

Simulación de la fluencia en caliente de un acero microaleado con un contenido medio de carbono^(*)

II parte. Recristalización dinámica: inicio y cinética

J.M. Cabrera^(*), A. Al Omar^(*) y J.M. Prado^(*)

Resumen Siguiendo el planteamiento efectuado en la I parte de este trabajo, en esta II parte se caracteriza la recristalización dinámica de un acero comercial microaleado con un contenido medio de carbono desde el punto de vista de su inicio y de su cinética. Con este objeto se efectuaron ensayos de compresión uniaxial en caliente en un intervalo de cinco órdenes de magnitud en velocidad de deformación y 300 °C de temperatura. Los resultados experimentales se comparan con los resultados reportados por diversos autores y se analizan los posibles efectos de precipitación dinámica. Se verifica que la cinética de la recristalización dinámica puede representarse fielmente por la ecuación de Avrami.

Palabras clave: **Modelización. Recristalización dinámica. Cinética de recristalización.**

Simulation of the hot flow behaviour of a medium carbon microalloyed steel

Part 2. Dynamic recrystallization: onset and kinetics

Abstract According to the part 1 of this work, in this second part the dynamic recrystallization of a commercial medium carbon microalloyed steel is characterized from the point of view of its onset and kinetics. For this purpose uniaxial hot compression tests were carried out over a range of five orders of magnitude in strain rate and 300 °C of temperature. Experimental results are compared with those reported in the literature and the possible effect of dynamic precipitation is also analyzed. It is verified that the kinetics of dynamic recrystallization can faithfully be described by the classical Avrami equation.

Keywords: **Modelling. Dynamic recrystallization. Recrystallization kinetics.**

1. INTRODUCCIÓN

Desde el pasado decenio, los aceros microaleados con un contenido medio de carbono han venido aumentando su campo de aplicación en la industria de la automoción (1 y 2). A pesar de que las características de resistencia obtenidas son suficientes en la mayoría de los casos, no ocurre lo mismo con la tenacidad, que persistentemente muestra valores escasos. Una de las formas de mejorar la tenacidad en estos aceros pasa por el mantenimiento u obtención de un tamaño de grano austenítico fino. Ello

puede conseguirse manteniendo el grano fino durante la etapa de recalentamiento o controlando el proceso de conformado. Para este último modo es imprescindible un conocimiento del comportamiento a la fluencia del material en cuestión. Por lo tanto, la determinación de las ecuaciones constitutivas (ya planteadas en la I parte de este trabajo) y su relación con el tamaño de grano producido se convierte en una necesidad, especialmente en el caso de aceros de forja. Tales ecuaciones permitirán, además, la simulación de los procesos de fluencia por métodos numéricos, y proporcionarán a la vez una optimización de los mismos. De cara a la modelización de la curva de fluencia es de interés la determinación del inicio de la recristalización dinámica porque marcará la frontera a partir de la cual deben comenzar a considerarse sus efectos de ablandamiento.

^(*) Trabajo recibido el día 12 de junio de 1996.
^(*) Dpto. de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, Universidad Politécnica de Cataluña. Avda. Diagonal, 647. 08028-Barcelona (España).

2. MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL

Como aleación de estudio (Tabla I) se escogió un acero comercial con un contenido medio de carbono microaleado con vanadio, titanio y aluminio, especialmente indicado para piezas del sector de automoción (bielas, cigüeñales, cubos de rueda, etc.) (1 y 2).

Para estudiar su comportamiento a la fluencia y determinar las ecuaciones constitutivas (III parte de este trabajo), se llevaron a cabo ensayos de compresión uniaxial a velocidades de deformación verdadera $\dot{\epsilon}$ constantes. Dichas velocidades oscilaron entre 10^{-4} y 10^{-1} s⁻¹. Se utilizaron tres sistemas de ensayo: un equipo electromecánico (UPC, Barcelona) para ensayos a velocidades $\dot{\epsilon} < 0,3$ s⁻¹, un actuador servohidráulico (McGill University, Montreal) para $\dot{\epsilon} = 1$ y 3 s⁻¹ y, finalmente, un plastómetro por leva (CANMET, Ottawa) para $\dot{\epsilon} = 10$ s⁻¹.

Del material de partida, se prepararon probetas cilíndricas paralelas a la dirección de laminación, y se mecanizaron a 11,4 mm de longitud y 7,6 mm de diámetro, excepto las utilizadas en el plastómetro, donde la longitud fue de 10 mm. Los ensayos se efectuaron hasta una deformación total de $\epsilon = 1$, excepto en el plastómetro, donde la máxima deformación alcanzada fue de $\epsilon = 0,8$. Las temperaturas de ensayo escogidas variaron entre 1.150 y 850 °C, a intervalos de 50 °C. A cada temperatura se realizaron tres series de ensayos, listadas en la tabla II, con objeto de provocar microestructuras iniciales diferentes.

En todos los casos, la velocidad de calentamiento fue de aproximadamente 1 °C s⁻¹, y la velocidad de enfriamiento hasta la temperatura de ensayo se mantuvo en 2 °C s⁻¹. Pueden encontrarse detalles adicionales sobre la realización de los ensayos en la referencia (3). Debe notarse que en los ensayos de la serie A1, la microestructura inicial era idéntica para todas las probetas ensayadas (tamaño de grano, fracción de volumen de precipitados y densidad de dislocaciones), mientras que en los ensayos de las series A2 y A3 cada probeta tenía una microestructura diferente a cada temperatura porque la austenización se efectuaba directamente a la temperatura de ensayo. Los ensayos de la serie A3 se efectuaron para determinar si el crecimiento de los

TABLA II.— Condiciones de austenización efectuadas durante los ensayos de compresión

TABLE II.— Austenitization conditions carried out during the compression tests

Ensayo	Condición de austenización
Serie A1	Austenización durante 5 min a 1.200 °C y enfriamiento hasta temperatura de ensayo.
Serie A2	Austenización durante 5 min directamente a temperatura de ensayo.
Serie A3	Austenización durante 30 min directamente a temperatura de ensayo.

precipitados, respecto a los ensayos de la serie A2, tenían efecto sobre el comportamiento a la fluencia.

Inmediatamente después de finalizar el ensayo, la mayoría de las probetas se templaban para el posterior análisis de los tamaños de grano producido. La determinación de los mismos se realizó con una solución de ácido pícrico saturado y se utilizó un analizador de imágenes automático para su cuantificación. En un estudio paralelo (3 y 4) se determinaron, asimismo, los tamaños de grano iniciales correspondientes a cada condición de austenización.

