

**CARACTERIZACIÓN MECÁNICO-METALÚRGICA
DE LA CONFORMACIÓN EN CALIENTE DEL
ACERO MICROALEADO DE MEDIO CARBONO
38MnSiVS5.**

José María Cabrera Marrero

Memoria de tesis presentada para optar al grado de Doctor Ingeniero Industrial
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

Agosto 1995



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



8.6.- MODELIZACION DE LA ETAPA DE ENDURECIMIENTO Y RESTAURACION DINAMICA.

Después del conjunto de ecuaciones desarrolladas anteriormente sólo resta por determinar la modelización del tramo inicial de la curva de fluencia, es decir aquella parte de la curva donde los mecanismos involucrados son los de endurecimiento por deformación y ablandamiento por restauración dinámica. Con tal motivo se utilizarán las ecs. (6.34) a (6.37). Antes de proseguir debe hacerse un inciso pues tales ecuaciones están pensadas para modelar la curva de fluencia cuando sólo interviene como mecanismo de ablandamiento la restauración dinámica, y es por ello que se hace referencia a una tensión de estado estable. En la práctica y en la mayoría de ensayos efectuados, al coexistir la recristalización dinámica no se llega a alcanzar ese estado de saturación por restauración dinámica como puede verse claramente esquematizado en la Fig. 8.34. Sin embargo como criterio práctico, y en lo que sigue, se supondrá que esta tensión de estado estable es coincidente con la tensión máxima alcanzada en la curva de fluencia (haya o no recristalización dinámica). Un estudio más apropiado requeriría determinar tal tensión de saturación, lo cual se puede hacer a partir de curvas de velocidad de endurecimiento $\dot{\theta}$ frente a tensión (ver Fig. 8.35).

De las curvas experimentales se determinó por el método de mínimos cuadrados los coeficientes de la ec. (6.34), esto es, σ_0 , $(\alpha'\mu b)^2 U$ y Ω . Ello se efectuó sustrayendo las tensiones internas σ_{op} determinadas en el apartado 8.4, de modo que se tuvieron sólo en cuenta las tensiones efectivas. Un cálculo más exacto supondría tener en cuenta que estas tensiones internas son ligeramente dependientes de la deformación, especialmente una vez comienza la recristalización dinámica (a partir de ϵ_c), pero como anteriormente se verificó su efecto es casi constante desde el inicio de la deformación hasta el máximo de tensión σ_p . Se comprobó asimismo que los valores determinados de σ_0 en la ec. (6.34) podían despreciarse, lo cual en cierto modo es lógico pues σ_0 equivaldría a la tensión inicial (antes de comenzar la deformación) y proporcional a las dislocaciones iniciales, las cuales son claramente inferiores a las desarrolladas durante el proceso de conformado. En los ensayos de alta velocidad los valores obtenidos deben tomarse como indicativos, pues el efecto adiabático de calentamiento no fue incluido en la determinación de los coeficientes anteriores.

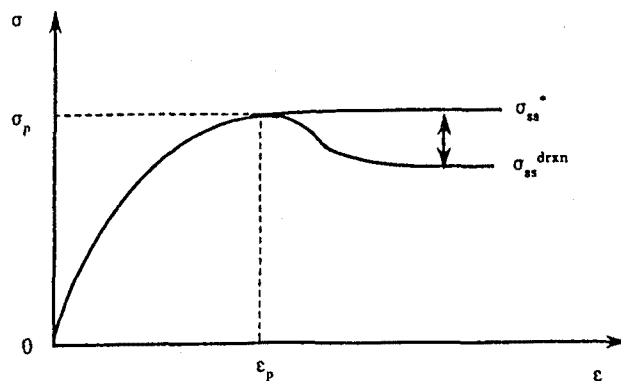


Figura 8.34. Comparación entre los valores de σ_p y σ_{ss} cuando actúan simultáneamente o no la restauración y recristalización dinámicas.

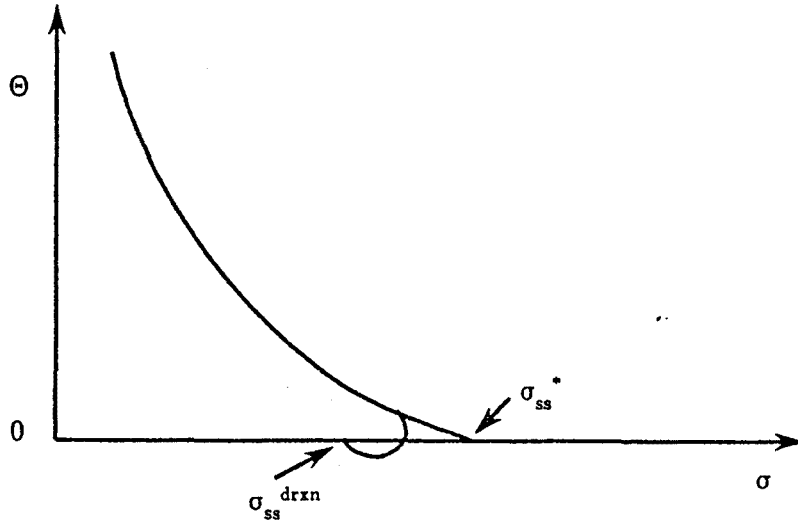


Figura 8.35. Determinación de σ_{ss} cuando hay recristalización dinámica a partir de las curvas de velocidad de endurecimiento.

El siguiente paso es la determinación de la dependencia de U y Ω con las condiciones de deformación. Para ello es de gran utilidad la expresión desarrollada en la ec. (6.37), la cual a todas luces se puede sustituir en la ec. (8.5), de modo que resulta:

$$\alpha' \mu b \sqrt{\frac{U}{\Omega}} = \frac{E(T)}{\alpha} \cdot \operatorname{arcsen} h \left[\left(\frac{1}{A^m} \cdot \frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (8.15)$$

Ambos términos de la ecuación equivalen a σ_p y en la Fig. 8.36 se representan los valores experimentales determinados para el lado izquierdo de la ecuación anterior frente al lado derecho, apreciándose un ajuste casi perfecto, y como no es aparente ninguna diferencia entre las series, pues el efecto de tamaño de grano fue eliminado del cálculo.

La ecuación anterior ya permite tener una expresión de la dependencia de U y Ω con la temperatura y velocidad de deformación, aunque no una expresión diferenciada para ambos. Al menos una expresión para alguno de los dos términos debe desarrollarse para predecir la otra.

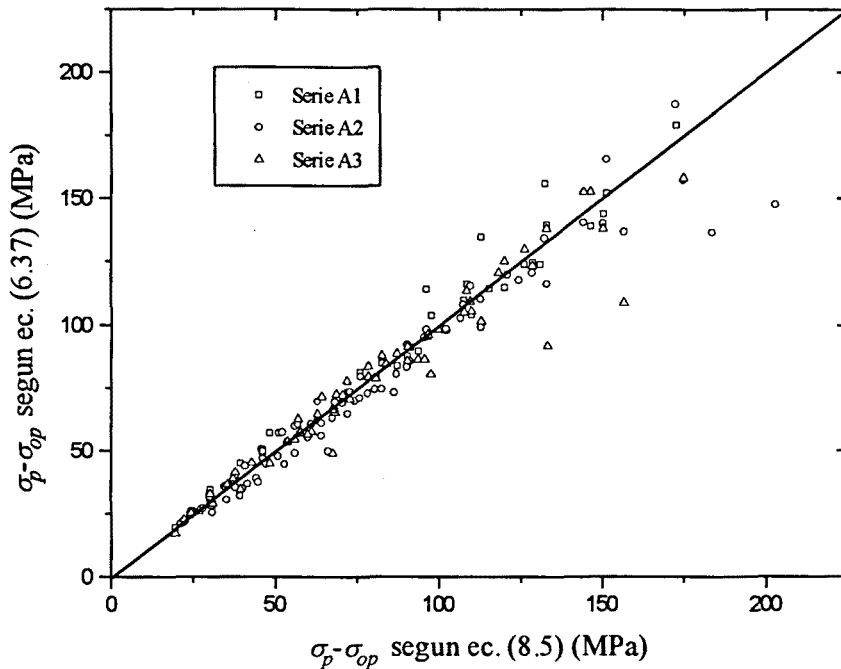


Figura 8.36. Comparación entre los valores de tensión de pico efectivos determinados directamente sobre la curva de ensayo (ec. (8.5)) o a partir de su relación con U y Ω (ec. (6.37)).

Es habitual considerar el término U , velocidad de generación de dislocaciones según el modelo de Estrin y Mecking⁽¹³⁷⁾, o velocidad a la que las dislocaciones móviles son inmovilizadas o aniquiladas según el modelo de Bergström⁽¹³⁸⁾, como una constante. Ello se entiende mejor con el planteamiento de Estrin y Mecking, pues la velocidad de generación de dislocaciones es proporcional a su recorrido libre medio. Si hay impedimentos geométricos (tales como partículas o tamaños de grano fino) es lógico que dicho término sea constante y en todo caso dependiente del obstáculo geométrico, en este caso el tamaño de grano inicial, estrechamente vinculado a la densidad de partículas. En la Fig. 8.37 se representa la evolución de $(\alpha'b)^2U$ frente al parámetro de Zener-Hollomon ($Q=270\text{KJ/mol}$). Es evidente que habiendo eliminado el efecto de la temperatura al dividir por $\mu(T)$, la dependencia de U con la velocidad de deformación y temperatura no es nula, aunque si muy ligera pues en seis órdenes de magnitud de Z , el término responsable del endurecimiento U cambia un sólo orden. Se observa también una ligera dependencia con el tamaño de grano inicial d_o , responsable del aumento de dispersión a la hora de representar los datos de las series de ensayos A2 y A3. La Fig. 8.37 sugiere una relación como la ec. (8.16):

$$(\alpha'b)^2U = K_U \cdot d_o^{n_U} \cdot Z^{m_U} \quad (8.16)$$

El ajuste efectuado por mínimos cuadrados proporcionó los siguientes valores de las constantes: $K_U=0.329 \cdot 10^{-5}$, $n_U=-0.08$ y $m_U=0.144$, con un coeficiente de correlación $r^2=0.94$. Los bajos valores de n_U y m_U corroboran la práctica constancia de U .

