

**CARACTERIZACIÓN DINÁMICA DE DOS ACEROS
MICROALEADOS DE MEDIO CARBONO MEDIANTE
ENSAYOS DE COMPRESIÓN A ALTA TEMPERATURA.
APLICACIÓN DE MAPAS DE PROCESADO.**

Anas Al Omar

Memoria de tesis presentada para optar al grado de Doctor en Ciencias Físicas
por la Universitat Politècnica de Catalunya.

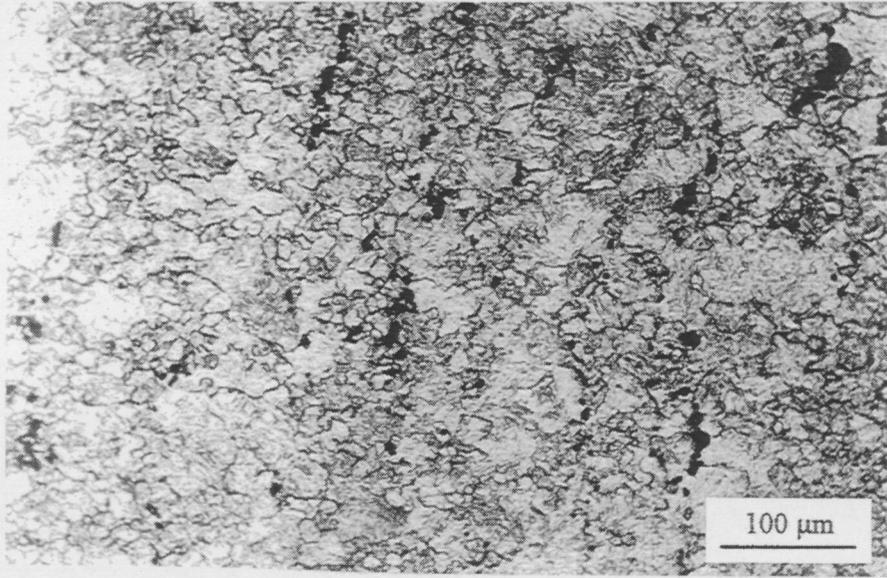
Dirigida por el Dr. José Manuel Prado Pozuelo
Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.
E.T.S. d'Enginyeria Industrial de Barcelona
Universitat Politècnica de Catalunya

Febrero 1996

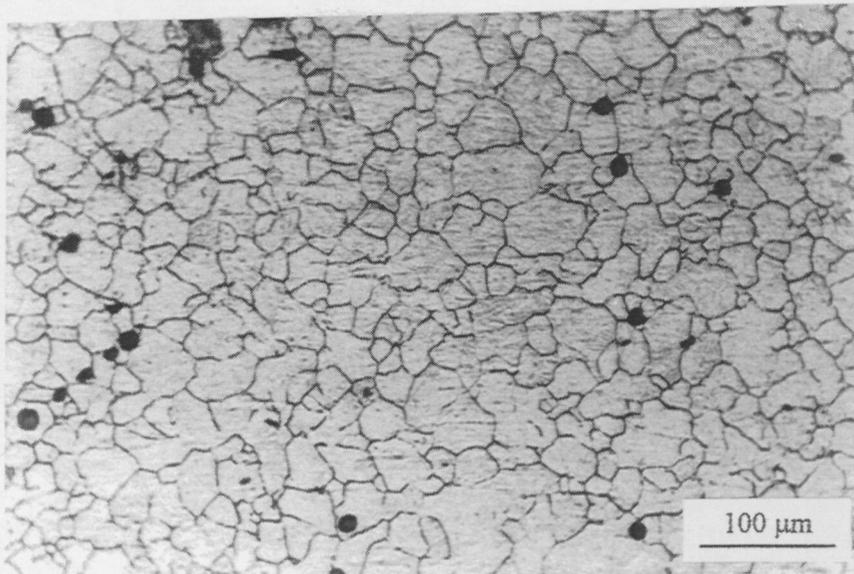


E.T.S.E.I.B.





a



b

Fig. 5.30. Microestructura final de las probetas de la serie de ensayos M30min deformadas a (a) $\dot{\epsilon} = 1.10^4 \text{ s}^{-1}$ y $T = 900 \text{ °C}$ y (b) $\dot{\epsilon} = 0.3 \text{ s}^{-1}$ y $T = 1100 \text{ °C}$.

I-3 Caso V5min

Los ensayos de compresión, en este caso, se realizaron con una austenización previa durante 5 minutos a la temperatura de ensayo. Por consiguiente, y como en el caso de los ensayos de las series V30min y M30min, el tamaño de grano inicial a cada temperatura de ensayo es diferente (ver Fig. 4.29). La evolución del tamaño de grano recrystalizado en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas de la serie de ensayos V5min así como su evolución con el parámetro Z se representan en las figuras 5.31 y 5.32 respectivamente. El mapa de isolíneas de la serie V5min se muestra en la figura 5.33. En la Fig. 5.32 se ve que, como es el caso en la serie V30min, el cambio de pendiente en la evolución correspondiente a cada temperatura se produce a un tamaño de grano recrystalizado propio de cada temperatura.

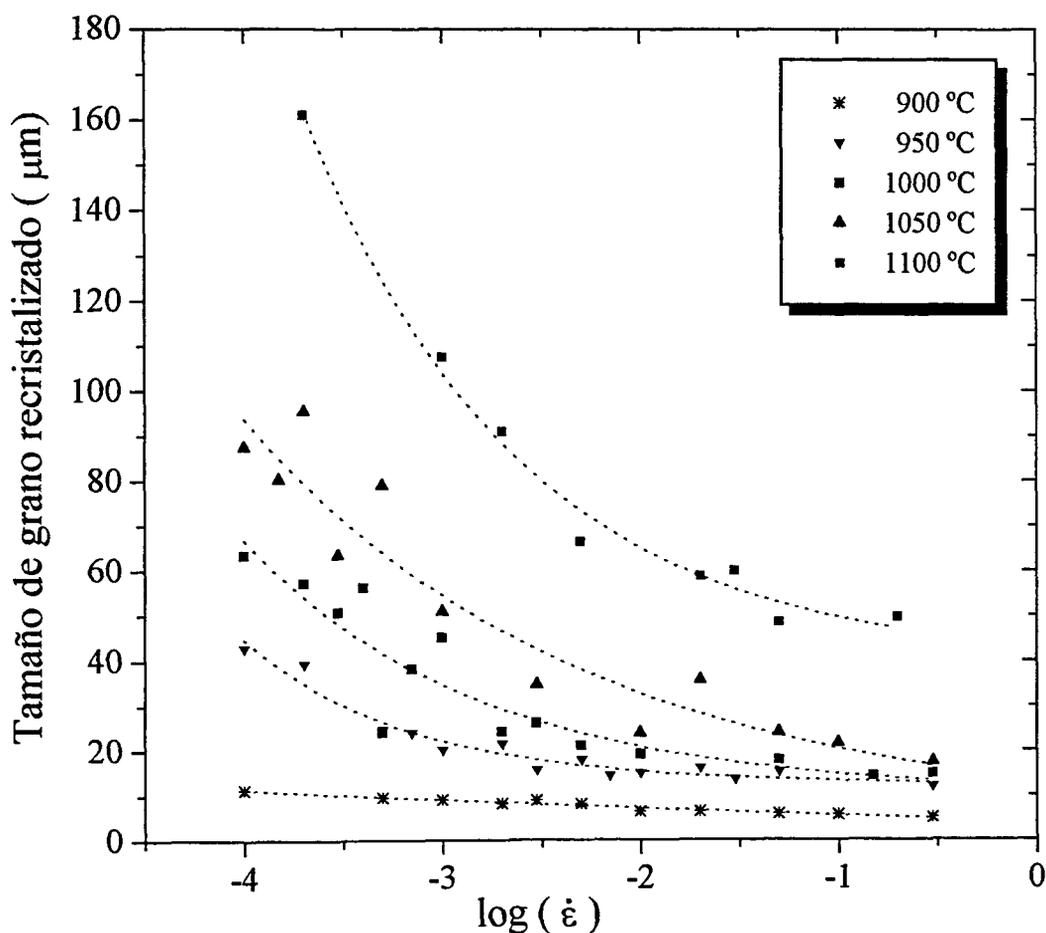


Fig. 5.31. Evolución del tamaño de grano deformado en función de la velocidad de deformación a diferentes temperaturas de la serie de ensayos V5min

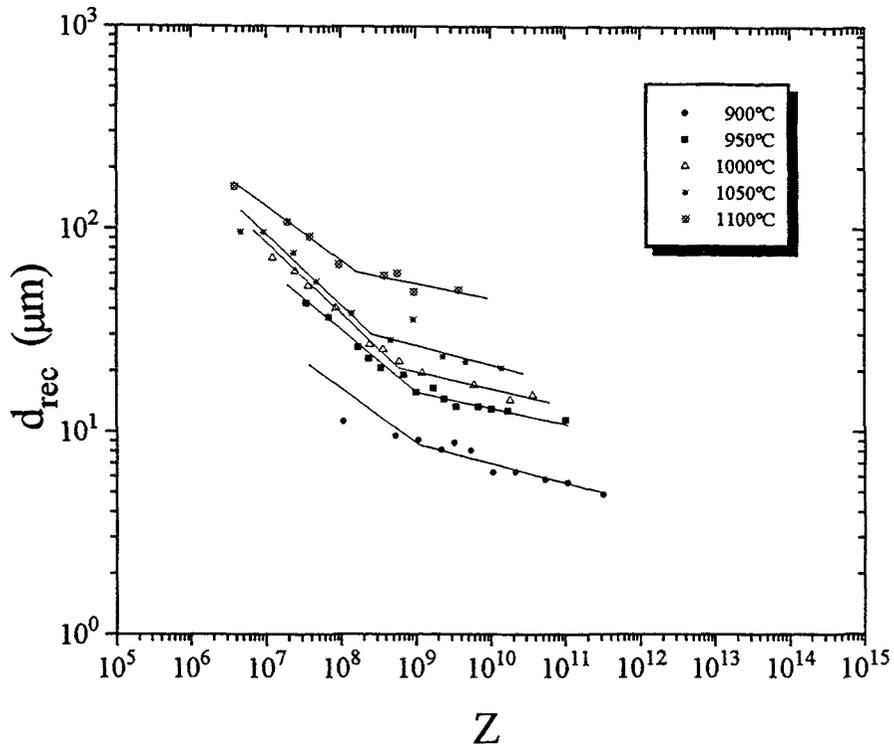


Fig. 5.32. Evolución del tamaño de grano recrystalizado con el parámetro Z para la serie de ensayos $V5\text{min}$.

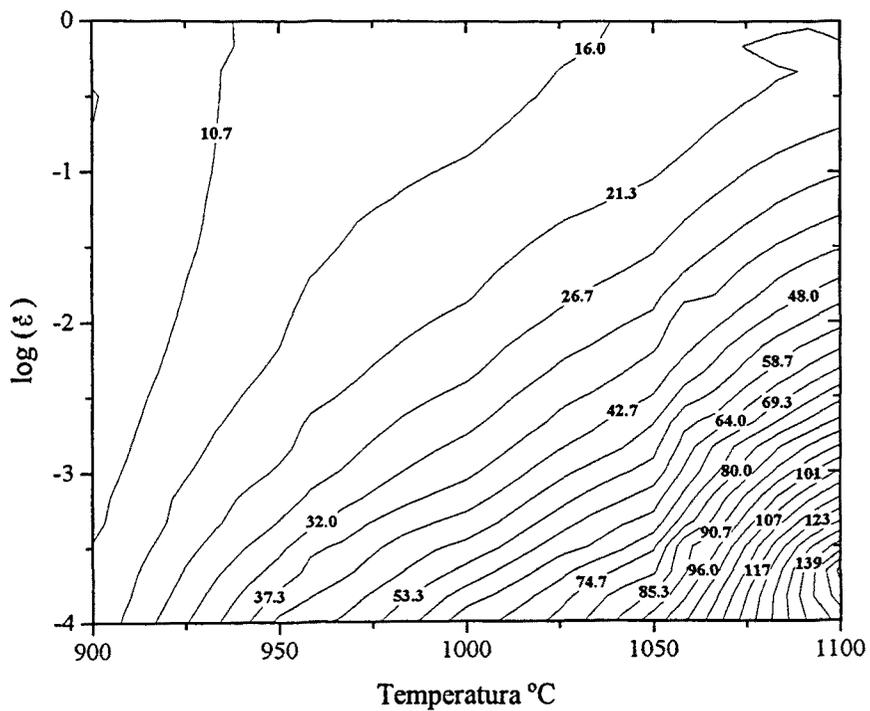


Fig. 5.33. Mapa de Isolíneas de tamaño de grano deformado en función de la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos $V5\text{min}$

De acuerdo con las curvas de fluencia (Figs. 4.3 y 4.4) y los resultados de las figuras 5.32, 5.33, 5.34 y 5.35 se pueden confirmar las interpretaciones siguientes:

- en el mapa correspondiente a la deformación $\varepsilon = 0.2$ (ver Fig. 4.15a), parece claro que el dominio situado en el rango de temperaturas 900 °C - 1050 °C y bajas velocidades de deformación representa el proceso de la recristalización dinámica cíclica para temperaturas superiores a 900 °C y de pico simple para el caso de 900 °C (ver Figs. 4.4a y 4.4b).

- en los mapas correspondientes a las deformaciones $\varepsilon = 0.4$ y $\varepsilon = 0.6$ (ver Figs. 4.15b y 4.15c), se observa que el único dominio que se observaba en el mapa de deformación $\varepsilon = 0.2$ dio lugar a dos dominios muy bien diferenciados. El primer dominio es el dominio que representa a la recristalización dinámica de pico simple en el rango de temperaturas 900 °C - 950 °C y bajas velocidades de deformación con unas eficiencias que disminuyen a medida que aumenta la deformación. El segundo dominio centrado a 1125 °C y 10^{-4} s^{-1} representa el proceso de la recristalización dinámica cíclica (ver Figs. 4.4a y 4.4b). Además de estos dos dominios aparece un tercer dominio representante de la recristalización dinámica de pico simple situado a altas temperaturas y altas velocidades de deformación.

Un hecho relevante que cabe comentar al observar los mapas de procesado de los ensayos que se efectuaron con una austenización a temperatura de ensayo (V5min, V30min y M30min) es la ausencia del dominio de la restauración dinámica que aparece en los mapas de procesado correspondientes a los ensayos efectuados con una austenización previa durante 5 minutos a 1200 °C (V1200 y M1200). Ello se debe a que cuando se austeniza a temperatura de ensayo el tamaño de grano inicial es más fino comparado con el tamaño de grano inicial de los dos casos V1200 y M1200 sobre todo a bajas temperaturas. Es sabido que un tamaño de grano fino promueve la recristalización dinámica a causa de la gran densidad de los límites de grano. En consecuencia la recristalización dinámica se ve acelerada por un tamaño de grano fino contrarrestando, de esta manera, el posible efecto retardador que pueden tener los precipitados a cada

temperatura de ensayo y sobre todo a bajas temperaturas. En el caso de las series de ensayos V1200 y M1200 el tamaño de grano inicial antes de efectuar el ensayo es grande y su combinación con la precipitación dinámica (a bajas temperaturas) es capaz de retrasar la recrystalización dinámica y dejar como único mecanismo de ablandamiento posible la restauración dinámica.

