

Deformación a velocidad variable de hierro ARMCO^(*)

N. Lugo*, E.S. Puchi**, J.M. Cabrera*,*** y J.M. Prado*,***

Resumen La deformación en caliente de materiales metálicos, en condiciones industriales, supone la competencia entre dos mecanismos antagónicos. Por un lado, el material se endurece por deformación y, por otro lado, dada la activación térmica, el material se ablanda por los mecanismos de restauración y recristalización dinámicas. Estos fenómenos se suelen caracterizar en laboratorio, mediante ensayos de torsión o compresión efectuados a velocidad de deformación constante. No obstante, la mayoría de los procesos reales tienen lugar bajo condiciones de velocidad de deformación variable o con interrupciones en el proceso de conformado. El presente trabajo se dirige a presentar un modelo descriptivo del comportamiento a deformación en caliente de un acero ARMCO, bajo condiciones de velocidad variable a partir de un modelo definido para velocidades constantes.

Palabras clave Deformación en caliente. Acero ARMCO. Ecuaciones constitutivas. Velocidad de deformación variable.

Deformation at variable strain rate of ARMCO iron

Abstract The hot deformation of metallic materials is the overall balance between two antagonistic mechanisms. On one hand the material undergoes work hardening, and on the other hand, due to the thermal activation, it undergoes softening by dynamic recovery and recrystallization. Both phenomena are usually studied by mechanical tests carried out at constant true strain rate. However, most of the real processes are carried out under variable strain rate or interrupted deformation. The present work is focused on introducing a descriptive model of the hot working behaviour of an ARMCO iron under variable strain rates conditions. The model is based on a theory where the strain rate is constant.

Keywords Hot deformation. ARMCO iron. Constitutive equations. Variable strain rate.

1. INTRODUCCIÓN

Durante la deformación en caliente de materiales metálicos se acepta que la densidad de dislocaciones evoluciona con la deformación (o con el tiempo si la velocidad es constante), según la siguiente expresión^[1-8]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \left. \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \right|_{\text{almacenadas}} - \left. \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \right|_{\text{recuperadas}} \quad (1)$$

El primer término de la ecuación (1) describe el cambio en la densidad de dislocaciones, debido a que una cierta fracción de la densidad de disloca-

ciones móviles se almacenan en el cristal después de haberse movido una determinada distancia. La segunda contribución se debe a procesos de recuperación o reordenamiento de las dislocaciones previamente almacenadas. Por otro lado, está bien establecido que la componente de tensión debida al deslizamiento de las dislocaciones está relacionada con la densidad de dislocaciones por la ecuación 2, donde b es el vector de Burgers (m), α' una constante de proporcionalidad cercana a la unidad (sin dimensión), μ el módulo de cizalladura (MPa) que varía con la temperatura T (K) y ρ la densidad de dislocaciones móviles (m⁻²).

$$\sigma = \alpha' \mu(T) b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

(*) Trabajo recibido el día 20 de mayo de 2003 y aceptado en su forma final el día 16 de abril de 2004.

(*) Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, ETSEIB - Universidad Politécnica de Catalunya, Barcelona, España.

(*) Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, FI - Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela.

(**) Laboratorio de Materiales, Centro Tecnológico de Manresa, Barcelona, España.

La combinación de las ecuaciones (1) y (2) con la ley de velocidad de endurecimiento, θ , definida como

$$\theta = \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, T} \quad (3)$$

permite disponer de un grupo de ecuaciones, capaces de predecir la evolución de la densidad de dislocaciones con la deformación, cuando el único proceso de endurecimiento es debido a la interacción de las propias dislocaciones y los de ablandamiento son debidos a la restauración. El análisis de este grupo de ecuaciones muestra que la resolución de las mismas pasa por la determinación de la velocidad de endurecimiento por deformación, θ , con la tensión.