En la Fig. 8.38 se representa la dependencia con Z del término Ω responsable del proceso de restauración dinámica en el modelo de Estrin y Mecking, o probabilidad de removilización o aniquilación de dislocaciones inmóviles en el modelo de Bergström. De la primera definición es claro que puede pensarse que Ω dependen de la velocidad de deformación y la temperatura, pues la restauración dinámica es un fenómeno activado térmicamente. De la figura anterior es aparente que los resultados de la serie A1 tienden a estar bien explicados sólo por Z , y que el resto de series de ensayo tienden a dispersarse. Para encontrar una ecuación explicativa de los valores de Ω algunos autores (Yoshie y col.⁽¹⁸³⁾, Laasraoui y col.⁽¹⁵⁶⁾), ajustaron el comportamiento observado a la siguiente ecuación:

$$\Omega = K_{\Omega} \cdot d_o^{n_{\Omega}} \cdot Z^{m_{\Omega}} \quad (8.17)$$

donde d_o es el tamaño de grano inicial en μm , y K_{Ω} , n_{Ω} y m_{Ω} son constantes dependientes del material. Tal ecuación provocaría al despejar U de la ec. (8.15) una compleja dependencia del citado término con la velocidad de deformación y temperatura (ver ec. (8.18)), lejos por lo tanto de la expresión deducida en la ec. (8.16).

Se determinaron no obstante los parámetros anteriores por regresión por mínimos cuadrados y se obtuvieron los siguientes valores: $K_{\Omega}=1829$, $m_{\Omega}=-0.167$ y $n_{\Omega}=-0.346$ (el coef. de regresión fue de $r^2=0.85$). En la tabla 8.7 se comparan con valores recopilados en literatura, siendo de destacar la falta de acuerdo entre los exponentes propuestos, y la menor discrepancia de resultados en el término m_{Ω} . La Fig. 8.39 muestra gráficamente la bondad del ajuste.

Acero	Referencia	K_{Ω}	n_{Ω}	m_{Ω}	Q (KJ/mol)
Bajo C ligeramente aleado	183	37.2	0.0412	-0.0986	175456
Bajo C microaleado	156	157	-	-0.2	137000
Este trabajo		1829	-0.346	-0.167	270000

Tabla 8.7. Valores de las constantes de la ec. (8.15) reportadas por otros autores.

Asumiendo la ec. (8.16) es evidente que se puede despejar el valor de Ω propuesto en la ec. (8.18).

$$\Omega = \left(\frac{\mu(T)}{E(T)} \right)^2 \cdot 1338^2 \cdot 0.329 \cdot 10^{-5} \cdot d_o^{-0.08} \cdot Z^{0.144} \cdot \left[\operatorname{arcsen} h \left(\left(\frac{1}{613} \cdot \frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right)^{1/5} \right) \right]^2 \quad (8.18)$$

El coeficiente de regresión obtenido fue $r^2=0.80$, inferior al anteriormente determinado. Puesto que el objetivo final es modelizar la curva de fluencia se optó por la ec. (8.17) ya

que proporciona un mejor ajuste. La complejidad de la ec. (8.15) hace ya presuponer que los valores de Ω y U independientemente considerados deben ser también claramente complejos.

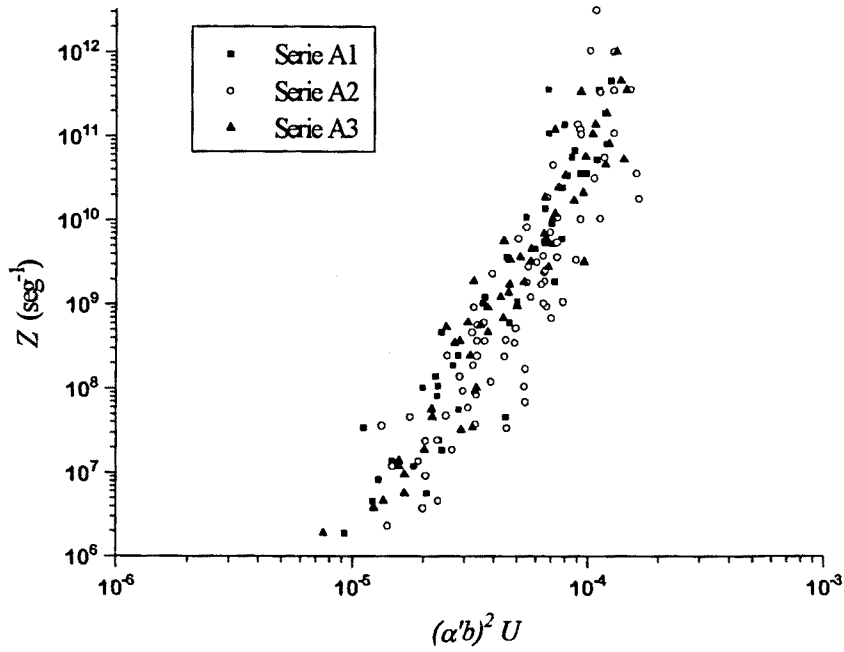


Figura 8.37. Dependencia de U con las condiciones de deformación para cada serie de ensayos.

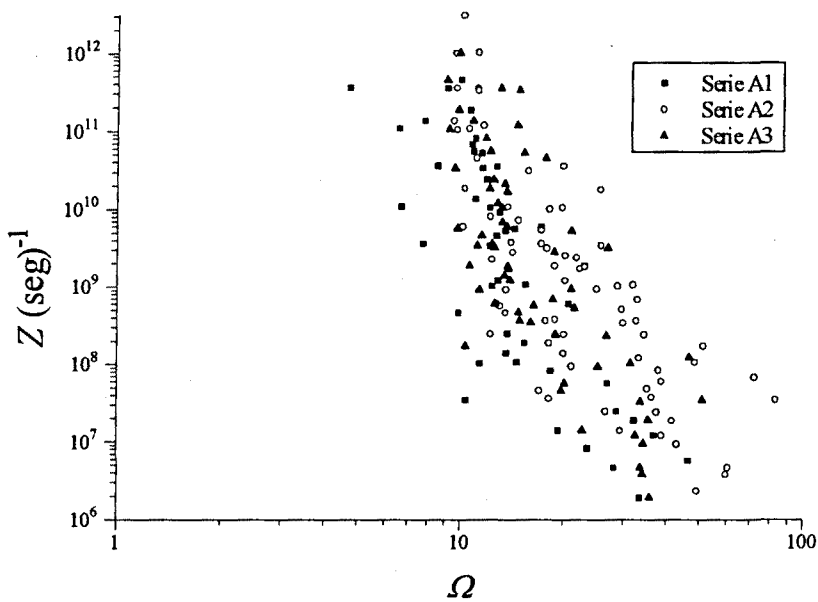


Figura 8.38. Dependencia de Ω con las condiciones de deformación para cada una de las series de ensayos.

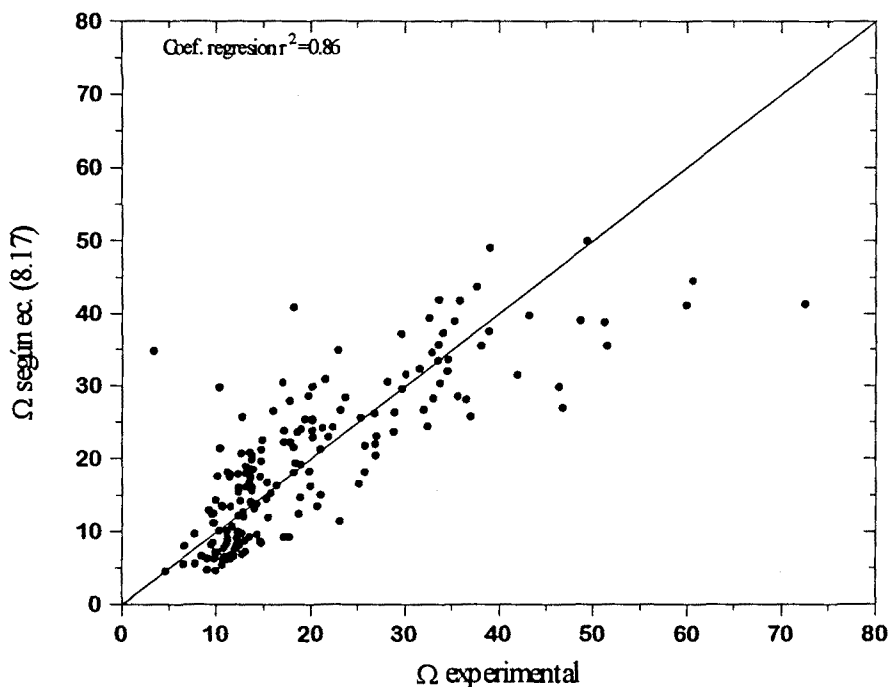


Figura 8.39. Ajuste de Ω a la ec. (8.17).

8.7.- EL TAMAÑO DE GRANO TRAS LA DEFORMACION.

Retomando el objetivo inicial de este trabajo cabe centrar la discusión ahora en el tamaño de grano que se obtendrá tras el proceso de deformación. La modelización de su progresión puede establecerse del siguiente modo cuando tiene lugar la recristalización dinámica:

1) Si el proceso de recristalización dinámica ha alcanzado la fluencia de estado estable el tamaño de grano vendrá dado por:

a) la expresión universal de Derby y col. en caso de que la matriz esté libre de partículas.

b) la ec. (8.15) en caso de suficiente presencia de partículas.

2) Si el proceso de deformación se detiene una vez iniciada la recristalización dinámica pero antes de alcanzar el estado estable, la mejor suposición que se puede hacer es un promedio ponderado por la fracción de volumen de grano recristalizado (ver ec. (8.2)) entre el tamaño de grano recristalizado y el tamaño de grano inicial.

3) Si la deformación se detiene antes de iniciarse la recristalización dinámica, en condiciones en las que un aumento de la deformación lo provocaría, cabe pensar en un tamaño de grano similar al inicial.

4) Si el único proceso de ablandamiento es el de restauración dinámica, se producirá un elongamiento de los granos, aumentando la superficie de límite de grano por unidad de volumen. En dicho caso la caracterización del tamaño de grano requeriría técnicas diferentes a las de suponer granos equiáxicos, como se ha hecho en todo este trabajo. Un estudio adicional debe efectuarse para correlacionar ese grano deformado con el inicial.

8.8. - MODELIZACION DEFINITIVA DE LA CURVA DE FLUENCIA.

A continuación se resume el conjunto de ecuaciones de modelización de la curva de fluencia para el acero de estudio.