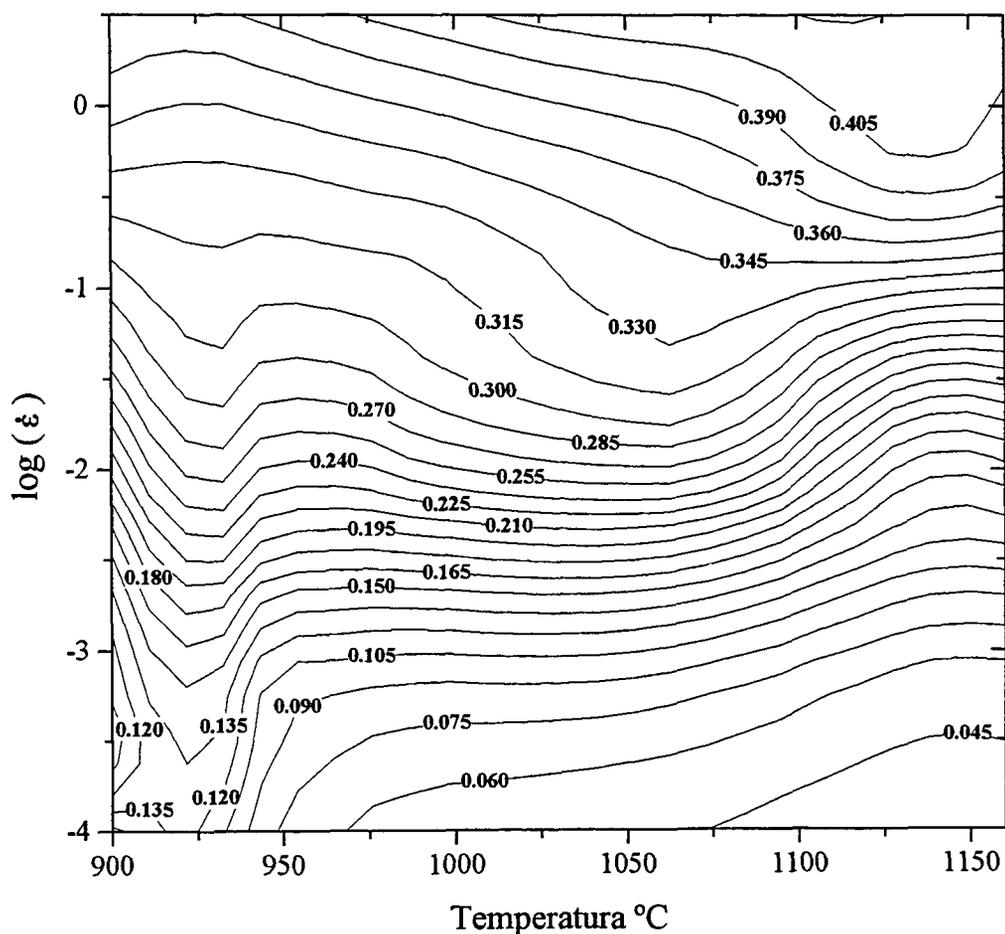


Fig. 5.34. Mapa de contorno representando la variación de ϵ , con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V5min.

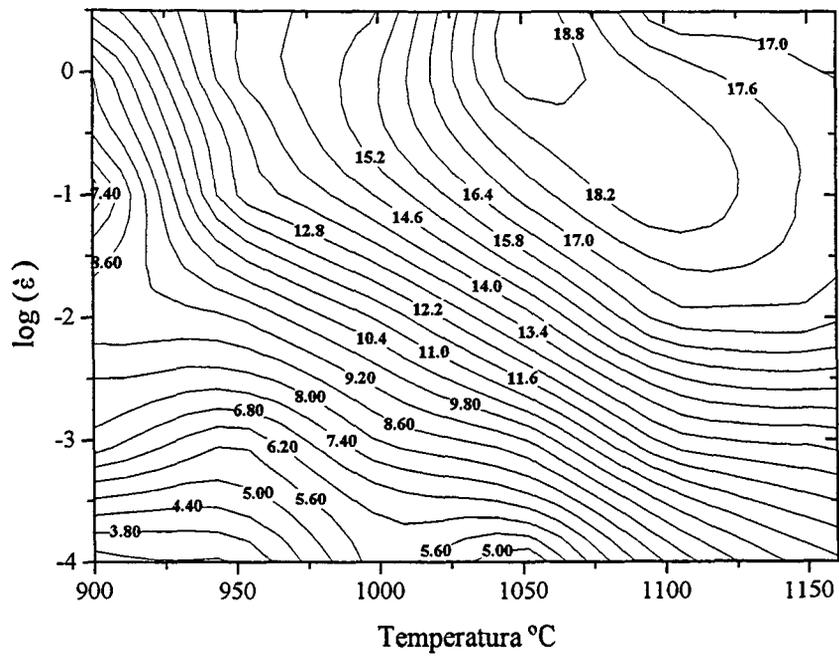
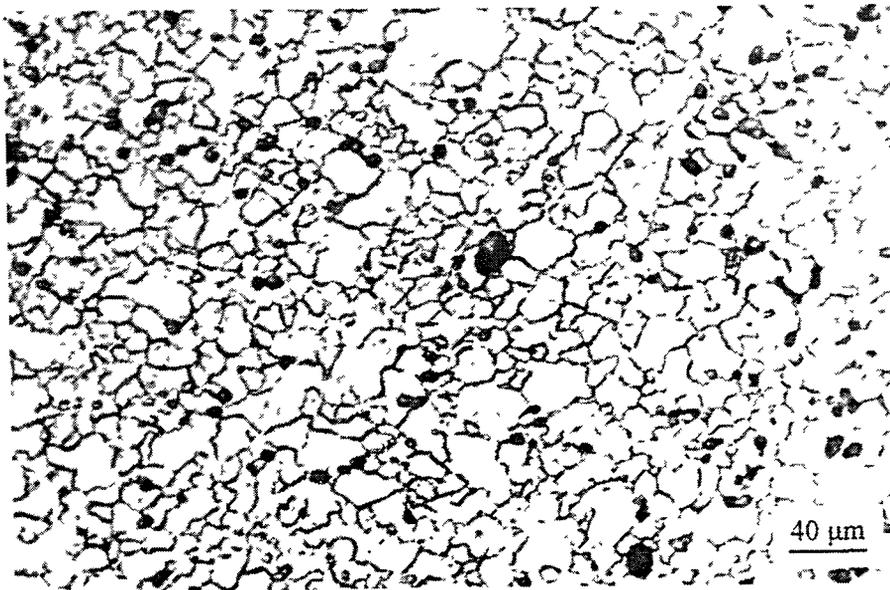
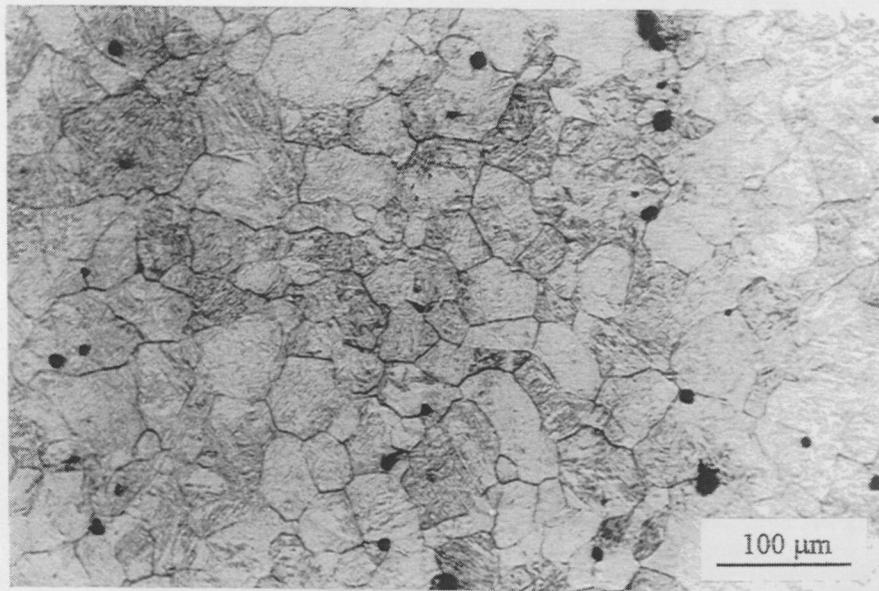


Fig. 5.35. Mapa de contorno representando la variación del grado de ablandamiento X con la temperatura y la velocidad de deformación para la serie de ensayos V5min.



a



b

Fig.5.36. Microestructura final de las probetas de la serie de ensayos V5min deformadas a (a) $T = 900^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 1.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $T = 1150^{\circ}\text{C}$ y $\dot{\epsilon} = 0.3 \text{ s}^{-1}$.

II- INTERPRETACIÓN DE LOS MAPAS DE INESTABILIDAD PLÁSTICA.

Existen varios métodos para la evaluación de la inestabilidad microestructural que puede tener lugar durante la conformación en caliente. Uno de ellos consiste en determinar los mapas de inestabilidad plástica, según el criterio continuo para la producción de inestabilidad microestructural^{61,67}. Otro procedimiento es el basado en técnicas de metalografía cuantitativa, técnica que proporciona una información cuantitativa de las manifestaciones de inestabilidad plástica, aunque es más laboriosa que el método anterior. La predicción teórica y experimental de la inestabilidad plástica resulta particularmente útil en el análisis del conformado en caliente de los materiales. La MEB (microscopía electrónica de barrido) constituye una valiosa ayuda para la determinación experimental de la inestabilidad plástica y para comprobar la fiabilidad de los modelos teóricos que predicen dicha inestabilidad.

En este trabajo de investigación, se llevaron a cabo observaciones mediante MEB de las muestras de los dos aceros estudiados a diferentes combinaciones de temperatura y velocidad de deformación y a diferentes series de ensayos realizados. Nunca se ha podido observar, en ningún caso, una manifestación de inestabilidad plástica como pueden ser, por ejemplo, bandas de cizalladura, fisuraciones en juntas triples...etc. Hay que hacer notar que no se han realizado observaciones mediante MEB de las probetas deformadas a $\dot{\epsilon} = 3$ y 10 s^{-1} por no haber sido posible templarlas. Sería necesario llevar a cabo un estudio más exhaustivo de la microestructura de los aceros estudiados deformados a altas velocidades ($> 3 \text{ s}^{-1}$) para ver si es posible identificar alguna inestabilidad plástica. No cabe olvidar que las probetas fueron deformadas hasta la deformación 1 y una vez acabado el ensayo, y siempre que se pudo, se templaron en agua para congelar la microestructura. Lo ideal sería templar las probetas a diferentes deformaciones del proceso de conformado para poder seguir la evolución microestructural, lo que no fue posible en este trabajo, por lo que no se hizo un examen microestructural de las probetas a deformación 0.2, 0.4 y 0.6 sino a deformación 1.

En los mapas de variación del parámetro de inestabilidad con la temperatura y la velocidad de deformación aparecen, en algunos casos, dominios con un parámetro de inestabilidad negativo, sobre todo a bajas o intermedias temperaturas y altas velocidades de deformación (ver Figs. 4.19 a 4.23) lo cual supondría que estos dominios son zonas de inestabilidades microestructurales¹³²⁻¹⁴³. Puesto que las observaciones mediante MEB no evidenciaron ninguna manifestación de inestabilidad la única explicación que se puede dar a los valores negativos del parámetro de inestabilidad es la siguiente: la inestabilidad que predicen estos mapas puede ser debida al efecto térmico o calentamiento adiabático y no se puede atribuir dicha inestabilidad a las bandas de cizalladura ya que al recrystalizarse el material estudiado se producen cambios estructurales que hacen desaparecer a estas bandas.

Sin embargo, estos mapas (Figs. 4.19 a 4.23) indican que las regiones donde se prevé la aparición de los procesos de restauración dinámica (en el caso del V1200 y M1200) y la recrystalización dinámica son las regiones más estables del mapa. En estas regiones el parámetro de inestabilidad toma valores positivos y alcanza sus máximos en los dominios representantes del proceso de la recrystalización dinámica de pico simple. Lo cual es enteramente consistente con que los dominios de la recrystalización dinámica de pico simple son los dominios más estables de los mapas de procesado.

A modo de conclusión final de esta primera parte de la discusión cabe decir que es evidente, a partir de la discusión anterior, que los parámetros óptimos de procesado de los dos aceros estudiados a diferentes series de ensayos son aquéllos que corresponden al dominio de la recrystalización dinámica de pico simple. Estos parámetros producen unas microestructuras reconstituidas y caracterizadas por unos granos más finos que aquéllos de partida, por lo cual deben preferirse a la hora de conformar el material.

III- ECUACIÓN PREDICTIVA Y TENSIONES INTERNAS.

La modelización del comportamiento del material sometido a deformación plástica es necesaria como dato de partida para poder llevar a cabo la modelización termo-mecánica

posterior. Lo que, en realidad, se requiere es una relación del tipo de la ecuación (1.10). Una expresión universal de este tipo no existe aún, ni parece fácil que se determine en un futuro próximo. Usualmente, y tal como se mencionó en el primer capítulo, es reportado que los estados estacionarios (de pico y de estado estable) siguen una relación empírica similar a la ecuación (1.14). Sin embargo, en la práctica muchos autores^{41,45-51} encontraron que esta ecuación da lugar a valores variables de la energía de activación aparente Q_{ap} , del coeficiente α y del coeficiente n_{ap} , cuando en teoría el material es lo mismo. Ello puede deberse a varios motivos, el primero es la dependencia del módulo de Young con la temperatura⁴⁵⁻⁴⁷ y el segundo es la dependencia de estos parámetros con las condiciones iniciales de ensayo y la estructura interna del material. Cabe pues buscar una expresión más general que tenga en cuenta todas estas situaciones.

Los trabajos de investigación desarrollados por Cabrera et al.^{104,148,160} sobre el acero V, demostraron que el problema de la variación de las constantes involucradas en la ecuación (1.14) puede evitarse utilizando la expresión siguiente:

$$\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} = A' \left(\sinh \alpha \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{E(T)} \right) \right)^n \quad (5.3)$$

donde $E(T)$ es el módulo de Young, $(\sigma - \sigma_0)$ es un esfuerzo eficaz para la deformación plástica, A' es una constante del material y α la tensión inversa que marca el cambio de comportamiento de potencial a exponencial. El valor de σ_0 depende del tipo de obstáculo interno que se opone al movimiento de dislocaciones (precipitados, bordes de grano, ...) ¹⁶¹⁻¹⁶⁴. Y $D(T)$ es el coeficiente de autodifusión de la austenita, y puede expresarse como:

$$D(T) = D_o \exp\left(\frac{-Q_{sd}}{RT}\right) \quad (5.4)$$

siendo Q_{sd} la energía de activación de autodifusión (270 KJ/mol para el Fe- γ).

De esta forma, el valor de la energía de activación es, ahora, constante e igual al de autodifusión y el uso de la ecuación (5.3) permitirá trabajar con valores constantes de energía de activación, α y n . La dependencia con la estructura interna vendrá reflejada por la

aparición de una tensión interna σ_0 y habrá que determinar para cada situación de ensayo el valor de esta tensión interna.

Con las debidas simplificaciones, la ecuación (5.3) puede utilizarse para modelizar la respuesta mecánica intrínseca del material durante el proceso de conformación. Esta ecuación no tiene en cuenta los transitorios cíclicos de la curva σ - ϵ , lo que, en algunas ocasiones, puede ser de importancia. Así la única solución por ahora es determinar experimentalmente la curva σ - ϵ , para una amplia gama de valores de $\dot{\epsilon}$ y T, y la introducción, punto a punto, de ellas en el modelo termo-mecánico posterior.

En la presente tesis se intentará aplicar la ecuación (5.3) al acero M y determinar, para cada condición de ensayo, los parámetros A, α , n y σ_0 para los dos estados estacionarios (estado del pico y estado estable).

III-1 Determinación de la ecuación predictiva para σ_p en el caso del acero M.

A la hora de determinar las constantes involucradas en la ecuación (5.3) un primer análisis básico de los datos consiste en graficar la evolución de la tensión máxima σ_p frente a la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$.

En la figura (5.37) se representan las tensiones de pico σ_p frente a la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$. En general se observa un buen acuerdo entre los resultados determinados con las dos máquinas de ensayos utilizadas para la realización de las dos series de ensayos M1200 y M30min, aunque son evidentes ligeras desviaciones. También es aparente algo de “ruido” en datos obtenidos en una misma máquina, pero la tendencia general se mantiene. Debe notarse que en los ensayos de alta velocidad ($\dot{\epsilon} > 1$) se introdujo una corrección en los valores de tensión para tener en cuenta los efectos de calentamiento adiabático⁷⁴. Para ello se calculó, a partir de la curva experimental, la energía involucrada en la deformación hasta la tensión máxima. Se transformó esa energía en un incremento de temperatura equivalente, y se corrigió el valor de tensión.