3. RESULTADOS

Las curvas de fluencia obtenidas en todas las condiciones de ensayo fueron las típicas de materiales que sufren recristalización dinámica, tanto de pico simple como de pico cíclico. En algunas situaciones (a altas velocidades y bajas temperaturas), apenas se observó ablandamiento posterior a la tensión de saturación, poniéndose de relieve que el único mecanismo de ablandamiento operante entonces era la restauración dinámica.

En la figura 1 se muestra una selección de las curvas de fluencia obtenidas a velocidades de deformación de 10^{-3} y 3 s⁻¹, a temperaturas y condiciones de austenización variables. Un primer hecho a resaltar es la equivalencia, por lo que a las características mecánicas se refiere, del efecto de

TABLA I.— Composición química de los aceros escogidos en el presente estudio, % en peso,

TABLE I.— Chemical composition of the steels selected in the current work, weight %

	C	Mn	Si	P	S	V	Al	Ti	N ppm	O ppm
Acero A	0,34	1,52	0,72	0,025	0,025	0,083	0,0145	0,0181	114	15

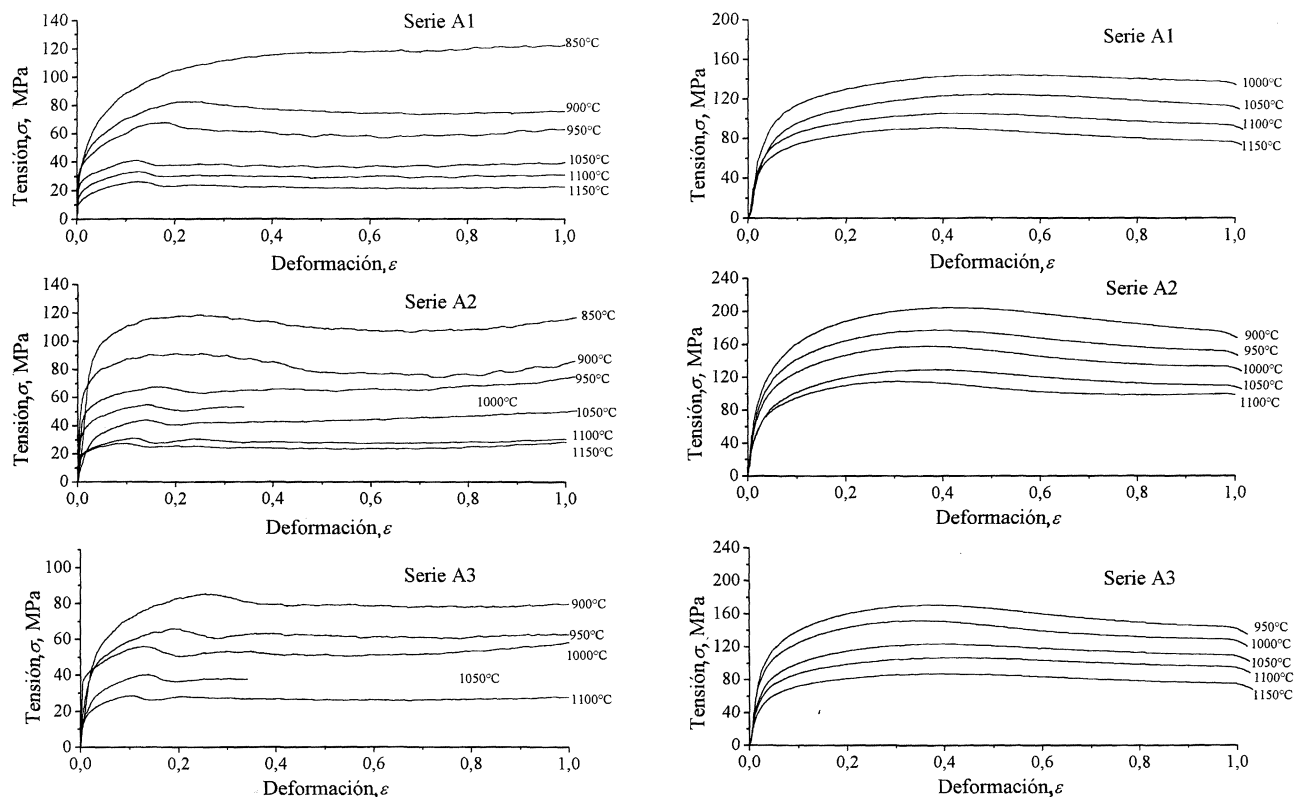


FIG. 1.— 1. Selección de curvas de fluencia a velocidades de deformación verdadera constante de $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (columna izquierda) y 3 s^{-1} (columna derecha).

FIG. 1.— A selection of the flow curves at constant starting rate of $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (left column) and 3 s^{-1} (right column).

disminuir la temperatura o aumentar la velocidad de deformación. Se observa, además, una clara dependencia de la forma de la curva con la condición de austenización y, por lo tanto, entre otros factores, del tamaño de grano. Puede así apreciarse como, por regla general, las curvas de las series A2 y A3 presentan más oscilaciones que las de la serie A1. No debe olvidarse que el tamaño de grano fino tiende a favorecer la recrystalización dinámica, por la gran cantidad de lugares de nucleación que ofrece una microestructura de grano fino. También se observa que en condiciones de recrystalización dinámica, cuando ésta es cíclica, son aparentes más ciclos en las curvas de las series A2 y A3. Del mismo modo, se verifica que a bajas temperaturas y moderadas velocidades de deformación, las curvas de la serie A1 muestran ablandamiento por restauración dinámica, mientras que en las mismas condiciones las curvas de las series A2 y A3 presentan un ablandamiento adicional (esto es, recrystalización dinámica). Pudo comprobarse que la recrystalización cíclica se atenúa prácticamente en dos ciclos y desaparecía a medida que la velocidad de deformación aumentaba, observándose entonces sólo recrystalización de pico simple.

También debe notarse que en las curvas de recrystalización cíclica, el valor de tensión del

segundo ciclo de recrystalización es en algunos casos superior al del primer ciclo, especialmente a las velocidades de deformación más lentas. Este hecho también ha sido observado por Mintz y col. (5) en aceros de bajo contenido de carbono con aluminio y a velocidades de deformación relativamente lentas ($3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). El citado efecto lo atribuyeron a las partículas de nitruro de aluminio y al control que estas ejercían sobre el tamaño de grano. Con tamaños de grano fino se consigue promover la recrystalización, de modo que las deformaciones necesarias para que esta progrese son inferiores a las de aceros sin aluminio. Ello a su vez provoca que el primer pico de recrystalización sea inferior y, por lo tanto, el carácter anómalo de las curvas no estriba en que el segundo pico sea más alto que el primero, sino en que el primero es anormalmente bajo. Mintz y col. vieron que a medida que los tamaños de grano crecían (bien los iniciales, bien los producidos durante la recrystalización dinámica cíclica) este fenómeno se diluía. Todo ello se corresponde enteramente con el comportamiento aquí observado, especialmente en las series A2 y A3, donde los tamaños de grano iniciales eran finos e inferiores a los de la serie A1. A medida que las velocidades de deformación aumentan, el carácter de recrystalización cíclica va desapareciendo y, por lo tanto, también este fenómeno.