El valor de deformación que indicará el inicio de recristalización dinámica es:

$$\varepsilon_p = 7 \cdot 10^{-3} \cdot d_o^{0.146} \cdot Z^{0.137}$$

Si sólo hay restauración dinámica ($\varepsilon < \varepsilon_p$):

$$\sigma = \sigma_p \cdot (1 - e^{-\Omega \varepsilon})$$

donde la tensión de pico σ_p y Ω valen :

$$\sigma_p = \left(\frac{E(T)}{1338} \right) \cdot \operatorname{arcsen} h \left(\left(\frac{1}{603} \right) \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D(T)} \right)^{1/5} \right) + \sigma_{op}$$

$$\Omega = 1829 \cdot d_o^{-0.346} \cdot Z^{-0.167}$$

(d_o en μm .)

y donde la tensión interna se aplica sólo cuando el tamaño de grano inicial d_o es inferior a aproximadamente $30\mu\text{m}$. Dicha tensión viene expresada por:

$$\sigma_{op} = \sigma_{ip} + (3.94 + 0.45 \cdot \log(\dot{\varepsilon})) \cdot d_o^{-0.5}$$

(d_o en mm .)

VIII. Discusión de resultados de los ensayos de conformado y conclusiones.

y σ_{ip} vale:

$$\sigma_{ip} = -15.29 - 1.219 \cdot \log(\dot{\epsilon})$$

A partir del inicio de recristalización dinámica ($\epsilon > \epsilon_p$):

$$\sigma = \sigma_p - (\sigma_p - \sigma_{ss}) \cdot \left[1 - \exp \left(-0.693 \cdot \left(\frac{\epsilon - 7 \cdot 10^{-3} \cdot d_o^{0.146} \cdot Z^{0.137}}{1.80 \cdot 10^{-6} \cdot d_o^{0.24} \cdot \dot{\epsilon}^{0.255} \exp\left(\frac{13974}{T}\right)} \right)^{1.83} \right) \right]$$

La tensión de estado estable σ_{ss} vale:

$$\sigma_{ss} = \left(\frac{E(T)}{1168} \right) \cdot \operatorname{arcsen} h \left(\left(\frac{1}{813} \right) \cdot \left(\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right)^{1/5} \right) + \sigma_{oss}$$

donde

$$\begin{aligned} \sigma_{oss} &= 3.5 + 0.751 \cdot (d_{rec})^{-1/2} \\ \sigma_{oss} &= 0 \quad d_{rec} > 30 \mu m \end{aligned}$$

con d_{rec} en mm. aplicable cuando $d_{rec} < 30 \mu m$. y hay partículas presentes. Tal tamaño de grano viene dado por la siguiente expresión:

$$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 0.13 \cdot \left(\frac{d_{rec}}{b} \right)^{-0.395}$$

Para calcular σ_{ss} en esta última expresión ha de recurrirse a la ecuación unificada del arcoseno pero tomando $\sigma_{oss} = 0$.

En todas las expresiones anteriores Z equivale al parámetro de Zener-Hollomon, considerando como energía de activación la de autodifusión, $E(T)$ es el módulo de Young, $D(T)$ es el coeficiente de autodifusión, $\mu(T)$ el módulo de cizalladura y b el vector de Burgers de la austenita.

8.9.- COMPARACION DEL MODELO CON LAS CURVAS EXPERIMENTALES.

En las Figs. 8.40 a 8.45 se comparan las curvas de fluencia experimentales con las obtenidas con el modelo mecánico desarrollado en este trabajo. Puede apreciarse que en general existe un muy buen acuerdo entre el modelo teórico y los ensayos registrados, pudiendo afirmarse que el error entre ambos no es superior al 10%. Este valor de discrepancia debe tomarse como excelente si se tiene en cuenta que se cubren 5 órdenes de magnitud en velocidad de deformación, 300°C en temperatura y que no se ha valorado el error experimental.

La simulación es especialmente concordante con los ensayos experimentales a velocidades superiores a 10^{-3} seg.⁻¹. A velocidades inferiores existen algunas discrepancias, especialmente a 10^{-4} seg.⁻¹ y en las series A2 y A3. En tal situación parece que la cinética de recristalización dinámica está sobrevalorada. La falta de desacuerdo en el rango bajo de velocidades no es sorprendente pues es a estas velocidades donde aparecen fenómenos que no se han tenido en cuenta en la modelización, como puede ser “creep” (recuérdese que el tamaño de grano es muy fino en los ensayos de la series A2 y A3), recristalización dinámica cíclica (sólo se ha modelado el primer ciclo) y un segundo pico superior al primero en algunos casos. Tampoco se tuvieron en cuenta los incrementos de tensión debido a la precipitación dinámica. Este último fenómeno hace que a velocidades de deformación lentas discrepen las curvas de fluencia experimentales y teóricas de 850°C de la serie A1.

Las curvas de fluencia simuladas a velocidad de deformación 3 seg.^{-1} muestran además como quedarían corregidas las curvas experimentales si se introduce la corrección adiabática, especialmente en las curvas de baja temperatura. Puede observarse que en algunos casos el ablandamiento aparente observado se debe al hecho del aumento de temperatura, y no a aparición de recristalización dinámica. A las velocidades de deformación de 10 seg.^{-1} , dado que eran a alta temperatura la corrección adiabática a introducir es mucho menor, y por ello las curvas teóricas se desvían poco de las experimentales.

Finalmente cabe comentar que los ajustes son igual de buenos con independencia de la serie de ensayo considerado, quedando por lo tanto demostrada la validez de las ecuaciones desarrolladas en este trabajo, y donde se tuvo que incluir el efecto de la microestructura inicial, fundamentalmente a través del tamaño de grano.