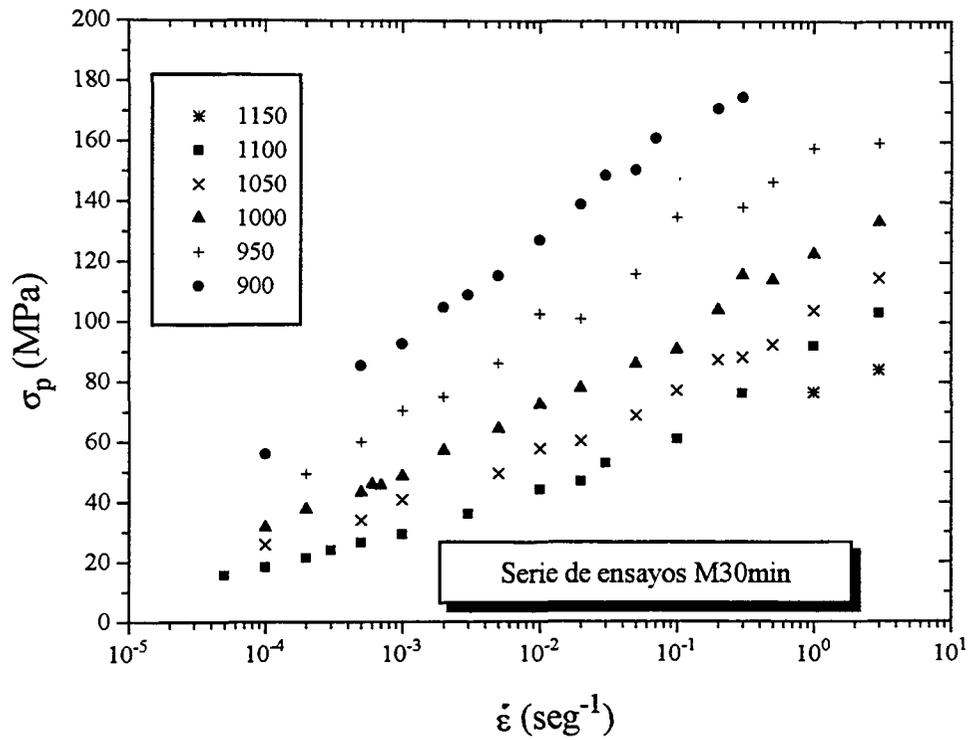
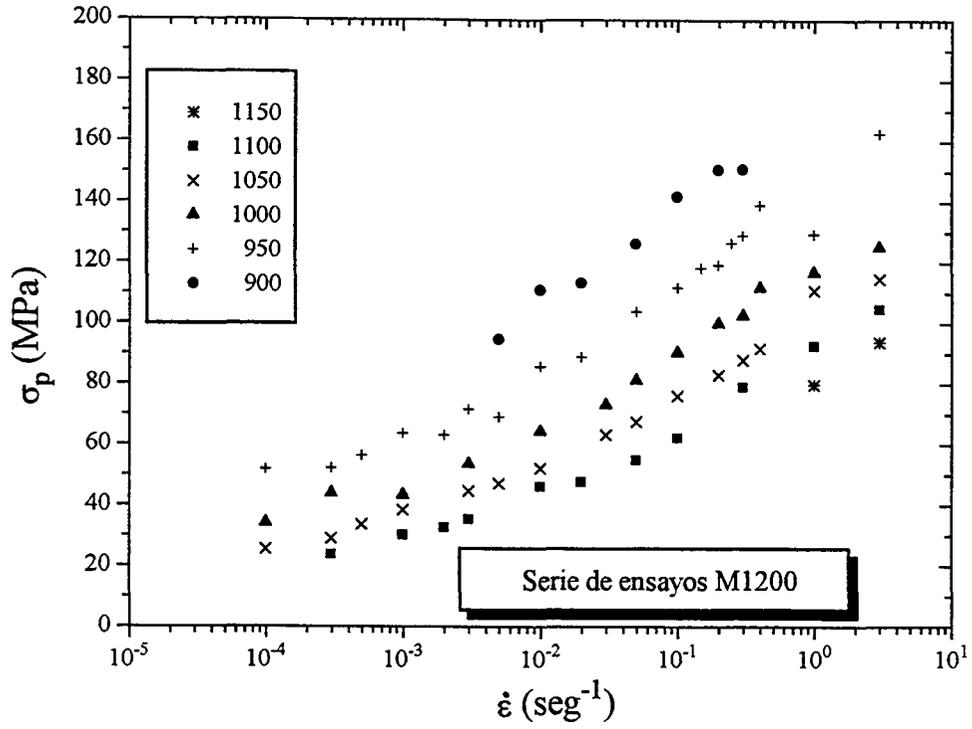


Fig. 5.37. Variación de σ_p (tensión máxima) con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para las dos series de ensayos M1200 y M30min.

Para poder utilizar la ecuación (5.3) en la modelización del comportamiento del acero M es necesario en primer lugar determinar el exponente n . Por ello se representa, en la figura 5.38, el gráfico $\log(\dot{\epsilon}/D(T)) - \log(\sigma_p/E(T))$ para la serie de ensayos M1200 y es bien conocido que a bajas tensiones la velocidad de deformación tiene una dependencia potencial con la tensión (ecuación 1.12) mientras que a altas tensiones esa dependencia es una exponencial (ecuación 1.13). Por lo tanto el exponente n es la pendiente del gráfico $\log(\dot{\epsilon}/D(T)) - \log(\sigma_p/E(T))$ a bajas tensiones. Siguiendo esta metodología se obtuvo un valor de $n \approx 5$ que es el mejor entero que se ajusta a los resultados y es uno de los valores frecuentemente reportados^{2,41}. Se obtuvieron resultados similares con la serie de ensayos M30min. Determinado este exponente pueden calcularse las tensiones internas y el resto de valores de la ecuación de ajuste (5.3).

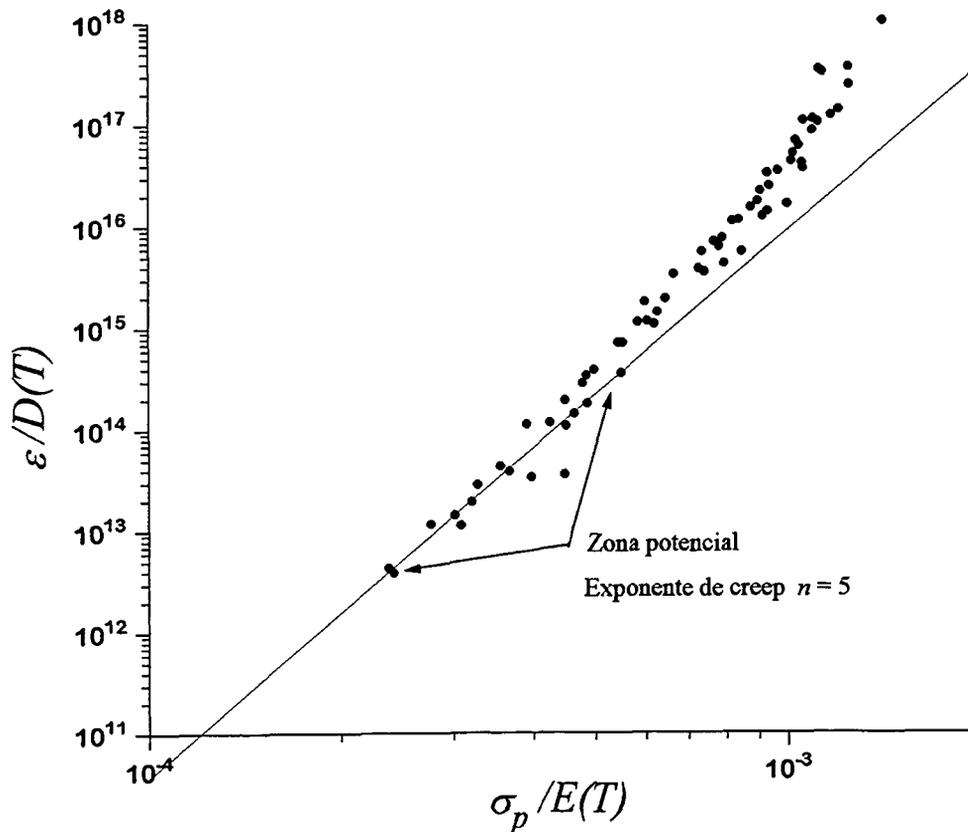


Fig. 5.38. Determinación del exponente de creep n en la ecuación (5.3).

En la figura 5.39 se puede ver el ajuste matemático realizado sobre los resultados de las dos series de ensayos M1200 y M30min mediante la ecuación (5.3) sin tener en cuenta el efecto de la tensión interna y asumiendo que el exponente n es igual a 5 o sea usando la ecuación siguiente:

$$\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D(T)}\right)^{\frac{1}{5}} = A \sinh \alpha \left(\frac{\sigma_p}{E(T)}\right) \quad (5.5)$$

Como se puede observar los puntos de la serie M1200 se ajustan perfectamente a la misma curva, aunque algunos puntos de baja temperatura se desvían. Como todo los ensayos de la serie M1200 se efectuaron con idéntica microestructura inicial no se detecta efecto de la misma. Además la temperatura de austenización en la serie M1200 fue relativamente alta (1200 °C), lo que da lugar a un tamaño de grano inicial grande (120 μm), a una bajas fracciones de volumen de precipitados y a una baja densidad de dislocaciones. Se asumirá por lo tanto que no hay efecto de la microestructura inicial en esta serie, o al menos que es poco significativo. Se tomarán los resultados de la serie M1200 como valores de referencia para la serie M30min.

El mejor ajuste a la ecuación (5.5) para los resultados de la serie M1200 dio un valor de la constante $A=573$ y un valor de la constante $\alpha=1481$. Este último es cercano a valores reportados (≈ 1000) para metales FCC⁴¹ y para el acero $V^{104,148,160}$ ($\alpha=1338$ y $A=603$).

Es de destacar en la Fig. 5.39, que los puntos de la serie M30min correspondientes a bajas temperaturas (900 °C y 950 °C) se desvían claramente de la tendencia que muestran a alta temperatura. La desviación anterior es bien aparente cuando todos los datos de las dos series de ensayos se representan en el mismo gráfico, véase la fig. (5.40). Esto es una indicación clara del efecto que puede tener la microestructura inicial sobre el comportamiento de fluencia.

Otro hecho relevante que cabe comentar es la coincidencia entre los resultados de alta temperatura de la serie M30min con los de la serie M1200, proporcionando evidencia adicional a la hipótesis de que la microestructura inicial no tiene influencia cuando el

tamaño de grano inicial es suficientemente grande y la fracción de volumen de precipitados y densidad de dislocaciones son adecuadamente bajas.

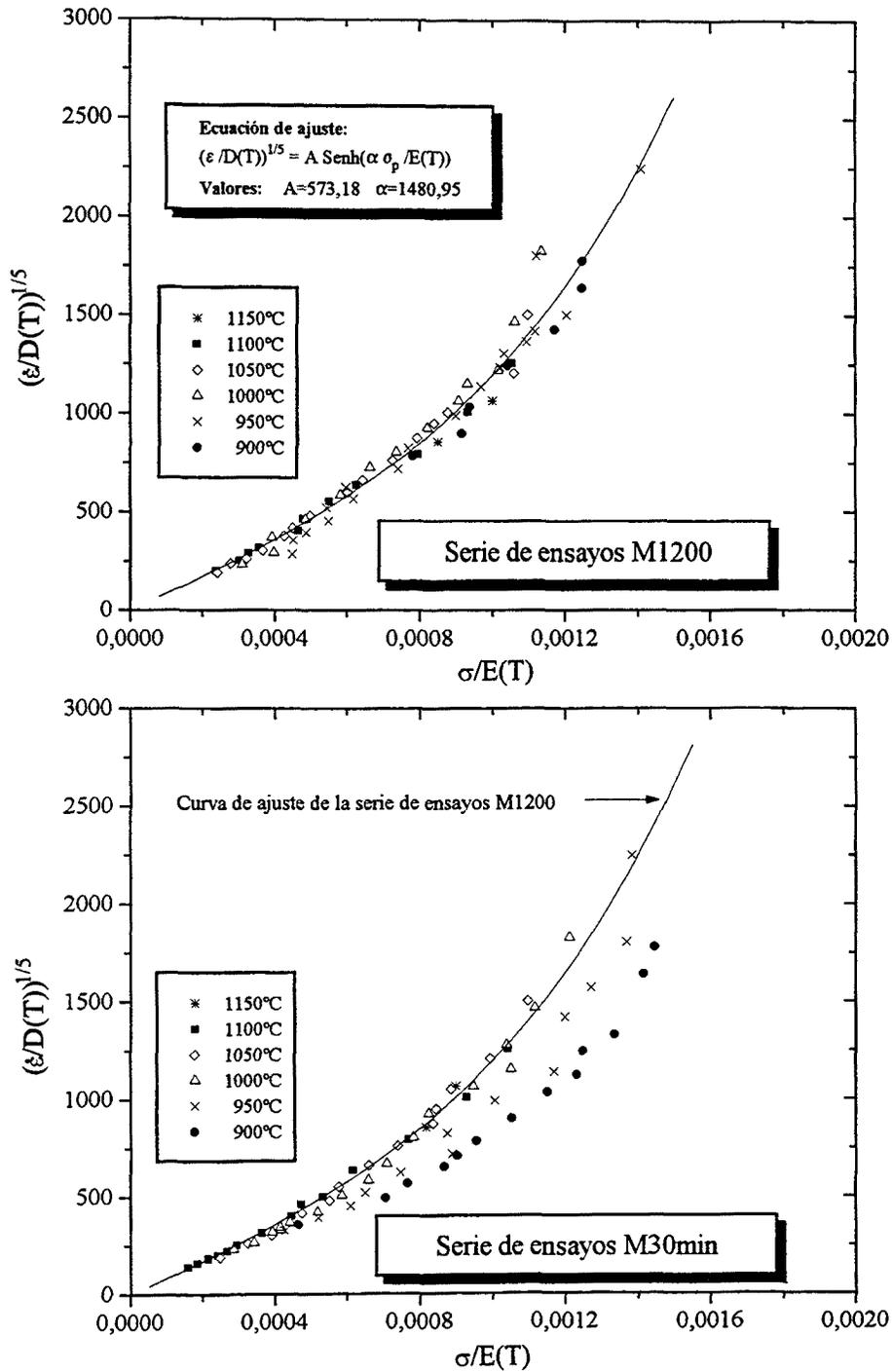


Fig. 5.39. Representación de todos los valores de σ_p según la ecuación (5.5) para la serie de ensayos M1200 y la serie de ensayos M30min.

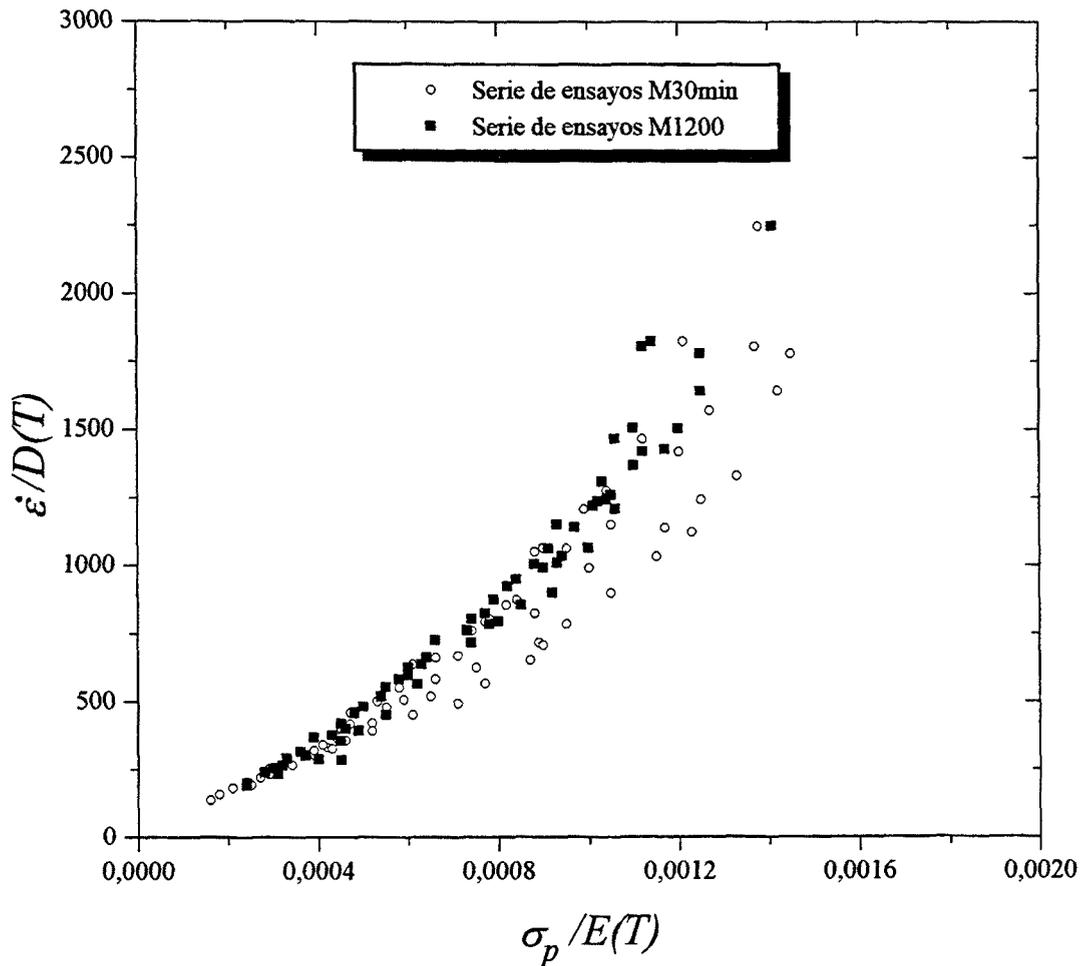


Fig. 5.40. Representación de todos los valores σ_p según la ecuación (5.5), para los dos series M1200 y M30min, sobre un mismo gráfico.

