

Aproximación al control de la microestructura de dos aceros microaleados con contenido medio de carbono en condiciones de conformado en caliente

A. Al Omar*, A. Chenaoui**, R. Dkiouak**, J.M Cabrera*** y J.M. Prado***

Resumen

El objetivo principal de este trabajo es estudiar el comportamiento a fluencia de dos aceros microaleados de contenido medio de carbono, en condiciones de conformado en caliente analizando su evolución microestructural a través de la dependencia del tamaño de grano recristalizado (D_{rec}) con el parámetro de Zener-Hollomon, Z . Se observó que esta dependencia muestra un comportamiento bimodal asociado a la transición entre la recristalización dinámica cíclica y de pico simple. También, se ha observado que la variación del D_{rec} normalizado por el vector de Burgers (b) con la tensión de estado estable σ_{ss} a su vez normalizada por el módulo de cizalladura (μ) exhibe el mismo comportamiento bimodal arriba mencionado. Debido a la complejidad de los dos aceros estudiados, el tamaño de grano recristalizado no se ajusta a la ecuación universal de Derby. Para explicar este comportamiento cabe pensar en el efecto de los precipitados y de la microestructura inicial sobre el tamaño de grano recristalizado.

Palabras clave

Aceros microaleados. Conformado en caliente. Comportamiento a fluencia. Tamaño de grano recristalizado.

Approach to the microstructural control of two medium carbon microalloyed steels under hot forming conditions

Abstract

The main aim of the present investigation was to study the flow behaviour of two medium carbon microalloyed steels under hot forming conditions, and to analyse their microstructural evolution. The dependence of recrystallized grain size (D_{rec}) on the Zener-Hollomon parameter Z shows a bimodal behaviour with transition from single to cyclic dynamic recrystallization. We also observed that the variation of D_{rec} normalized by the Burgers vector (b) with the steady state stress σ_{ss} normalized by shear modulus (μ) shows the same bimodal behaviour cited above. The Derby's universal equation reported in the literature for recrystallized grain sizes was not followed; it seems that the presence of fine precipitated particles has a clear effect on this disagreement.

Keywords

Microalloyed steels. Hot forming. Flow behaviour. Recrystallized grain size.

* Departamento de Ingeniería Mecánica, EPSEM, Universidad Politécnica de Cataluña, Av. Bases de Manresa 61 – 73, 08240 Manresa, Barcelona, España.

** Laboratoire des Mécaniques des Milieux Hétérogènes, Faculté des Sciences et Techniques de Tanger, B. P. 416, Tánger, Marruecos.

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

1. INTRODUCCIÓN

Aunque existe una tendencia, en la industria de automoción, de reducir el porcentaje de acero en el peso total del vehículo, los aceros microaleados han venido aumentando su campo de aplicación durante los últimos 30 años. El interés del uso de este tipo de aceros estriba en el hecho de no necesitar tratamiento térmico después del conformado de la pieza ya que las propiedades mecánicas se obtienen directamente al final del mismo proceso. Esto, supone un ahorro económico y energético al disminuir el número de operaciones. En realidad, el control de las propiedades y de la microestructura se logra a través del afino de grano y del endurecimiento por precipitación durante el enfriamiento de la ferrita^[1-5]. El que este tipo de aceros pueda ser utilizado con mayor generalidad depende de que se pueda optimizar, tanto su composición química como los parámetros del proceso de forja, de forma que se mejoren las propiedades mecánicas. Para conseguir esta meta industrial es necesario profundizar en el conocimiento de una serie de fenómenos físico-mecánicos que tienen lugar durante la deformación plástica de este material. Dicho en otras palabras, en el diseño de los procesos de conformado en caliente de estos aceros, es necesario entender los modos de deformación que intervienen en el conformado, dominar los parámetros de control de dichos procesos y tener un conocimiento global de la interacción entre los parámetros del proceso, microestructura y propiedades del material conformado, así como la economía general de la operación, para poder predecir las condiciones óptimas de procesamiento requeridas para producir piezas sanas con larga vida de servicio.

En un proceso de conformado y dependiendo de las condiciones termomecánicas, un material puede estar sometido a varios fenómenos (endurecimiento por deformación, restauración y recristalización estática y dinámica, etc.). Para tal complejo proceso, el estudio experimental no puede modelizar todas las condiciones necesarias para describir el proceso real (varios mecanismos operan simultáneamente). En cambio, la simulación numérica ha demostrado ser una buena metodología para predecir los problemas que presentan los procesos industriales de conformado, reduciendo el tiempo de diseño y los costes en el desarrollo de nuevos productos. Sin embargo, el éxito de cualquier simulación reside en la descripción adecuada de las propiedades mecánicas y físicas del material así como la selección de los parámetros de control del proceso de deformación.

El objetivo principal del presente trabajo es estudiar la evolución del tamaño de grano recristalizado, variando el tamaño de grano inicial, la velocidad de

deformación y la temperatura durante ensayos de compresión en caliente, de dos aceros microaleados de medio carbono.

El tamaño de grano recristalizado es un parámetro que tiene un gran interés industrial porque su afino mejora, a la vez, la tenacidad y la resistencia de los materiales policristalinos sometidos a un proceso de conformado en caliente^[6-8]. A pesar de que las características de resistencia obtenidas en los aceros microaleados aquí estudiados son suficientes en la mayoría de los casos, no ocurre lo mismo con la tenacidad que, persistentemente, muestra valores escasos. Es por ello, que el afino de grano austenítico es un mecanismo de gran importancia porque da lugar, durante el enfriamiento, a un tamaño de grano ferrítico muy fino. Ello puede conseguirse manteniendo el grano austenítico fino durante la etapa de recalentamiento o controlando el proceso de conformado. Para este último modo es imprescindible un conocimiento del comportamiento a fluencia del material conformado.

Numerosos trabajos de investigación^[9-12] se han llevado a cabo para estudiar el papel de los parámetros microestructurales, tales como tamaño de grano inicial, distribución de granos, crecimiento de grano y fracción de volumen de la fase precipitada durante el conformado en caliente de los aceros microaleados. Estos estudios confirmaron que la microestructura final resultante de la evolución microestructural durante el conformado en caliente, tiene un papel decisivo sobre las propiedades de empleo de la pieza conformada.

Durante el conformado en caliente de un material metálico, las curvas de fluencia, usualmente, alcanzan un valor de saturación debido al equilibrio alcanzado entre los mecanismos de endurecimiento por deformación y los de ablandamiento. Los fenómenos de ablandamiento que tienen lugar en condiciones dinámicas (durante la deformación) son los de restauración y recristalización. En la figura 1 se representan, esquemáticamente, las curvas de fluencia correspondientes a los dos mecanismos de ablandamiento.