4. DISCUSIÓN

4.1. Interacción entre la recrystalización y la precipitación

Es bien conocido el efecto retardador que sobre la cinética de la recrystalización estática tienen las partículas precipitadas por un mecanismo similar al de la limitación del crecimiento de grano (esto es, restricción del movimiento del límite de grano). También está claro el efecto retardador que los elementos en solución sólida pueden desempeñar bajo las mismas condiciones, aunque la razón del retardo en tal caso proviene de la dificultad con que se difunden en la red cristalina aquellos átomos de mayor volumen que los de hierro. En condiciones dinámicas, se observa un efecto de interacción similar, pero con la adición de la potenciación que juega la propia deformación sobre la cinética de precipitación.

En condiciones de ausencia de efectos de aleación, el comportamiento de ϵ_p frente a la velocidad de deformación es el representado en la figura 2. Como ya se apuntó, la deformación crítica necesaria para obtener recrystalización dinámica va disminuyendo a medida que la velocidad de deformación decrece, en condiciones isotérmicas y de idéntico tamaño de grano inicial. Si a la aleación de la figura 2 es posible añadirle elementos en solución sólida, se observa cómo la curva previa sufre una traslación hacia valores de mayores deformaciones (6-8). Cuando, además, el elemento añadido es capaz de precipitar junto con la deformación concurrente (como los microaleantes en este caso), se produce un efecto adicional de retardo, de modo que son necesarias de nuevo mayores deformaciones para producir la recrystalización dinámica. Una vez que la precipitación se completa, los precipitados tien-

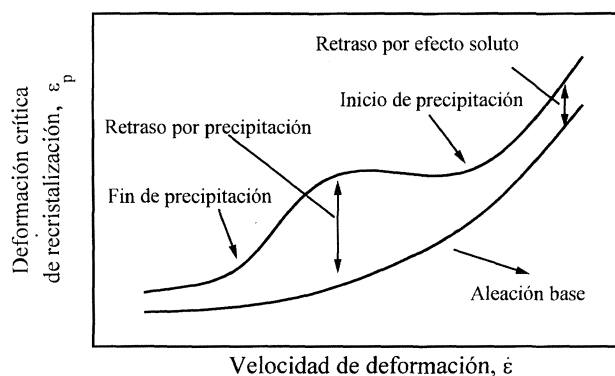


FIG. 2.— Efecto sobre el inicio de la recrystalización dinámica de los elementos aleantes en solución sólida o precipitados.

FIG. 2.— Effect of the microalloying elements in solid solution or precipitated on the onset of dynamic recrystallization.

den a crecer y, por lo tanto, a disminuir su efecto de anclaje sobre el movimiento de los límites de grano, desapareciendo el incremento de deformación necesario y produciendo los abultamientos intermedios que muestra la figura.

El primer análisis de este trabajo experimental se centró en averiguar si para las condiciones ensayadas tenía lugar la precipitación de partículas, de manera que estuvieran interaccionando con la recrystalización. A tal fin, se siguió el sistema propuesto por Jonas y col. (9 y 10) consistente en medir el incremento de deformación necesaria para producir recrystalización dinámica, tal como se ilustra en la figura 2. A partir de los ensayos de la serie A1 puede apreciarse que la deformación ϵ_p , necesaria para provocar la recrystalización dinámica, aumenta a medida que la velocidad de deformación es mayor, como se informa habitualmente (Fig. 3). Del mismo modo, cuando la temperatura disminuye es necesaria mayor deformación para promover la recrystalización dinámica. En especial, las curvas ϵ_p en función de ϵ_dot , correspondientes a temperaturas relativamente altas ($> 1.000\text{ }^\circ\text{C}$), muestran un aspecto continuo, queriendo indicar que no hay interacción con la recrystalización. No sucede lo mismo con las curvas de inferior temperatura. Parecen observarse unas ondulaciones intermedias, más de una a cada temperatura, lo que indicaría distintas familias de precipitados con distintas cinéticas, lo cual no sería de extrañar en el acero multimicroaleado escogido. Debe notarse que estas ondulaciones son, por lo demás, relativamente débiles, en consonancia con que el efecto retardador más importante

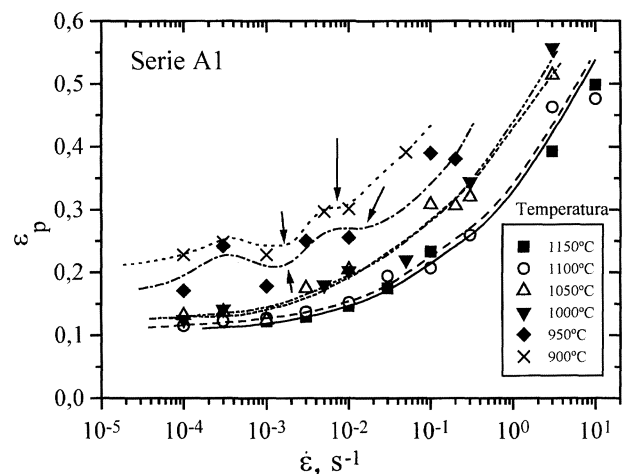


FIG. 3.— Evolución de la deformación de inicio de recrystalización con la velocidad de deformación para los ensayos de la serie A1. Las flechas indican posibles inicios de precipitación.