VIII. Discusión de resultados de los ensayos de conformado y conclusiones.

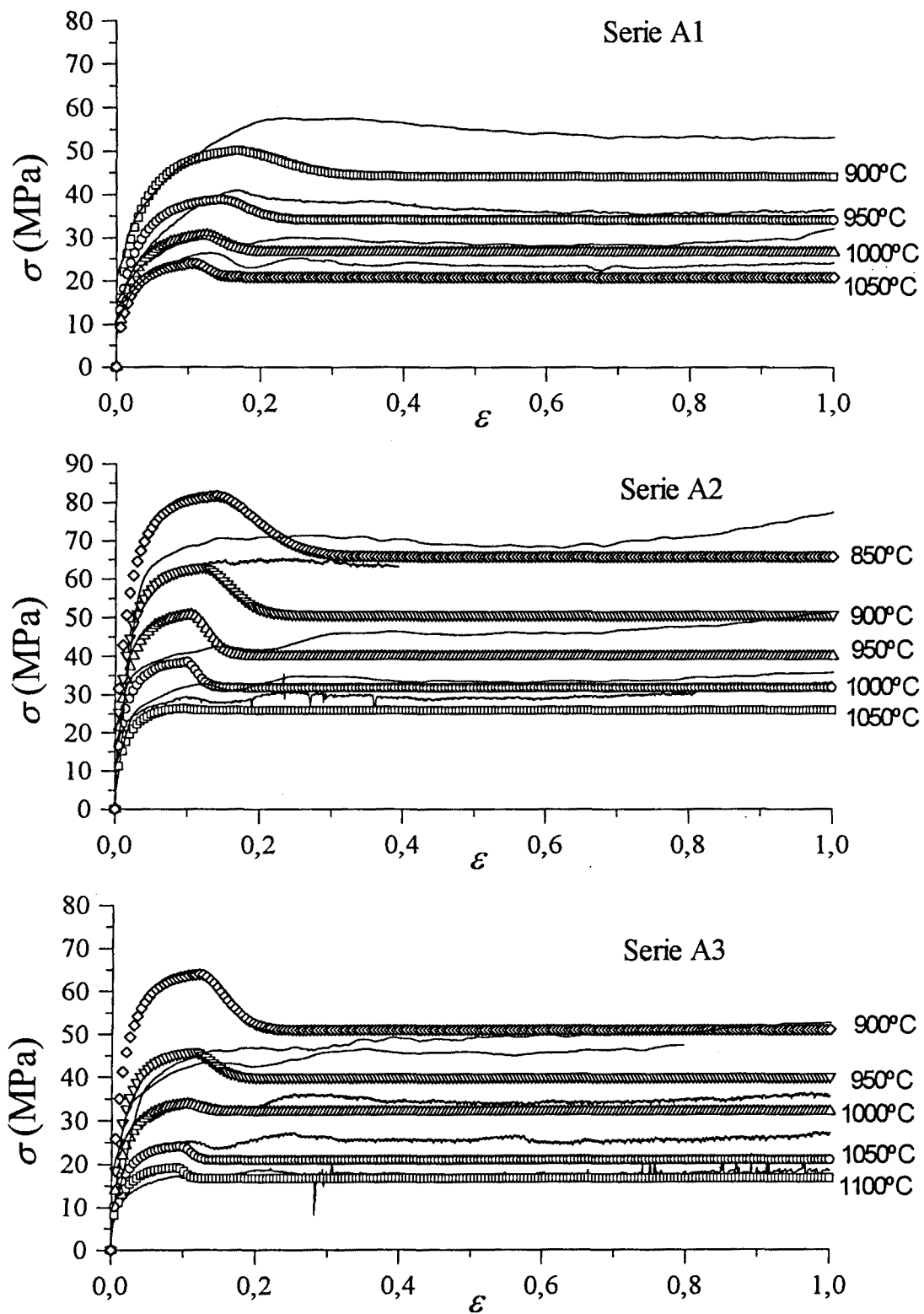


Figura 8.40. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ seg}^{-1}$

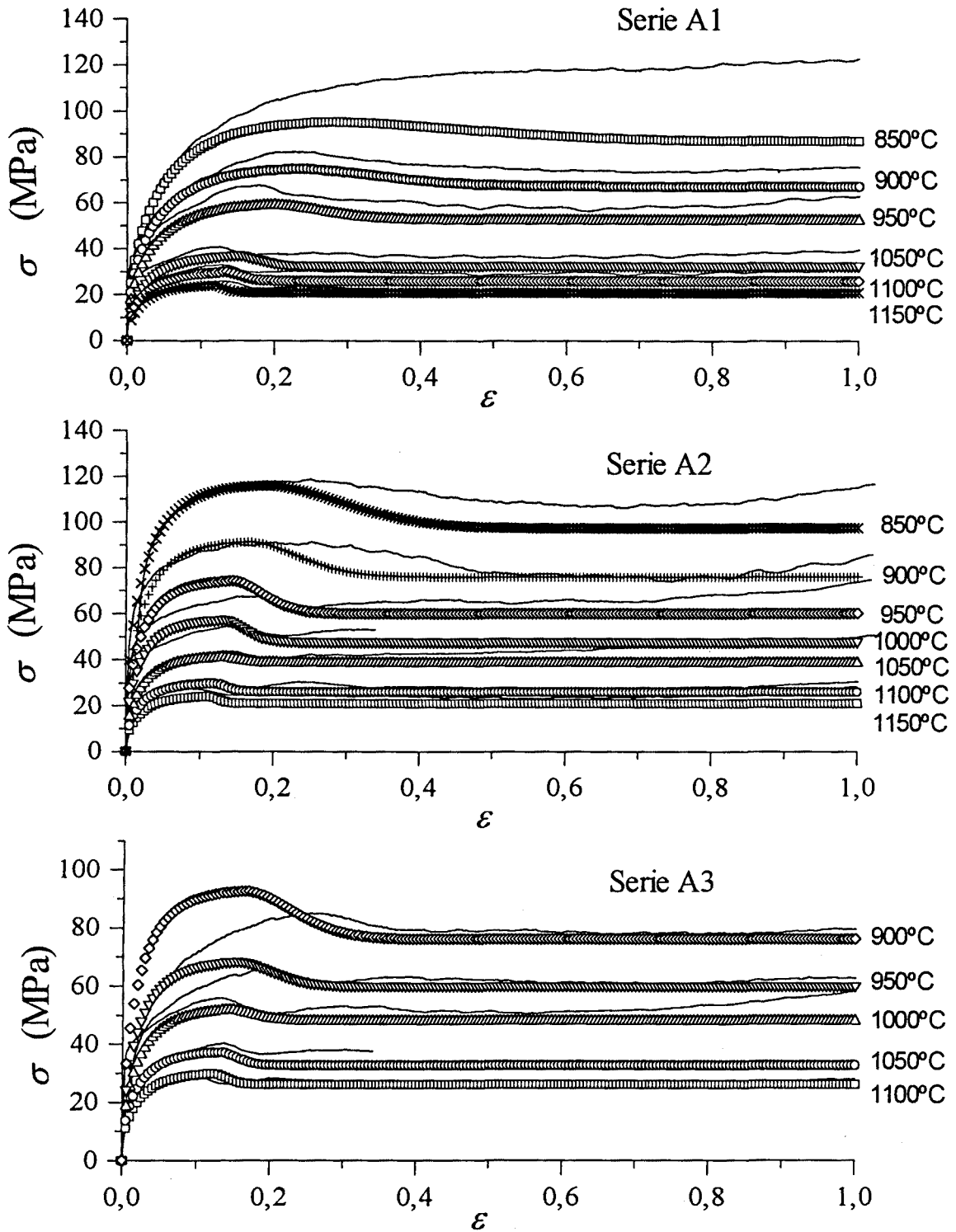


Figura 8.41. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ seg}^{-1}$

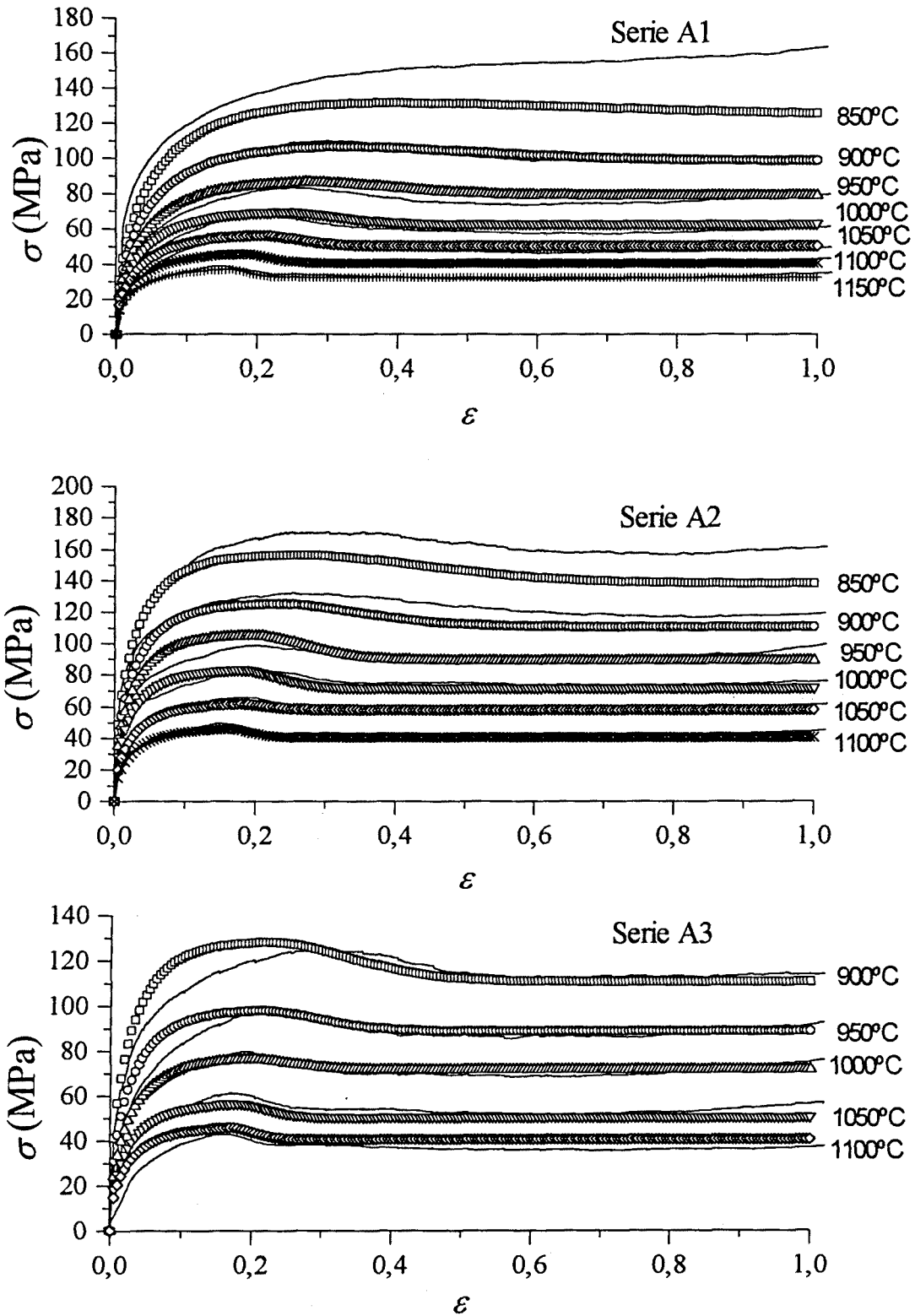


Figura 8.42. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ seg.}^{-1}$

VIII. Discusión de resultados de los ensayos de conformado y conclusiones.

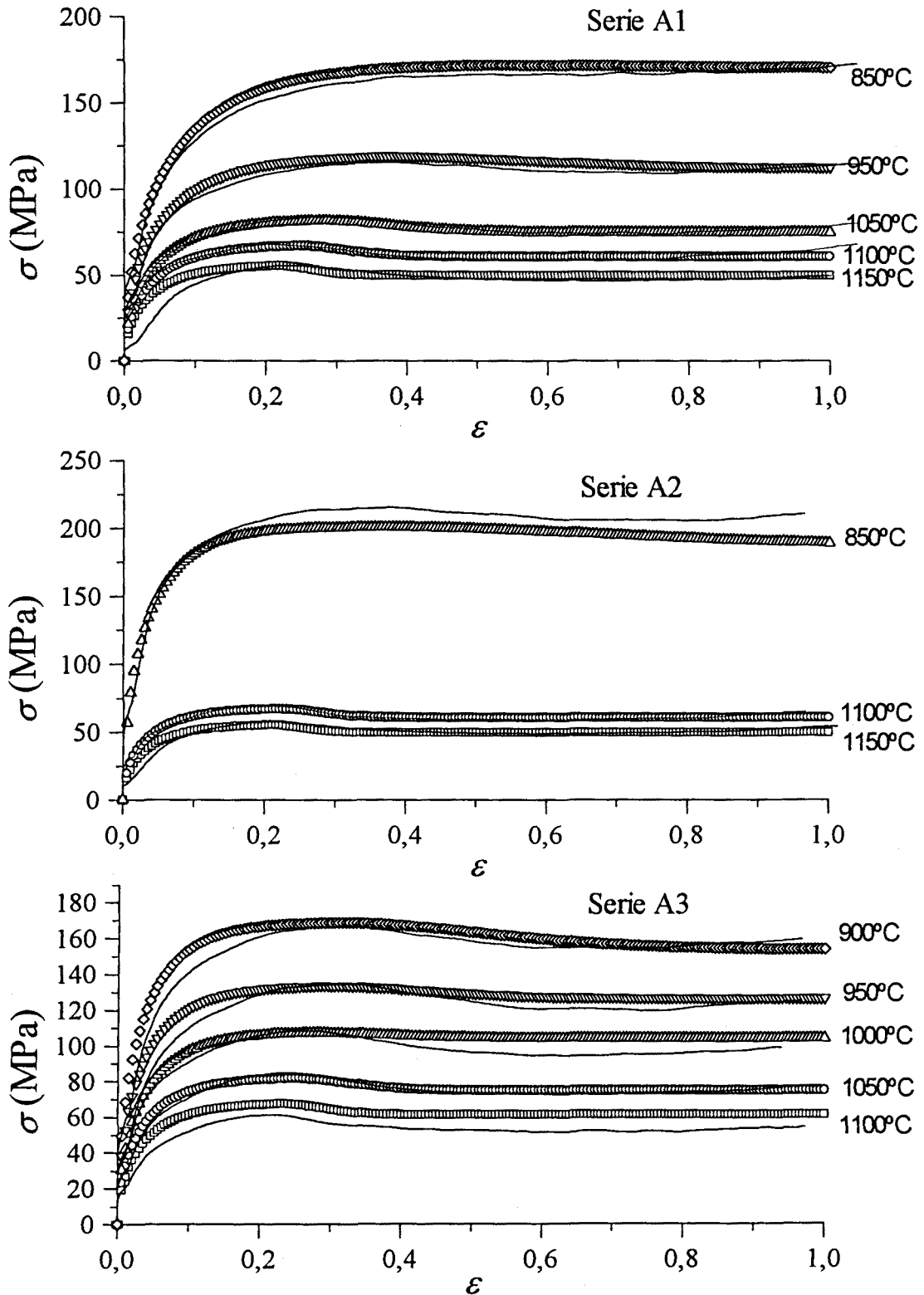


Figura 8.43. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ seg}^{-1}$

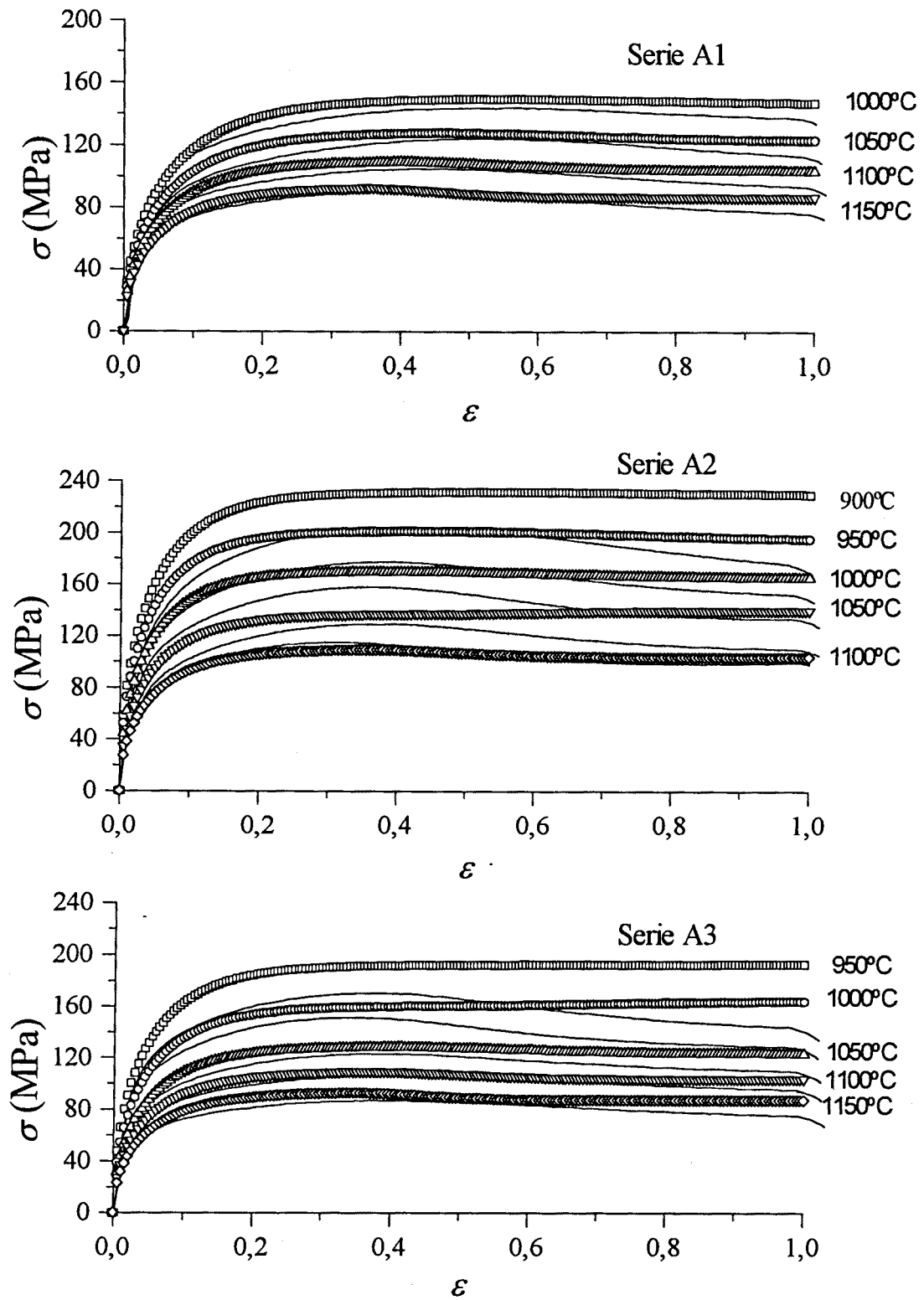


Figura 8.44. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 3 \text{ seg.}^{-1}$

VIII. Discusión de resultados de los ensayos de conformado y conclusiones.

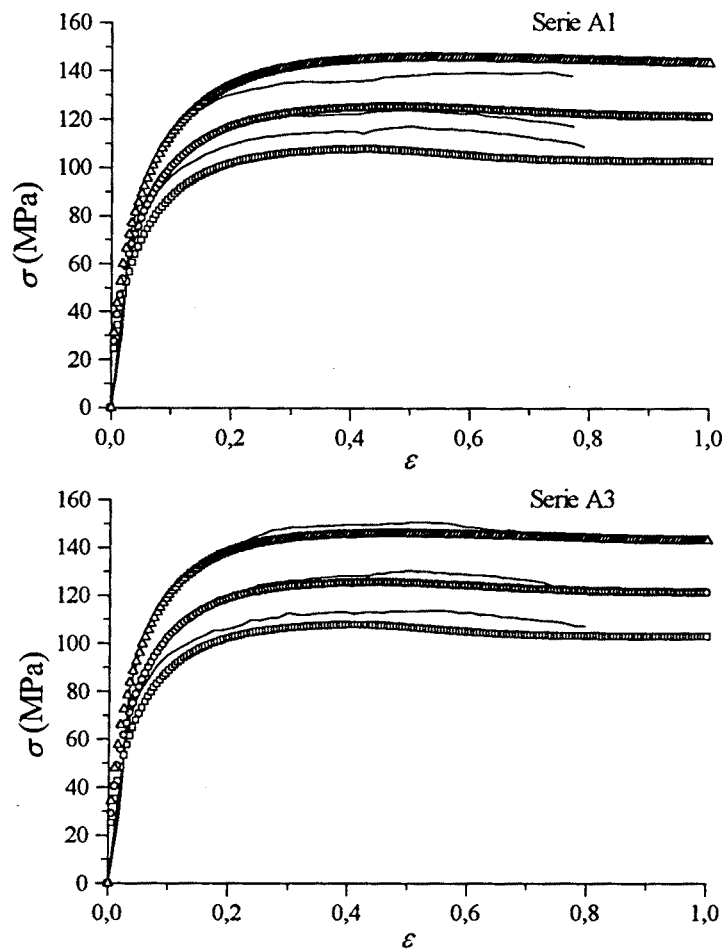


Figura 8.45. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y teóricas a $\dot{\epsilon} = 10 \text{ seg.}^{-1}$

8.10.- CONCLUSIONES.

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

- * El modelo de Estrin y Mecking y Bergström predice con razonable exactitud las curvas de fluencia en caliente.
- * Las ecuaciones cinéticas clásicas también predicen con suficiente rigor las tensiones máximas y de estado estable.
- * Para hacer extensibles los modelos anteriores a todas las condiciones de conformado ensayadas se ha verificado que es necesario incluir un tensión adicional a la tensión global, como efecto del papel de endurecimiento que los límites de grano parecen estar jugando. Asimismo se ha demostrado que se pueden usar ecuaciones con valores reales, en vez de aparentes, para lo cual debe considerarse la energía de autodifusión de la austenita.
- * Se ha verificado que tal efecto es apreciable a partir de tamaño de grano inferiores a 30 μm . y que es dependiente de la propia velocidad de deformación.
- * También se ha verificado que a muy bajas temperaturas (850°C) debe comenzar a tenerse en cuenta un efecto adicional sobre la tensión de fluencia debido al endurecimiento por precipitación.
- * Es necesario incluir el efecto de calentamiento adiabático en ensayos de relativa alta velocidad de deformación ($\dot{\epsilon} > 3 \text{ seg}^{-1}$) y relativa baja temperatura.
- * La recristalización dinámica en presencia de partículas de segunda fase produjo un tamaño de grano más fino que en el caso de matriz libre de partículas, y de nuevo afectaba a los valores de la tensión de fluencia.
- * El tamaño de grano recristalizado dinámicamente se ajusta a la ecuación universal propuesta por Derby y col.
- * Las ecuaciones de la cinética de recristalización dinámica sugieren que tal recristalización puede considerarse, a efectos prácticos, a velocidad de nucleación constante, que la misma tiene lugar en límites de grano y que puede representarse adecuadamente por una ecuación de Avrami.