En caso de recristalización dinámica, las curvas de fluencia, dependiendo de los parámetros de deformación, pueden mostrar dos comportamientos bien distintos: curva de pico simple o curva de pico múltiple. Las características de dicha recristalización dependen de varios parámetros entre los cuales cabe destacar: tamaño inicial de grano, D_0 , temperatura, T , y velocidad de deformación, $\dot{\epsilon}$. El efecto de la temperatura y velocidad de deformación se describe, generalmente, usando el parámetro de Zener Hollomon, $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{ad}/RT)$, donde, Q_{ad} es la energía de activación para la autodifusión y R es la cons-

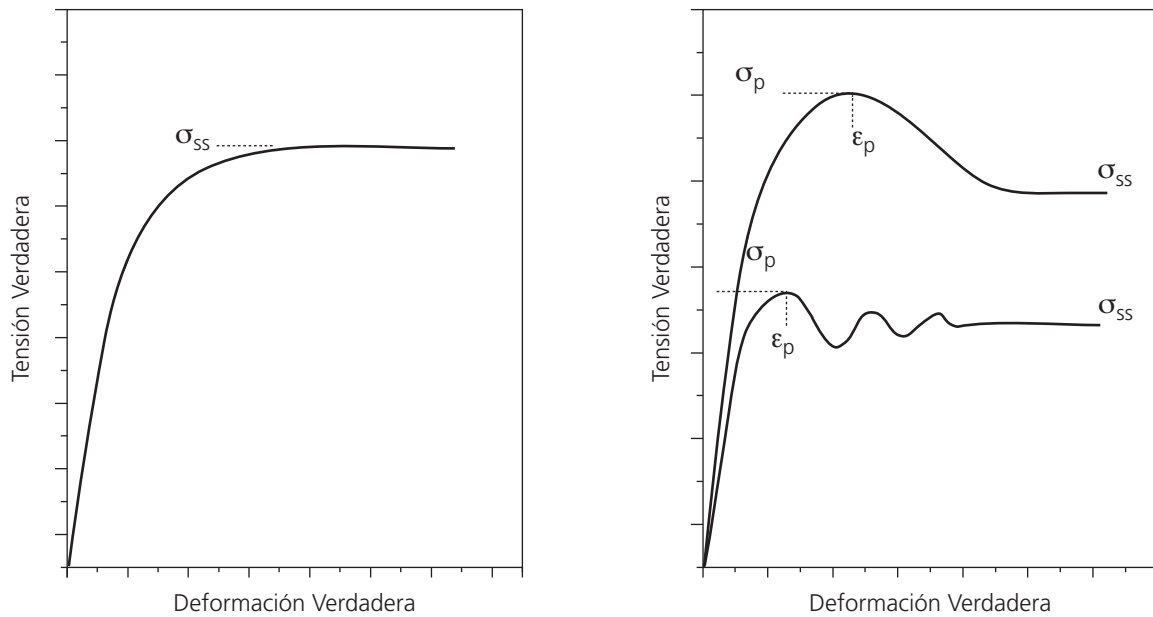


Figura 1. Representación esquemática de las curvas de fluencia en conformado en caliente. (a) Ablandamiento por restauración dinámica, (b) Ablandamiento por restauración dinámica + recristalización dinámica.

Figure 1. Schematic representation of the flow curves in hot working. (a) Softening due to dynamic recovery, (b) Softening due to dynamic recovery + dynamic recrystallization.

tante universal de los gases. Experimentalmente, se ha verificado la relación siguiente^[9-13]:

$$\epsilon_p = ADZ_0^{nm} \quad (1)$$

donde, ϵ_p es la deformación asociada a la tensión máxima en la curva de fluencia, mientras que A , n y m son constantes del material conformado. También, existe una relación entre el tamaño de grano recristalizado D_{rec} y Z ^[13-18]:

$$D_{rec}^{-1} = a + b \log Z \quad (2)$$

donde, a y b son constantes del material que suelen determinarse de forma empírica.

En las curvas de fluencia, la tensión de estado estable se mantiene constante mientras que la microestructura sigue desarrollándose, pero, de tal manera que, el promedio de los demás parámetros permanece constante. Durante esta etapa de conformado, el material alcanza un tamaño de grano dinámico estable, D_{rec} , que depende de la tensión de estado estable σ_{ss} . McQueen y Jonas^[19] han propuesto una fórmula empírica que relaciona σ_{ss} con D_{rec} de la manera siguiente:

$$\sigma_{ss} = K D_{rec}^{-m} \quad (3)$$

donde, $m < 1$ y K son constantes.

Twiss^[20], aplicando esta fórmula a varios materiales, propone una relación universal, siempre que se

normalice la tensión por el módulo de cizalladura (μ) y el tamaño de grano por el vector de Burgers (b), de la forma siguiente:

$$\left(\frac{\sigma_{ss}}{\mu} \right) \left(\frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.8} \approx 15 \quad (4)$$

Esta relación fue criticada, básicamente, por el desacuerdo existente en cuanto a su universalidad^[21]. Para solucionar este problema, Derby propuso^[22-24], para un gran número de materiales, la siguiente corrección:

$$\left(\frac{\sigma_{ss}}{\mu} \right) \left(\frac{D_{rec}}{b} \right)^n = 10^m \quad (5)$$

Sakui *et al.*^[25] y Sakai *et al.*^[26] mostraron que la condición crítica para la transición de curvas de fluencia de pico simple a curvas de pico múltiple corresponde, microestructuralmente, a $D_0 = 2D_{rec}$. Cuando el tamaño de grano inicial, D_0 , es inferior a D_{rec} , se predice recristalización dinámica de pico múltiple que conduce a un crecimiento de grano, mientras que para tamaños de grano iniciales, superiores a $2D_{rec}$, se predice un afino de grano asociado con recristalización dinámica, de pico simple. Por lo tanto, la recristalización dinámica de pico simple

Tabla I. Composición química de los aceros estudiados (% en peso).*Table 1. Chemical composition of the studied steels (weight %).*

Acero	% C	% Mn	% Si	% P	% S	% V	% Al	% Ti	N _{ppm}
V	0,34	1,52	0,72	0,025	0,025	0,083	0,0145	0,018	0,0114
M	0,29	1,19	0,19	0,012	0,025	0,09	0,0114	0,002	0,0131

está asociada a un afino de grano, mientras que la recristalización dinámica de pico múltiple está asociada con un crecimiento de grano.

2. MÉTODO EXPERIMENTAL

Como aleaciones de estudio se escogieron dos aceros comerciales microaleados destinados al sector de forja de componentes de automoción. Sus composiciones químicas, así como la identificación de cada uno de ellos, se recogen en la tabla 1. Estos dos aceros microaleados son de medio carbono con un contenido de vanadio y aluminio prácticamente similar y en el que se ha variado el contenido de titanio.

Para estudiar el comportamiento a fluencia de los dos aceros, aquí denominados V y M, se realizaron ensayos de compresión uniaxial a velocidades de deformación verdadera, $\dot{\epsilon}$, constantes. Los ensayos se efectuaron a temperaturas que oscilaron entre 1.150 °C y 900 °C, a incrementos de 50 °C, y en un intervalo de velocidades de deformación que varió entre 10^{-4} y 10^{-1} s⁻¹.

Para el estudio de la evolución del comportamiento de los dos aceros aquí estudiados, durante los ensayos de compresión en caliente se efectuaron dos series de ensayos correspondientes a diferentes condiciones de austenización. Para facilitar la lectura de los resultados obtenidos se utilizará la denominación siguiente para cada serie de ensayo efectuado:

- V1200 y M1200: corresponde a la serie de ensayos realizados con una austenización previa a 1.200 °C, durante 5 min y enfriamiento posterior (2 °C/s) a la temperatura de ensayo, justo, antes de empezar el ensayo.
- V30min y M30min: corresponde a la serie de ensayos realizados con una austenización durante 30 min, directamente a temperatura de ensayo.

