

La recrystalización dinámica durante la deformación en caliente de un acero calidad armco

K. Tafzi*, J.M. Cabrera* y J.M. Prado*

- Resumen** En este trabajo se caracteriza la recrystalización dinámica de un acero calidad ARMCO, desde el punto de vista de su inicio y su cinética. Para este fin, se realizaron ensayos de compresión uniaxial en caliente. Se determinaron, tanto los parámetros de la ecuación de Avrami, que caracterizan la cinética de recrystalización, como los que describen la denominada deformación de pico que marca el inicio de la recrystalización. Se observó que estos parámetros dependían de las condiciones de deformación. Finalmente, se ofrece una comparación de los resultados obtenidos con otros resultados encontrados para diversos materiales.
- Palabras clave** Recrystalización dinámica. Ecuación de Avrami. Acero ARMCO. Deformación en caliente.

Dynamic recrystallization during hot deformation of an armco steel

- Abstract** The onset and kinetics of dynamic recrystallization of an ARMCO steel is characterised in this work. For this purpose, uniaxial hot compression tests were carried out. The Avrami equation was employed to describe the kinetics of recrystallization. Moreover the critical strain determining the onset for dynamic recrystallization was analysed. It was observed that the latter characteristic parameters were strain rate and temperature dependent. A comparison with published results and a derivation of the possible effect of chemical composition is also offered.
- Keywords** Dynamic recrystallization. Avrami equation. ARMCO steel. Hot working.

1. INTRODUCCIÓN

Se entiende por recrystalización dinámica aquella que tiene lugar durante la deformación en caliente de los metales y siempre ha sido un tema de gran importancia para los investigadores metalúrgicos debido al papel que juega en la determinación de la microestructura y por tanto de las propiedades mecánicas finales del material. Aunque hoy en día muchos aspectos de la recrystalización dinámica ya han sido aclarados, todavía, en 1966, se ponía en duda su existencia^[1] pues se proponía que la tensión de fluencia y los cambios estructurales durante la deformación en caliente eran producidos únicamente por la restauración dinámica, y que la nucleación y crecimiento de nuevos granos tenían lugar después de la deformación. A finales de los

años 50 y principios de los 60, era muy difícil concluir si la microestructura recrystalizada presente en los metales deformados en caliente se había formado estática o dinámicamente^[1]. Durante los años 70, y gracias a la evolución de la microscopía electrónica de barrido se pudo finalmente afirmar^[2] que la recrystalización dinámica ocurría durante la deformación en caliente en varios materiales. Esto se corroboró con muchos materiales, tales como cobre, aceros inoxidable austeníticos, níquel y aceros al carbono en condiciones austeníticas. Actualmente, sin embargo, persisten algunas dudas y preguntas acerca de la recrystalización dinámica^[3]. Una de ellas es su modelización matemática, pues aún no existe un modelo completamente aceptado que permita su entera descripción matemática. Una alternativa^[4,5] para modelizar la curva de

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

fluencia en presencia de recristalización dinámica consiste en considerar que este mecanismo de ablandamiento, como todo proceso de transformación de estado sólido, tiene lugar por nucleación y crecimiento de grano, y que por lo tanto su cinética de transformación puede describirse por la ecuación de Avrami:

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

donde X es la fracción de volumen recristalizada durante un tiempo dado t , y B y k son constantes características del material asociadas con el mecanismo y lugares de nucleación (k), y con la velocidad de nucleación y crecimiento (B). Alternativamente se emplea la expresión siguiente, donde se introduce el tiempo para el 50 % de recristalización:

$$X = 1 - \exp(-0,693 \cdot (t/t_{50\%})^k) \quad (2)$$

Suponiendo ahora que la fracción de volumen recristalizada X es proporcional al ablandamiento observado en la curva tensión deformación, la curva de fluencia bajo condiciones de recristalización dinámica, se puede describir según la siguiente relación:

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_{ss})X \quad (3)$$

donde σ_p y σ_{ss} son las tensiones de pico y de estado estable respectivamente. Dicho modelo sólo predice la evolución de la curva de fluencia cuando el tipo de recristalización dinámica que actúa es la de pico simple y no la cíclica.