FIG. 3.— Evolution of the strain for the onset of recrystallization with strain rate for the series A1 tests. Arrows show the possible onset of precipitation.

es el del elemento microaleante en solución sólida y no como partícula precipitada (6-8). Sin embargo, nótese que no se han representado valores de ϵ_p a la temperatura de 850 °C, pues en las correspondientes curvas sólo se observó restauración dinámica. Todo ello lleva a pensar que el posible retraso, tanto por efecto soluto como por la precipitación concurrente, está ocurriendo fundamentalmente en el rango inferior de temperaturas (950-850 °C), en conformidad con lo reportado por otros autores para aceros microaleados HSLA (*high strength low alloy*) con presencia de vanadio y titanio (7, 11-16). En consecuencia, está claro que un aumento del carbono no traslada significativamente las curvas PTT (inicio de precipitación-tiempo-temperatura) a temperaturas superiores, por lo que el fenómeno de controlar los procesos de forja a alta temperatura, mediante el retraso de su recrystalización dinámica, debería ser descartado. En todo caso, mediante adiciones de otro tipo de microaleante, como puede ser más en concreto el niobio, la total ausencia de recrystalización podría desplazarse a mayores temperaturas que las aquí detectadas (850 °C). Los resultados recogidos en bibliografía (6-13, 17-21) demuestran, sin embargo, que tal situación no se trasladaría a temperaturas muy superiores a 950 °C, todavía algo lejanas de las temperaturas habituales de forja de piezas de aceros con un contenido medio de carbono.

Para confirmación adicional, en la figura 4 se representan las curvas RTT (inicio de recrystalización-temperatura-tiempo) a distintas velocidades de deformación, pudiendo confirmarse lo anteriormente aseverado: sólo a muy bajas temperaturas parece inhibirse la recrystalización dinámica del material, y por eso se observa un inicio de “bahía” o retardo en las curvas RTT. Los carburos, nitruros y/o carboni-

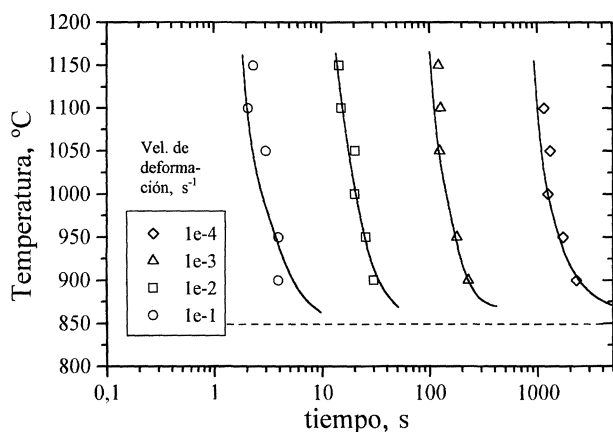


FIG. 4.— Curvas de inicio de recrystalización-temperatura-tiempo (RTT) a distintas velocidades de deformación para los ensayos de la serie A1.

FIG. 4.— *Onset of recrystalization-temperature-time (RTT) curves at different strain rates for the series A1 tests.*

truros más o menos complejos de vanadio y/o titanio presentes en el acero escogido precipitarían en condiciones dinámicas en el rango inferior de temperaturas, y la combinación de su precipitación con el retraso por efecto soluto inhibiría la recrystalización dinámica.

4.2. Caracterización del inicio de la recrystalización dinámica

De acuerdo con la ecuación [6.I] (véase la I parte de este trabajo), la recrystalización dinámica se alcanza en un valor crítico de deformación que es función del parámetro de Zener-Hollomon y del propio tamaño de grano inicial. Por motivos prácticos se suele asociar esa deformación crítica a la correspondiente con el máximo de tensión que se observa en las curvas de fluencia, esto es, con ϵ_p .

El primer paso en la determinación de los parámetros de la ecuación [6.I] consiste en la obtención del coeficiente m_1 . Ello es relativamente sencillo en los ensayos de la serie A1, puesto que en tales condiciones, el tamaño de grano de partida era uniforme. De esa manera, su posible efecto quedaría englobado en el término constante que precede a Z en la ecuación [6.I]. La representación en escala logarítmica de los pares de valores ϵ_p y Z permite, por cálculo de la pendiente, la determinación del exponente m_1 . Debe apuntarse que la energía de activación que se supondrá en el cálculo de Z es la de autodifusión de la austenita, esto es, 270 kJ/mol. En la III parte de este trabajo se discute esta suposición con mayor énfasis.

La figura 5 muestra la determinación experimental del exponente m_1 , del cual se obtiene un valor de 0,137, con un coeficiente de regresión

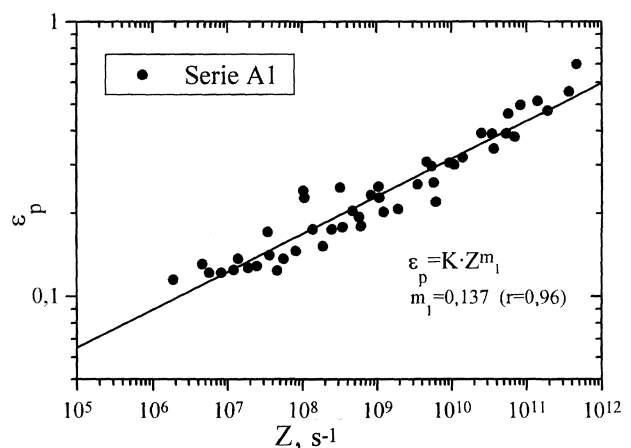


FIG. 5.— Determinación del exponente m_1 en la ecuación [6.I]. Resultados de la serie de ensayos A1.

FIG. 5.— *Determination of the exponent m_1 in equation [6.I]. Results of the series A1 tests.*

$r = 0,96$. Mediante el método de mínimos cuadrados se ajustó la ecuación [6.I] a todos los resultados (series A1, A2 y A3), tomando como exponente para m_1 el valor anteriormente calculado. Se obtuvieron así los siguientes valores de K_1 y n_1 : $7 \cdot 10^{-3}$ y $0,146$, respectivamente. Como tamaños de grano iniciales, se tomaron los determinados en un estudio paralelo (3 y 4) interpolándose únicamente el valor correspondiente a austenización durante 5 min a $1.200 \text{ }^\circ\text{C}$. La figura 6 muestra, a efectos clarificadores, los citados tamaños de grano.

En la figura 7 se representan en un mismo gráfico, y tomando como base la ecuación [6.I], los valores de ϵ_p para todas las series de ensayos. Puede observarse un razonable ajuste, aunque también es aparente una cierta variabilidad. Dos posibles factores pueden estar produciendo esa variabilidad. En primer lugar, se han incluido ensayos de la serie A1 ligeramente afectados por precipitación dinámica (los de bajas temperaturas, 900 y $950 \text{ }^\circ\text{C}$). Por otro lado, los ensayos de las series A2 y A3 corresponden cada temperatura a una aleación diferente, pues la cantidad de elementos puestos en solución o precipitados es diferente a cada temperatura de ensayo, y ya se ha comentado que ambos factores son capaces de retrasar la recristalización. La ecuación [6.I] sólo tiene en cuenta el efecto del tamaño de grano y de las condiciones de conformado y supone una aleación inicialmente idéntica. De todos modos, el más que razonable ajuste observado hace suponer que, bajo las condiciones ensayadas y las composiciones químicas involucradas, tal efecto es poco significativo.