En todos los casos las velocidades de calentamiento fueron de 1 °C/s. Las probetas ensayadas eran cilíndricas (su eje era paralelo al de laminación) de 11,4 mm de altura y 7,6 mm de diámetro.

El examen de las estructuras y la determinación del tamaño de grano austenítico se efectuó mediante

microscopía óptica y análisis de imagen sobre probetas templadas en agua, una vez acabado el ensayo. Las fotografías microestructurales fueron tomadas en el centro de la sección longitudinal de cada probeta.

Debe notarse que en los ensayos de la serie V1200 y M1200, la microestructura inicial es idéntica para todas las probetas ensayadas (tamaño de grano, fracción de volumen de precipitados), mientras que en las demás series de ensayos, cada probeta tenía una microestructura diferente a cada temperatura porque la austenización se efectuaba directamente a temperatura de ensayo.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Curvas de fluencia

En las figuras 2 y 3 se representan las curvas de tensión verdadera-deformación verdadera en función de la temperatura y velocidad de deformación de los dos aceros para las diferentes condiciones de austenización. Las características principales de las curvas de fluencia son similares para todas las condiciones experimentales y tienen la tendencia habitualmente observada en los materiales que sufren restauración y recristalización dinámica: la tensión aumenta muy rápidamente (endurecimiento por deformación del material) hasta alcanzar un máximo, después del cual, la tensión se mantiene o decrece de manera monótona o con oscilaciones. En algunas situaciones (a altas y T bajas), apenas se apreció ablandamiento posterior a la tensión máxima, poniéndose de relieve que el único mecanismo de ablandamiento actuante, entonces, era la restauración dinámica. Por otra parte, se observó que, a T constante, la tensión máxima, σ_p , y su deformación asociada, ϵ_p , aumentaban con $\dot{\epsilon}$. También, se constató que σ_p y ϵ_p disminuyen cuando T aumenta y se mantiene constante. En otras palabras y de acuerdo con la ecuación (1), y por lo que a las características mecánicas se refiere, el efecto de disminuir T es equivalente al de aumentar $\dot{\epsilon}$ en un cierto rango de temperaturas^[26-29].

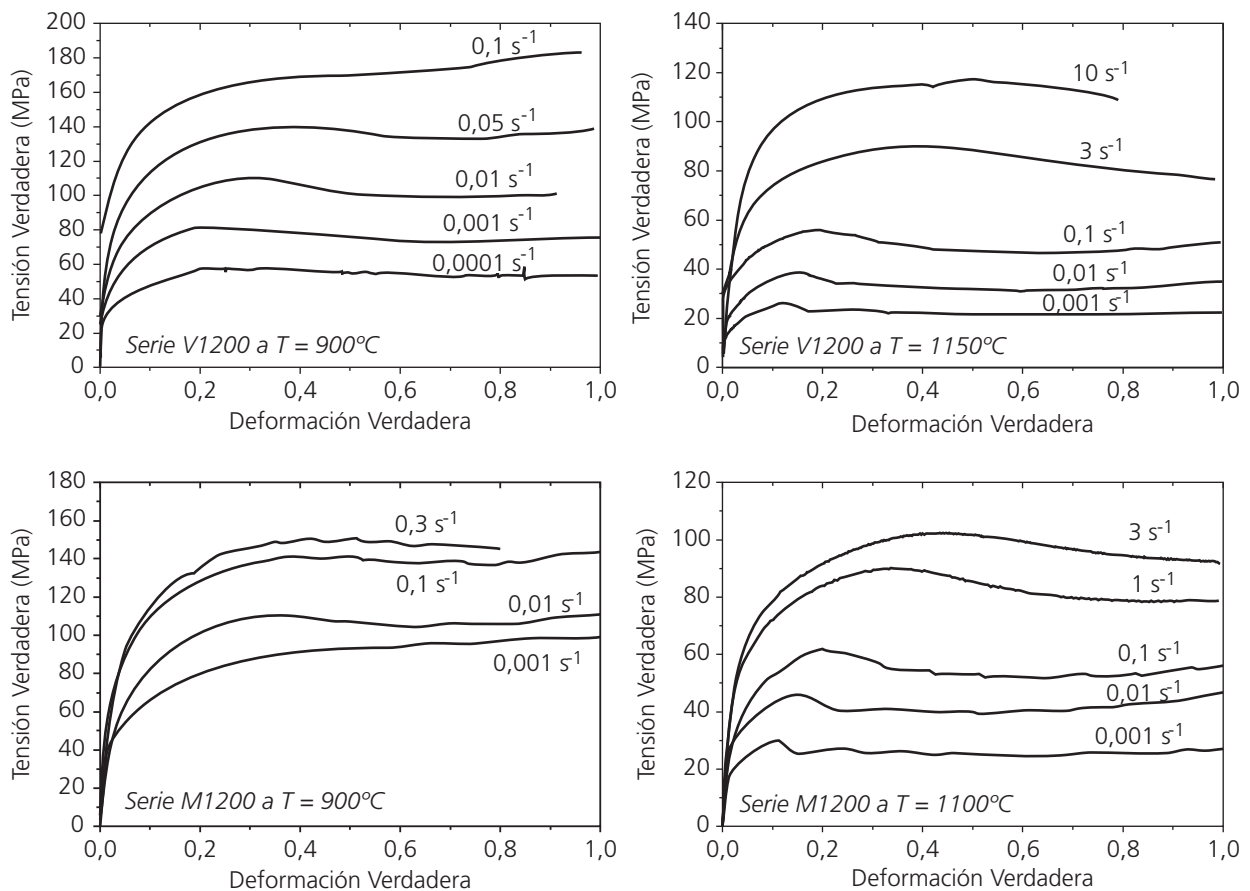


Figura 2. Curvas de flujos de las dos series de ensayo V1200 y M1200 a varias temperaturas y velocidades de deformaciones.
Figure 2. Flow curves for test series V1200 and M1200 at different temperatures and strain rates.

Debe notarse que, en el caso de las series de ensayos V1200 y M1200, a bajas temperaturas y moderadas velocidades de deformación, el mecanismo de ablandamiento predominante es la restauración dinámica, mientras que para las mismas condiciones no ocurre lo mismo en las series de ensayos V30min y M3min ya que interviene también la recristalización dinámica como proceso de ablandamiento adicional. Esto se explica sabiendo que el tamaño de grano fino (Fig. 4) proporciona un gran número de lugares de nucleación^[30], lo que favorece la aparición de la recristalización dinámica a deformaciones inferiores. Si bien es cierto que la forma de las curvas anteriores puede verse afectada por fenómenos de rozamiento y calentamiento adiabático, Cabrera *et al.*^[31] han mostrado que esta influencia es menor bajo las condiciones de ensayo aquí empleadas.

3.2. Microestructura inicial

En la figura 4 se representa la evolución del tamaño de grano inicial de los dos aceros estudiados con la temperatura para dos tiempos de mantenimiento fijo

de 30 y 5 min. Es notorio que, a baja temperatura, ambos aceros presentan tamaños de granos similares. Sin embargo, a temperaturas superiores a 1.000 °C, las dos curvas empiezan a divergir y el acero M muestra tamaños de grano superiores a los del acero V.