El objetivo de este trabajo es modelizar la curva de fluencia sobre la base de las ecuaciones anteriores y, en consecuencia, caracterizar la recristalización dinámica de un acero calidad ARMCO, con la composición química indicada en la tabla I.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Para estudiar el comportamiento a deformación en caliente se efectuaron ensayos de compresión

Tabla I. Composición química (% en masa) del material escogido

Table I. Chemical composition (mass %) of the material under study

C	Mn	P	S	Cu	N	Fe
0,01%	0,057%	0,012%	0,015%	0,013%	0,006%	Resto

uniaxial a velocidades de deformación variando desde $2,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ hasta 10^{-1} s^{-1} , a las siguientes temperaturas de ensayo 1.100, 1.050, 1.000 y 975 °C. Las probetas ensayadas eran cilíndricas de 11,4 mm de longitud y 7,6 mm de diámetro y fueron mecanizadas a partir del material de partida (redondo de 12 mm de diámetro). De este modo, el eje de las mismas era paralelo a la dirección de laminación. Para minimizar la fricción entre las mordazas y las probetas se utilizaron láminas de mica y nitruro de boro como lubricante. Las probetas eran calentadas en el horno de ensayo a 1.100 °C durante 15 min y seguidamente se enfriaban hasta la temperatura de ensayo en la que se mantenían 5 minutos para su homogeneización térmica. Finalmente se indica que los ensayos de compresión se efectuaron hasta un valor de deformación = 0,7.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Curvas de fluencia

En la figura 1 se muestran, agrupadas por temperaturas, las curvas de fluencia obtenidas para el material ensayado. Se aprecia claramente en las curvas el comportamiento típico de recristalización dinámica, tanto de pico simple como cíclica. Efectivamente, la tensión, después de alcanzar un valor máximo, presenta una caída monotónica o cíclica, hasta alcanzar un estado estable final. Se nota asimismo la dependencia de la tensión de pico σ_p , y en consecuencia de la deformación de pico ϵ_p , con la temperatura y la velocidad de deformación.

3.2. Caracterización del inicio de la recristalización dinámica

Para describir perfectamente la recristalización dinámica es interesante determinar bajo qué condiciones se inicia este mecanismo de ablandamiento; a qué combinación de temperatura y velocidad de deformación tiene lugar la recristalización. Es bien sabido que para que comience es necesaria una deformación crítica ϵ_c que es ligeramente inferior a la deformación asociada a la tensión de pico ϵ_p (Fig. 2a). La manera de determinar correctamente esta deformación crítica ϵ_c es a través de la representación de la velocidad de endurecimiento $\theta = \partial\sigma/\partial\epsilon|_{\dot{\epsilon}, T}$ en función de la propia tensión verdadera (Fig. 2b). Al iniciarse la recristalización dinámica, la curva θ vs σ se desvía del comportamiento esperado si sólo hubiese restauración