En la tabla III se muestran las constantes de la ecuación [6.I] reportadas por diversos autores (5 y 22-30) y para diferentes aceros. Debe destacarse que el exponente m_1 , determinado para el acero de este trabajo, cae dentro del rango de valores regis-

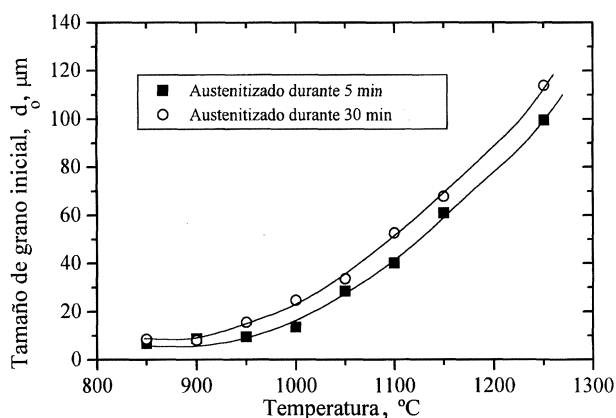


FIG. 6.— Evolución del tamaño de grano inicial en función de la temperatura de austenización.

FIG. 6.— Dependence of the initial grain size on the austenitization temperature.

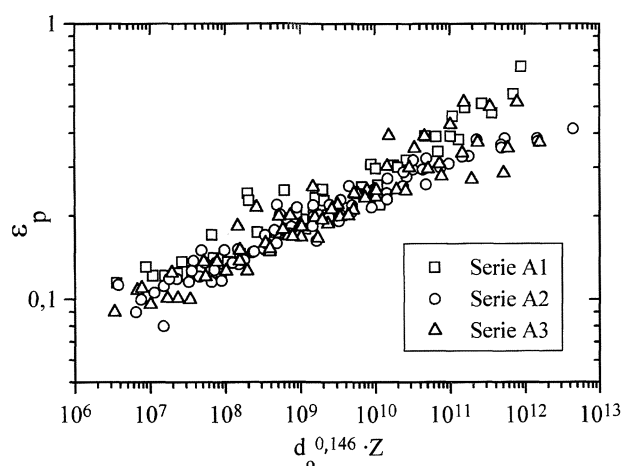


FIG. 7.— Ajuste a la ecuación [6.I] de las deformaciones de pico de todas las series de ensayo.

FIG. 7.— Fitting to equation [6.I] of the peak strains of all series tests.

trados. Sin embargo, la constante K_1 es más alta que las recopiladas (sin tener en cuenta las de las referencias 29 y 30), y el exponente n_1 del tamaño de

TABLA III.— Recopilación de constantes en la ecuación [6.I] reportadas en la bibliografía

TABLE III.— Constants in equation [6.I] reported in the literature

Acero	Referencia	K_1	n_1	m_1	Q , kJ/mol
C-Mn-Al*	5	$5,5 \cdot 10^{-4}$	0,5	0,15	270-290
C-Mn	22	$6,97 \cdot 10^{-4}$	0,3	0,17	312
C	23	$4,9 \cdot 10^{-4}$	0,5	0,15	312
C	23	$3,68 \cdot 10^{-4}$	0,44	0,19	312
C-Mn-V	24	—	—	0,113	—
C-Mn-Nb	24	—	—	0,23	—
C-Mn***	25	$5,38 \cdot 10^{-4}$	0,5	0,156	310
C-Mn-Ti	26	$1,25 \cdot 10^{-4}$	0,75	0,183	315
C-Mn**	27	$4,17-7,97 \cdot 10^{-4}$	0,5	0,138-0,171	300-411
C-Mn*	28	$2,73 \cdot 10^{-3}$	0,20	0,15	—
C-Mn-Si****	29,30	0,0920-0,118	0,195	0,145-0,219	272-322
C-Mn-Si-V-Ti-Al	Este trabajo	$7 \cdot 10^{-3}$	0,146	0,137	270

Nota: Los aceros son de bajo contenido de carbono excepto el de este trabajo:

- (*) Contenido medio de carbono.
- (**) Alto contenido de carbono y aleado con níquel.
- (***) Aceros resulfurados.

(****) En esta referencia se incluye un término adicional al parámetro de Zener-Hollomon que a su vez depende de la composición química y de la energía de activación. Por ello, el término K_1 no es estrictamente comparable con los aquí mostrados. En total 18 aceros con composiciones variables de contenido de carbono (bajo y medio), manganeso, silicio, molibdeno, titanio, vanadio y niobio.

grano es más bajo, anunciando que el efecto del tamaño de grano no es tan notable como en aceros recogidos en la bibliografía.

Diversos motivos pueden generar la discrepancia entre los diferentes autores. En primer lugar, en casi todos los trabajos se utiliza como energía de activación un valor aparente determinado a partir de resultados experimentales. Nótese que dichos valores, en algunos casos, difieren notablemente de la energía de activación de autodifusión de la austenita que se ha utilizado en el presente trabajo. Otra fuente de discrepancia proviene de que algunos autores fijan el exponente del tamaño de grano en 0,5, sin llegar a determinarlo experimentalmente. Ello vendría motivado porque en la primera expresión propuesta por Sellars (23) se fijaba este valor a 0,5. Cabe notar que los parámetros en discusión pueden ser también dependientes de la composición química. Finalmente, hay que mencionar que el método de ensayo empleado (bien torsión, bien compresión) puede producir notables diferencias en la determinación de los parámetros que caracterizan la recristalización dinámica (31), especialmente en el valor de la deformación crítica. De cualquier modo, se utilice una energía de activación u otra, un exponente fijo o variable, la ecuación [6.I] es de base empírica, y por lo tanto, en principio, cualquier correlación de valores puede proporcionar un buen ajuste. Para el acero empleado en este trabajo, la ecuación [6.I] quedaría finalmente representada por los siguientes valores:

$$\epsilon_p = 7 \cdot 10^{-3} \cdot d_0^{0,146} \cdot Z^{0,137} \quad [1.II]$$

donde d_0 debe expresarse en μm .