La evolución del tamaño de grano inicial con la temperatura, de los aceros V y M, para los tiempos de mantenimiento 30 y 5 min hace pensar sobre el posible efecto que pueden tener los presentes microaleantes en el control del crecimiento de grano a altas temperaturas^[32]. Reynolds^[33], en su estudio de crecimiento de grano en aceros microaleados de medio carbono (temperaturas entre 1.100 °C y 1.300 °C, a un tiempo de mantenimiento fijo de 60 min) atribuye el control de tamaño de grano a la presencia de finas partículas de titanio. Observó tres tipos de comportamiento. Los aceros sin titanio mostraron estructuras de granos uniformes y relativamente grandes a 1.100 °C, que crecían de manera gradual (p.ej.: normal) con la temperatura. Los aceros con aluminio y titanio mostraron granos más finos y, de nuevo, gradual crecimiento con temperatura. Y,

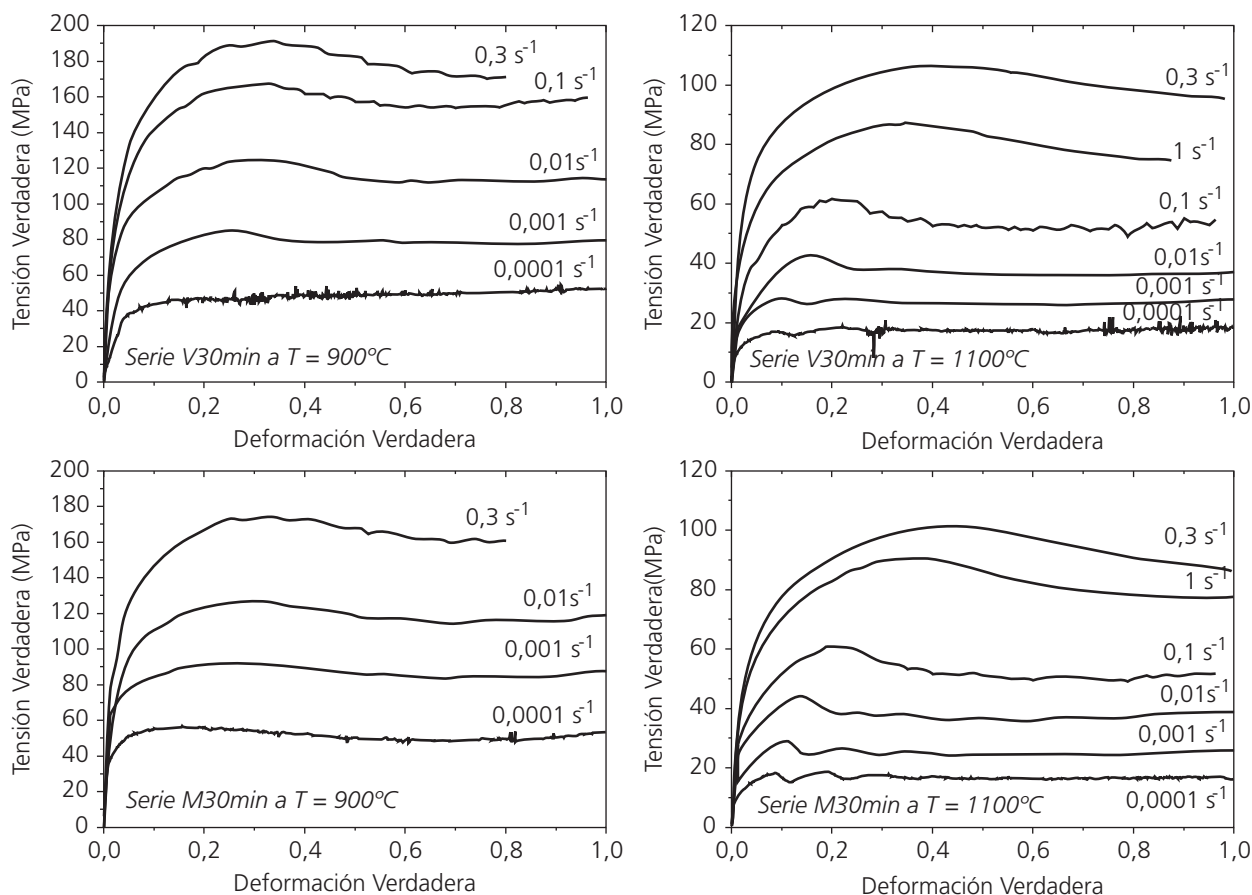


Figura 3. Curvas de fluencias de las dos series de ensayo V30min y M30min a varias temperaturas y velocidades de deformaciones.

Figure 3. Flow curves for test series V30min and M30min at different temperatures and strain rates.

finalmente, los aceros con titanio pero bajo contenido de aluminio mostraron crecimiento anormal de grano en el entorno de 1.200 °C.

El control del tamaño de grano que ejerce el nitrógeno de aluminio, elemento que en la práctica puede considerarse como microaleante, es bien conocido como se indica en la excelente revisión de Wilson y Gladman^[34] o en el trabajo experimental de Dogan *et al.*^[35]. Sin embargo, su papel comercial como afinador se ha sólido restringir pues alcanza una cierta saturación en lo que a control de grano se refiere, en torno a los 1.050 °C^[36]. No obstante, este valor fue obtenido para aceros sin otros microaleantes y es claro que las adiciones de titanio o nitrógeno modifican su temperatura de disolución, ayudando a estabilizarlo a temperaturas superiores a las teóricas.

En la figura 5 se representa la evolución estimada con la temperatura de la fracción de volumen de los precipitados de los dos aceros estudiados V y M. Para obtener la fracción de volumen de precipitados presentes a cada temperatura se aplicó el modelo desarrollado en las bibliografía^[37-39]. Este modelo asume la posible formación de un precipitado com-

plejo de V-Ti como una solución regular de los distintos precipitados sencillos (VC, TiC, VN y TiN). El modelo muestra que, a altas temperaturas, el precipitado es básicamente TiN y, a bajas temperaturas, es VC. A este modelo se añadió el AlN. Como productos de solubilidad de los carbonitruros de V-Ti se tomaron los de la literatura^[40], y para el del nitrógeno de aluminio se tomó el valor usual^[34].

Diversas apreciaciones deben efectuarse a la vista de la figura 5. En primer lugar, el nitrógeno de aluminio se disuelve de una manera drástica con la temperatura, no de manera gradual, y hay una notable diferencia en las temperaturas de disolución del citado precipitado entre ambos aceros. En el acero M, con mayor contenido de nitrógeno y prácticamente sin titanio, el nitrógeno de aluminio resultante es unos 100 °C más estable. En segundo lugar, el carbonitrúo complejo de vanadio – titanio, en el acero V, es muy estable, sufriendo una ligera disolución en el rango de temperaturas analizado. Mientras que este precipitado en el acero M, al no tener titanio, es básicamente un carburo de vanadio que empieza a disolverse a una temperatura inferior a la de disolución del nitrógeno de alumi-