Para determinar la tensión "interna" σ_{op} y obtener una expresión unificada para todos los resultados, se asume que los resultados de la serie de ensayos M1200 pueden tomarse como libres de las tensiones internas, y la desviación de los puntos a bajas temperaturas mostrada por la serie de ensayos M30min puede atribuirse a estas tensiones internas. De este modo los puntos de baja temperatura de la serie de ensayos M30min fueron ajustados a la ecuación (5.5) (véase Fig. 5.41) para determinar valores aparentes de A y α (véase tabla 5.1).

Serie	T °C	A	α
M30min	900	368.8	1542
M30min	950	373.8	1676.8
V30min ^{104,148}	900	487	1315
V30min ^{104,148}	950	504	1345
V30min ^{104,148}	1000	514	1350
V5min ^{104,148}	900	485	1280
V5min ^{104,148}	950	495	1315
V5min ^{104,148}	1000	500	1340

Tabla 5.1. Valores de las constantes de la ecuación (5.5) para las series de ensayos M30min, V30min y V5min para el caso de tensiones de pico.

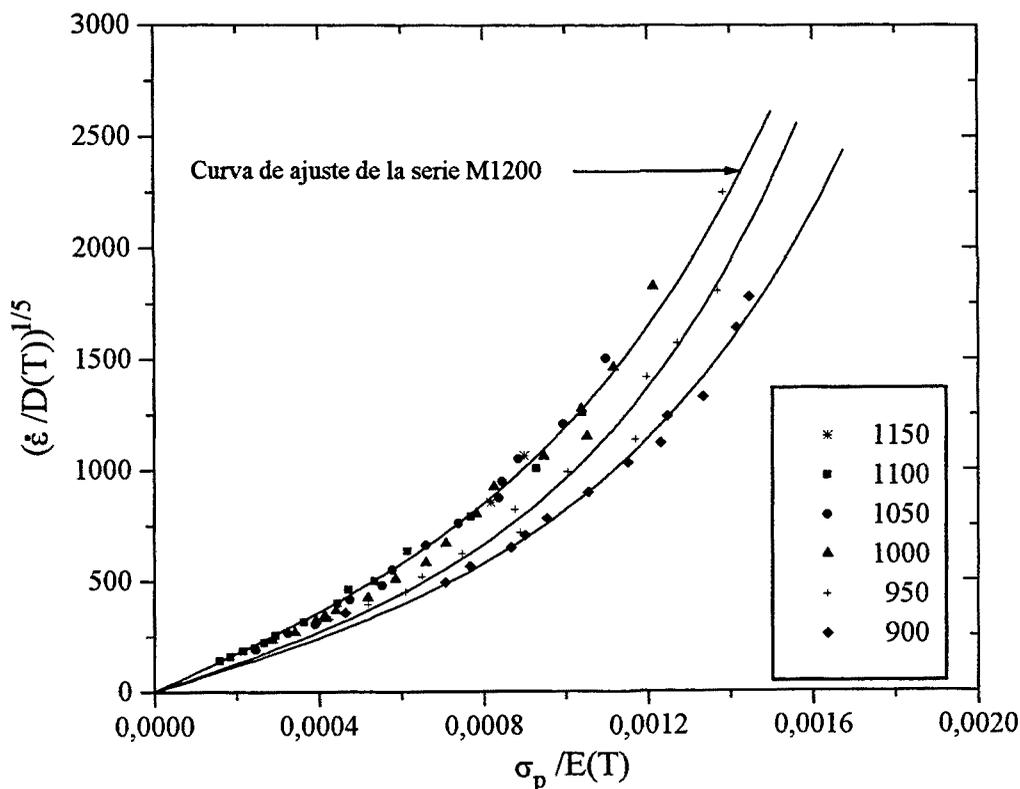


Figura 5.41. Ajustes aparentes a la ecuación (5.5) de los valores de σ_p a 900 °C y 950 °C para la serie de ensayos M30min.

Observando la tabla 5.1 se ve que existe una gran apariencia entre los valores de A y α de la serie V30min, V5min encontrados por Cabrera et al.^{104,148,160} y la serie de ensayos M30min. De hecho los dos aceros pertenecen a la misma familia de aceros microaleados a pesar de las diferentes composiciones químicas y el comportamiento a fluencia de ambos aceros tal como se vió en un apartado anterior es bastante similar.

Para determinar las tensiones internas se siguió el método¹⁴⁸ descrito en la figura 5.42. Es relativamente fácil calcular la magnitud de estas tensiones internas, simplemente por sustracción de la tensión interna requerida para trasladar el punto experimental a la curva de referencia o libre de tensiones internas (serie M1200). El cálculo de estas tensiones internas se muestra en la figura 5.43. Puede observarse que son dependientes de la velocidad de deformación, hasta un valor donde dicha tensión interna tiende a saturarse. También son claramente dependientes de la temperatura, disminuyendo cuando ésta aumenta.

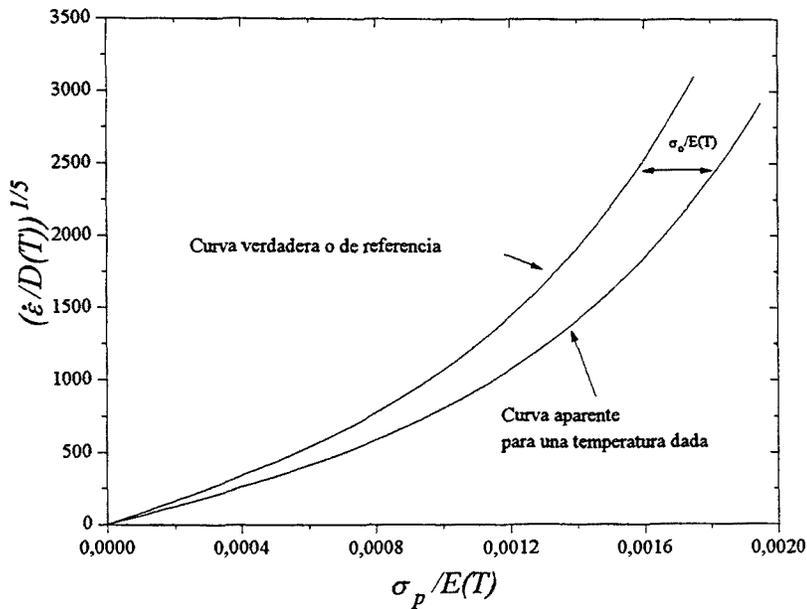


Fig. 5.42. Método comparativo para la determinación de la tensión interna en la ecuación (5.3).

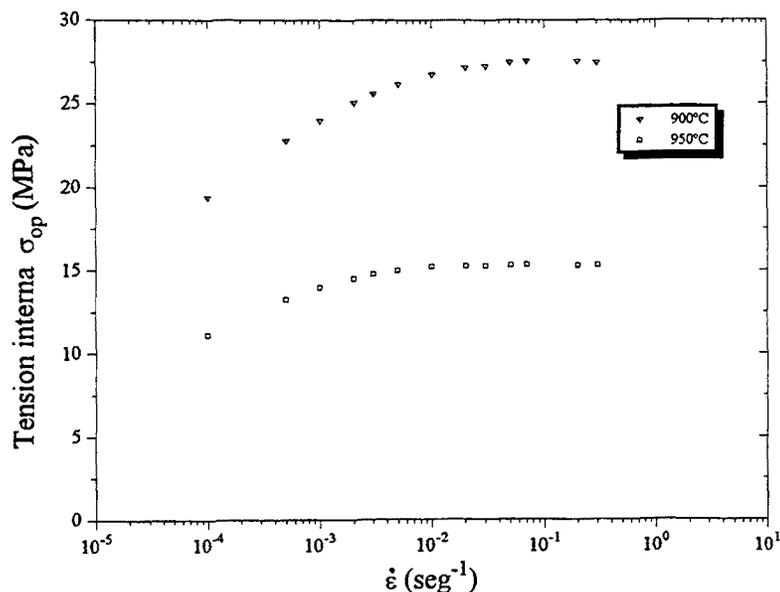


Fig. 5.43. Representación de las tensiones internas calculadas para la serie de ensayos M30min.

Existe una gran discusión en literatura sobre el origen de las tensiones internas y la pregunta que surge es cual es la fuente generadora de estas tensiones. Los precipitados, los bordes de grano, las dislocaciones?. En primera aproximación las tensiones internas pueden estar reflejando el efecto del tamaño de grano inicial d_0 . Es claro que el tamaño de grano inicial sufre un cambio de más de un orden de magnitud cuando la temperatura se incrementa desde 900°C hasta 1200°C (ver Fig. 4.28), y parece razonable pensar que esto debe afectar de algún modo al comportamiento a fluencia. Muy probablemente sea debido a la interacción entre sí de las dislocaciones debido a lo fino que es el tamaño de grano en algunas situaciones, debido a su vez a la acción que los precipitados están ejerciendo sobre el control del tamaño de grano. Es bien conocido que los bordes de grano interrumpen de una manera brutal la regularidad del apilamiento cristalino y son considerados como obstáculos para el libre movimiento de las dislocaciones, debido a la acumulación, en su vecindad de diversos defectos (dislocaciones ancladas, precipitación preferencial, segregación, etc...).

En las aleaciones endurecidas por dispersión de partículas se desarrollaron tres modelos teóricos para explicar el origen y dar la magnitud de las tensiones internas. En estos modelos la tensión interna es igual a :

a) la tensión requerida para forzar a un línea de dislocación a pasar entre dos partículas separadas por una distancia λ (mecanismo de Orowan del endurecimiento por dispersión) y viene dada por:

$$\tau_o = \frac{2\mu b}{\lambda} \quad (5.6)$$

donde b es el vector de Bürgers (2,58 Å), μ es el modulo de cizalladura y λ es la distancia entre partículas dada por la ecuación:

$$\lambda = \frac{4(1-f)r}{3f} \quad (5.7)$$

donde f es la fracción de volumen de las partículas esféricas de radio r .

b) la retrotensión τ_b (back stress) que tienen que vencer las dislocaciones que se mueven sobre el plano de deslizamiento de las partículas. Esta retrotensión viene es dada por la expresión siguiente:

$$\tau_b \approx 0.3 \frac{\mu b}{\lambda} \quad (5.8)$$

c) la tensión requerida para liberar a la dislocación de las partículas una vez acabada la escalada de la dislocación (detachment stress). Esta tensión se expresa por la ecuación siguiente:

$$\tau_d = \frac{\mu b}{\lambda} \sqrt{1-k^2} \quad (5.9)$$

donde k es el parámetro de relajación que coge valores entre 0 (interacción atractiva máxima) y 1 (no hay interacción atractiva).

En el caso del acero V y para la serie de ensayos V5min se calculó las tensiones internas dadas por los tres modelos para ver si los precipitados (considerados como partículas esféricas de radio r) son el origen de estas tensiones. En la tabla 5.2 se recogen los resultados encontrados y la comparación entre las tensiones internas determinadas experimentalmente y las de los tres modelos (τ_o , τ_b y τ_d).

T °C	f^{148}	r^{148} (Å)	λ (µm)	σ_o^{148} (MPa)	μ (MPa)	τ_o (MPa)	τ_b (MPa)	τ_d (MPa)
900	12.7E-4	77	8.07	29.34	45448.16	1.22	0.43	1.45
950	9.6E-4	258	35.8	20	43411.97	0.26	0.09	0.31
1000	7.7E-4	146	25.3	14.55	41375.78	0.35	0.12	0.42
1050	6.4E-4	180	37.4	8.94	39339.59	0.22	0.08	0.27

Tabla 5.2: Comparación entre la tensión interna determinada experimentalmente y las tensiones internas determinadas a partir de modelos teóricos.

Es evidente, a partir de la tabla 5.2, que los tres modelos teóricos predicen unas tensiones internas (τ_o , τ_b y τ_d) muy inferiores a las tensiones internas determinadas experimentalmente (σ_o). Por ello se puede concluir que los precipitados no son fuentes efectivas de las tensiones

internas para el acero V. Aunque los precipitados pueden tener un efecto indirecto controlando el tamaño de grano inicial, parece claro que no afectan directamente al comportamiento a fluencia. Bajo las condiciones de austenización de las series de ensayos V5min, V30min y M30min, los precipitados están localizados fundamentalmente en los límites de grano. De este modo deberían tener un efecto reducido sobre el endurecimiento de la matriz.

También parece que la densidad inicial de dislocaciones no ejerce un importante efecto sobre el comportamiento a fluencia ya que la densidad inicial cambia rápidamente una vez comienza la deformación, evolucionando hacia la densidad impuesta por la temperatura y velocidad de ensayo. Todo esto hace pensar que las tensiones internas determinadas están reflejando el efecto del tamaño de grano sobre el comportamiento a fluencia.

La figura 5.44 muestra cual es la evolución de los tres valores de saturación de la tensión interna con la raíz cuadrada del tamaño de grano inicial de las temperaturas 900 y 950 °C de la serie de ensayos M30min. En el mismo gráfico se representan los valores de saturación de las tensiones internas de las dos series de ensayos V5min y V30min^{103,148,160}. Parece evidente haber una clara relación entre las tensiones internas y el tamaño de grano inicial, y puede observarse un buen acuerdo con la ecuación de Hall-Petch:

$$\sigma_{op} = \sigma_{ip} + K \cdot (d_o)^{-1/2} \quad (5.6)$$

Para el acero V^{148,160} la determinación de la constante K dio un valor de 4.15 MPa mm^{1/2} que es cercano al valor reportado en la literatura¹⁶⁵ para la austenita en la ecuación de Hall-Petch. Para el acero M no ha sido posible determinar el valor de K ya que con solo dos valores no es fiable sacar la pendiente de una recta, pero como se trata de dos aceros que pertenecen a la misma familia de aceros microaleados, las tensiones internas del acero M siguen bastante bien la tendencia de los valores de la tensión interna del acero V y se puede comprobar que la pendiente de Hall-Petch K cambia ligeramente de 4.15 a 4.25 MPa mm^{-1/2} cuando se añaden las tensiones internas del acero M a las del acero V. Esto parece indicar que las tensiones internas debidas al efecto del tamaño de grano son independientes de la composición química.

La razón para la disminución del efecto del tamaño de grano sobre la tensión a bajas velocidades de deformación (Fig. 5.43) puede atribuirse al mecanismo de deformación operante. A bajas velocidades de deformación la escalada de dislocaciones es significativa, mientras que el mecanismo cambia a deslizamiento de dislocaciones a moderadas y altas velocidades de deformación. Bajo esta óptica es de esperar que el mecanismo de deformación sea más sensible al tamaño de grano.