4.3. La cinética de recristalización dinámica

Para proceder al estudio de la cinética de recristalización dinámica se aplicó la ecuación de Avrami en sus diferentes versiones (ecs. [27.I] a [32.I]). Tales ecuaciones quedan caracterizadas por cualquier par de valores de la tríada siguiente: B' , k' y $t_{50\%}$. Para el cálculo de B' y k' , se puede aplicar el método de la representación doble logarítmica determinando con gráficos $\ln(\ln(1/(1-X)))$ frente a $\ln((\epsilon - \epsilon_p)/\dot{\epsilon})$. B' y k' serían el corte en ordenadas y la pendiente, respectivamente. La fracción en volumen del material recristalizado, X , se supondrá proporcional al ablandamiento observado en la curva, esto es:

$$X = \frac{\sigma_p - \sigma}{\sigma_p - \sigma_{ss}} \quad [2.II]$$

En la figura 8 se muestran algunas de las curvas de ensayos de compresión en caliente representadas

sobre la base doble logarítmica anterior. Puede apreciarse que dentro de la lógica variabilidad experimental, los resultados se ajustan a una recta, excepto en los intervalos inicial y final. En la figura 9 se representa gráficamente la dependencia de k' con el parámetro de Zener-Hollomon. No parece observarse una clara relación entre ambos, ni entre las distintas series de ensayo. Ello también es aparente en la figura 8 donde se aprecia que, salvo casos excepcionales, todas las curvas tienen una pendiente similar. Asumiendo, por lo tanto, que el exponente k' debe permanecer constante (lo cual es cierto si no hay cambios en los mecanismos de nucleación) (32 y 33), se asumirá el valor medio observado, $k' = 1,83$. El citado valor coincide con el intervalo de valores habitualmente reportados (35-41) para aceros, como indica la tabla IV. Cabe mencionar que algunos autores encuentran que el exponente de Avrami depende del parámetro de Zener-Hollomon y de la composición química (37 y 42).

En la determinación de B' se observó una gran variabilidad experimental, fruto del propio proceso de cálculo. El hecho de trabajar con escalas logarítmicas hace que cualquier pequeña desviación en la determinación de la pendiente k' quede amplificada en el corte en ordenadas B' . Por este motivo, se

TABLA IV.— Constantes k' de la ecuación de Avrami para la cinética de recristalización dinámica de aceros según diversos autores

TABLE IV.— Constants k' of the Avrami equation for the dynamic recrystallization kinetics of some steels and after different authors

Acero	Referencia	k'
Inoxidable AISI 304	34	1,6
C	35	1,4
C-Ti-Nb-Al	36	1,5-1,6
C-Mo-Nb-Ti*	37	0,7-1,6
Inoxidables AISI 301, 304, 316, 317	38	1,2-1,3
C-Mn	39	2
C-Mn	40	2
Inoxidable AISI 304	41	1,25
C-Mn-Si-V-Ti-Al	Este trabajo	1,83

Nota: Los aceros son de bajo contenido de carbono excepto el correspondiente a este trabajo. Si son microaleados pueden ser mono o multialeados.

(*) En esta referencia se prefiere trabajar con un exponente de la ecuación de Avrami dependiente de las condiciones de deformación. No obstante puede verificarse que tanto el término correspondiente a la velocidad de deformación como el de la temperatura tienen muy poco peso específico.

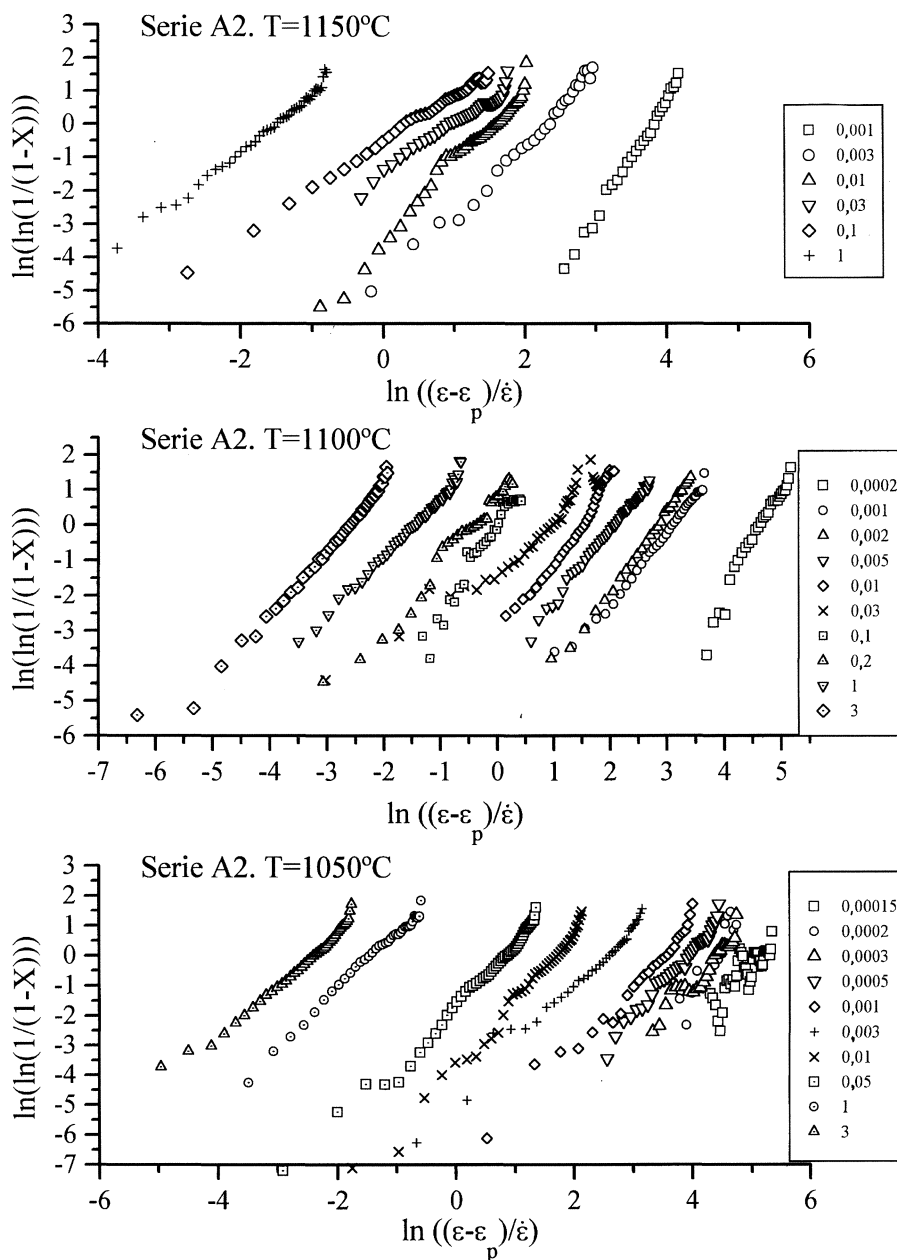


FIG. 8.— Curvas de determinación de la cinética de recristalización dinámica para algunos ensayos de la serie A2. La leyenda indica las velocidades de deformación en s⁻¹.