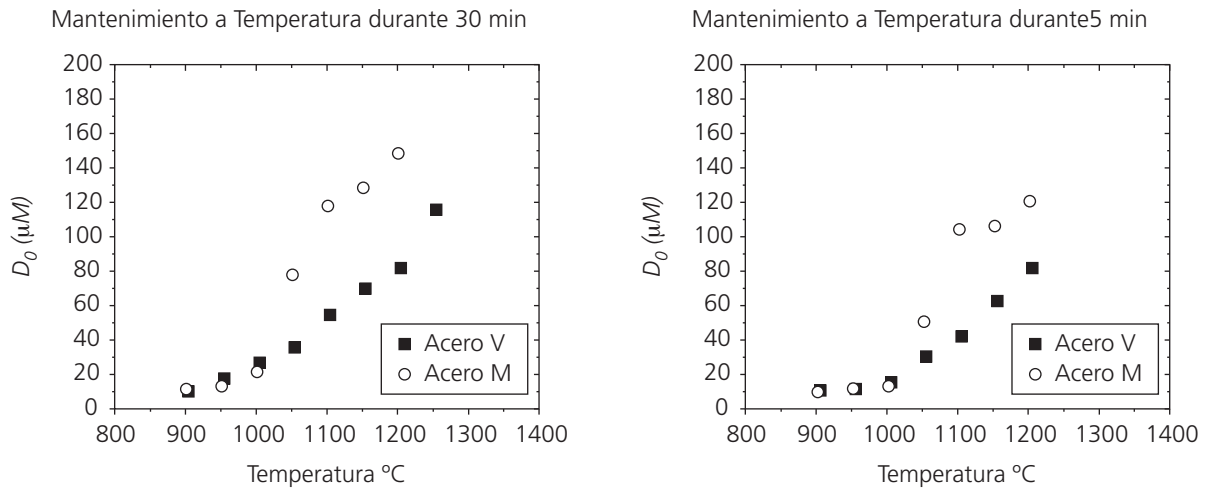


Figura 4. Evolución del tamaño de grano inicial de los aceros V y M en función de la temperatura para tiempos de mantenimiento fijo de 30 y 5 min.

Figure 4. Evolution of the initial grain size of steels V and M as a function of temperature for fixed holding periods of 30 and 5 min.

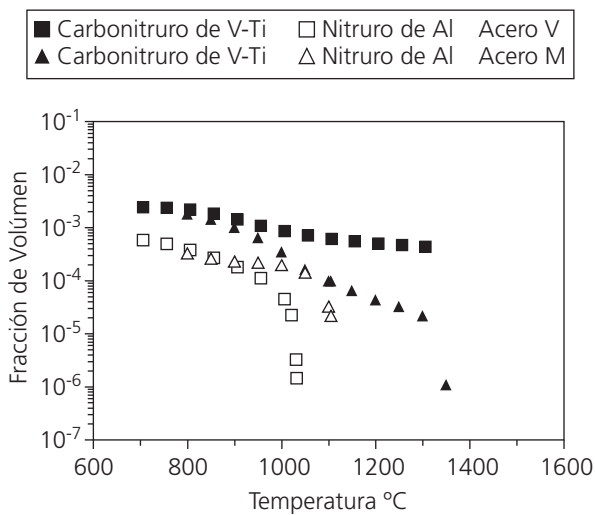


Figura 5. Evolución de la fracción de volumen de los precipitados en función de la temperatura para los dos aceros V y M.

Figure 5. Evolution of the volume fraction of precipitates with temperature for steels V and M.

nio. Por lo tanto, en el acero V, una vez que el nitrato de aluminio se disuelve, comienza a controlar el grano el carbonitrato de titanio, mientras que en el acero M, al disolverse el nitrato de aluminio, se queda prácticamente sin ningún tipo de precipitado que pueda controlar el grano^[41-45].

3.3. Evolución de la microestructura deformada

La evolución del tamaño de grano recrystallizado en función de la temperatura y velocidad de deforma-

ción verdadera para las diferentes series de ensayo se representa en la figura 6. En esta figura se ve como, para cada temperatura, disminuye el tamaño de grano recrystallizado cuando aumenta la velocidad de deformación y se obtiene el mismo comportamiento a velocidades de deformación fija al ir disminuyendo la temperatura.

Varios investigadores^[46] han observado que el tamaño de grano recrystallizado dinámicamente depende del parámetro de Zener-Hollomon, Z y, en concreto, la relación observada responde a una expresión similar a la ecuación (2). En la figura 7 se representa la evolución del tamaño de grano recrystallizado con el parámetro Z para las series de ensayo V1200, M1200, V30min y M30min.

En el caso de V1200 y M1200, hay que recordar que estas dos series de ensayos se efectuaron con una microestructura inicial similar, por lo cual no es de esperar ningún efecto de la misma. En la figura 7, se puede ver claramente que, excepto los puntos correspondientes a 900 °C, la relación entre Z y D_{rec} tiene dos pendientes con un punto de inflexión, una vez alcanzado un tamaño de grano recrystallizado dado. Este tamaño de grano puede estar relacionado con el tamaño de grano inicial, ya que en la bibliografía se habla de una transición entre el crecimiento de grano y el afino de grano, una vez que el tamaño de grano inicial es igual a dos veces el tamaño de estado estable. En el caso de este trabajo el punto de inflexión corresponde a $2D_{rec} = D_0$ para la serie de ensayos M1200 ($D_0 = 148 \mu m$), pero esta condición no se cumple en el caso del V1200 ($D_0 = 80 \mu m$), a causa del efecto que están teniendo los precipitados sobre el tamaño de grano recrystallizado