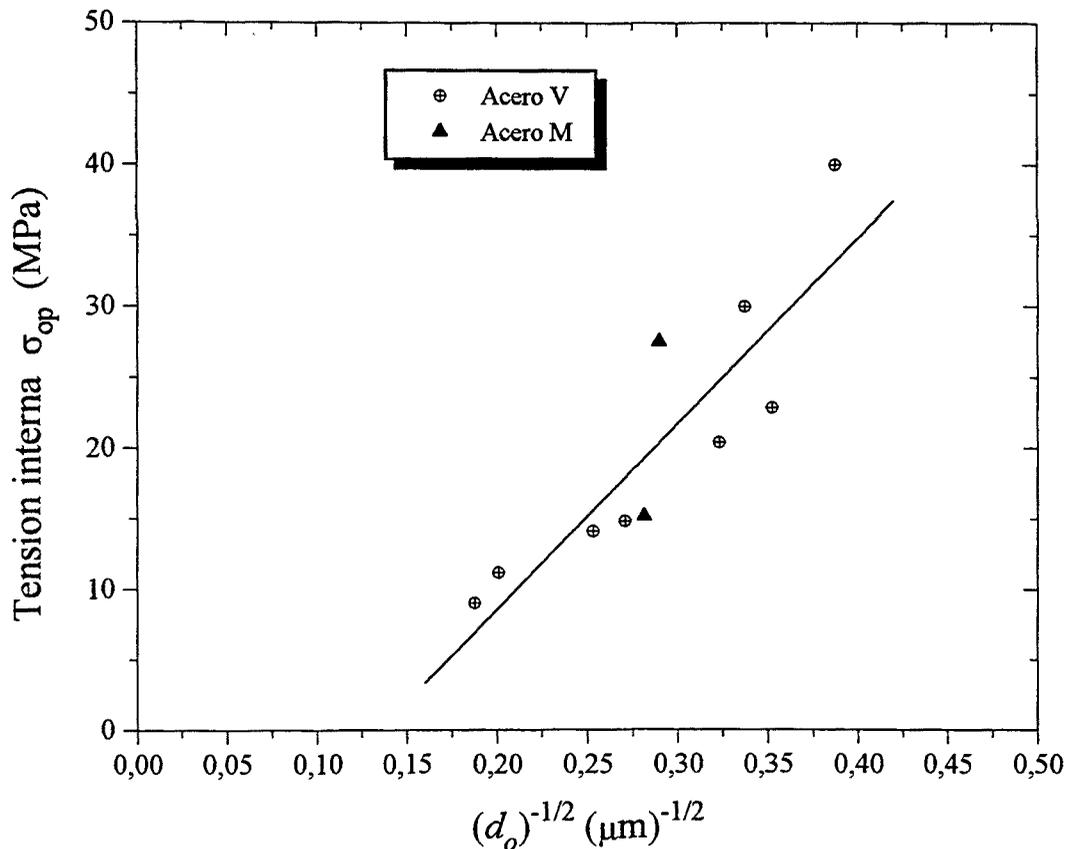


Fig. 5.44. Evolución de la tensión interna de saturación con el tamaño de grano inicial.

Finalmente la figura 5.45 muestra como todos los valores de tensión pico de las dos series de ensayos M1200 y M30min encajan en la misma ley (ecuación (5.3)). Cuando se tiene en cuenta los efectos de la variación del módulo de Young con la temperatura y se introducen en la ecuación (5.5) tensiones internas, que reflejan de alguna manera el efecto del tamaño de

grano inicial y de la estructura del material, la dispersión que aparecía en la figura 5.38 disminuye notablemente.

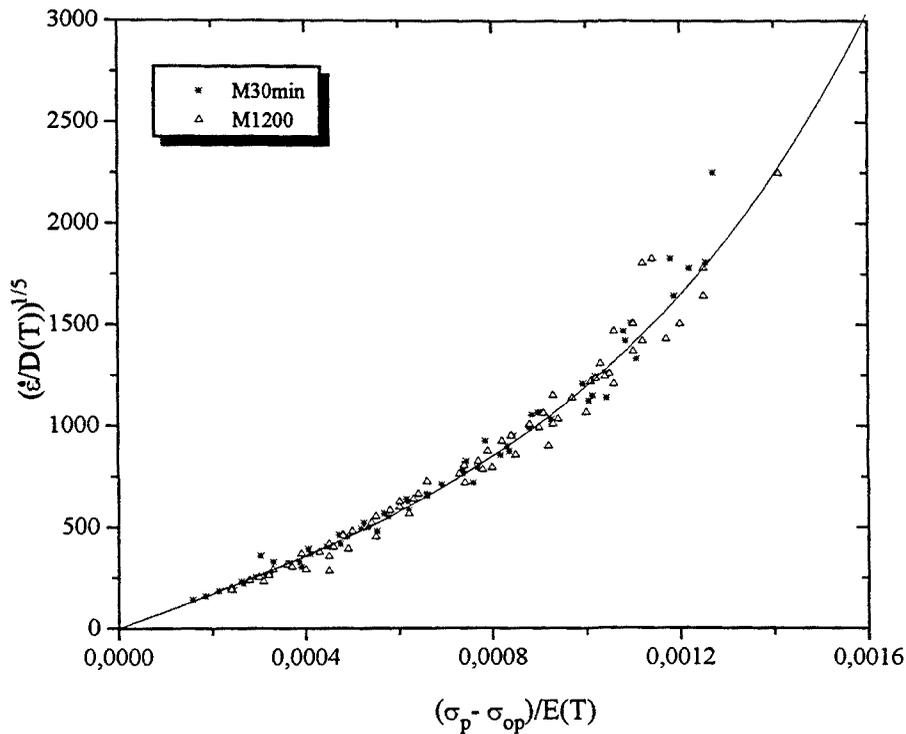


Fig. 5.45. Representación de todos los valores de σ_p en un mismo gráfico según la ecuación 5.3.

III-2 Determinación de la ecuación predictiva para σ_{ss} en el caso del acero M.

Para determinar los parámetros de la ecuación (5.3) para σ_{ss} se siguió el mismo método para σ_p . En la figura 5.46 se muestra la evolución de σ_{ss} con la velocidad de deformación y temperatura. De nuevo se efectuaron correcciones en los valores de tensión correspondientes a ensayos de alta velocidad ($\dot{\epsilon} > 1$). La figura 5.47 muestra los resultados anteriores representados sobre una base similar a la ecuación (5.5). Al igual que ocurría con las tensiones σ_p para la serie de ensayos M1200 todos los puntos se agrupan en la misma curva, obteniéndose los siguientes valores de las constantes de la ecuación (5.5): $A=798$ y $\alpha=1318$. Sin embargo la misma Fig. 5.47, para los resultados de la serie M30min, muestra que no

todos los datos se alinean sobre la misma curva de ajuste anteriormente determinada, de un modo similar a como ocurría con σ_p . Una posible explicación sería asumir que tal falta de ajuste, equivalente de nuevo a considerar una tensión “interna”, se debe de alguna manera a los precipitados presentes en la serie de ensayos M30min.

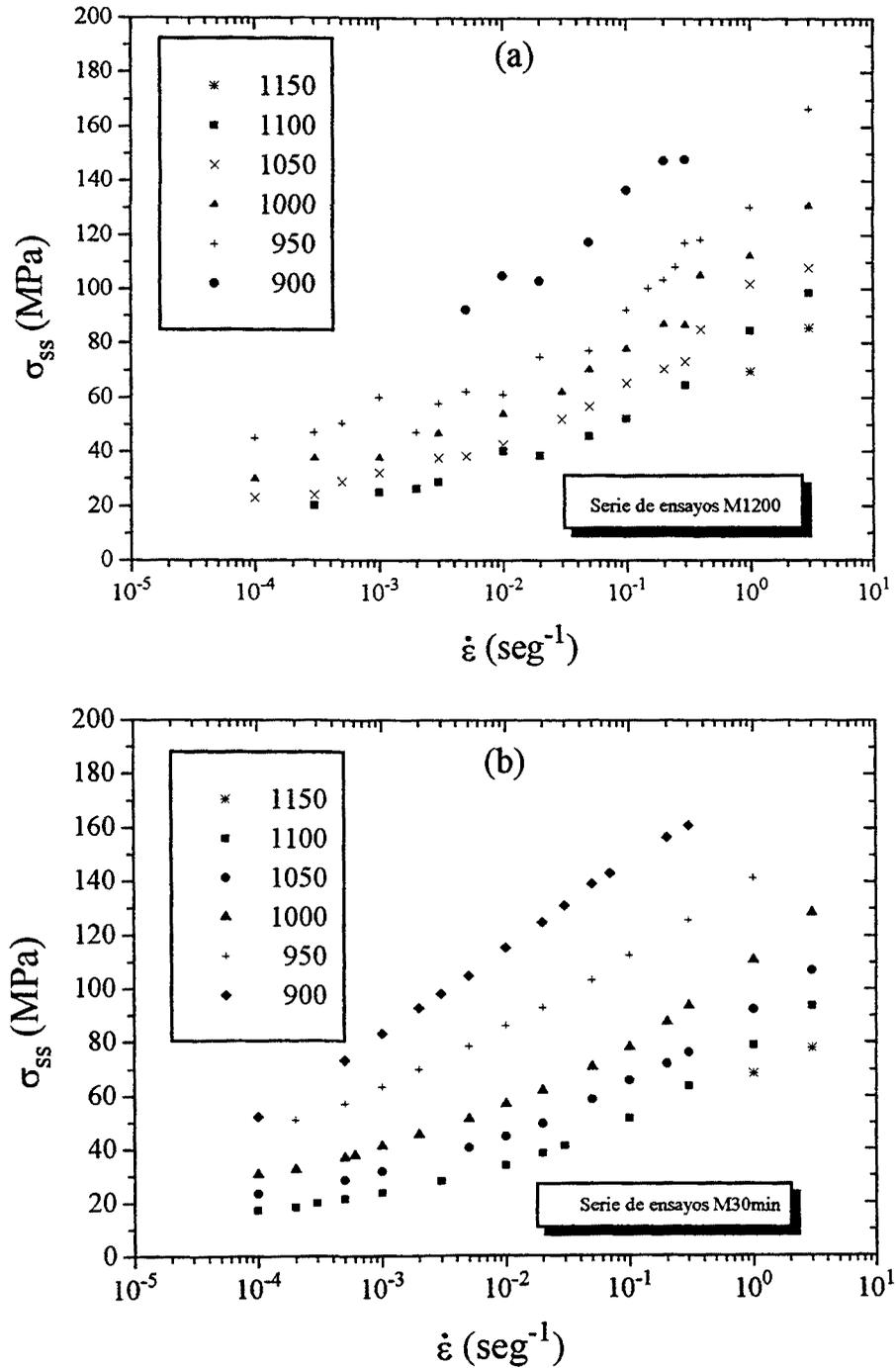


Fig. 5.46. Variación de σ_{ss} (tensión de estado estable) con la velocidad de deformación a diferentes temperaturas para las dos series de ensayos: (a) M1200 y (b) M30min.

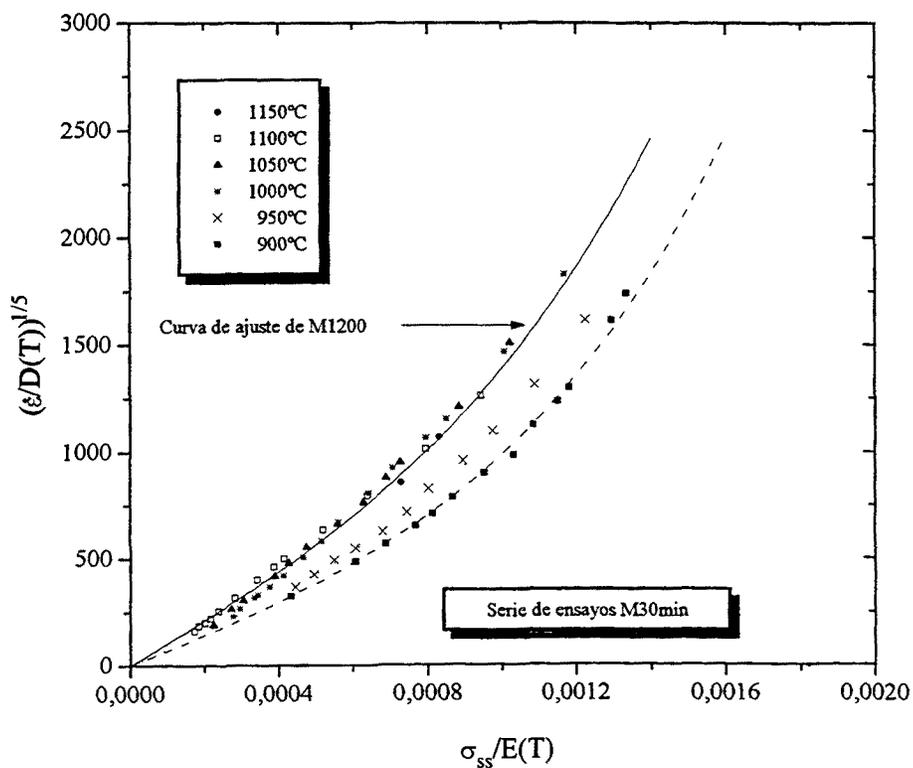
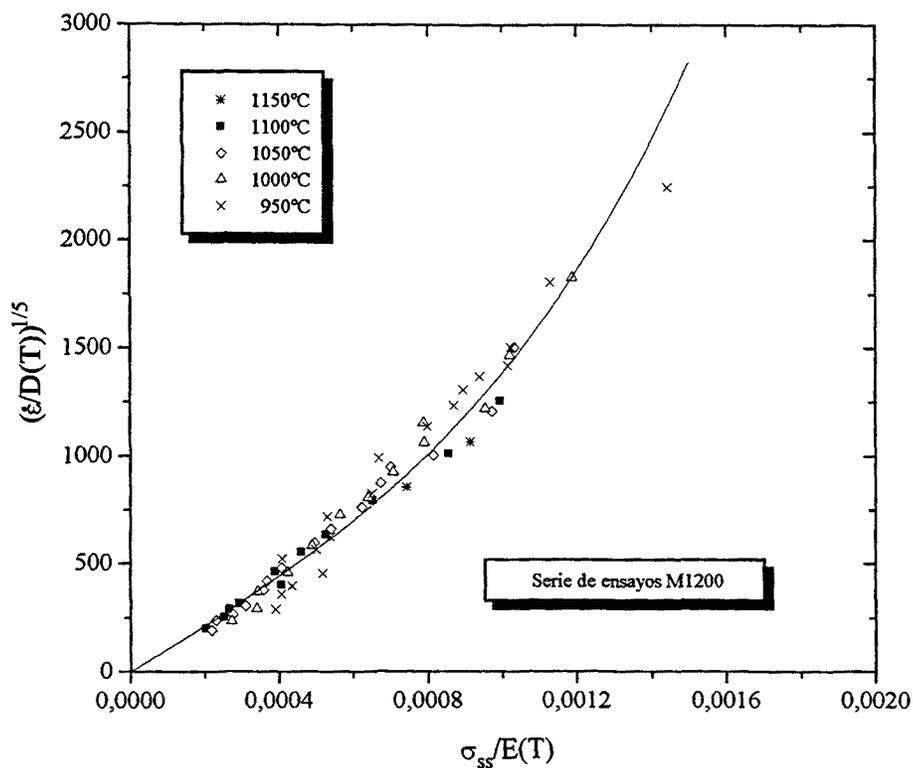


Fig. 5.47. Representación de todos los valores de σ_{ss} según la ecuación (5.5) para la serie de ensayos M1200 y la serie de ensayos M30min.

En la figura 5.48 se muestra que las tensiones internas σ_{oss} que en este caso cabría considerar son de nuevo dependientes con la velocidad de deformación. En la tabla 5.3 se listan los valores de las constantes de ajuste según la ecuación (5.5) para las temperaturas 900 y 950 °C en la serie de ensayos M30min.