- * La precipitación dinámica para el acero seleccionado tiene lugar en el rango inferior de temperaturas, en consonancia con lo reportado para aceros similares pero de inferior carbono (HSLA).

BIBLIOGRAFIA

- (1) D.J. Naylor. "Review of international activity on microalloyed engineering steels", Ironmaking and Steelmaking, vol. 16, n°4, pp 246-252, (1989).
- (2) 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).
- (3) M. Korchinsky. "Profits-through microalloying", Proc. 3rd Int. Mini Mills Conference, New Orleans, March, (1984).
- (4) Proc. Information day on Microalloyed Engineering Steels, Comunidad Europea del Carbono y el Acero, Düsseldorf, (1988).
- (5) H. Hara, M. Kobayashi. "Hot forged microalloyed steels in automobile components", The Institute of Metals. Vanadium Award, pp 5-15, (1987).
- (6) M. Baffigi, S. Corso, A. Giaccone, L. Infante. "Production and services properties of microalloyed steel components for the motor industry", Metallurgical Science and Technology, vol. 3, n°2, pp 55-65, (1985).
- (7) K. Krasal, S. Thompson, G. Krauss. "New options in automotive steels", Automotive Engineering, vol 97, n°5, pp 71-79, (1989).
- (8) T. Gladman. "Physical metallurgy of microalloyed medium carbon engineering steels", Ironmaking and Steelmaking, vol 16, n°4, pp 241-245, (1989).
- (9) F.B. Pickering. "Physical metallurgy and the design of steels", Cap. 4, Ed. Applied Science Publishers, Essex, (1978).
- (10) W.C. Leslie. "The physical metallurgy of steels", Cap. 6, Ed Mc-Graw Hill International, Tokyo, (1982).
- (11) C.A. Hernández, S.F. Medina, J.E. Mancilla, V. Blázquez. "Fundamentos metalúrgicos de los aceros microaleados", Revista de Metalurgia, vol 28, n°6, pp 369-382, (1992).
- (12) I. Aldayturriaga. SIDENOR. Comunicación privada al autor, (1995).
- (13) L.D. Cuddy, "The effect of microalloy concentration on the recrystallization of austenite during hot deformation", en "Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite", Eds. A.J. DeArdo, G.A. Ratz, P.J. Wray. Metallurgical Society of AIME, Pittsburg-Pennsylvania, pp 129-139, (1981).
- (14) M.G. Akben, I. Weiss, J.J. Jonas. "Dynamic precipitation and solute hardening in a V microalloyed steel and two Nb steels containing high levels of Mn", Acta Metallurgica, vol 29, pp 111-121, (1981).
- (15) J.J. Jonas, M.G. Akben, "Retardation of austenite recrystallization by solutes: a critical appraisal", Metals Forum, vol. 4, n°1&2, pp 92-101, (1981).
- (16) R.L. Bodnar. "Applications of titanium nitride technology to steel products: Symposium summary", Iron and Steelmaker, April, pp 19-24, (1994).
- (17) M.G. Akben, T. Chandra, P. Plassiard, J.J. Jonas. "Dynamic precipitation and solute hardening in a titanium microalloyed steel containing three levels of manganese", Acta Metallurgica, vol 32, n°4, pp 591-601, (1984).