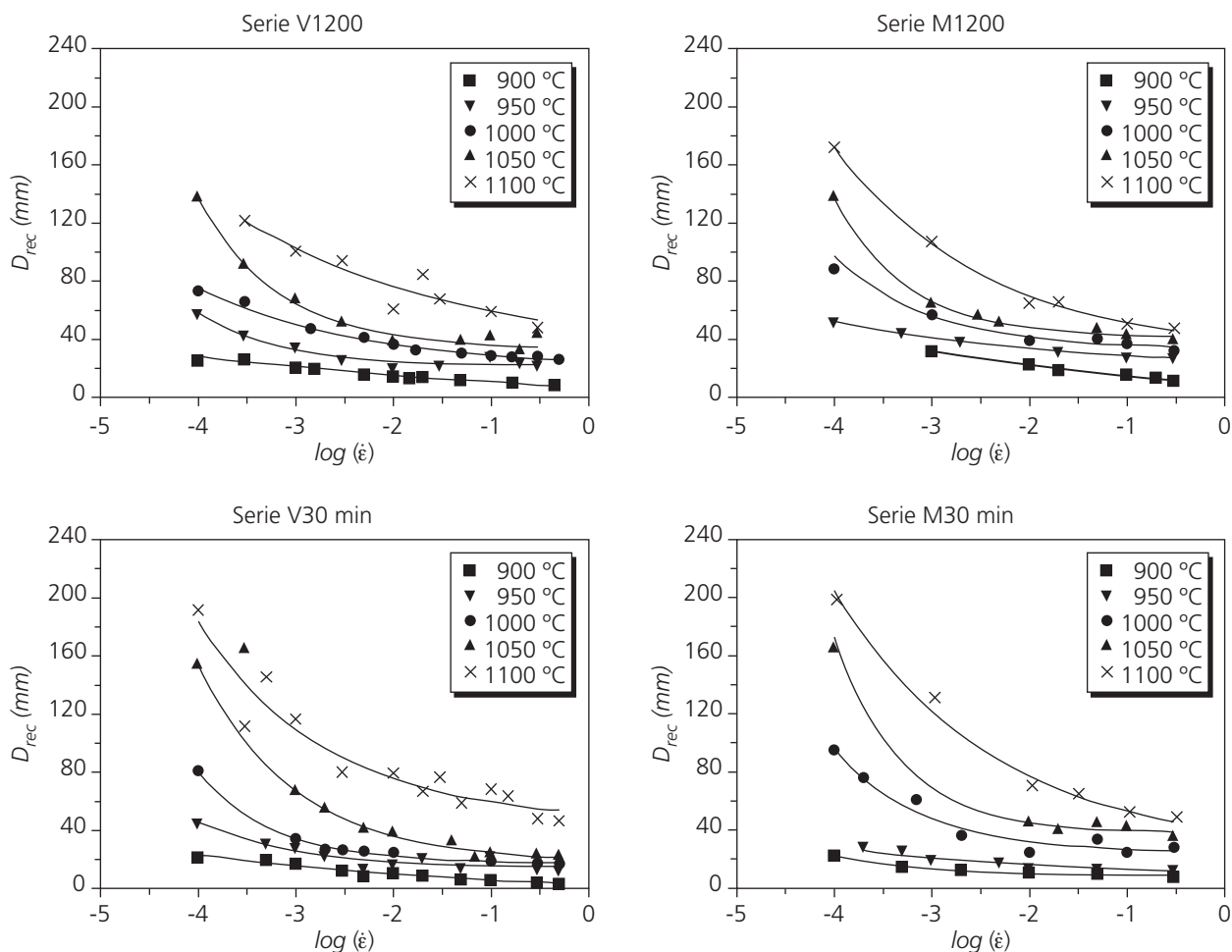


Figura 6. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la temperatura y velocidad de deformación para las diferentes series de ensayo.

Figure 6. Evolution of the recrystallized grain size as a function of temperature and strain rate for the test series.

dinámicamente. Este efecto hace que los puntos correspondientes a 1.100 °C se desvíen de la tendencia general a altos valores de Z .

El crecimiento de grano siempre ocurre en condiciones de bajos valores de Z (p.ej., bajas $\dot{\epsilon}$ y altas T), mientras que el afino de grano ocurre a altos valores de Z (p.ej., altas $\dot{\epsilon}$ y bajas T). Por lo tanto, el cambio de pendiente observado en la figura 7 puede estar reflejando la separación de las dos zonas de recristalización. La primera zona correspondiente a altos Z representa la zona de la recristalización dinámica a pico simple (caracterizada por un afino de grano) y la segunda zona correspondiente a Z bajos representa la zona de la recristalización cíclica (caracterizada por un crecimiento de grano).

En el caso de las dos series V1200 y M1200, la desviación de los puntos correspondientes a 900 °C de la tendencia general (Fig. 8) se debe, probablemente, a la precipitación dinámica de los carburos de vanadio y, también, a los fenómenos de la recris-

talización metadinámica o estática que pueden tener lugar en el lapso de tiempo entre que acababa el ensayo y se temple la probeta. La misma explicación se le puede dar a la desviación de los puntos correspondientes a 1.100 °C en la serie V1200 pero, en este caso, los precipitados son nitruros de titanio (esta desviación no aparece en la serie M1200 ya que el acero M no tiene, prácticamente, titanio).

En el caso de las dos series V30min y M30min, el tamaño de grano inicial, a cada temperatura de deformación, es diferente (Fig. 4). También, cabe hacer notar que la cantidad de elementos puestos en solución o precipitados es diferente a cada temperatura de ensayo. Por ello, en la figura 7, se ve que para las series de ensayos V30min y M30min, a cada temperatura, le corresponde una ley de evolución propia caracterizada por un cambio de pendiente, como es el caso en el V1200 y M1200, cada vez que se alcanza un tamaño de grano dado. Este tamaño de grano es diferente en cada temperatura. Esto es

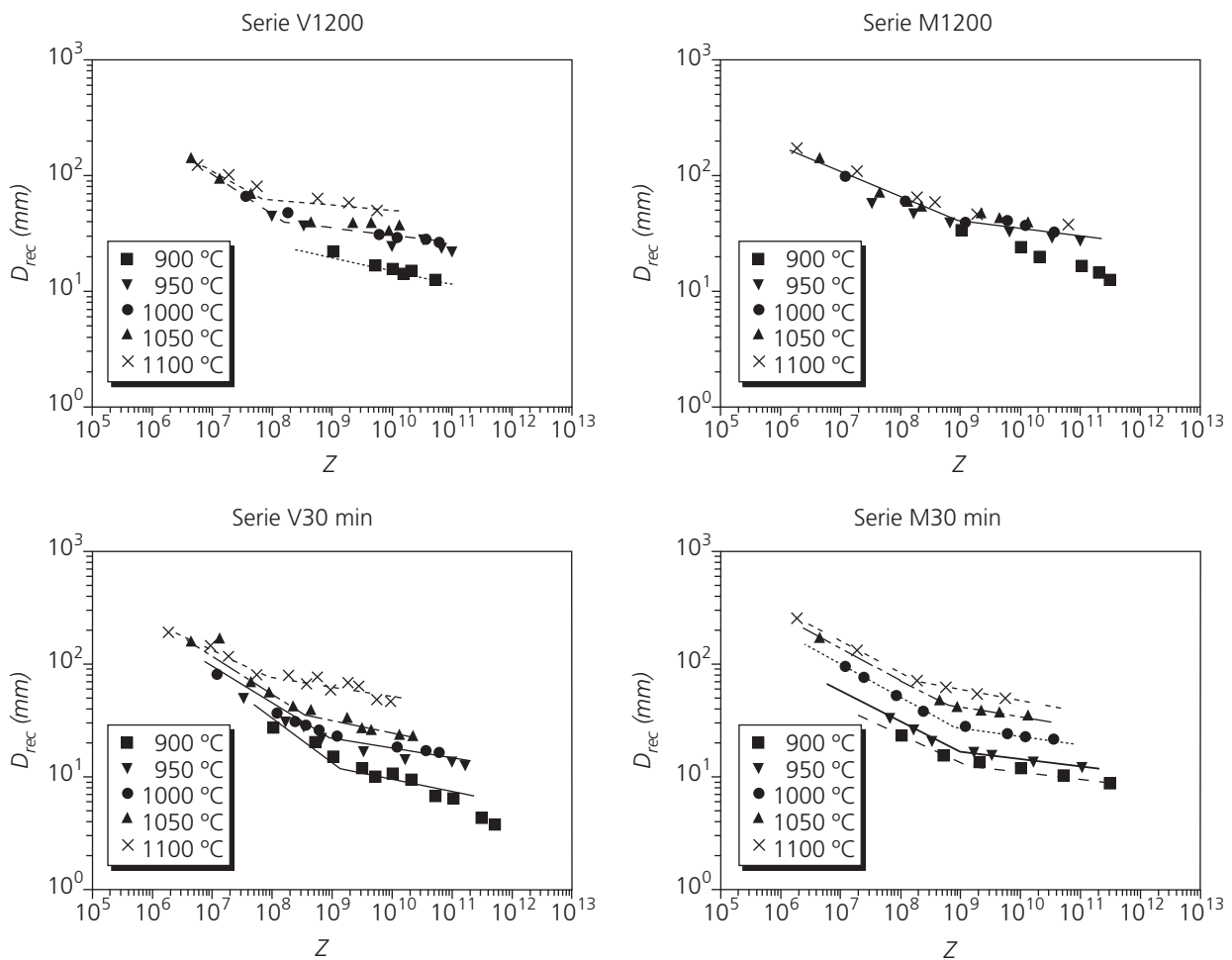


Figura 7. Evolución del tamaño de grano deformado con el parámetro de Zener-Hollomon para las diferentes series de ensayos.
Figure 7. Evolution of the deformed grain size with the Zener-Hollomon parameter.

en cierto modo lógico, porque la recrystalización dinámica en presencia de partículas de segunda fase cambia de comportamiento y produce un tamaño de grano más fino que en el caso de matriz libre de partículas^[47].