T (°C)	A	α
900	484	1461
950	562	1420

Tabla 5.3. Valores de las constantes de ajuste según la ec. (5.5) para la serie de ensayos M30min

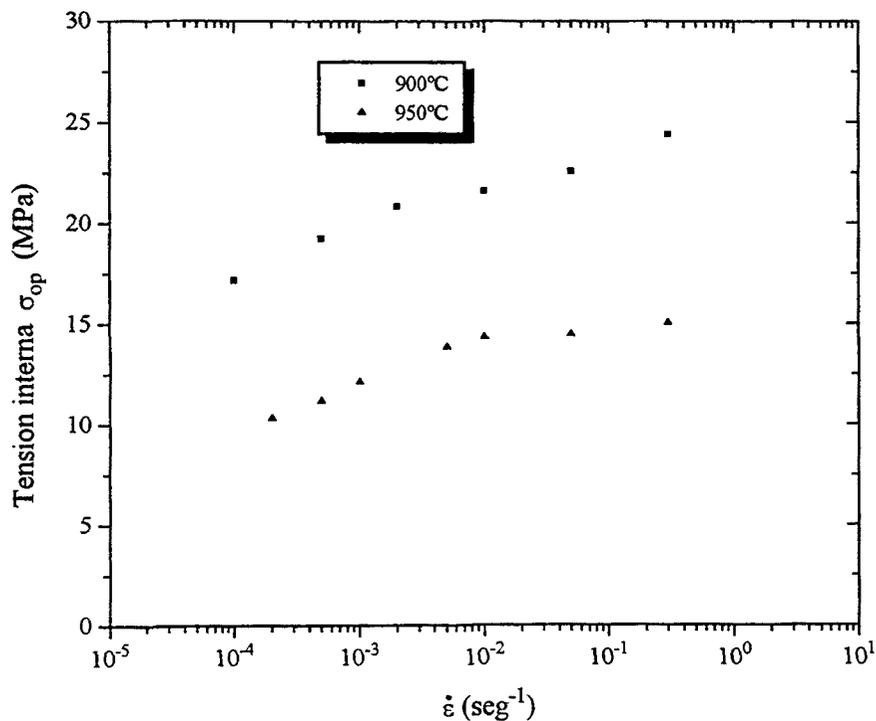


Fig. 5.48. Representación de las tensiones internas σ_{oss} calculadas para la serie de ensayos M30min.

La pregunta que surge ahora es si el tamaño de grano recristalizado dinámicamente tendrá un efecto similar en σ_{ss} como el tamaño de grano inicial lo tiene en σ_p . En la figura 5.48 se representa la evolución de las tensiones internas con el tamaño de grano recristalizado.

Observando la figura 5.49 se nota que los puntos correspondientes a 900 °C siguen una tendencia paralela superior a la tendencia de los puntos correspondientes a 950 °C lo cual hace pensar que la gran cantidad de precipitados a 900 °C produce un incremento en la tensión debido al endurecimiento por partículas. Cabe también decir que el efecto del endurecimiento es aditivo y se puede superponer a otros efectos (como el aquí reportado del tamaño de grano). Por consiguiente la tendencia general en la dependencia del tamaño de grano recristalizado con la tensión interna en cada temperatura (ver Fig. 5.49) sigue una ley de Hall-Petch con los coeficientes deducidos en las ecuaciones siguientes:

Para 900 °C:

$$\sigma_{oss} = 6.16 + 1.63(d_{rec})^{-1/2} \quad (5.13)$$

Para 950 °C:

$$\sigma_{oss} = 1.58 + 1.54(d_{rec})^{-1/2} \quad (5.14)$$

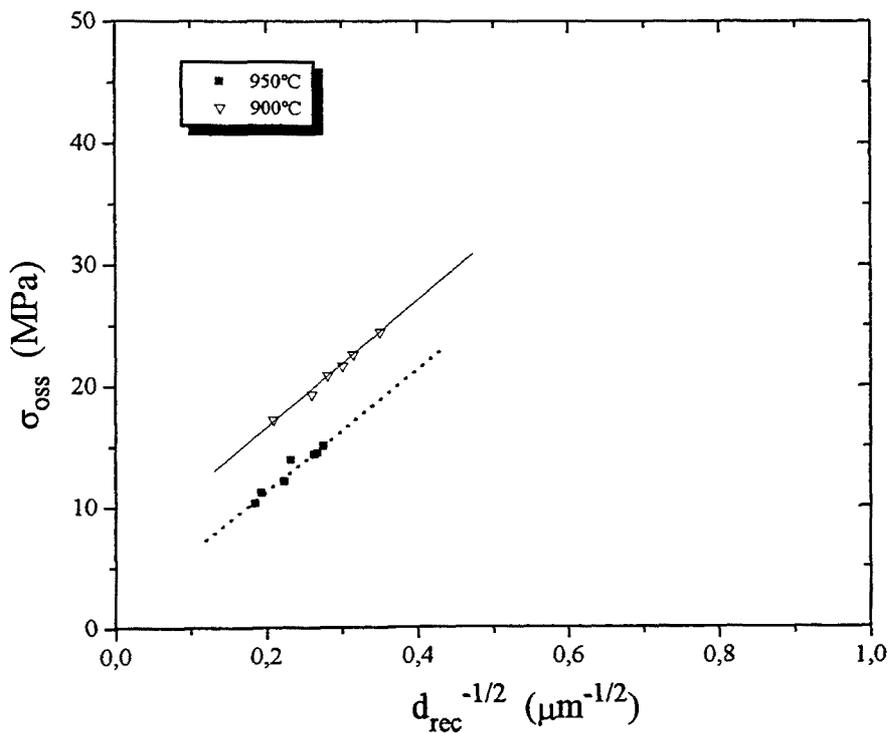


Fig. 5.49. Correlación entre las tensiones internas σ_{oss} y el tamaño de grano recristalizado.

Finalmente en la figura 5.50 se muestra como los valores de σ_{ss} se unifican al tener en cuenta el efecto de las correspondientes tensiones internas.

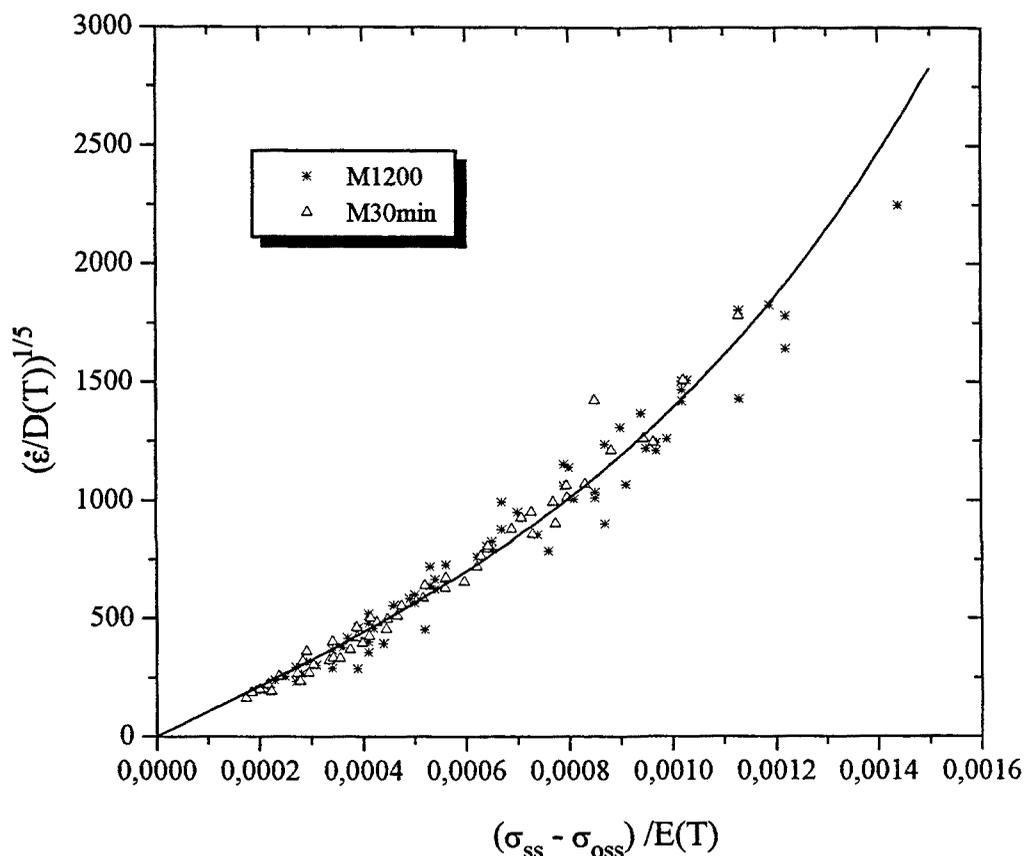


Fig. 5.50. Representación de todos los valores de σ_{ss} en un mismo gráfico según la ecuación 5.3.

Como se ha visto, la deformación en caliente modifica la estructura del material a través de un grano nuevo recristalizado. La predicción de este grano, en función de los parámetros del proceso de conformado es de gran importancia para determinar las evoluciones posteriores de la microestructura desde la temperatura de deformación. El conocimiento del tamaño de grano, recristalizado dinámicamente durante la deformación plástica, es imprescindible, para la predicción de las transformaciones microestructurales durante el enfriamiento posterior a la deformación.

Varios estudios y modelos desarrollados^{19,169,170} en base a considerar un balance entre la velocidad de formación de subestructuras de deformación y la velocidad media de los

límites de grano recristalizados, muestran que existe una relación lineal entre el tamaño de grano recristalizado d_{rec} y la tensión de estado estable σ_{ss} , tal relación puede escribirse de la manera siguiente:

$$\frac{\sigma_{ss}}{\mu} \left(\frac{d_{rec}}{b} \right)^{2/3} = K \quad (5.15)$$

siendo μ el módulo de cizalladura, b el vector de Burgers y K una constante del material.

En las figuras (5.51) y (5.52) se representa la relación entre σ_{ss} y el tamaño de grano recristalizado d_{rec} normalizado por el vector de Burgers de la austenita ($2.58 \cdot 10^{-10}$ m) según la ecuación (5.15) para los dos aceros V y M. En estas figuras se ve claramente la aparición de dos pendientes; una a altas tensiones y otra a bajas tensiones (en los mismos graficos 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 1100 °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 literatura^{169,170}, cabe pensar en el efecto indirecto que están teniendo los precipitados sobre el tamaño de grano recristalizado y, también, el efecto no menos importante, de la estructura inicial del material (en el caso del V30min y M30min en cada temperatura tenemos un material diferente). Los precipitados no están endureciendo la matriz pero si están limitando el tamaño de grano recristalizado. Cuando la recristalización 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 otra parece ser relacionado, como es el caso en la evolución de d_{rec} con Z , 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.

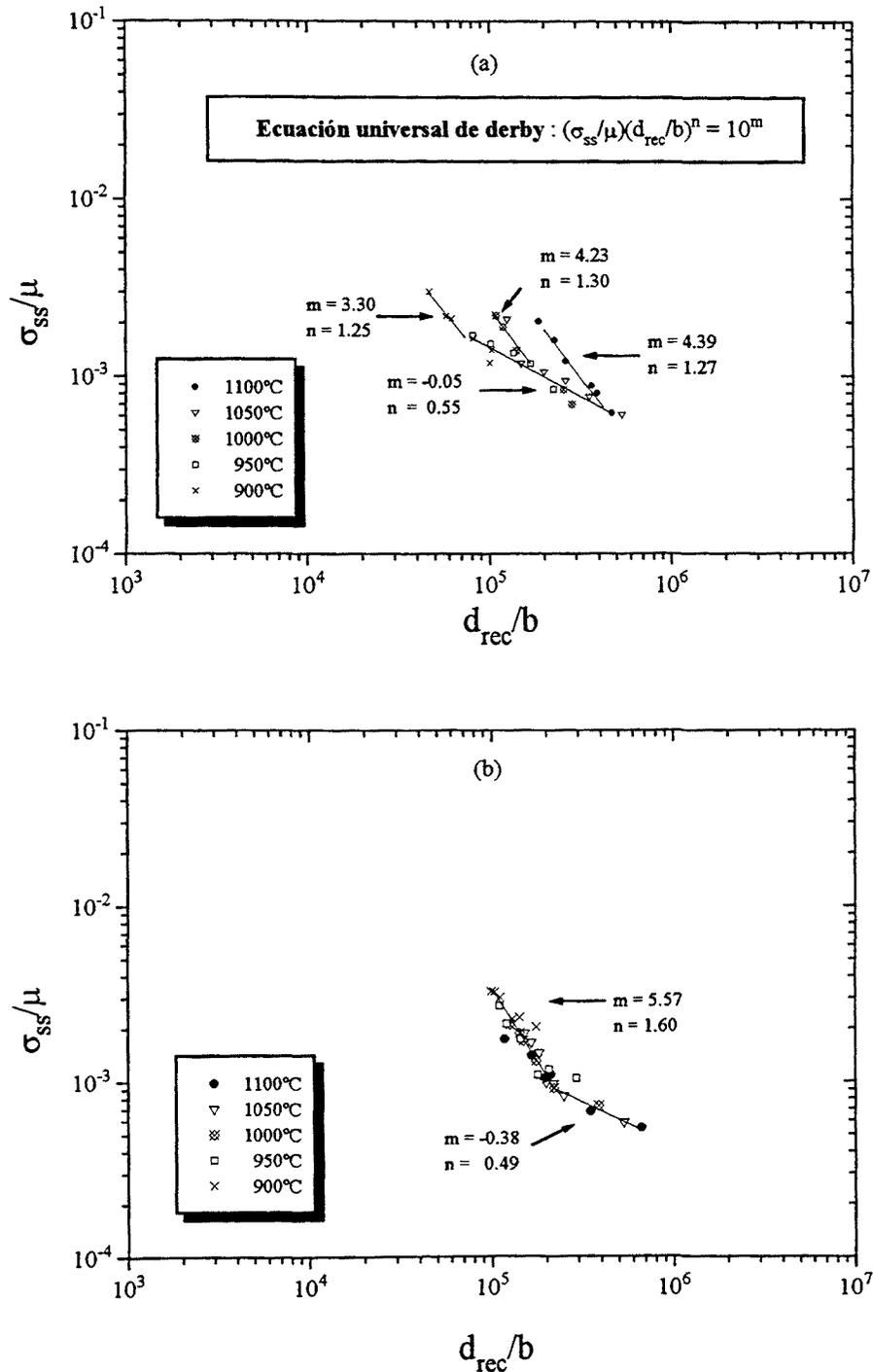


Figura 5.51. Dependencia de la tensión de estado estable con el tamaño de grano recristalizado según la ec. (5.15) para la serie de ensayos a) V1200 y b) M1200.