La aproximación de *Estrin y Mecking*^[6] considera que la velocidad de endurecimiento es una combinación lineal de σ y $1/\sigma$, lo que da lugar a la expresión siguiente:

$$\partial \rho / \partial \varepsilon = U - \Omega \rho \quad (4)$$

donde U , es el término de endurecimiento y Ω , el término de restauración o de ablandamiento. Si se acepta que U y Ω son, aproximadamente, independientes de ε , la integración de la ecuación (4) es, relativamente, sencilla. Tomando como condiciones iniciales, $\rho = \rho_0$, para $\varepsilon = 0$, se obtiene la ecuación

$$\rho = \rho_0 e^{-\Omega \varepsilon} + (U / \Omega)(1 - e^{-\Omega \varepsilon}) \quad (5)$$

que, expresada en términos de tensiones, da la expresión

$$\sigma = \sqrt{\sigma_{ss}^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_{ss}^2) e^{-\Omega \varepsilon}} \quad (6)$$

siendo σ_{ss} , la tensión de saturación en las curvas de fluencia y σ_0 , la tensión correspondiente a la densidad inicial de dislocaciones, que se expresan a su vez como:

$$\sigma_{ss} = \alpha' \mu b \sqrt{U / \Omega} \quad (7)$$

$$\sigma_0 = \alpha' \mu b \sqrt{\rho_0} \quad (8)$$

Para relacionar la equivalencia entre aumentar y disminuir la temperatura y disminuir o aumentar, respectivamente, la velocidad de deformación, es habitual expresar los resultados en términos del parámetro de *Zener-Hollomon* Z . Dicho parámetro se define según la siguiente expresión:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp(Q / RT) \quad (9)$$

donde, Q es una energía de activación aparente para la deformación ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$) y R , la constante universal de los gases ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$).

Los fenómenos de endurecimiento y ablandamiento dinámicos se suelen caracterizar en laboratorio mediante ensayos mecánicos efectuados a velocidad de deformación constante. No obstante, la mayoría de los procesos reales tienen lugar bajo condiciones de velocidad de deformación variable o con interrupciones en el proceso de conformado. En este sentido, el presente trabajo se dirige a presentar un modelo descriptivo del comportamiento a deformación en caliente de un acero modelo (tipo ARMCO). Los parámetros descriptivos de dicho modelo se obtendrán a partir de ensayos de compresión en caliente, a velocidad de deformación constante, ajustando los resultados experimentales al modelo presentado. Posteriormente, el modelo se modifica para introducir el efecto de deformación a velocidades variables y se efectúan ensayos experimentales bajo estas últimas condiciones, comprobándose la bondad del modelo desarrollado, que es válido mientras las velocidades de deformación sean crecientes. Adicionalmente, se efectuarán ensayos de compresión con cambios bruscos de velocidad de deformación, con objeto de determinar las energías de activación por deformación en caliente y el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación, para, así, contrastar de nuevo la validez del modelo.

2. MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL

La composición química del acero escogido se muestra en la tabla I, evidenciándose los bajos porcentajes en peso de manganeso (Mn), fósforo (P), azufre (S), cobre (Cu) y nitrógeno (N). Para obtener las curvas de fluencia se efectuaron ensayos de compresión uniaxial en caliente. A partir del material de partida se mecanizaron probetas cilíndricas de 12 mm de diámetro y 18 mm de altura. El material se suministró estirado en frío,

Tabla I. Composición química del acero ARMCO utilizado (% en peso)

Table I. Chemical composition of the ARMCO iron (weight %)

Elemento	C	Mn	P	S	Cu	N	Fe
%	0,004	0,01	0,005	0,006	0,009	0,006	99,97

con una fuerte acritud (Fig. 1). Para regenerar dicha estructura, las probetas se calentaron hasta 930 °C, durante 10 min y, luego, se enfriaron hasta 850 °C, manteniéndose a dicha temperatura durante otros 10 min. Todo ello provocó una microestructura equiaxica.

El equipo experimental utilizado estaba compuesto de una máquina de compresión electromecánica, de un horno de radiación y de un ordenador que permite definir, controlar y registrar los datos del ensayo. Todo el conjunto de ensayo se protege mediante un flujo de argón para mantener un ambiente inerte. Esta atmósfera inerte garantiza que las probetas no se descarburen.

