (11)$$

donde K_Ω y m_Ω son constantes que también dependen de la composición química del material. Como muestra la figura 6 se nota claramente la menor velocidad del proceso de restauración dinámica del acero 304 L, especialmente a Z pequeñas. El acero de alta pureza tiene un comportamiento muy parecido al 304 H. En altos valores de Z , donde los mecanismos de difusión son menos importantes, las velocidades de ablandamiento tienden a ser las mismas en los tres aceros, y el término Ω se vuelve independiente del contenido de carbono.

Por análisis de los términos de endurecimiento y ablandamiento puede ahora explicarse los

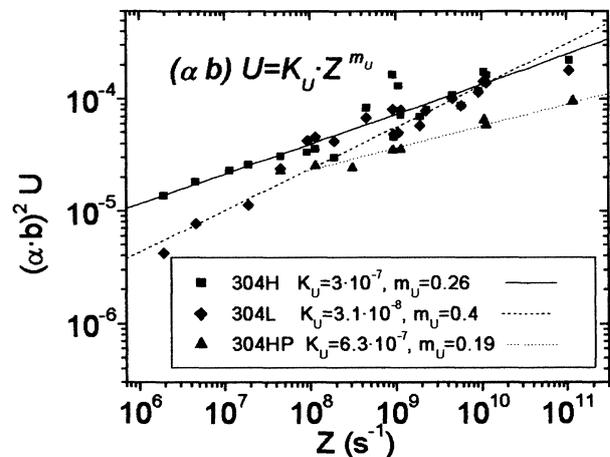


Figura 5. Dependencia del endurecimiento por deformación con el parámetro Z .

Figure 5. Dependence of the work hardening term U on Z .

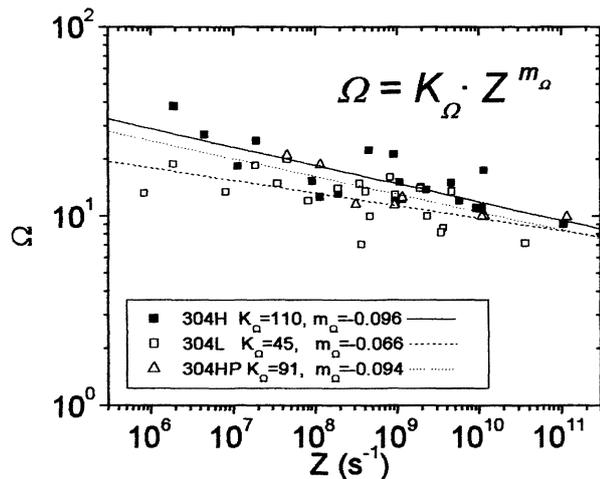


Figura 6. Dependencia del ablandamiento por restauración dinámica con el parámetro Z .

Figure 6. Dependence of the softening term Ω on Z .

valores obtenidos en las tensiones de pico. El acero 304 H presenta mayores endurecimientos a bajos valores de Z , pero también mayores niveles de ablandamiento. Por ello en el balance global tiene valores de tensiones similares que el acero 304 L, aun a pesar de que éste tiene menos carbono. La razón del mayor ablandamiento del 304 H estriba en que la presencia de carbono aumenta la difusión del hierro y promueve por lo tanto los mecanismos de ablandamiento. Este comportamiento no se nota a altos valores de Z pues los mecanismos difusivos son en estas condiciones menos importantes. Por otro lado el acero 304 HP ha de presentar tensiones más bajas, dado que aunque presenta ablandamientos similares a los del acero 304 H, tiene menos endurecimiento.

4. CONCLUSIONES

El inicio de la recrystalización dinámica es similar en los aceros 304 H y L, siendo muy inferior en el 304 HP. La cinética de recrystalización es similar en los tres aceros. El exponente de Avrami de la cinética de recrystalización dinámica depende del parámetro de Zener-Hollomon. Esta dependencia refleja el cambio de sitios de nucleación y la transición de recrystalización dinámica de pico simple a pico múltiple. El endurecimiento por deformación y la restauración dinámica son significativamente diferentes en los aceros 304 H y L, sobre todo a bajos valores de Z . Sin embargo, los dos materiales tienen valores similares de tensiones de pico y de estado estable. Esto se explica porque el endurecimiento y la restauración se compensan de tal forma

que el balance final conduce a la misma tensión en ambos aceros. Es importante mencionar que este resultado no se puede detectar con una simple comparación de las tensiones de pico y estado estable. Finalmente el acero de alta pureza mostró las tensiones de pico más bajas, dado que su endurecimiento por deformación es más bajo, y su velocidad de restauración es apreciablemente alta.

Agradecimientos

Uno de los autores (M.E.W.) desea agradecer la concesión de una beca TDOC del Comissionat de Recerca i Universitats de la Generalitat de Catalunya. Asimismo se agradece la colaboración de la Ecole des Mines de Saint-Etienne (Prof. Frank Monteillet y Laurent Gavard) en el suministro de los aceros AISI 304 L y 304 HP. La financiación de este trabajo se realizó mediante un proyecto CICYT (MAT 97-0827-C02-01) y un acuerdo de cooperación interregional Cataluña-Rhone-Alps.

REFERENCIAS

- [1] N.D. RYAN y H.J. MCQUEEN, *High Temp. Technol.* 8 (1990) 185-200.
- [2] T. SAKAI, K. AKASAKA, K. OKUNO e I. TAMURA, *Transaction ISIJ* 22 (1982) 253-261.
- [3] F.J. HUMPHREYS y M. HATHERLY, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Pergamon Press, Oxford, 1995.
- [4] T. SAKAI y J.J. JONAS, *Acta Metall.* 32 (1984) 189-209.
- [5] F. MONTHEILLET y J.J. JONAS, *Encyclopedia of Applied Physics*, 16, VCH Publishers, 1996, pp. 205-225.
- [6] Y. ESTRIN y H. MECKING, *Acta Metall.* 32 (1984) 57-70.
- [7] Y. BERGSTRÖM, *Mat. Sci. Eng.* 5 (1969) 193-200.
- [8] A. LAASRAOUI y J.J. JONAS, *Metall. Trans.* 22A (1991) 1545-1558.
- [9] J.M. CABRERA, A. AL OMAR, J.J. JONAS y J.M. PRADO, *Metall. Mater. Trans.* A28 (1997) 2233-2244.
- [10] W. ROBERTS, *Deformation Processing and Structure*, G. Krauss (Eds.), ASM Metals Park, Ohio, 1982.
- [11] H.J. FROST y M.F. ASHBY, *Deformation-Mechanism Maps*, Pergamon Press, Oxford, 1982.
- [12] W. ROBERTS, H. BODÉN y B. AHLBLOM, *Metal Sci.* (1979) 195-205.
- [13] J.W. CHRISTIAN, *The Theory of Transformation Metals and Alloys*, Pergamon Press, Oxford, 1981.
- [14] C.M. SELLARS, *Mat. Sci. Technol.* 6 (1990) 1072-1081.
- [15] C. DEVADAS, I.V. SEMARASEKERA y E.B. HAWBOLT, *Metall. Trans.* 22A (1991) 335-349.
- [16] A. YOSHIE, H. MORIKAWA, Y. ONOE y K. ITOH, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 27 (1987) 425-431.