Bibliografía

- (18) 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).
- (19) D.J. Naylor. "Review of international activity on microalloyed engineering steels", Ironmaking and Steelmaking, vol. 16, nº4, pp 246-252, (1989).
- (20) P.H. Wright. "Microalloyed forging steels: a new generation", Advanced Materials & Processes inc Metal Progress, vol 12, pp 29-36, (1988).
- (21) F.G. Wilson, T. Gladman, "Aluminium nitride in steel", International Materials Review, vol 33, nº5, pp 221-286, (1988).
- (22) D.A. Porter, K.E. Easterling. "Phase transformations in metals and alloys", Caps. 3 y 5, Ed. Van Nostrand Reinhold, Berkshire, (1981).
- (23) J.D. Verhoeven. "Fundamentos de metalurgia física", Cap. 7. Ed. Limusa, México, (1987).
- (24) P. Cotterill, P.R. Mould. "Recrystallization and grain growth in metals", Caps. 4, 7 y 9. Ed. Surrey Univ. Press, London, (1976).
- (25) R. Ralph. "Grain growth", Materials Science and Technology, vol. 6, pp 1139-1144, (1990).
- (26) C.S. Smith. "Grain, phases, and interfaces: An interpretation of microstructure". Comunicación privada de C. Zener a C.S. Smith, citado en pág. 47. Transactions AIME. Vol. 175, pp 15-51, (1948).
- (27) M. Hillert. "On the theory of normal and abnormal grain growth", Acta Metallurgica, vol 13, pp 227-238, (1965).
- (28) C.J. Tweed, B. Ralph, N. Hansen. "The pinning by particles of low and high angle grain boundaries during grain growth", Acta Metallurgica, vol 32, nº 9, pp 1407-1414, (1984).
- (29) V. Randle, B. Ralph. "Interactions of grain boundaries with coherent precipitates during grain growth", Acta Metallurgica, vol 34, nº5, pp 891-898, (1986).
- (30) T. Gladman. "On the theory of the effect of precipitate particles on grain growth in metals", Proc. Royal Society, vol 294, pp 298-309, (1966).
- (31) T. Gladman. "Abnormal grain growth during the heat treatment of steel", Materials Science Forum, vols. 94-96, pp 113-128, (1992).
- (32) P.R. Rios. "A theory for grain boundary pinning by particles", Acta Metallurgica, vol 35, nº12, pp 2805-2814, (1987).
- (33) C.O.I. Emenike, J.C. Billington. "Aluminium nitride precipitation in multiple microalloyed pipeline steels". Materials Science and Technology, vol 5, pp 450-456, (1989).
- (34) C.O.I. Emenike, J.C. Billington. "Formation of precipitates in multiple microalloyed pipeline steels", Materials Science and Technology, vol 5, pp 566-574, (1989).
- (35) Z. Chen, M.H. Loretto, R.C. Cochrane. "Nature of large precipitates in titanium-containing HSLA steels", Materials Science and Technology, vol 3, pp 836-844, (1987).
- (36) K.A. El-Fawakhry, M.F. Mekkawy, M.L. Mishreky, M.M. Eissa. "Characterization of precipitates in vanadium and titanium microalloyed steels", ISIJ International, vol 31, nº9, pp 1020-1025, (1991).

- (37) S.W. Thompson, G. Krauss. "Precipitation and fine structure in medium-carbon vanadium and vanadium/niobium microalloyed steels", vol 20A, pp 2279-2288, (1989).
- (38) J.G.Speer, J.R.Michael, S.S. Hansen. "Carbonitride precipitation in niobium/vanadium steels", Metallurgical Transactions, vol 18A, pp 211-222, (1987).
- (39) A. Taylor, B.J. Kagle. "Crystallographic data on metal and alloy structures", Ed. Dover Publications, New York, (1963).
- (40) Handbook of chemistry and physics, Cap. 12, Ed. CRC Press, Florida, (1973).
- (41) H. Adrian. "Thermodynamic model for precipitation of carbonitrides in high strength low alloy steels containing up to three microalloying elements with or without additions of aluminium", Materials Science and Technology, vol 8, pp 406-420, (1992).
- (42) H. Adrian, F.B. Pickering. "Effect of titanium additions on austenite grain growth kinetics of medium carbon V-Nb steels containing 0.008-0.018%N", Materials Science and Technology, vol 7, pp 176-182, (1991).
- (43) H. Zou, J.S. Kirkaldy. "Thermodynamic calculation and experimental verification of the carbonitride-austenite equilibrium in Ti-Nb microalloyed steels", Metallurgical Transactions, vol 23A, pp 651-657, (1992).
- (44) P.R. Rios. "Expression for solubility product of niobium carbonitride in austenite", Materials Science and Technology, vol 4, pp 324-327, (1988).
- (45) W.L. Liu, J.J. Jonas. "Calculation of the $Ti(C_xN_{1-x})-Ti_4C_2S_2-MnS$ austenite equilibrium in Ti-bearing steels", Metallurgical Transactions, vol 20A, pp 1361-1374, (1989).
- (46) D.C. Houghton. "Equilibrium solubility and composition of mixed carbonitrides in microalloyed austenite". Acta Metallurgica, vol 41, n° 10, pp 2293-3006, (1993).
- (47) M.Hillert, L.I.Staffanson. "The regular solution model for stoichiometric phases and ionic melts", Acta Chemica Scandinavica, vol 24, pp 3618-3626, (1970).
- (48) L.M. Lifshitz, V.V. Slyozov. "The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions", Journal of Physic Chemical of Solids, vol 19, pp 35-50, (1961).
- (49) A.J. Ardell. "The effect of volume fraction on particle coarsening: Theoretical considerations", Acta Metallurgica, vol 20, pp 61-71, (1972).
- (50) R.T. DeHoff. "A geometrically general theory of diffusion controlled coarsening", Acta Metallurgica, vol 39, pp 2349, (1991).
- (51) S.K. Das, A. Biswas, R.N. Ghosh. "Volume fraction dependent particle coarsening in plain carbon steel", Acta Metallurgica, vol 41, pp 777-781, (1993).
- (52) Z. Fang, B.R. Patterson, M.E. Turner. "Influence of particle size distribution on coarsening", Acta Metallurgica, vol 40, pp 713-722, (1992).
- (53) Z. Fang, B.R. Patterson. "Experimental investigation of particle size distribution influence on diffusion controlled coarsening", Acta Metallurgica, vol 41, n°7, pp 2017-2024, (1993).
- (54) P.R. Rios. "Quasi-stoichiometric coarsening of f.c.c. carbides in microalloyed austenite containing niobium and vanadium". Materials Science and Engineering, vol A171, pp 175-179, (1993).
- (55) ASTM-E112. "Test methods for determining the average grain size".

- (56) J.C. Russ. "Practical Stereology", Caps. 2, 3, 4, 6 y 7, Ed. Plenum Press, New York, (1986).
- (57) E. Underwood. "Quantitative Stereology", Caps. 1 y 7, Ed Addison-Wesley, Massachusetts, (1970).
- (58) C. Núñez, S. Domingo. "*Statistical considerations on uniform grain size*", Metallurgical Transactions, vol 19A, pp 2937-2944, (1988).
- (59) C. Núñez, S. Domingo. "*Grain shape and its influence on the experimental measurement of grain size*", Metallurgical Transactions, vol 19A, pp 933-940, (1988).
- (60) D.J. Srolovitz, M.P. Anderson, P.S. Sahni, G.S. Grest. "*Computer simulation of grain growth-II. Grain size distribution, topology, and local dynamics*", Acta Metallurgica, vol 32, nº5, pp 793-802, (1984).
- (61) C.S. Pande. "*On a stochastic theory of grain growth*", Acta Metallurgica, vol 35, nº11, pp 2671-2678, (1987).
- (62) R. Kaspar, N. Mahmoud. "*Austenite grain growth during hot forging of medium carbon engineering steels with or without V-Ti microalloying*", Mat. Science and Technology, vol 7, pp 249-254, (1991).
- (63) ASTM-E1181. "*Standard test method for characterizing duplex grain sizes*".
- (64) J.J. Bucki, K.J. Kurzydowski, "*Measurements of grain volume distribution parameters in polycrystals characterized by log-normal distribution function*", Scripta Metallurgica, vol 28, pp 689-692, (1993).
- (65) J.C. Bruno, P.R. Rios. "*Temperature dependence of grain size distribution of austenite in an eutectoid steel containing NbC*", Materials Science Forum, vols. 94-96, pp 677-682, (1992).
- (66) M.M. Cabreira, P.R. Rios. "*Time dependence of grain size distribution of austenite in an eutectoid steel containing Nb*", Materials Science Forum, vols. 113-115, pp 219-224, (1993).
- (67) P.R. Rios. "*Estimate of transient grain growth by the moments of the grain size distribution*", Journal of Materials Science Letter, vol 11, pp 359-361, (1992).
- (68) J.C. Bruno, P.R. Rios. "*The grain size distribution and the detection of abnormal grain growth of austenite in an eutectoid steel containing niobium*", Scripta Metallurgica et Materialia, vol 32, nº4, pp 601-606, (1995).
- (69) P.E. Reynolds. "*Effect of titanium treatment on grain size control in low alloy steels*". Ironmaking and Steelmaking, vol 8, nº1, pp 52-58, (1991).
- (70) L.J. Cuddy, J.C. Raley. "*Austenite grain coarsening in microalloyed steels*". Metallurgical Transactions, vol 14A, pp 1989-1995, (1983).
- (71) N. Shams. "*Austenite grain coarsening in low-carbon manganese steels containing niobium and aluminium*". Materials Science and Technology, vol 1, pp 950-953, (1985).
- (72) R. Coladas, J. Masounave, G. Guérin, J. P. Bâillon. "*Austenite grain growth in medium and high-carbon steels microalloyed with niobium*", Metal Science, November, pp 509-516, (1977).
- (73) S. Wang. "*The effect of titanium and nitrogen contents on the austenite grain coarsening temperature*". Journal of Materials Science, vol 24, pp 105-109, (1989).
- (74) M.V. Heimendahl, "Electron microscopy of materials", Cap. 2, Ed. Academic Press, New York, (1980).