FIG. 8.— Curves of determination of the dynamic recrystallization kinetics for some series A2 tests. Legend shows strain rates in s⁻¹.

prefirió trabajar con el tiempo necesario para el 50 % de recristalización, $t_{50\%}$, y para ello se determinó la deformación correspondiente a la mitad del ablandamiento. En el caso de recristalización cíclica, se tomó el valor correspondiente al primer ciclo. Ajustando el comportamiento observado a la ecuación [36.I] mediante correlación por mínimos cuadrados, se obtiene la siguiente expresión:

$$t_{50\%} = 1,8026 \cdot 10^{-6} \cdot d_0^{0,24} \cdot \epsilon^{-0,745} \exp\left(\frac{116.125}{RT}\right) \quad [3.II]$$

Debe notarse (Fig. 10) que el ajuste obtenido muestra un acuerdo muy bueno ($r^2 = 0,89$), y ello sin haber incluido efectos de elementos en solución sólida, ni partículas precipitadas, lo cual es claro indicio de que de tener algún tipo de influencia en el presente acero, este debe ser poco significativo, como anteriormente se sugirió en el estudio del inicio de la recristalización dinámica. Es de reseñar que el efecto del tamaño de grano sí es notable.

No es frecuente encontrar estudios extensivos en la bibliografía sobre la cinética de

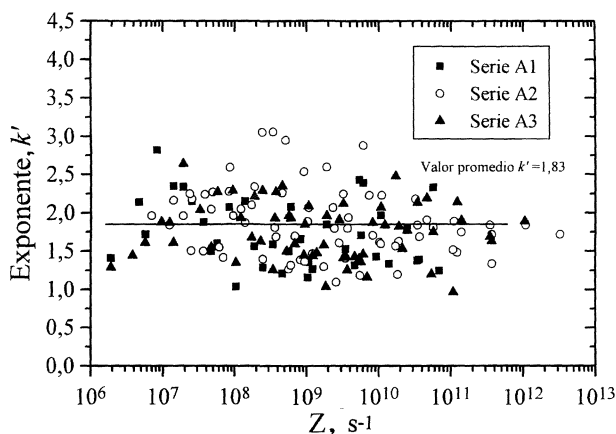


FIG. 9.— Evolución del exponente k' de la cinética de recrystalización dinámica en función del parámetro de Zener-Hollomon.

FIG. 9.— Dependence of the exponent k' of the dynamic recrystallization kinetics on the Zener-Hollomon parameter.

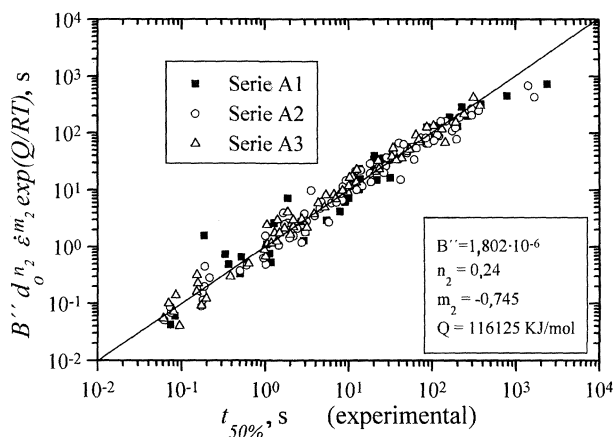


FIG. 10.— Ajuste del tiempo para 50 % de recrystalización dinámica a la ecuación [30.I] y determinación de las constantes de dicha ecuación.

FIG. 10.— Fitting to equation [30.I] of time for 50 % of dynamic recrystallization.

recrystalización dinámica y, generalmente, sólo se encuentran resultados parciales. Sin embargo, han podido verificarse en la bibliografía científica (23, 39 y 40) algunos resultados para expresiones como la anterior o bien para $\epsilon_{50\%}$ (equivalente a $t_{50\%}$ sin más que dividir por $\dot{\epsilon}$). Quedan recogidos en la tabla V. Todos los resultados de la tabla anterior son para aceros con bajo contenido de carbono, excepto los correspondientes a este trabajo. Se verifica que el exponente del tamaño de grano es similar en todas ellas y coincidente con el registrado en este estudio, habiendo discrepancias en la constante B'' , en las energías de activación y en el exponente de la velocidad de deformación, lo que hace suponer que estos parámetros son dependientes de la composi-

TABLA V.— Constantes para la determinación de $t_{50\%}$ (ec. [30.I]).

TABLE V.— Constants of equation [30.I] for determining $t_{50\%}$

Acero	Referencia	B''	n_2	m_2	Q_{rec}/RT
C-Mn	23	$1.06 \cdot 10^{-5}$	—	-0,6	14440
C-Mn	39	$6.95 \cdot 10^{-4}$	0,27	-0,965	7190
C-Mn-Si	40	$1.14 \cdot 10^{-3}$	0,28	-0,95	6420
C-Mn-Si-V-Ti-Al	Este trabajo	$1.80 \cdot 10^{-6}$	0,24	-0,745	13974

ción química tal y como recientemente han mostrado Medina y col. (29, 30 y 42).

Finalmente, en la siguiente ecuación se representa la cinética de recrystalización dinámica para el acero aquí estudiado y en las condiciones ensayadas:

$$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left[\frac{\epsilon - \epsilon_p}{1,8026 \cdot 10^{-6} \cdot d_0^{0,24} \cdot \dot{\epsilon}^{0,255} \exp\left(\frac{13,974}{T}\right)} \right]^{1,83} \right] \quad [4.II]$$

ecuación válida para $\epsilon > \epsilon_p$ y donde d_0 debe expresarse en μm , T en K y $\dot{\epsilon}$ en s^{-1} .

5. CONCLUSIONES

Las conclusiones más importantes de esta II parte del estudio son:

- La precipitación dinámica para el acero seleccionado tiene lugar en el rango inferior de temperaturas (950-850 °C), en consonancia con lo reportado para aceros similares pero de contenido inferior de carbono (HSLA).
- El inicio de la recrystalización dinámica del presente acero queda satisfactoriamente explicado por la ecuación [6.I].
- Las ecuaciones de la cinética de recrystalización dinámica sugieren que tal recrystalización puede representarse adecuadamente por una ecuación de Avrami.