En la figura 8 se representa la relación entre la tensión de estado estable de las curvas de fluencia, σ_{ss} , y el tamaño de grano recrystalizado, D_{rec} , normalizado por el vector de Burgers de la austenita (2,58 Å), según la ecuación (5) para los dos aceros V y M. En estas figuras, se ve claramente la aparición de dos pendientes (comportamiento bimodal); una, a altas tensiones y, otra, a bajas tensiones (en los mismos gráficos se dan las constantes de cada pendiente). A bajas tensiones todos los puntos tienden a unificarse bajo la misma pendiente. En el caso de la serie de ensayos M1200 se ve que todos los puntos se unifican bajo dos pendientes, mientras que en el caso de V1200 los puntos de altas tensiones correspondientes a 900 °C y los puntos de 1.100 °C tienen sus propias pendientes. Esto, refleja el efecto de los

precipitados en el acero V, que es un acero mucho más complejo (microaleado con tres elementos) que el acero M. Las series de ensayos V30min y M30min, en donde el tamaño de grano inicial es diferente a cada temperatura, tienen un comportamiento bien diferente. Es decir, a cada temperatura de ensayo le corresponde una evolución diferente.

Para explicar este comportamiento, que difiere notablemente del citado en la bibliografía^[22 y 23], cabe pensar en el efecto indirecto que están teniendo los precipitados sobre el tamaño de grano recrystalizado y, también, el efecto no menos importante, de la estructura inicial del material. Cuando la recrystalización dinámica progresa en presencia de una cantidad suficiente de precipitados, los tamaños de grano son aún más finos que cuando tal progresión tiene lugar en una matriz libre de partículas. Los precipitados probablemente refinan la propia subestructura de granos y, por lo tanto, ofrecen obstáculos adicionales al movimiento de dislocaciones. El punto de inflexión que aparece cuando se cambia de una pendiente a

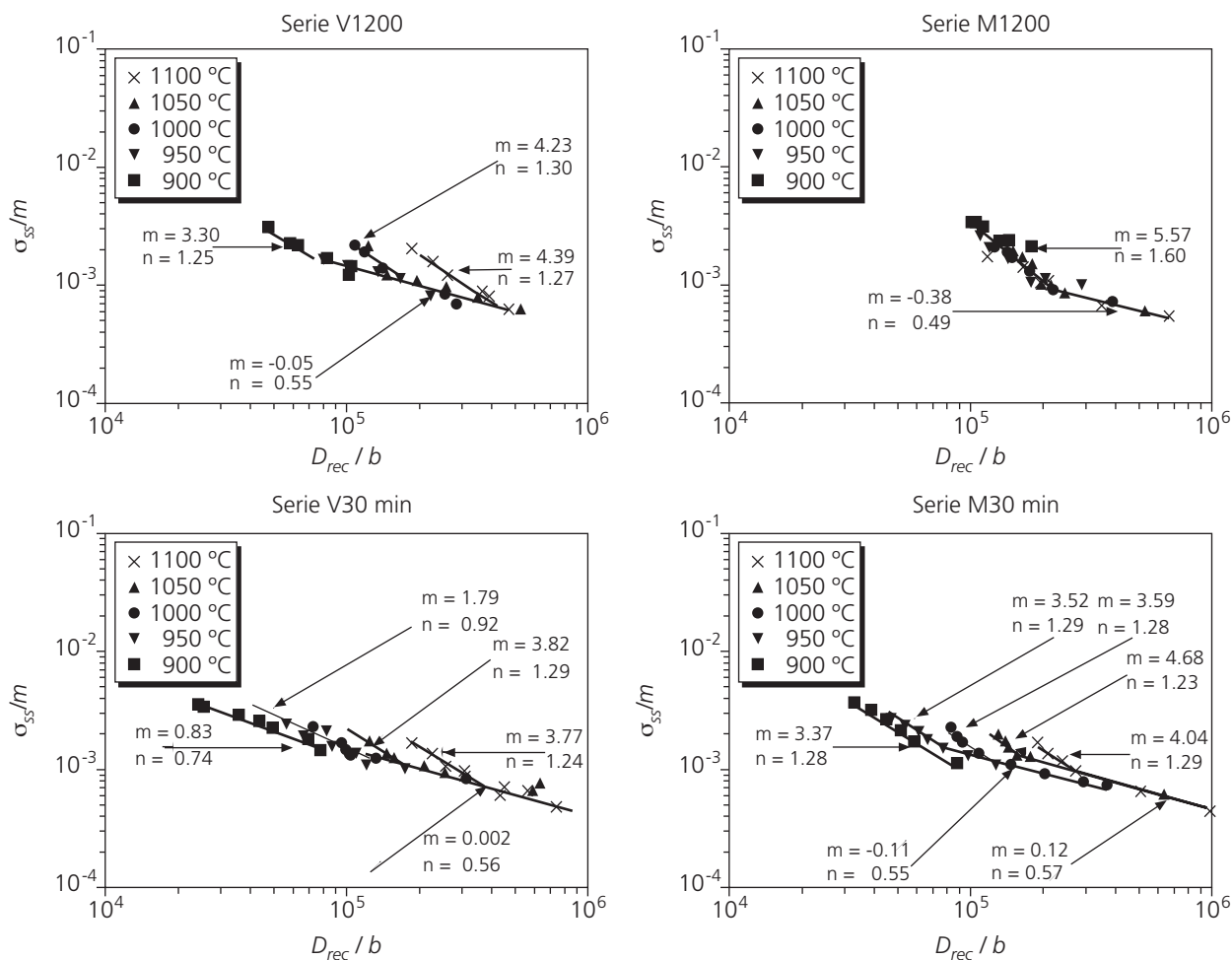


Figura 8. Evolución de la tensión de estado estable con el tamaño de grano recristalizado según la ecuación universal de Derby.

Figure 8. Evolution of the steady-state stress with the recrystallized grain size based on Derby's universal equation.

otra parece estar relacionado con el cambio de mecanismo de nucleación y crecimiento de los granos recristalizados, o sea, con la transición entre recristalización cíclica y de pico simple.

CONCLUSIONES

La evolución del tamaño de grano recristalizado con el parámetro de Zener-Hollomon, Z , tiene dos pendientes con un punto de inflexión que está reflejando la transición entre la recristalización dinámica cíclica y la recristalización dinámica de pico simple.