Para la realización de los ensayos a velocidad de deformación verdadera constante se exige que la velocidad del cabezal móvil de la máquina varíe conforme varía la altura de la probeta. Esto se aprecia claramente en la ecuación (10) que relaciona la velocidad de deformación verdadera de la probeta, $\dot{\epsilon}$, con la velocidad de avance del bastidor de la máquina de ensayos, v , y, donde l y l_0 son las alturas instantánea e inicial de la probeta:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d \ln(l/l_0)}{dt} = \frac{l}{l} \frac{dl}{dt} = \frac{v}{l} \quad (10)$$

Por tanto, por integración de la ecuación (10), para mantener $\dot{\epsilon}$ constante, la velocidad del bastidor de la máquina debe variar con el tiempo según la ecuación (11):

$$v = \dot{\epsilon} l_0 \exp(\dot{\epsilon} t) \quad (11)$$

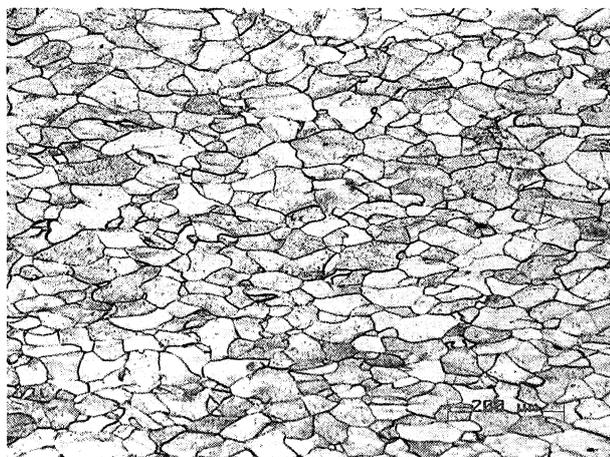


Figura 1. Microestructura en estado de recepción del acero. Corte transversal.

Figure 1. As received microstructure in the transversal direction.

Rev. Metal. Madrid 40 (2004) 139-145

Por el contrario, para las series de ensayos efectuados a velocidad de deformación verdadera variable se mantuvo constante la velocidad de avance del bastidor, lo cual promueve velocidades de deformación verdaderas crecientes en la probeta. Los ensayos de compresión en caliente a velocidad constante se realizaron a varias temperaturas, siempre en intervalo ferrítico: 700, 750, 800 y 850 °C; mientras que las velocidades de deformación ensayadas fueron 10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Los ensayos a velocidad de deformación constante con cambios bruscos de velocidad se realizaron a 750 y 850 °C. Los cambios se efectuaron a las deformaciones de 0,2 y 0,5, tanto en el sentido de aumentar la velocidad como de disminuirla. Las velocidades seleccionadas fueron 10^{-1} , 10^{-2} y 10^{-3} s^{-1} . Los ensayos de velocidad de deformación verdadera variable se efectuaron también a 750 y 850 °C y a un conjunto de velocidades de cabezal de máquina (5, 10, 25, 50, 100 y 250 mm/min).

3. RESULTADOS EXPERIMENTALES

3.1. Curvas de fluencia a $\dot{\epsilon}$ constante

Un ejemplo de las curvas obtenidas a velocidad de deformación constante se muestra en la figura 2. Puede notarse que las curvas sólo presentan recuperación dinámica, pues apenas hay un ablandamiento significativo a partir de la tensión de saturación máxima. Asimismo, se aprecia que los valores de tensión obtenidos aumentan a medida que disminuyen las temperaturas a velocidad de deformación constante, o a temperatura constante aumentan a velocidades de deformación crecientes.

3.2. Curvas de fluencia a $\dot{\epsilon}$ constante con cambios bruscos de velocidad

Algunas de las curvas de fluencia obtenidas a la temperatura de 750 °C, cuando la velocidad de deformación cambia bruscamente, se muestran en la figura 3. Como comentario general puede decirse que, aumentar o disminuir la velocidad de deformación supuso alcanzar el mismo valor de tensión que en el ensayo no interrumpido. Sin embargo, si el cambio de velocidad era en el sentido de aumentar, de forma, prácticamente, inmediata se alcanzaban los valores de tensión del ensayo no interrumpido, a la mayor velocidad. Por el contrario, al disminuir la velocidad se apreciaba un transitorio dependiente de la deformación a la que se efectuaba el cambio de velocidad. Tras un cierto tiempo, de nuevo, se alcanzaba la misma