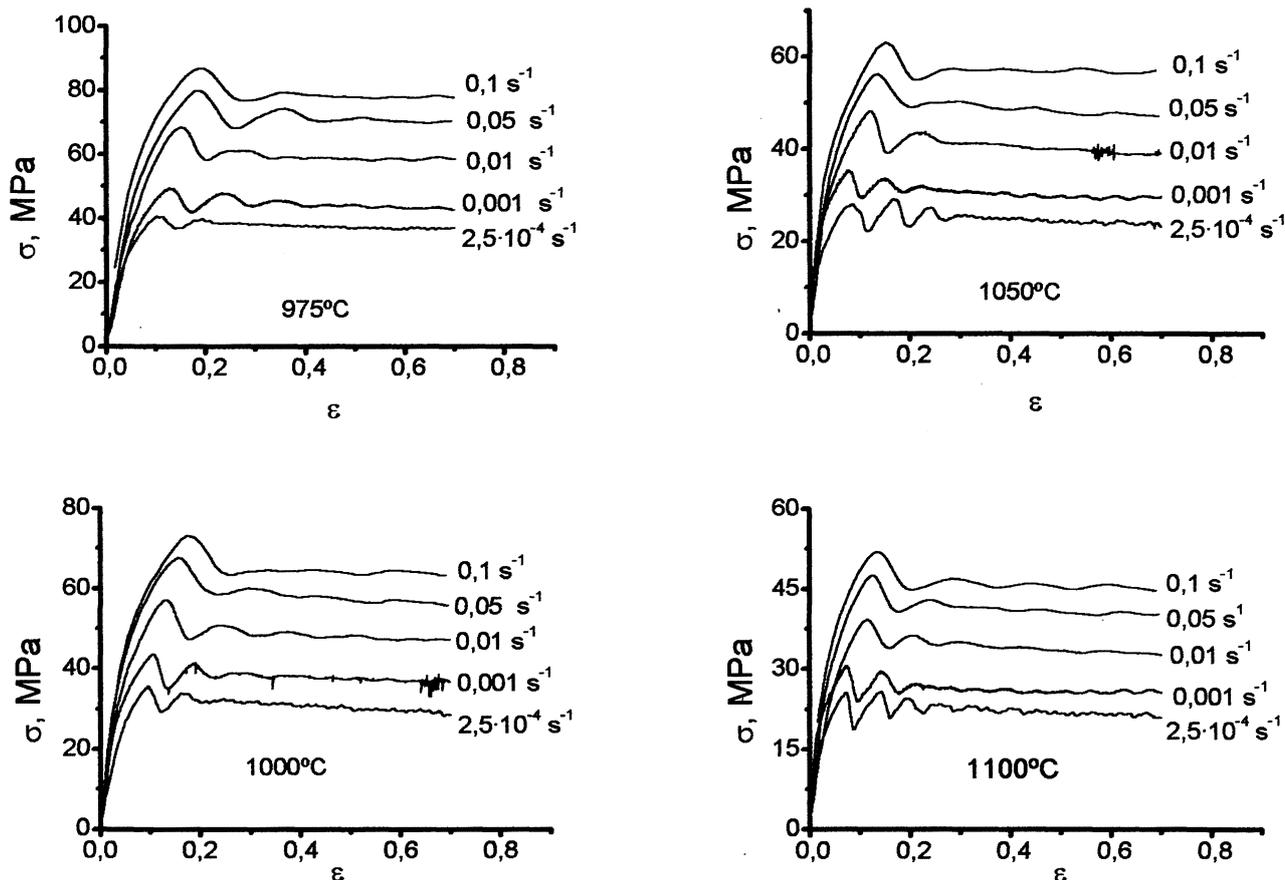


Figura 1. Curvas de fluencia a diferentes temperaturas y velocidad de ensayo.

Figure 1. Flow curves at different temperatures and strain rates.

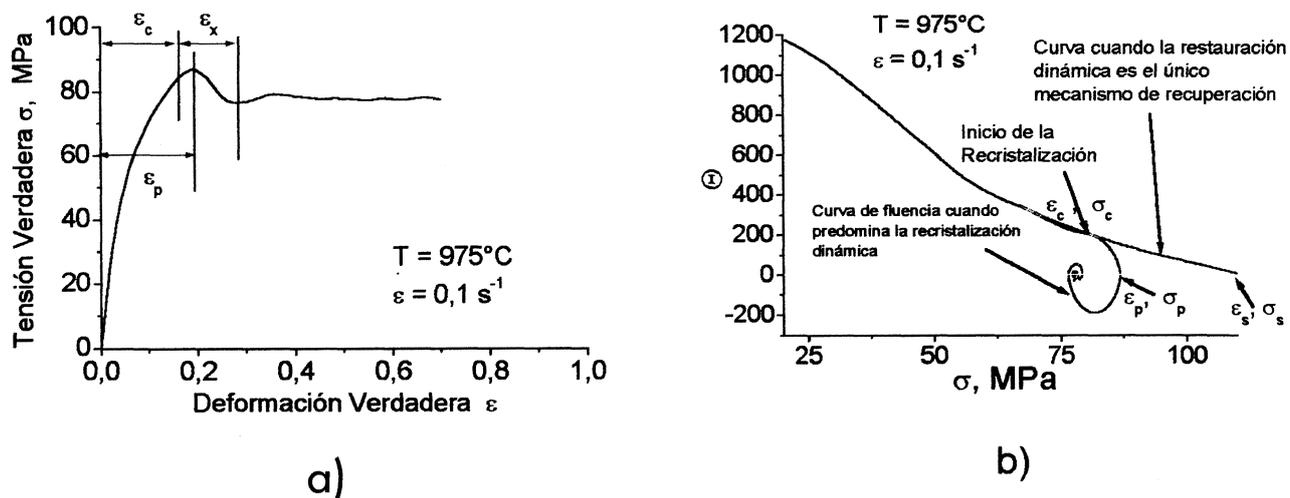


Figura 2. Curvas descriptivas del inicio de la recristalización dinámica, a) curva tensión σ deformación ϵ y b) curva velocidad de endurecimiento θ vs tensión verdadera σ .

Figure 2. Descriptive characterization of the onset of dynamic recrystallization, a) stress σ - strain ϵ curve, and b) work hardening rate θ vs true stress σ .

dinámica y endurecimiento por deformación. Además, por extrapolación se puede deducir la tensión

de saturación σ_s que corresponde a la velocidad de endurecimiento nula $\theta = 0$.