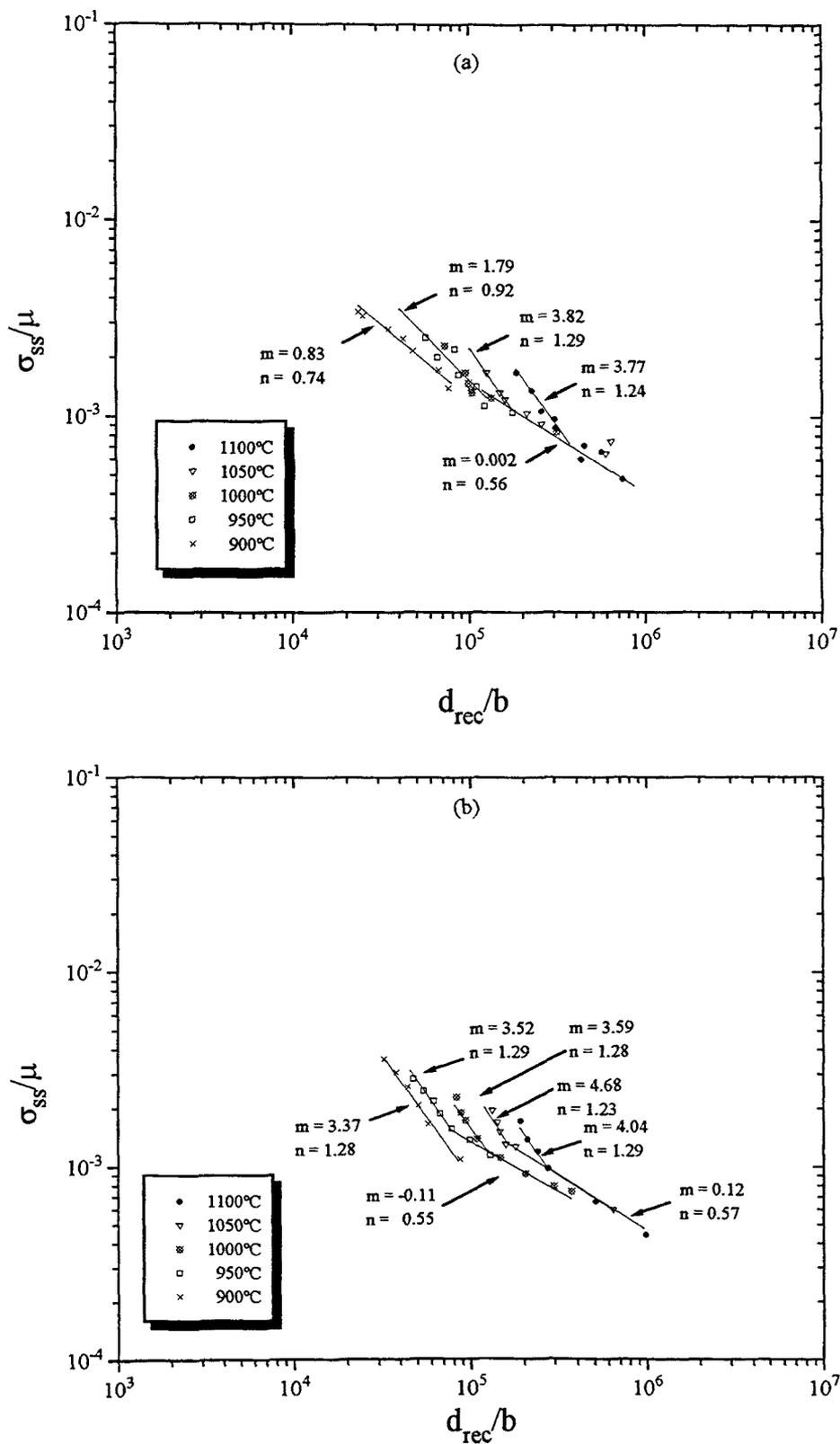


Figura 5.52. Dependencia de la tensión de estado estable con el tamaño de grano recristalizado según la ec. (5.15) para la serie de ensayos a) V30min y b) M30min.

VI. CONCLUSIONES

Las principales conclusiones que se deducen de este trabajo son:

1. La deformación en caliente, mediante ensayos de compresión, ha permitido la determinación de las características de fluencia y del comportamiento de recristalización dinámica de los dos aceros estudiados. La recristalización dinámica se promueve con tamaños de granos finos y presenta dos comportamientos distintos; uno cíclico que se produce a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación y el otro de pico simple que se produce a bajas temperaturas y altas velocidades de deformación.

2. A altas temperaturas las partículas de TiN son muy efectivas en el control del tamaño de grano. El acero M (0.002 % de Ti) muestra tamaños de granos superiores a los del acero V (0.0184 % de Ti) en las mismas condiciones de austenización.

3. La precipitación dinámica para los dos aceros estudiados tiene lugar en el rango inferior de temperaturas, aunque en todo caso es muy débil y no parece necesario considerar dicho efecto tal y como ha sido reportado en aceros HSLA microaleados con V, Ti y Al.

4. 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.

5. Se han determinado los mapas de procesado de los dos aceros estudiados, a diferentes condiciones de austenización, usando el modelo dinámico de los materiales. En estos

mapas se ha podido observar los diferentes dominios que representan los fenómenos de la restauración y la recristalización dinámica.

6. En ambos aceros estudiados, se ha comprobado que a medida que cambia la deformación, los mapas de disipación de energía evolucionan y cambian su aspecto. Además, la estructura inicial y las condiciones de austenización afectan a estos mapas. En los mapas correspondientes a las series de ensayos donde la austenización se efectuó a 1200 °C, se observa la existencia de dominios de la recristalización dinámica cíclica y de pico simple y un dominio representando la restauración dinámica, mientras en las series de ensayos donde la austenización se realizó a temperaturas de ensayo, no se ha observado ningún dominio representando la restauración dinámica.

7. El dominio de la recristalización dinámica es muy importante en la optimización de la conformabilidad intrínseca, puesto que reconstituye la microestructura mediante la formación y la migración de límites de grano y es el mecanismo más eficiente dentro de la región segura del procesado. Por consiguiente, en los mapas de disipación de energía, el dominio de la recristalización dinámica pondrá los límites para el control de los parámetros del proceso de conformado. Los parámetros óptimos de procesado de los dos aceros estudiados a diferentes series de ensayos son aquéllos que corresponden al dominio de la recristalización dinámica de pico simple.

8. Los diferentes mapas de disipación de energía a deformación $\varepsilon=0.6$ correspondientes a diferentes series de ensayos proporcionan la información siguiente:

* En la serie de ensayos V1200 el dominio de la recristalización dinámica está centrado a 1150 °C y 10 s^{-1} con una eficiencia de 33 %. El dominio de la restauración dinámica está centrado a 900 °C y 10^{-1} s^{-1} .

* En la serie de ensayos M1200 el dominio de la recristalización dinámica está centrado a 1100 °C y 3 s^{-1} con una eficiencia de 31.3 %. El dominio de la restauración dinámica es el dominio centrado a 900 °C y 0.3 s^{-1} .

* En la serie de ensayos V30min aparecen tres dominios muy bien diferenciados. Dos de los tres dominios representan la recristalización dinámica cíclica; uno a altas temperaturas con una eficiencia de 32.2 % a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} y el otro a bajas temperaturas con una eficiencia de 30.5 % a 1050 °C y 10^{-4} s^{-1} . El tercer dominio situado en la región de altas temperaturas y velocidades de deformación con una eficiencia de 33.7 % a 1100 °C y 10 s^{-1} .

* En la serie de ensayos M30min el amplio dominio situado a bajas velocidades de formación con una eficiencia de 38 % a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} representa la recristalización dinámica de pico simple en el rango de temperaturas 900 y 950 °C mientras que a más altas temperaturas ($\geq 950 \text{ °C}$) representa la recristalización dinámica cíclica. El dominio situado a altas velocidades de deformación y altas temperaturas representa el proceso de la recristalización dinámica de pico simple con una eficiencia de 30.7 % a 1100 °C y 3 s^{-1} .

* En la serie de ensayos V5min, al igual que para la serie V30min, se aprecia la existencia de dos dominios representantes de la recristalización dinámica de pico simple con unas eficiencias de 30.6 % a 900 °C y 10^{-4} s^{-1} y 1125 °C y 3 s^{-1} . El tercer dominio situado a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación representa la recristalización dinámica cíclica con un pico de eficiencia de 37.2 % a 1125 °C y 10^{-4} s^{-1} .

9. Se ha comprobado mediante los mapas de inestabilidad plástica que las regiones donde se prevé la aparición de los procesos de restauración y recristalización dinámica son las regiones más estables de los mapas de procesado. En el caso de la series de ensayos V5min y M30min, los mapas de inestabilidad plástica predicen la aparición de dominios con un parámetro de inestabilidad plástica negativo lo cual supondría que estos dominios son zonas de inestabilidades microestructurales.

10. El comportamiento a fluencia en caliente de ambos aceros estudiados puede ser correctamente modelizado con la ecuación clásica del senohiperbólico teniendo en cuenta

la normalización de la tensión por el módulo de Young y de la velocidad de deformación por el coeficiente de autodifusión de la austenita $D(T)$.

11. Se ha verificado que para mantener la validez del modelo utilizado es necesario incluir una tensión adicional a la tensión global cuando el tamaño de grano inicial es muy fino. Dicha tensión refleja el efecto de la estructura interna y el papel de endurecimiento que los límites de grano parecen estar jugando. De esta manera el uso de este modelo permitirá trabajar con valores reales, en vez de aparentes, para lo cual debe considerarse la energía de autodifusión de la austenita.

12. La tensión interna depende de la velocidad de deformación, hasta un valor donde tiende a saturarse, y del tamaño de grano inicial. Se ha podido demostrar que esta tensión está en buen acuerdo con la ecuación de Hall-Petch.

13. 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 y col., y la relación entre el tamaño de grano normalizado por el vector de Burgers y la tensión de estado estable tiene dos pendientes con un punto de inflexión.

BIBLIOGRAFÍA

- (1) Y. Kozasu. "*Processing-Thermomechanical controlled processing*", en "Materials Science and Technology", vol. 7, cap. 5, pp. 183-215. (1995).
- (2) J.J. Jonas, C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart: Metallurgical Reviews, vol 14, pp. 1-12. (1969).
- (3) C.H. Lee y S. Kobayashi: Trans. ASME. A, vol. 12, pp. 1867. (1981).
- (4) S.I. Oh: J. Mech. Sci., vol. 24, pag. 479. (1982).
- (5) J.P.A Immarigeon y J.J Jonas: Acta Metallurgica., vol. 22, pp. 1235-1247. (1974).
- (6) J.J. Jonas y H.J. McQueen. "*Recovery and recrystallization during high temperature deformation*", en "Mise en forme de metaux et alliages", cap. 6, pp. 99-143, Editions du C.N.R.S., Paris. (1976).
- (7) T. Sakai, J.J. Jonas: Acta Metallurgica, vol 32, n°2, pp. 189-209. (1984).
- (8) J.J. Jonas, T. Sakai. "*A new approach to dynamic recrystallization*", en "Deformation, processing and structure", cap.5, pp. 185-242, Ed. G. Krauss, ASM. (1982).
- (9) W. Roberts. "*Dynamic changes that occur during hot working and their significance regarding microstructural development and hot workability*", en "Deformation, processing and structure", cap.4, pp. 109-184, Ed. G. Krauss, ASM. (1982).
- (10) R. Sandström y R. Lagneborg: Acta Metallurgica, vol. 23, pag. 387. (1975).
- (11) W. Roberts y B. Ahlblom: Acta Metallurgica, vol.26, pag. 801. (1978).

- (12) R. Sandström y R. Lagneborg: *Scripta Metallurgica et Materialia.*, vol. 9, pag. 59. (1975).
- (13) C. Rossard, P. Blain: *Revue de la Metallurgie*, vol. LV, n°6, pp. 573-600. (1958).
- (14) C. Rossard, P. Blain: *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, vol. LVI, n°3, pp 285-300. (1959).
- (15) S. Steienemann: *Beiträge Geol. Schweiz (hydrol.)*, vol. 10, pag. 1. (1958).
- (16) M.J. Luton, C.M. Sellars: *Acta Metallurgica*, vol. 17, pp. 1033-1043. (1969).
- (17) J.P. Sah, G.J. Richardson y C.M. Sellars: *Indian J. Technology*, vol. 11, pag. 445. (1973).
- (18) C.M. Sellars: *Materials Science Forum*, vol. 113-115, pp. 29-49. (1993).
- (19) B. Derby, M.F. Ashby: *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 21, pp. 879-884. (1987).
- (20) S. Sakui, T. Sakai y K. Takeishi: *Testu-to-Hagane*, vol.62, pag. 856. (1976).
- (21) S. Sakui y T. Sakai: *Testu-to-Hagane*, vol.63, pag. 285. (1977).
- (22) C.M. Sellars: *Metall. Odlew.*, vol. 5, pp. 377-404. (1979).
- (23) J.J. Jonas y T. Sakai, en "Les traitements thermomécaniques: 24^{ème} colloque de Métallurgie", INSTN, Saclay, pag. 35-56. (1981).
- (24) T. Sakai, M.G. Akben y J.J. Jonas: *Acta Metallurgica*, vol. 31, pag. 631. (1983).
- (25) F. Montheillet, en "Les traitements thermomécaniques: 24^{ème} colloque de Métallurgie", INSTN, Saclay, pag. 57. (1981).
- (26) T. Sakai, M.G. Akben y J.J. Jonas, en "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", De. DeArdo, Am. Inst. Min. Engrs. (1982).
- (27) H.J. Mc Queen: *Materials Science Forum*, vol. 113-115, pp. 429-434. (1993).

- (28) G.E. San Martín, S.I. Núñez Pettinari, J.E. Ruzzante, G.F. Merlone: *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 26, pp. 405-410. (1992).
- (29) B. Mintz, J.J. Jonas, R. Abu-shosa: *Materials Science and Technology*, vol. 7, pp. 904-913. (1991).
- (30) J.J. Jonas, I. Weiss: *Metals Science*, pp. 238-245. (1979).
- (31) I. Weiss, J.J. Jonas: *Metall. Trans.*, vol. 10A, pp. 831-840. (1979).
- (32) M.G. Akben, T. Chandra, P. Plassiard y J.J. Jonas: *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 591-601. (1984).
- (33) J.P. Michel, M.G. Akben y J.J. Jonas: *Revue de Métallurgie*, vol. 78, pag. 823. (1981).
- (34) R.L. Fleischer: *Acta Metallurgica*, vol. 11, pag. 203. (1963).
- (35) E.P. Abrahamson y B.S. Blakeney Jr: *Trans. Am. Inst. Min. Engrs*, vol. 218, pag. 1101. (1960).
- (36) M.G. Akben, I. Weiss, J.J. Jonas: *Acta Metallurgica*, vol. 29, pp. 111-121. (1981).
- (37) J.J. Jonas, M.G. Akben: *Metals Forum*, vol. 4, nº1&2, pp. 92-101. (1981).
- (38) J.P. Michel, J.J. Jonas: *Acta Metallurgica*, vol. 29, pp. 513-526, (1981).
- (39) M.G. Akben, T. Chandra, P. Plassiard, J.J. Jonas: *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 591-601. (1984).
- (40) C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart: *Mémoires Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, vol. LXIII, nº9, pp. 731-746. (1966).
- (41) H.J. Frost, M.F. Ashby, en "Deformation-mechanism maps. The plasticity and creep of Metals and Ceramics", caps. 1-5, Ed. Pergamon Press, Oxford. (1982).
- (42) F. Garofalo. "*An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals*": *Transactions of AIME*, vol. 227, pp. 351-356. (1963).
- (43) R. Raj: *Metall. Trans. A*, vol.12, pag. 1089. (1981).

- (44) O. Ruano, en "Propiedades mecánicas de sólidos", ed. Universidad de Sevilla, La Rábida, pp. 247-260. (1988).
- (45) C.R. Barret, A.J. Ardell y O.D. Sherby: Transactions of Metallurgical Society of AIME, vol. 230, pp. 200-204. (1964).
- (46) R.W. Lund y W.D. Nix: Metall. Trans. A, vol. 6, pp. 1329-1333. (1975).
- (47) M. Malu y J.K. Tien: Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 9, pp. 1117-1120, (1975).
- (48) K.R. Williams y B. Wilshire: Metal Science Journal, vol. 7, pp. 176-179. (1973).
- (49) S. Purushothaman y J.K. Tien: Acta Metallurgica, vol. 26, pp. 519-528. (1978).
- (50) M.Y. Wu y O.D. Sherby: Acta Metallurgica, vol. 32, pp. 1561-1572. (1984).
- (51) K. Park, E.J. Lavernia y F.A. Mohamed: Acta Metallurgica, vol. 42, pp. 667-678. (1994).
- (52) G.E. Dieter, "Evaluation of workability", en "Metals Handbook", vol. 14A, (ASM, Metals Park, Ohio), pag. 363. (1987).
- (53) K.P. Rao, S.M. Doraivelu, H.M. Roshan y Y.V.R.K. Prasad: Metall. Trans. A, vol. 14, pag. 1671. (1983).
- (54) Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, S.M. Doraivelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark y D.R. Barker: Metall. Trans. A, vol. 15, pp. 1883 - 1892. (1984).
- (55) Y.V.R.K. Prasad: Indian J. Technol., vol. 28, pp. 435 - 451. (1990).
- (56) H.L. Gegel, J.C. Malas, S.M. Doraivelu y V.A. Shende: Metals Handbook, ASM, Metals Park, vol. 14. (1987).
- (57) H.L. Gegel, J.C. Malas, S.M. Doraivelu, J.M. Alexander y J.S. Gunasekera, en "Advanced Technology of Plasticity", vol.11. (1987).
- (58) J.M. Alexander, en Modelling of Hot Deformation of Steels, J.G. Lenard, Ed. Springer-Verlag, Berlin. (1984).