Agradecimientos

Uno de los autores (JMC) desea agradecer al Comissionat per a Universitats de la Generalitat de Catalunya la concesión de una beca de formación de investigadores, así como la ayuda financiera para realizar estancias de investigación en el Dept.

of Metallurgical Engineering de McGill University, Montreal. Asimismo, se reconoce la colaboración prestada por parte del Dr. D. Baragar y J. McKinnon durante la realización de los ensayos de compresión en el plastómetro de los laboratorios CANMET, Ottawa. Se agradece también la colaboración de Eva Vaqué (ETSEIB-UPC) en la preparación metalográfica de las muestras. La financiación de este trabajo se realizó mediante un proyecto CICYT (MAT 94-0433).

REFERENCIAS

- (1) NAYLOR, D.J. *Ironmaking Steelmaking*, 16 (4), 1989: 246-252.
- (2) Proceedings of Information Day on Microalloyed Engineering Steels, CECA, Düsseldorf, 1988.
- (3) CABRERA, J.M. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, agosto, 1995.
- (4) CABRERA, J.M., AL OMAR, A. y PRADO, J.M. *Rev. Metal Madrid*, 31 (1), 1995: 3-13.
- (5) MINTZ, B., JONAS, J.J. y ABU-SHOSA, R. *Mater. Sci. Technol.*, 7, 1991: 904-913.
- (6) AKBEN, M.G., WEISS, I. y JONAS, J.J. *Acta Metall.*, 29, 1981: 111-121.
- (7) AKBEN, M.G., CHANDRA, T., PLASSIARD, P. y JONAS, J.J. *Acta Metall.*, 32 (4) 1984: 591-601.
- (8) JONAS, J.J. y AKBEN, M.G. *Met. Forum*, 4 (1 y 2), 1981: 92-101.
- (9) JONAS, J.J. y WEISS I. *Met. Sci.*, 1979: 238-245.
- (10) WEISS, I. y JONAS, J.J. *Metall. Trans.*, 10A, 1979: 831-840.
- (11) AKBEN, M.G., BACROIX, B. y JONAS, J.J. *Acta Metall.*, 31, 1983: 161-174.
- (12) LIU, W.J. y JONAS, J.J. *Metall. Trans.*, 19A, 1988: 1.043-1.413.
- (13) CROOKS, M.J., GARRATT-REED, A.J., VANDER SANDE, J.B. y OWEN, W.S. *Metall. Trans.*, 12A, 1981: 1.999-2.013.
- (14) LIU, W.J. y JONAS, J.J. *Metall. Trans.*, 19A, 1988: 1.415-1.424.
- (15) LIU, W.J. y JONAS, J.J. Processing, microstructure and properties of HSLA steels, Ed. A.J. DeArdo, The Minerals, Metals and Materials Society, 1988: 39-50.
- (16) MEDINA, S.F. y MANCILLA, J.E. *Scr. Metall. Mater.*, 30, 1994: 73-78.
- (17) DUTTA, B. y SELLARS, C.M. *Mater. Sci. Technol.*, 3, 1987: 197-206.
- (18) SPEER, J.G. y HANSEN, S.S. *Metall. Trans.*, 20A, 1989: 25-38.
- (19) DJAHAZI, M., HE, X.L., JONAS, J.J., SUN y W.P. *Metall. Trans.*, 23A, 1992: 2.111-2.120.
- (20) SILVEIRA, J.M. y BARBOSA R. *Scr. Metall. Mater.*, 29 1993: 881-884.
- (21) MEDINA, S.F. *Scr. Metall. Mater.*, 32 (1), 1995: 43-48.
- (22) SELLARS, C.M. *Mater. Sci. Technol.*, 6, 1990: 1.072-1.081.
- (23) DEVADAS, C., SAMARASEKERA, I.V. y HAWBOLT, E.B. *Metall. Trans.*, 22A, 1991: 335-349.
- (24) PUSSEGODA, L.N., HODGSON, P.D. y JONAS, J.J. *Mater. Sci. Technol.*, 8, 1992: 63-71.
- (25) NAZABAL, J.L., URCOLA, J.J. y FUENTES, M. *Met. Technol.*, 9, 1982: 323-326.
- (26) RUIBAL, E., URCOLA, J.J. y FUENTES, M. *Met. Technol.*, 11, 1984: 189-195.
- (27) MARTIN, G.E., NUÑEZ PETTINARI, S.I., RUZZANTE, J.E. y MERLONE, G.F. *Scr. Metall. Mater.*, 26, 1992: 405-410.
- (28) ANELLI, C. *ISIJ Int.*, 32 (3), 1992: 440-449.
- (29) MEDINA, S.F. y HERNANDEZ, C.A. *Acta Metall. Mater.*, 44, 1996: 137-148.
- (30) MEDINA, S.F. y HERNANDEZ, C.A. *Acta Metall. Mater.*, 44, 1996: 149-154.
- (31) WEISS, I., SAKAI, T. y JONAS, J.J. *Met. Sci.*, 18, 1984: 77-84.
- (32) PORTER, D.A. y EASTERLING, K.E. Phase transformations in metals and alloys, Ed. Van Nostrand Reinhold, Berkshire (R.U.) 1981: Caps. 3 y 5.
- (33) CHRISTIAN, J. W. The theory of transformations in metals and alloys, Ed. Pergamon Press, Oxford, 1981: Caps. 1 y 12.
- (34) ROBERTS, W. Deformation, processing and structure, Ed. G. Krauss, ASM, Ohio 1982: 109-184.
- (35) BEYNAN, J.H. y SELLARS, C.M. *ISIJ Int.*, 32 (3), 1992: 359-367.
- (36) LAASRAOUI, A. y JONAS, J.J. *Metall. Trans.*, 22A, 1991: 1.545-1.558.
- (37) ROUCOULES, C. Tesis Doctoral, McGill University, Montreal (Canadá) 1992.
- (38) MCQUEEN, H.J., RYAN, N.D. y EVANGELISTA, E. *Mater. Sci. Forum*, 113-115, 1993: 435-440.
- (39) NANBA, S., KITAMURA, M., SHIMADA, M., KATSUMATA, M., INONE, T., IMAMURA, H., MAEDA, Y. y HATTORI, S. *ISIJ Int.*, 32 (3), 1992: 377-386.
- (40) ANAN, G., NAKAJIMA, S., MIYAHARA, M., NANBA, S., UMEMOTO, M., HIRAMATSU, A., MORIYA, A. y WATANABE, T. *ISIJ Int.*, 32 (3), 1992: 261-266.
- (41) ROBERTS, W., BODÉN, H. y AHLBLOM, B. *Met. Sci.*, 1979: 195-205.
- (42) HERNANDEZ, C.A., MEDINA, S.F. y RUIZ, J. *Acta Metall. Mater.*, 44, 1996: 155-163.