Debido a la complejidad de los dos aceros estudiados, el tamaño de grano recristalizado dinámicamente no se ajusta a la ecuación universal propuesta por Derby *et al.*, y la relación entre el tamaño de grano normalizado por el vector de Burgers y la tensión de estado estable muestra un comportamiento bimodal con dos pendientes y un punto de inflexión.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la AGENCIA ESPAÑOLA DE COOPERACIÓN INTERNACIONAL (AECI) la financiación económica a través del proyecto de cooperación interuniversitaria Hispano-Marroquí [PCI 202/03/P]. Asimismo J.M.C. agradece el soporte de la CICYT a través del proyecto DPI 2002-04479.

REFERENCIAS

- [1] T. GLADMAN, *Ironmaking Steelmaking* 16 (1989) 241-245.
- [2] F.B. PICKERING, *Physical metallurgy and the design of steels, Cap. 4*, Ed. Applied Science Publishers, Essex, Inglaterra, 1978.
- [3] W.C. LESLIE, *The physical metallurgy of steels, Cap. 6*, Ed. McGraw Hill International, Tokyo, Japón, 1982.

- [4] C.A. HERNÁNDEZ, S. F. MEDINA, J. E. MANCILLA Y V. BLÁZQUEZ, *Rev. Metal. Madrid* 28 (1992) 369-382.
- [5] S. F. MEDINA Y J. E. MANCILLA, *ISIJ Int.* 36 (1996) 1.063-1.069
- [6] M. MABUCHI, K. AMEYAMA, H. IWASAKI Y K. HIGASHI, *Acta Metall.* 47 (1999) 2.047-2.054.
- [7] T. MOHRI, M. MABUCHI, M. NAKAMURA, T. ASAHINA, H. IWASAKI, T. AIZAWA Y K. HIGASHI, *Mater. Sci. Eng. A* 290 (2000) 139-144.
- [8] W. J. KIM, S. W. CHUNG, C. S. CHUNG Y D. KUM, *Acta Metall.* 49 (2001) 3.337-3.345.
- [9] A. WANTZEN, P. KARDUCK Y G. GOTTSTEIN, *Proc. Conf., ICSMA5*, Ed. P. Haasen *et al.*, Pergamon Press, Nueva York, 1, (1979) pp. 517-522.
- [10] L. BLAZ, T. SAKAI Y J.J. JONAS, *Metal Sci.* 17 (1983) 609-616.
- [11] P.J. GRAS, *Metall. Trans. A* 6 (1975) 1.197-1.206.
- [12] S. F. MEDINA Y A. QUISPE, *ISIJ Int.* 41 (2001) 774-781.
- [13] G.E. SAN MARTÍN, S.I. NÚÑEZ PETTINARI, J.E. RUZZANTE Y G.F. MERLONE, *Scr. Metall. Mater.* 26 (1992) 405-410.
- [14] B. MINTZ, J.J. JONAS Y R. ABU-SHOSA, *Mater. Sci. Technol.* 7 (1991) 904-913.
- [15] J. C. MALAS, R. D. IRWIN Y R. V. GRANDHI, *J. Mater. Engng. Perf.* 2 (1993) 703-713.
- [16] C. M. SELLARS, *Mater. Sci. Technol.* 1 (1985) 325-332.
- [17] M. SUEHIRO, K. SAITO, Y. TSUKANO, H. YADA, T. SENUMA Y Y. MATSUMURA, *Trans. ISIJ* 27 (1987) 439-445.
- [18] Y. SAITO, T. ENAMI Y T. TANKA, *Trans. ISIJ* 25 (1985) 1.146-1.155.
- [19] H. J. MC QUEEN Y J.J. JONAS, *Treatise on Materials Science and Technology* 6 Academic press, 1975, p. 393-493.
- [20] R. J. TWISS, *Pageoph* 115 (1977) 227-244.
- [21] J. P. POIRIER, *Creep of crystals*, Cambridge Univ. Press. Inglaterra, 1985.
- [22] B. DERBY, *Scr. Metall. Mater.* 27 (1992) 1.581-1.586.
- [23] B. DERBY, *Acta Metall.* 39 (1991) 955-962.
- [24] B. DERBY Y M.F. ASHBY, *Scr. Metall. Mater.* 21 (1987) 879-884.
- [25] S. SAKUI, T. SAKAI Y K. TAKEISHI, *Trans ISIJ* 17(1977) 718-725.
- [26] T. SAKAI Y J.J. JONAS, *Acta Metall.* 32 (1984) 189-209.
- [27] M.J. LUTON Y C.M. SELLARS, *Acta Metall.* 17 (1969) 1.033-1.043.
- [28] J.M. CABRERA, A. AL OMAR, J.J. JONAS Y J.M. PRADO, *Metall. Trans. A* 28 (1997) 2.233-2.244.
- [29] A. AL OMAR, J.M. CABRERA Y J.M. PRADO, *Rev. Metall. (París)* 5 (1998) 589-597.
- [30] E. NOVILLO, M.M. PETITE, J.L. BOCOS E I. GUTIÉRREZ, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 352-358.
- [31] J.M. CABRERA, J.M. PRADO Y M.A. BARRÓN, *Steel Research* 70 (1999) 59-66.
- [32] S. F. MEDINA, M. CHAPA, P. VALLES, A. QUISPE Y M. I. VEGA, *ISIJ Int.* 39 (1999) 930-936.
- [33] P.E. REYNOLDS, *Ironmaking Steelmaking* 8 (1991) 52-58.
- [34] F.G. WILSON Y T. GLADMAN, *Inter. Mater. Rev.* 33 (1988) 221-286.
- [35] O.N. DOGAN, G.M. MICHAL Y H.W. KWON, *Metall. Trans. A*, 23 (1992) 2.121-2.129.
- [36] M. CHAPA, S. F. MEDINA, V. LÓPEZ Y B. FERNÁNDEZ, *ISIJ Int.* 42 (2002) 1.288-1.296.
- [37] P.R. RIOS, *Mater. Sci. Technol.* 4 (1988) 324-327.
- [38] M. HILLERT Y L.I. STAFFANSON, *Acta Chem. Scand.* 24 (1970) 3.618-3.626.
- [39] H. ADRIAN, *Mater. Sci. Technol.* 18 (1992) 406-420.
- [40] H. ADRIAN Y F.B. PICKERING, *Mater. Sci. Technol.* 17 (1991) 176-182.
- [41] J.M. CABRERA, E. FLORES, A. AL OMAR Y J.M. PRADO, *Fundamentals and Applications of Microalloying Forging Steels*, Eds. C.J. Van Tyne, G. Krauss, D.K. Matlock, TMS, Warrendale, (1996), pp. 173-186.
- [42] J.M. CABRERA, A. AL OMAR Y J.M. PRADO, *Z. Metallk.* 89 (1998) 47-58.
- [43] S. F. MEDINA, M. CHAPA, M. GÓMEZ, A. QUISPE, V. LÓPEZ Y B. FERNÁNDEZ, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 408-417.
- [44] J.M. CABRERA, A. AL OMAR Y J.M. PRADO, *J. Mater. Sci.* 31 (1996) 1.303-1.309
- [45] J.M. CABRERA, A. AL OMAR Y J.M. PRADO, *Rev. Metal. Madrid* 31 (1995) 3-13.
- [46] F. MONTHEILLET Y J.J. JONAS, *Encycl. Appl. Phys.* 19 (1996) 205-225.
- [47] J. G. SPEER Y S. S. HANSEN, *Metall. Trans. A* 20 (1989) 25-38.