Bibliografía

- (75) J. Kunze. "Solubility product of titanium nitride in γ -iron", *Metal Science*, vol 16, pp 217-218, (1982).
- (76) H. Zou, J.S. Kirkaldy. "Carbonitride precipitate growth in titanium/niobium microalloyed steels", *Metallurgical Transactions*, vol 22A, pp 1511-1524, (1991).
- (77) "Numerical data and functional relationships in science and technology", Vol 26, *Diffusion in solid metals and alloys*. pp 124-130 y 480-481. Ed. Landolt-Börnstein, Springer Verlag, Alemania, (1990).
- (78) O.N. Dogan, G.M. Michal, H.W. Kwon. "Pinning of austenite grain boundaries by AlN precipitates and abnormal grain growth", *Metallurgical Transactions*, vol 23A, pp 2121-2129, (1992).
- (79) W.J. Liu, J.J. Jonas. "Effect of Ti concentration on the reheated austenite grain size of microalloyed steels". *International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals (Thermec-88)*, Tokyo, (1988).
- (80) F. Peñalba, C. García de Andrés, M. Carsí, F. Zapirain. "Estudio de la evolución del tamaño de grano y de las transformaciones en enfriamiento continuo de tres aceros microaleados con vanadio y titanio". *Congreso Nacional de Ciencia y Tecnologías Metalúrgicas*, vol III, pp 97-106, Madrid, (1990).
- (81) G.E. Box, W.G. Hunter, J.S. Hunter. "Statistics for experimenters", Ed. John Wiley & Sons. New York, (1978).
- (82) R. Elst, J. Van Humbeeck, L. Delay. "Evaluation of grain growth criteria in particle-containing materials". *Acta Metallurgica*, vol 36, nº7, pp 1723-1729, (1988).
- (83) J. Gil Sevillano. "Flow stress and work hardening" en "*Materials Science and Technology*", vol 6 "Plastic Deformation and Fracture of Materials", cap. 2, pp 19-88, Ed. R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer. (1991).
- (84) J.J. Jonas, H.J. McQueen. "Recovery and recrystallization during high temperature deformation" en "*Mise en forme de métaux et alliages*", cap. VII, pp 99-143, Ed. CNRS, Paris, (1976).
- (85) T. Sakai, J.J. Jonas. "Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations". *Acta Metallurgica*, vol 32, nº2, pp 189-209, (1984).
- (86) 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).
- (87) 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).
- (88) C. Rossard, P. Blain. "Premier résultats de recherches sur la déformation des aciers à chaud. Mise au point d'un appareillage spécialement étudié". *Revue de la Metallurgie*, vol. LV, nº6, pp 573-600, (1958).
- (89) C. Rossard, P. Blain. "Evolution de la structure de l'acier sous l'effet de la déformation plastique à chaud". *Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, vol LVI, nº3, pp 285-300, (1959).
- (90) M.J. Luton, C.M. Sellars. "Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation". *Acta Metallurgica*, vol 17, pp 1033-1043, (1969)
- (91) R. Sandström, R. Lagneborg. "A model for hot working occurring by recrystallization". *Acta Metallurgica*, vol 23, pp 387-398, (1975).
- (92) W. Roberts, B. Ahlblom. "A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working", *Acta Metallurgica*, vol 26, pp 801-813, (1978).

Bibliografia

- (93) D.J. Srolovitz, G.S. Grest, M.P. Anderson, A.D. Rollet. "Computer simulations of recrystallization.- II. Heterogeneous nucleation and growth", *Acta Metallurgica*, n°8, pp 2115-2128, (1988).
- (94) K. Marthinsen, O. Lohne, E. Nes. "The development of recrystallization microstructures studied experimentally and by computer simulation", *Acta Metallurgica*, vol 37, n°1, pp 135-145, (1989).
- (95) H.W. Hesselbarth, I.R. Göbel. "Simulation of recrystallization by cellular automata", *Acta Metallurgica*, vol 39, n°9, pp 2135-2143, (1991).
- (96) S. Brown, J. Wlasiuch. "Application of invariant set theory to dynamic recrystallization constitutive behavior", *Metallurgical Transactions*, vol 23A, pp 2091-2103, (1992).
- (97) R.A. Vandermeer. "Modeling microstructural evolution during recrystallization", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 27, pp 1563-1568, (1992).
- (98) D.J. Jensen. "Modelling of microstructure development during recrystallization", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 27, pp 1551-1556, (1992).
- (99) F.J. Humphreys. "A network model for recovery and recrystallization", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 27, pp 1557-1562, (1992).
- (100) Y.V. Kaptzan, Y.N. Gomostyrev, V.N. Urtsev, V.I. Levit, V.A. Maslennikov. "Mathematical model of dynamic recrystallization", *Materials Science Forum*, vol 113-115, pp 341-348, (1993).
- (101) M.A. Fortes, D.A. Pardal. "Nucleation and growth models applied to recrystallization", *Materials Science Forum*, vol 113-115, pp 305-310, (1993).
- (102) M.J. Luton, P. Petzow. "Monte Carlo modeling of dynamic recrystallization: recent developments", *Materials Science Forum*, vol 113-115, pp 67-80, (1993).
- (103) P. Peczak. "A Monte Carlo study of influence of deformation temperature on dynamic recrystallization", *Acta Metallurgica et Materialia*, vol 43, n°3, pp 1279-1291, (1995).
- (104) B. Derby, M.F. Ashby. "On dynamic recrystallization", *Scripta Metallurgica*, vol 21, pp 879-884, (1987).
- (105) B. Derby. "The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallization", *Acta Metallurgica*, vol 39, n°5, pp 955-962, (1991).
- (106) B. Derby. "Dynamic recrystallization: the steady state grain size", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 27, pp 1581-1586, (1992).
- (107) R.A.P. Djaic, J.J. Jonas. "Recrystallization of high carbon steel between intervals of high temperature deformation". *Metallurgical Transactions*, vol 4, pp 621-624, (1973).
- (108) R.A. Petkovic, M.J. Luton, J.J. Jonas. "Recovery and recrystallization of polycrystalline copper after hot working". *Acta Metallurgica*, vol 27, pp 1633-1648, (1979).
- (109) M.J. Luton, R.A. Petkovic, J.J. Jonas. "Kinetics of recovery and recrystallization in polycrystalline copper". *Acta Metallurgica*, vol 28, pp 729-743, (1980).
- (110) J.J. Jonas, I. Weiss. "Effect of precipitation on recrystallization in microalloyed steels", *Metals Science*, pp 238-245, (1979).
- (111) I. Weiss, J.J. Jonas. "Interaction between recrystallization and precipitation during the high temperature deformation of HSLA steels", *Metallurgical Transactions*, vol 10A, pp 831-840, (1979).

Bibliografia

- (112) B. Dutta, C.M. Sellars. "Effect of composition and process variables on Nb(C,N) precipitation in niobium microalloyed austenite", *Materials Science and Technology*, vol 3, pp 197-206, (1987).
- (113) W.J. Liu, J.J. Jonas. "Nucleation kinetics of Ti carbonitride in microalloyed austenite", *Metallurgical Transactions*, vol 20A, pp 689-697, (1989).
- (114) W.J. Liu, J.J. Jonas. "A stress relaxation method for following carbonitride precipitation in austenite at hot working temperatures", *Metallurgical Transactions*, vol 19A, pp 1043-1413, (1988).
- (115) M.G. Akben, B. Bacroix, J.J. Jonas. "Effect of vanadium and molybdenum addition on high temperature recovery, recrystallization and precipitation behavior of niobium-based microalloyed steels", *Acta Metallurgica*, vol 31, pp 161-174, (1983).
- (116) M.J. Crooks, A.J. Garratt-Reed, J.B. Vander Sande, W.S. Owen. "Precipitation and recrystallization in some vanadium and vanadium-niobium microalloyed steels", *Metallurgical Transactions*, vol 12A, pp 1999-2013, (1981).
- (117) J.G. Speer, S.S. Hansen. "Austenite recrystallization and carbonitride precipitation in niobium microalloyed steels", *Metallurgical Transactions*, vol 20A, pp 25-38, (1989).
- (118) M. Djahazi, X.L. He, J.J. Jonas, W.P. Sun. "Nb(C,N) precipitation and austenite recrystallization in boron-containing high-strength low-alloy steels", *Metallurgical Transactions*, vol 23A, pp 2111-2120, (1992).
- (119) J.M. Silveira, R. Barbosa. "Measurements of kinetics of Nb(C,N) precipitation using hot torsion testing", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 29, pp 881-884, (1993).
- (120) S.F. Medina. "The influence of niobium on the static recrystallization of hot deformed austenite and on strain induced precipitation kinetics", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 32, n°1, pp 43-48, (1995).
- (121) W.J. Liu, J.J. Jonas. "Ti(C,N) precipitation in microalloyed austenite during stress relaxation", *Metallurgical Transactions*, vol 19A, pp 1415-1424, (1988).
- (122) W.J. Liu, J.J. Jonas. "Ti(C,N) precipitation in four Ti bearing HSLA steels", en "Processing, microstructure and properties of HSLA steels", Ed. A.J. DeArdo, The Minerals, Metals and Materials Society, pp 39-50, (1988).
- (123) S.F. Medina, J.E. Mancilla. "The influence of titanium on the static recrystallization of hot deformed austenite and on induced precipitation kinetics", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 30, pp 73-78, (1994).
- (124) J.P. Michel, J.J. Jonas. "Precipitation kinetics and solute strengthening in high temperature austenites containing Al and N", *Acta Metallurgica*, vol 29, pp 513-526, (1981).
- (125) J.D. L'Ecuyer, G.L'Espérance, M.G. Akben, B. Bacroix. "Precipitation behaviour of a HSLA steel containing molybdenum, aluminum and trace amounts of titanium", *Acta Metallurgica*, vol 35, n°5, pp 1149-1158, (1987).
- (126) B. Bacroix, C. G'Sell, M.G. Akben, J.J. Jonas. "Influence du molybdene sur la recristallisation et la precipitation dynamiques dans des aciers microallies contenant du niobium et du vanadium", *Acta Metallurgica*, vol 31, n°4, pp 619-629, (1983).
- (127) Y. Kozasu. "Processing-Thermomechanical controlled processing" en "Materials Science and Technology", vol 7. , cap. 5 pp 183-215. (1995).
- (128) J.J. Jonas. "Dynamic recrystallization- scientific curiosity or industrial tool?", *Materials Science and Engineering*, vol A184, pp 155-165, (1994).