Según algunos autores^[6], la deformación crítica está relacionada con la de pico de la siguiente manera $\varepsilon_c = (5/6) \cdot \varepsilon_p$. En este valor de deformación, la nucleación está en su inicio y los primeros gérmenes libres de dislocaciones son tan pequeños que apenas inducen ablandamiento mecánico. Una vez que la deformación progresa, y aumenta la nucleación y se alcanza el máximo de la curva tensión deformación, la recrystalización dinámica toma el control de la fluencia del material. Sin embargo, dado que las velocidades de endurecimiento en la vecindad del pico de la curva son pequeñas se suele tomar la tensión de pico y su deformación asociada como el inicio de la recrystalización dinámica. En la bibliografía^[4 y 5] la deformación de pico se relaciona con el parámetro de Zener Hollomon conforme a la ecuación (4):

$$\varepsilon_p = K_\varepsilon \cdot d_0^{n_\varepsilon} \cdot Z^{m_\varepsilon} \quad (4)$$

donde K_ε , n_ε y m_ε son parámetros característicos del material y d_0 es el tamaño de grano inicial. En el parámetro de Zener Hollomon, $Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp(Q/RT)$, Q es una energía de activación, y R la constante universal de los gases. Si, como en el caso presente, el tamaño de grano inicial es constante (dada las idénticas condiciones de austenitización), la ecuación (4) se reduce a determinar K y m_ε :

$$\varepsilon_p = K \cdot Z^{m_\varepsilon} \quad (5)$$

Los presentes resultados experimentales de la deformación de pico se ajustaron a la ecuación (5) obteniéndose una excelente regresión tal y como se muestran en la figura 3. Para ello se empleó el coeficiente de autodifusión de la austenita $Q=270$ kJ/mol, encontrándose un valor de K y m_ε de $4.8 \cdot 10^{-3}$ y 0.145 respectivamente. En la tabla II se recopilan constantes de la ecuación (5) obtenidas para diferentes aceros incluyendo el del presente trabajo. Puede apreciarse que el efecto de la composición química está prácticamente centrado en la constante K , de modo que es mayor a medida que aumenta el grado de aleación del acero. Por el contrario el exponente m_ε parece ser relativamente insensible al contenido de aleantes.

3.3. Determinación de los parámetros de la cinética de recrystalización

Para determinar los parámetros de la ecuación de Avrami se procedió a analizar las curvas experi-

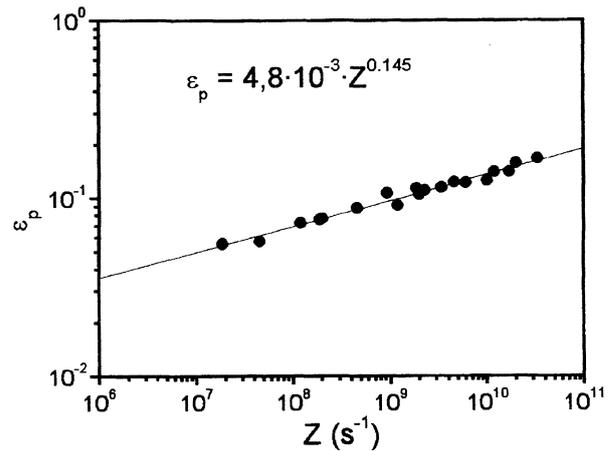


Figura 3. Dependencia de ε_p con el parámetro de Zener Hollomon.

Figure 3. Dependence of ε_p on the Zener Hollomon parameter.

Tabla II. Constantes en la ec. (5) informadas en la bibliografía

Table II. Constants reported in the literature for eq. (5)

Acero	Ref.	$K (10^4)$	m_ε	$Q(\text{kJ/mol})$
0,4C-0,8Mn-0,3Si-0,98Cr-0,2Mo	7	155	0,14	270
0,38C-1,36Mn-1,3Si	8	166	0,13	270
0,5C-0,68Mn-0,2Si	9	110	0,13	270
0,06C-0,42Mn-0,12Si	9	48	0,17	270
0,01C-0,1Mn	Este trabajo	48	0,15	270

mentales mediante una representación doble logarítmica de la ecuación (1) para cada ensayo. En dicha representación, el exponente de Avrami es la pendiente de la recta, la cual se determinó por mínimos cuadrados. Se ha informado que el valor de k oscila entre 1 y 4 dependiendo de los mecanismos y sitios de nucleación involucrados^[10]. Lo más habitual es que los valores de k varíen entre 1 y 2 cuando la nucleación^[4] tiene lugar en las superficies o aristas de límites de grano respectivamente. Aunque tradicionalmente el exponente k se considera constante e independiente de las condiciones de ensayo, es claro que si hay cambios en los mecanismos de nucleación, debería variar. En el caso presente se observó que el exponente de Avrami dependía además de las condiciones de deformación, tal y como se muestra en la figura 4. Dicha dependencia puede expresarse mediante el siguiente ajuste empírico: $k = 3,5 - 0,12 \cdot \log(Z)$. Los presentes autores han sugerido^[11] que la variación de