- (59) P.Dadras y J.F. Thomas: *Metall.Trans. A*, vol. 12, pag. 1867. (1981).
- (60) P.E. Wellstead, en "Introduction to Physical Systems Modelling", Academic Press, Londres. (1979).
- (61) H. Ziegler, en "Progress in solid mechanics", vol. 4, ed. I.N.Sneddon y R. Hill, Nueva York, pag. 93. (1963).
- (62) K.E. Hughes, K.D Nair y C.M. Sellars: *Metal technology*, Londres, pag. 161. (1974).
- (63) Y.V.R.K. Prasad, H.L. Gegel, J.T. Morgan, J.C. Malas, S.M. Doraiavelu y D.R. Barker, en "Titanium net shape technologies", Ed. F.H. Froes y D. Eylon, (The Metall. Soc. of AIME, Warrendale, Pa), pag. 279. (1984).
- (64) G.H. Gessinger, L. Hellner y H. Johansson, en "Proceedings of the 17th International MTDR Conference", (The Macmillan Press Ltd, Birmingham), pag. 371. (1976).
- (65) M.C.Mataya y V.E. Sackschensky: *Metall.Trans. A*, vol. 25, pag. 2737.(1994).
- (66) D.L. Shultz y J.L Melsa, en "State functions and linear control systems", Mc Graw-Hill. (1967).
- (67) A.K.S. Kumar, "Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing", M.Sc (Eng) Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore. (1987).
- (68) M.C. Somani, E.C. Bhagiradha Rao, N.C. Birla, M.L. Bhatia, Vakil Singh y Y.V.R.K. Prasad: *Metall.Trans. A*, vol. 23, pag. 2849.(1992).
- (69) B.V. Radhakishna Bhat, Y.R. Mahjan, H.Md. Roshan y Y.V.R.K. Prasad: *Metall.Trans. A*, vol. 23, pag. 2223.(1992).
- (70) H. Mecking y A. Grinberg, en "Strength of Metals and Alloys", Proc. Conf. , ICSMA5, ed. P. Haasen y col. , Pregamon Press, Nueva York, vol. 1, pag. 289. (1979).
- (71) A. Wantzen, P. Karduck y G. Gottstein, en "Strength of Metals and Alloys", Proc. Conf. , ICSMA5, ed. P. Haasen y col. , Pregamon Press, Nueva York, vol. 1, pag. 517. (1979).
- (72) L. Blaz, T. Sakai y J.J. Jonas: *Metal Science*, vol. 17, pag. 603. (1983).

- (73) P.J. Wray: Metall. Trans. A, vol. 6, pag. 1197. (1975).
- (74) A. Laasraoui y J.J. Jonas: Metall. Trans. A, vol. 22, pag. 1545. (1991).
- (75) T.N. Baker y N.A. Mc Pherson: Metal Science, November, pp. 611-618. (1979).
- (76) T. Tanaka: Int. Metall. Rev, vol. 4, pp. 185-212. (1981).
- (77) T. Joncheray y A. Le Bon: Revue de Métallurgie CIT, Mars, pp. 221-235. (1983)
- (78) A. Le Bon, J. Rofes - Vernis y C. Rossard: Mem. Sci. Rev. Metall. ,vol. 7-8, pp. 577-588. (1973).
- (79) G. Henry, B. Michaut, J. Rofes - Vernis y C. Rossard: Revue de Métallurgie, Diciembre, pp. 897-904. (1974).
- (80) W.B. Morrison: Scand. J. Met. ,vol. 9, pp. 83-90. (1980).
- (81) D.J. Naylor: Ironmaking and Steelmaking, vol. 16, nº4, pp. 246-252. (1989).
- (82) G.K. Platts, A.D. Vassiliou, F.B. Pickering. *"Development in microalloyed high-strength low-alloy steels: an overview"*, The Metallurgist and Materials Technologist, Sept, pp. 447-454. (1984).
- (83) M. Korchinsky. *"Profits-through microalloying"*, Proc. 3rd Int. Mini Mills Conference, New Orleans, March. (1984).
- (84) Proc. Information day on Microalloyed Engineering Steels, Comunidad Europea del Carbono y el Acero, Düsseldorf. (1988).
- (85) H. Hara, M. Kobayashi. *"Hot forged microalloyed steels in automobile components"*, The Institute of Metals. Vanadium Award, pp. 5-15. (1987).
- (86) M. Baffigi, S. Corso, A. Giaccone, L. Infante: Metallurgical Science and Technology, vol. 3, nº2, pp. 55-65. (1985).
- (87) K. Krasal, S. Thompson, G. Krauss: Automotive Engineering, vol 97, nº5, pp.71-79. (1989).

- (88) T. Gladman. *“Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels”*, Ironmaking and Steelmaking, vol 16, n°4, pp. 241-245. (1989).
- (89) F.B. Pickering. *“Physical metallurgy and the design of steels”*, Cap. 4, Ed. Applied Science Publishers, Essex. (1978).
- (90) W.C. Leslie. *“The physical metallurgy of steels”* , Cap. 6, Ed Mc-Graw Hill International, Tokyo. (1982).
- (91) C.A. Hernández, S.F. Medina, J.E. Mancilla, V. Blázquez: *Revista de Metalurgia*, vol 28, n°6, pp. 369-382. (1992).
- (92) W. Barr y A.J.K Honeyman: *J. Iron steel Inst. , Londres*, vol. 157, pag. 239. (1947).
- (93) N.J. Petch: *J. Iron steel Inst. , Londres*, vol. 174, pag. 25. (1953).
- (94) A. Cracknell, N.J. Petch: *Acta Metallurgica* ,vol. Pag. 186. (1955).
- (95) F.B. Pickering, T. Gladman: *Metallurgical Developements in Carbon steels*, special report No. 81, The Iron and Steel Institute, Londres, pag. 10. (1963).
- (96) S. Engineer, H. Gulden, H.W. Klein, V. Schuler, *“Development of microalloyed pearlitic steels with improved toughness properties”*, Information day on Microalloyed Engineering Steels, Comunidad Europea del Carbono y del Acero, Paper 4, Düsseldorf, (1988).
- (97) André Constant y Guy Henry, *“Les principes de base du traitement thermique des aciers”*, PYC - Editions, Paris. (1986).
- (98) D.J. Naylor: *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 16, n°4, pp. 246-252. (1989).
- (99) P.H. Wright: *Advanced Materials & Processes in Metal Progress*, vol. 12, pp. 29-36. (1988).
- (100) E.O. Hall: *Proc. Phy. Soc. , Londres*, vol. 64B, pp. 747-753. (1951).
- (101) N.J Petch: *J. Iron steel Institute*, vol. 174 (3), pp. 25-28. (1953).
- (102) R.A. Petkovic, M.J. Luton y J.J. Jonas: *Metal Science*, october, pp. 569-572. (1979).

- (103) J.M Cabrera, J.J. Jonas y J.M. Prado. "*Flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions*", 4th European Conference on Advanced Materials and Process, Venice, 25-28 September, EUROMAT'95. (1995).
- (104) J.M Cabrera, J.J. Jonas y J.M. Prado. "*Flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions*", pendiente de publicación en Materials Science and Technology. (1995).
- (105) M.G. Gensamer, E.B. Pearsall, W.S. Pellini y J.R. Low: Trans. ASM, vol. 30 (4), December, pp. 983-1020. (1942).
- (106) J. Rofés - Vernis, B. Héritier, P. Maitrepierre y A. Wyckaftr: Rev. Metall. CIT, vol. 11, pp. 879-885. (1983).
- (107) J.M. Chilton y M.J. Roberts: Metall. Trans. A, vol. 11, pag. 1711. (1980).
- (108) T. Gladman, I.D. Mc Ivor y F.B. Pickering: Journal Iron Steel Institute, vol. 210, pag. 916. (1972).
- (109) R.K. Amin, M. Korchinsky y F.B. Pickering: Metal Technology, vol. 24 (7), pag. 250. (1981).
- (110) T. Gladman, "*Medium/High Carbon steels for Rails, Rods, Bars and Forgings*", en "*Materials Science and Technology*", vol. 7, cap. 9, pp. 401-432. (1995).
- (111) F.B. Pickering, "*High Strength Low Alloy Steels*", en "*Materials Science and Technology*", vol. 7, cap. 8, pp. 335-399. (1995).
- (112) J.M Cabrera, A. Al Omar y J.M. Prado: Rev. Metalurgia, vol. 31, pp. 3-13. (1995).
- (113) J.M Cabrera, A. Al Omar, A. Herrero y J.M. Prado: TRATERMAT'95, San Sebastián 7-9 de Junio, pp. 225-232. (1995).
- (114) F.G. Wilson, T. Gladman: International Materials Review, vol. 33, nº5, pp. 221-286. (1988).
- (115) N. Shams: Materials Science and Technology, vol. 1, pp. 950-953. (1985).
- (116) T. Gladman: Proc. Royal Society, vol. 294, pp. 298-309. (1966).

- (117) M. Hillert: Acta Metallurgica, vol. 13, pp. 227-238. (1965).
- (118) P.R. Rios: Materials Science and Technology, vol. 4, pp. 324-327. (1988).
- (119) R.W. Honeycombe: Metall. Trans. A, vol. 7, pag. 915. (1976).
- (120) G.L. Dunlop, C.J. Carlson y G. Frimodig: Metall. Trans. A, vol. 9, pag. 261. (1978).
- (121) E. Orowan. "Symposium on internal stress in metal and alloy", Inst. of Metals, Londres, pp. 451-463. (1948).
- (122) M.F. Ashby. "Oxide dispersion strengthening", Ed. Ansell y col., Nueva York, pp. 143-153.(1968).
- (123) E.V. Arnaiz: en "El acero en la industria del automóvil", Ed. UNESID, Valencia, pag. 127. (1985).
- (124) B. Jaoul, en "Etude de la plasticité et applications", Ed. Dunod , Paris. (1965).
- (125) M.L. Lovato y M.G. Stout: Metall. Trans. A, vol. 23, pp. 935-951. (1992).
- (126) R. Papirno: en "Metals Handbook", Ninth Edition, vol. 8, (ASM, Metals Park, Ohio), pag. 55. (1987).
- (127) S.I. Oh, S.L. Semiatin y J.J. Jonas: Metall. Trans. A, vol. 23, pag. 963. (1992).
- (128) M.J. Luton, J.P. Immarigeon y J.J. Jonas: J. Phys. E (Sci. Inst.), vol. 7, pp. 862-864. (1974).
- (129) G.E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", Ed. Mc-Graw Hill, Third Edition. (1986).
- (130) D. Blanc y J.L. Strudel, en "Strength of Metals and Alloys",Proc. Conf. , ICSMA7, de. H.J. McQueen y col. ,Pregamon Press, Nueva York, pag. 349. (1985).
- (131) L. Miralles. "Modelización, por elementos finitos, del proceso de forja de materiales metálicos", Proyecto Fin de Carrera, ETSEIB-UPC, Barcelona. (1994).

- (132) N.Srinivasan y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Technology*, vol.8, pp. 206-212. (1992).
- (133) J.K. Chakravartty, Y.V.R.K. Prasad, y M.K. Asundi: *Metall. Trans. A*, vol. 22, pag. 829. (1991).
- (134) N. Ravichandran y Y.V.R.K. Prasad: *Metall. Trans. A*, vol. 22, pag. 2339. (1991).
- (135) D. Padmavardhani y Y.V.R.K. Prasad: *Metall. Trans. A*, vol. 22, pag. 2993. (1991).
- (136) S. Venugopal, S.I. Mannan, y Y.V.R.K. Prasad: *Metall. Trans. A*, vol. 23, pag. 3093. (1992).
- (137) S. Venugopal, S.I. Mannan, y Y.V.R.K. Prasad: *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 28, pp. 715-720, (1993).
- (138) O. Sivakesavam, I.S. Rao, y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Technology*, vol. 9, pp. 805-810. (1993).
- (139) S. Venugopal, S.I. Mannan, y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Technology*, vol. 9, pp. 899-906. (1993).
- (140) N.Srinivasan y Y.V.R.K. Prasad: *Metall. Trans. A*, vol. 25, pag. 2275. (1994).
- (141) S. Venugopal, S.I. Mannan, y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Engineering*, vol. 177, pp. 143-149. (1994).
- (142) P.K. Sagar, D. Banerjee, y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Engineering*, vol. 177, pp. 185-197. (1994).
- (143) B.V. Radhakishna Bhat, Y.R. Mahjan, H.Md. Roshan y Y.V.R.K. Prasad: *Materials Science and Technology*, vol. 11, pp. 167-173. (1995).
- (144) P.E. Reynolds: *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 8, pp. 52-58. (1991).
- (145) S. Wang: *Journal of Materials Science*, vol. 24, pp. 105-109. (1989).
- (146) F. Peñalba, C. García de Andrés, M. Carsí, y F. Zapraín, en *Congreso Nacional de Ciencia y Tecnologías Metalúrgicas*, vol. III, pp. 97-106, Madrid. (1990).

- (147) L.J. Cuddy y J.C. Raley: Metall. Trans. A, vol. 14A, pp. 1989-1995. (1983).
- (148) J.M. Cabrera. Tesis doctoral, ETSEIB-UPC, Barcelona. (1995).
- (149) O.N. Dogan, G.M. Michal, y H.W. Kwon: Metall. Trans. A, vol. 23, pag. 2121. (1992).
- (150) M. Hillert y L.I. staffanson: Acta Chem. Scand., vol. 24, pag. 3618. (1970).
- (151) H. Adrian: Materials Science and Technology, vol. 18, pp. 406-420. (1992).
- (152) H. Adrian y F.B. Pickering: Materials Science and Technology, vol. 17, pp. 176-182. (1991).
- (153) J.M. Cabrera, A. Al Omar y J.M. Prado: aceptado para publicar en la revista Journal of Materials Science.
- (154) W.J. Liu, J.J. Jonas: Metall. Trans. A, vol. 19, pp. 1043-1413. (1988).
- (155) M.G. Akben, B. Bacroix, J.J. Jonas: Acta Metallurgica, vol. 31, pp. 161-174. (1983).
- (156) M.J. Crooks, A.J. Garratt-Reed, J.B. Vander Sande, W.S. Owen: Metall. Trans. A, vol. 12, pp. 1999-2013. (1981).
- (157) W.J. Liu, J.J. Jonas: Metall. Trans. A, vol. 19, pp. 1415-1424. (1988).
- (158) W.J. Liu, J.J. Jonas: en "Processing, microstructure and properties of HSLA steels", Ed. A.J. DeArdo, The Minerals, Metals and Materials Society, pp. 39-50. (1988).
- (159) S.F. Medina, J.E. Mancilla: Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 30, pp. 73-78. (1994).
- (160) J.M. Cabrera, J.J. Jonas y J.M. Prado en "4th European Conference on Advanced Materials and Processes", EUROMAT 95. Symposium F- Materials and Processing Control (Ed. Associazione Italiana di Metallurgia). pp. 277-280. (1995).
- (161) R.S.W. Shewfelt, L.M. Brown: Philosophical Magazine, vol. 35, n° 4, pp. 945-962. (1977).
- (162) E. Arzt, M.F. Ashby: Scripta Metallurgica et Materialia, vol. 16, pp. 1285-1290. (1982).
- (163) E. Arzt, D.S. Rösler: Acta Metallurgica, vol. 36, n° 4, pp. 1053-1060. (1988).

BIBLIOGRAFÍA

- (164) E. Arzt, D.S. Wilkinson: *Acta Metallurgica*, vol. 34, nº 10, pp. 1893-1898. (1986).
- (165) C.M. Sellars: *Materials Science Forum*, vol. 113-115, pp. 29-40. (1993).
- (166) K.T. Park, E.J. Lavernia y F.A. Mohamed: *Acta Metallurgica*, vol. 38, nº 11, pp. 2149-2159. (1990).
- (167) F.A. Mohamed, K.T. Park y E.J. Lavernia: *Materials Science and Techn.*, vol. A150, pp. 21-35. (1992).
- (168) K.T. Park, E.J. Lavernia y F.A. Mohamed: *Acta Metallurgica*, vol. 42, nº 3, pp. 667-678. (1994).
- (169) B. Derby: *Acta Metallurgica*, vol. 39, nº 5, pp. 955-962. (1991).
- (170) B. Derby: *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol. 27, pp. 1581-1586. (1992).