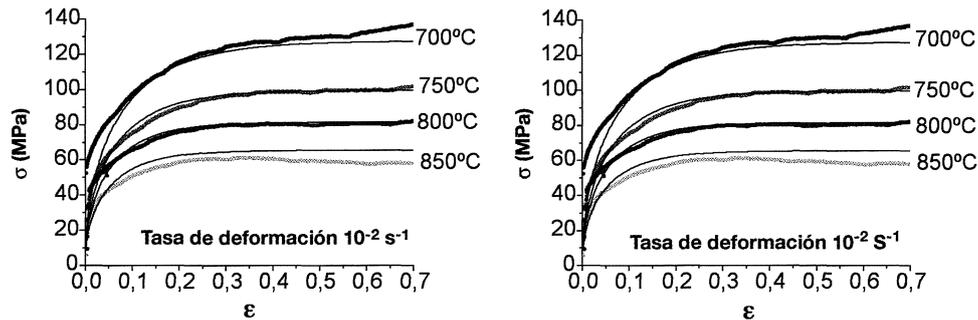


Figura 2. Ejemplo de las curvas de fluencia obtenidas para el acero ARMCO, a distintas velocidades de deformación y temperaturas. Comparación entre curvas experimentales y teóricas (línea continua).

Figure 2. Some examples of flow curves of the ARMCO iron at different strain rates and temperatures. Comparison between experimental and theoretical curves (line). Some examples of flow curves of the ARMCO iron at different strain rates and temperatures. Comparison between experimental and theoretical curves (line).

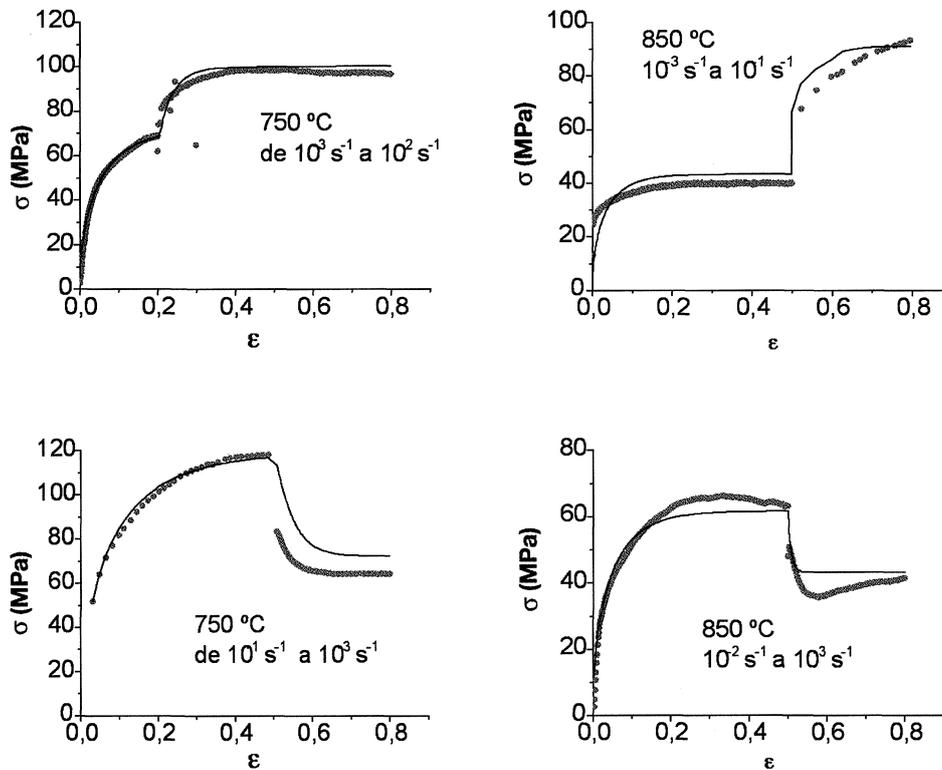


Figura 3. Comparación entre curvas experimentales y teóricas (línea continua), a 750 y 850 °C de los ensayos con cambios bruscos de velocidad de deformación.

Figure 3. Comparison between experimental and theoretical (line) curves at 750 and 850 °C in tests carried out at sudden changes of strain rate.

curva de fluencia que en el ensayo continuo no interrumpido.