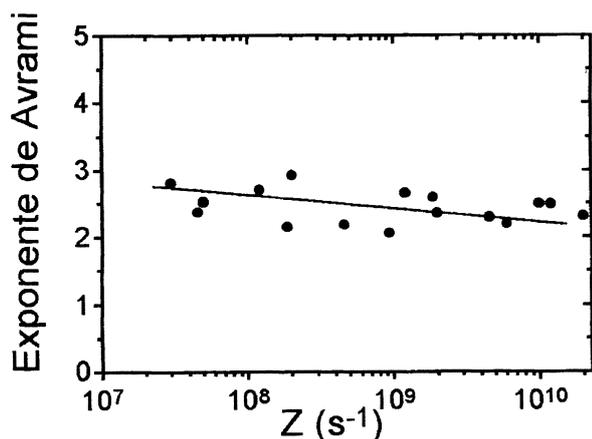


Figura 4. Dependencia del exponente de Avrami con el parámetro de Zener Hollomon.

Figure 4. Dependence of the Avrami exponent on the Zener Hollomon parameter.

k con Z explica modificaciones en los mecanismos de nucleación, y por ende ayuda a explicar la transición entre recrystalización dinámica de pico simple y cíclica. Así cuando $k \approx 2$ la nucleación tiene lugar en aristas de grano y los lugares de nucleación son mucho más escasos, dando tiempo a que el grano crezca con el proceso de deformación, promoviendo la recrystalización dinámica cíclica (engrosamiento de grano) hecho que efectivamente se observa en las curvas experimentales. Cuando $k \approx 1$, la nucleación ocurre en la superficie de los límites de grano, promoviendo mayor nucleación que en el caso anterior, e impidiendo el crecimiento posterior de los granos, favoreciendo por lo

tanto la recrystalización dinámica de pico simple (afino de grano).

De acuerdo con la ecuación (2) la cinética de recrystalización dinámica, una vez determinado el exponente de Avrami, se caracteriza por la determinación de $t_{50\%}$. Este valor se calculó a partir de la deformación correspondiente a un 50 % de ablandamiento $t_{50\%} = (\epsilon_{50\%} - \epsilon_p) / \dot{\epsilon}$. En el caso de recrystalización cíclica sólo se consideró el primer ciclo de ablandamiento. Experimentalmente se ha mostrado que depende de las condiciones de deformación^[12,13] según :

$$t_{50\%} = K_t \cdot d_0^{n_t} \cdot \dot{\epsilon}^{m_t} \cdot \exp(Q_t/RT) \quad (6)$$

o bien la ec. (7) en la que el tamaño de grano queda implícitamente incluido en la constante K_2 :

$$t_{50\%} = K_2 \cdot \dot{\epsilon}^{m_t} \cdot \exp(Q_t/RT) \quad (7)$$

donde K_t , n_t y m_t son parámetros del material y Q_t es una energía de activación. Ajustando por mínimos cuadrados se obtuvieron, con un coeficiente de regresión de 0.99, las constantes que definen este acero. Se listan en la tabla III donde se comparan con las de otros aceros. Se aprecia que el exponente del tamaño de grano n_t es similar en todos los aceros. Sin embargo el exponente de, m_t , tiende a ser más negativo cuanto menos aleado es el acero, corroborando que a igualdad de velocidad de deformación, el acero más aleado tarda más tiempo en finalizar la recrystalización. No se observan sin embargo, claras tendencias en los valores de Q_t o en la constante K_2 o K_t .