Bibliografía

- (129) S. Yue, D. Q. Bai, J.J. Jonas. "The influence of static and dynamic recrystallization on mean flow stress and grain size in steel". *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol 33, nº2, pp 145-154, (1994).
- (130) W. Blum. "High temperature deformation and creep of crystalline solids" en *Materials Science and Technology*, vol 6, cap. 8, pp 363-405, (1991).
- (131) H.J. Frost, M.F. Ashby. "Deformation-mechanism maps. The plasticity and creep of Metals and Ceramics", caps. 1-5, Ed. Pergamon Press, Oxford, (1982).
- (132) F. Garofalo. "An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals", *Transactions of AIME*, vol 227, pp 351-356, (1963).
- (133) C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart. "La relation entre la résistance et la structure dans la déformation a chaud", *Mémoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, vol LXIII, nº9, pp 731-746, (1966).
- (134) J.J. Jonas, C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart "Strength and structure under hot-working conditions", *Metallurgical Reviews*, vol 14, pp 1-12, (1969).
- (135) W.F. Hosford, R. M. Caddell. "Metal Forming. Mechanics and Metallurgy", cap. 2, Ed. Prentice Hall, 2ª edición, Englewood Cliffs, NJ, USA, (1993).
- (136) U.F. Kocks. "Laws for work-hardening and low-temperature creep". *Engineering Materials and Technology*, *Transactions ASME*, vol 98, pp 76-85, (1976).
- (137) Y. Estrin, H. Mecking. "A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models", *Acta Metallurgica*, vol 32, nº1, pp 57-70, (1984).
- (138) Y. Bergström. "A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations", *Materials Science and Engineering*, vol 5, pp 193-200, (1969-1970)
- (139) Y. Bergström, B. Aronsson. "The application of a dislocation model to the strain and temperature dependence of the strain hardening exponent n in the Ludwik-Hollomon relation between stress and strain in mild steels", *Metallurgical Transactions*, vol 3, pp 1951-1957, (1972).
- (140) C.M. Sellars. "Modelling microstructural development during hot rolling", *Materials Science and Technology*, vol 6, pp 1072-1081, (1990).
- (141) C. Devadas, I.V. Samarasekera, E.B. Hawbolt. "The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part III. Microstructural evolution", *Metallurgical Transactions*, vol 22A, pp 335-349, (1991).
- (142) "Metals Handbook" 9th edition, vol. 8, pp 47-58 y 189-197, Ed. ASM, Metals Park, Ohio, (1985)
- (143) G.E. Dieter. "Mechanical Metallurgy", 3ª edición, caps. 6,8,10 y 15. Ed. McGraw-Hill, New York, (1986).
- (144) M.L. Lovato, M.G. Stout. "Compression testing techniques to determine the stress/strain behavior of metals subject to finite deformation", *Metallurgical Transactions*, vol 23A, pp 935-951, (1992).
- (145) S.L. Semiatin, J.J. Jonas. "Formability and Workability of Metals", cap. 2, Ed. ASM, Metals Park, Ohio, (1984).
- (146) I. Weiss, T. Sakai, J.J. Jonas. "Effect of test method on transition from multiple to single peak dynamic recrystallization". *Metal Science*, vol 18, pp 77-84, (1984).

Bibliografía

- (147) B. Mintz, J.J. Jonas, R. Abu-shosa. "Effect of grain refinement and grain coarsening on shape of dynamic recrystallisation flow curves for C-Mn-Al steels", *Materials Science and Technology*, vol 7, pp 904-913, (1991).
- (148) L. Miralles. "Modelización, por elementos finitos, del proceso de forja de materiales metálicos", Proyecto Fin de Carrera, ETSEIB-UPC, Barcelona, (1994).
- (149) L.N. Pussegoda, P.D. Hodgson, J.J. Jonas. "Design of dynamic recrystallisation controlled rolling schedules for seamless tube rolling", *Materials Science and Technology*, vol 8, pp 63-71, (1992).
- (150) J.L. Nazábal, J.J. Urcola, M. Fuentes. "High-temperature deformation characteristics fo free-machining steels", *Metals Technology*, vol 9, pp 323-326, (1982).
- (151) E. Ruibal, J.J. Urcola, M. Fuentes. "Transition from regular oscillations in flow stress to single peak during high-temperature torsional deformation of a low-alloy steel", *Metals Technology*, vol 11, pp 189-195, (1984).
- (152) G.E. San Martín, S.I. Núñez Pettinari, J.E. Ruzzante, G.F. Merlone. "Prediction of the onset of dynamic recrystallization in different types of steels", *Scripta Metallurgica et Materialia*, vol 26, pp 405-410, (1992).
- (153) C. Anelli. "Application of mathematical modelling to hot rolling and controlled rolling of wire rods and bars". *ISIJ International*, vol 32, nº3, pp 440-449, (1992).
- (154) J. W. Christian. "The theory of transformations in metals and alloys", Caps. 1 y 12. Ed. Pergamon Press, Oxford, (1981).
- (155) J.H. Beynan, C.M. Sellars. "Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling", *ISIJ International*, vol 32, nº3, pp 359-367, (1992).
- (156) A. Laasraoui, J.J. Jonas. "Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates", *Metallurgical Transactions*, vol 22A, pp 1545-1558, (1991).
- (157) C. Roucoules. "Dynamic and metadynamic recrystallization in HSLA steels", Tesis Doctoral, McGill University, Montreal, Canada, (1992).
- (158) H.J.Mc. Queen, N.D. Ryan, E. Evangelista. "Dynamic recrystallization in austenitic stainless steels". *Materials Science Forum*, vols. 113-115, pp 435-440, (1993).
- (159) S. Nanba, M. Kitamura, M. Shimada, M. Katsumata, T. Inone, H. Imamura, Y. Maeda, S. Hattori. "Prediction of microstructure distribution in the through-thickness direction during and after hot rolling in carbon steels". *ISIJ International*, vol 32, nº3, pp 377-386, (1992).
- (160) G. Anan, S. Nakajima, M. Miyahara, S. Nanba, M. Umemoto, A. Hiramatsu, A. Moriya, T. Watanabe. "A model for recovery and recrystallization of hot deformed austenite considering structural heterogeneity". *ISIJ International*, vol 32, nº3, pp 261-266, (1992).
- (161) W. Roberts, H. Bodén, B. Ahlblom. "Dynamic recrystallization kinetics", *Metal Science*, pp 195-205, (1979).
- (162) C.R. Barrett, A.J. Ardell, O.D. Sherby. "Influence of modulus on the temperature dependence of the activation energy for creep at high temperatures", *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol 230, pp 200-204, (1964).
- (163) R.W. Lund, W.D. Nix. "On high creep activation energies for dispersion strengthened metals", *Metallurgical Transactions*, vol 6A, pp 1329-1333, (1975).

Bibliografía

- (164) M. Malu, J.K. Tien. "The elastic modulus correction term in creep activation energies: applied to oxide dispersion strengthened superalloy", *Scripta Metallurgica*, vol 9, pp 1117-1120, (1975).
- (165) H.J. Frost, M.F. Ashby. "Deformation-Mechanism Maps", Caps. 2 y 7, Ed. Pergamon Press, Oxford, (1982).
- (166) A.K. Mukherjee, J.E. Bird, J.E. Dorn. "Experimental correlations for high temperature creep", *Transactions of the ASM*, vol 62, pp 155-179, (1969).
- (167) K.R. Williams, B. Wilshire. "On stress- and temperature-dependence of creep of Nimonic 80A", *Metal Science Journal*, vol 7, pp 176-179, (1973).
- (168) S. Purushothaman, J.K. Tien. "Role of back stress in the creep behaviour of particle strengthened alloys", *Acta Metallurgica*, vol 26, pp 519-528, (1978).
- (169) M.Y. Wu, O.D. Sherby. "Unification of Harper-Dorn and power law creep through consideration of internal stress", *Acta Metallurgica*, vol 32, pp 1561-1572, (1984).
- (170) K.Park, E.J. Lavernia, F.A. Mohamed. "High-temperature deformation of 6061 Al", *Acta Metallurgica et Materialia*, vol 42, n°3, pp 667-678, (1994).
- (171) R.S.W. Shewfelt, L.M. Brown. "High-temperature strength of dispersion-hardened single crystals. II. Theory", *Philosophical Magazine*, vol 35, n°4, pp 945-962, (1977).
- (172) E. Arzt, M.F. Ashby. "Threshold stresses in materials containing dispersed particles", *Scripta Metallurgica*, vol 16, pp 1285-1290, (1982).
- (173) E. Arzt, D.S. Wilkinson. "Threshold stresses for dislocation climb over hard particles: The effect of an attractive interaction", *Acta Metallurgica*, vol 34, n°10, pp 1893-1898, (1986).
- (174) E. Arzt, D.S. Rösler. "The kinetics of dislocation climb over hard particles-II. Effects of an attractive particle-dislocation interaction", *Acta Metallurgica*, vol 36, n°4, pp 1053-1060, (1988).
- (175) C.M. Sellars. "The hot worked state", *Materials Science Forum*, vol 113-115, pp 29-40, (1993).
- (176) R. A. Petkovic, M.J. Luton, J.J. Jonas. "Grain size and high temperature yield strength of polycrystalline copper" *Metal Science*, pp 569-572, (1979).
- (177) A. Yoshie, H. Morikawa, Y. Onoe, K. Itoh. "Formulation of static recrystallization of austenite in hot rolling process of steel plate", *Transactions ISIJ*, vol 27, pp 425-431, (1987).