Tabla III. Constantes características de $t_{50\%}$

Table III. Characteristic constants to describe $t_{50\%}$

Acero	Ref.	K_t	n_t	K_2	m_t	Q_t (kJ/mol)
0,4C-0,8Mn-0,3Si-0,98Cr-0,2Mo	7			$4,9 \cdot 10^{-7}$	-0,82	129
0,5C-0,68Mn-0,2Si	9			$5,8 \cdot 10^{-3}$	-0,82	29
0,06C-0,42Mn-0,12Si	9			$2 \cdot 10^{-5}$	-0,94	75
C-Mn	14			$1,0 \cdot 10^{-5}$	-0,6	120
C-Mn	15	$6,9 \cdot 10^{-4}$	0,27		-0,96	60
C-Mn-Si	16	$1,1 \cdot 10^{-3}$	0,28		-0,95	54
C-Mn-Si-Cr-Ni-Mo (mic)	17	$3,5 \cdot 10^{-6}$	0,25		-0,68	141
0,34C-1,52Mn-0,72Si-0,1V	18	$1,8 \cdot 10^{-6}$	0,24		-0,75	116
0,01C-0,1Mn	Este trabajo			$8,68 \cdot 10^{-3}$	-0,89	37

4. CONCLUSIONES

La dependencia del exponente de Avrami con el parámetro de Zener Hollomon en función de Z, ayuda a explicar la transición de la recristalización de pico simple a la recristalización cíclica. La cinética de la recristalización dinámica queda bien explicada a través de $t_{50\%}$. Sin embargo, no se ha podido observar una clara dependencia con la composición química de los parámetros característicos. Por otro lado, la sensibilidad de ϵ_p a la velocidad de deformación y a la temperatura de ensayo siguió el comportamiento esperado y, por comparación con resultados registrados en la bibliografía, se observó una mayor tendencia a recristalizar cuanto más libre de carbono se encuentra la aleación.

Agradecimientos

La financiación de este trabajo se realizó mediante un proyecto CICYT (MAT 97-0827-C02-01).

REFERENCIAS

- [1] W.J. MCG. TEGART, *Mater. Sci. Forum* 113-115 (1993) 1-18.
- [2] M.J. LUTON y C.M. SELLARS, *Acta Metall.* 17 (1969) 1033-1043.
- [3] J.J. JONAS, *Mater. Sci. and Eng.* A184 (1994) 155.
- [4] W. ROBERTS, *Deformation, processing and structure*, Ed. G. Krauss, ASM 1982, cap.4, pp. 109-184.
- [5] T. SAKAI y J.J. JONAS, *Acta Metall.* 32 (1984) 189-209.
- [6] H. J. MCQUEEN, N. D. RYAN y E. EVANGELISTA, *Mater. Sci. Forum* 113-115 (1993) 435-440.
- [7] S. VERDAGUER, Proyecto Final de Carrera, ETSEIB.UPC, Barcelona, 1999.
- [8] M. EL-WAHABI, Dept. Ciencia de los Materiales, ETSEIB-UPC, informe interno, 1998.
- [9] F. ESCOBAR, Proyecto final de carrera, ETSEIB-UPC, Barcelona y Univ. Simón Bolívar, Caracas, 2000.
- [10] D.A. PORTER y K.E. EASTERLING, *Phase transformations in metals and alloys*, Van Nostrand Reinhold, Berkshire (Eds.), 1981.
- [11] J.M. CABRERA, J.M. PRADO y J.J. JONAS, *Proc. of ReX'96. The Third International Conference on Recrystallization and Related Phenomena*, Ed. Terry R. McNelley, Monterey Institute of Advanced Studies, Monterey, California (USA), 1997, pp. 381-388.
- [12] C.M. SELLARS, *Mater. Sci. Technol.* 6 (1990) 1072- 1081.
- [13] C. DEVADAS, I.V. SAMARASEKERA y E.B. HAWBOLT, *Metall. Trans.* 22 (1991) 335- 349.
- [14] C. ROUCOULES, Ph.D Thesis, McGill University, Montreal, Canada, 1992.
- [15] S. NAMBA, M. KITAMURA, M. SHIMADA, M. KATSMATA, T. INONE, H. IMAMURA, Y. MAEDA y S. HATTORI, *ISIJ Int.* 32 (1992) 377- 386.
- [16] G. ANAN, S. NAKAJIMA, M. MIYAHARA, S. NANBA, M. Umamoto, A. HIRAMATSU, A. MORIYA y T. WATANABE, *ISIJ Int.* 32 (1992) 261-266.
- [17] A. KIRIHATA, F. SICILIANO, T.M. MACCAGNO y J.J. JONAS, *ISIJ Int.* 38 (1999) 187-195.
- [18] J.M. CABRERA, A. AL OMAR, J.J. JONAS y J.M. PRADO, *Metall. Trans.* 28A (1997) 2233-2244.