3.3. Curvas de fluencia a $\dot{\epsilon}$ variable

Algunas curvas obtenidas a velocidad de deformación variable (velocidad del bastidor de la máquina

de ensayos constante), se muestran en la figura 4. De manera similar, a los resultados a velocidad de deformación constante, las curvas no presentan ablandamiento por cristalización dinámica, pues apenas hay un ablandamiento significativo a partir de la tensión de saturación máxima. Asimismo, se aprecia que los valores de tensión obtenidos

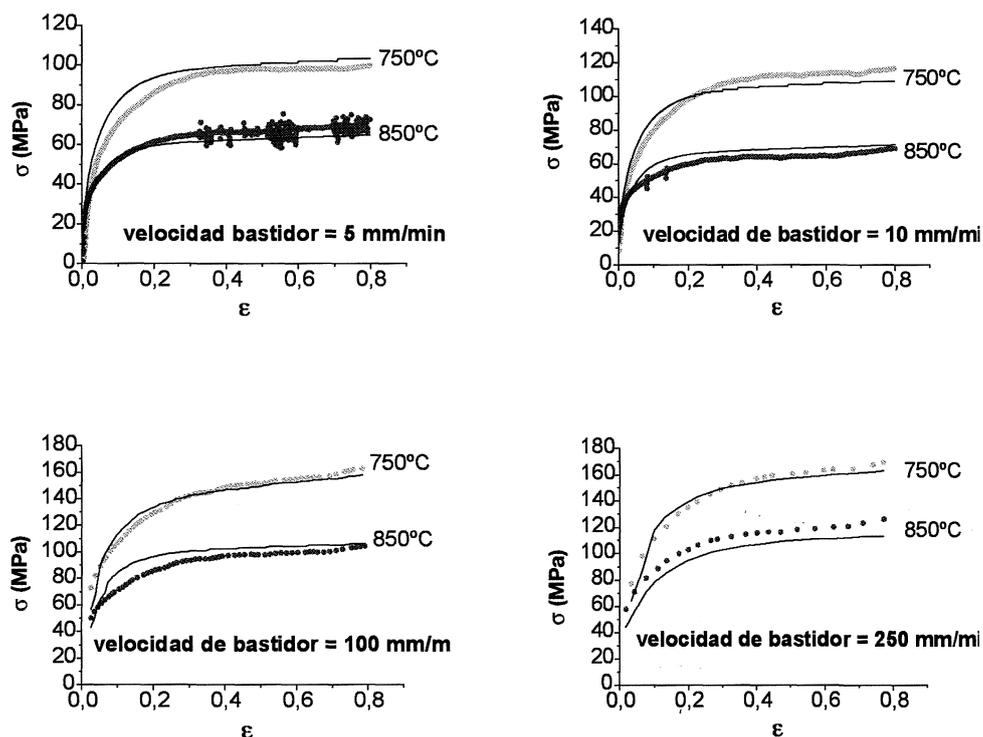


Figura 4. Algunas curvas de fluencia, a variable. Comparación entre curvas experimentales y teóricas (línea continua).

Figure 4. Some examples of flow curves of the ARMCO iron at variable. Comparison between experimental and theoretical curves (line).

aumentan a medida que disminuyen las temperaturas a velocidad de deformación constante o, a temperatura constante, aumentan a velocidades crecientes.

4. DISCUSIÓN

4.1. Modelización

Para predecir el comportamiento del material, bajo condiciones de $\dot{\epsilon}$ constante, se empleará el modelo resumido en las ecuaciones (6) y (7). Dicho modelo pasa por calcular el parámetro U y el factor Ω mediante regresión, por mínimos cuadrados, de las curvas de fluencia experimentales (Fig. 2), asumiendo que el valor de σ_0 es cero, debido a que está relacionado con la densidad de dislocaciones iniciales (≈ 0 en un material recocido). Los resultados se representaron gráficamente, en función del parámetro de Zener-Hollomon, tomando como energía de activación la de autodifusión del hierro (Fe) en la ferrita, (239 kJ/mol [9]). Como muestra la figura 5, existe una relación potencial entre U y Ω y el parámetro Z , respondiendo a relaciones del tipo siguiente:

$$\Omega = K_{\Omega} \cdot Z^{m_{\Omega}} \quad (12)$$

$$(\alpha' \cdot b)^2 \cdot U = K_U \cdot Z^{m_U} \quad (13)$$

Puede observarse que el ablandamiento es menor conforme el parámetro Z aumenta, es decir, el material tiene menos capacidad de ablandamiento a medida que aumenta $\dot{\epsilon}$ o disminuye la temperatura, lo que se debe a que la restauración es un fenómeno activado térmicamente. Es más sorprendente, sin embargo, que el factor de endurecimiento aumente con Z , pues es bien conocido que el endurecimiento es atómico. Esta dependencia ha sido observada por diversos autores^[10-13], aunque todavía no se ha ofrecido una explicación plausible sobre las causas. Cabe remarcar que la predicción que ofrece el modelo es más que notable, como se ilustra para algunas condiciones de conformación en la figura 2.

4.2. Curvas de fluencia a cambios bruscos de $\dot{\epsilon}$

Para los ensayos a cambios bruscos de velocidad de deformación, la modelización se efectuó según el modelo de Estrin, Mecking y Bergstron ya

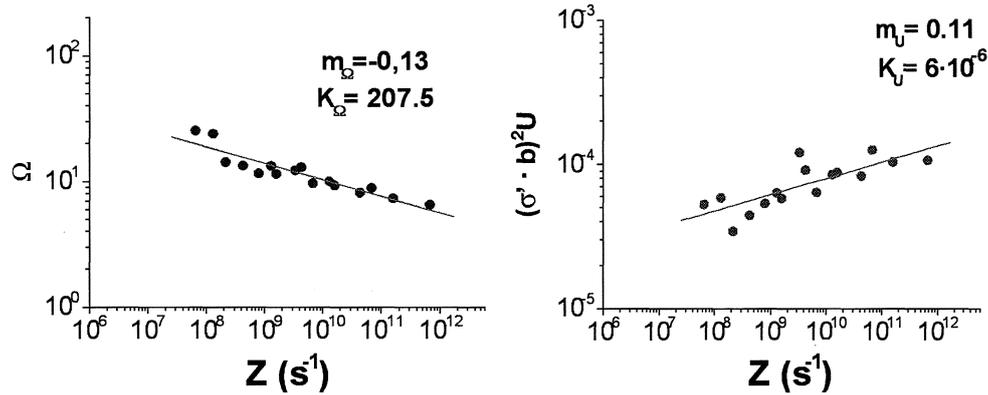


Figura 5. Dependencia de los términos W y U del parámetro de Zener-Hollomon Z .

Figure 5. Dependence of the W and U terms on the "Zener-Hollomon" Z parameter.

presentado, tomando el valor de Z , Ω y U , en cada una de las condiciones, esto es, los correspondientes a antes del cambio y después del cambio de velocidad. A la primera parte de la curva se le asignó un valor de $\sigma_0 = 0$, mientras que, a la segunda parte de la curva, el valor de σ_0 fue justamente el último valor de tensión antes de efectuar el cambio de velocidad de deformación. En los gráficos mostrados en la figura 3 se compara, para algunos ensayos, el comportamiento teórico con el experimental, pudiendo notarse que, en general, los cambios de velocidad de deformación, en el sentido de aumentar, están bien predichos por el modelo teórico. No puede afirmarse lo mismo, de los cambios, cuando la velocidad disminuye. En ese caso, seguramente debido al "exceso" de dislocaciones respecto a las nuevas condiciones de deformación, obligan a que el material presente un estado transitorio de relajación que no se ha tenido en cuenta en la modelización.

4.3. Curvas de fluencia a $\dot{\epsilon}$ variable

Para modelizar este tipo de curvas, de nuevo, se empleó el modelo de la introducción, pero tomando, ahora, los valores instantáneos de Z , Ω y U . Ello, a su vez, requiere la determinación del valor instantáneo de la velocidad de deformación, que por readaptación de la ecuación (10) queda como:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{l_0 - vt} \quad (14)$$

Los valores de tiempo, t , quedaron registrados durante los ensayos, lo que permitió emplear esta aproximación. Las curvas teóricas obtenidas se representan en la figura 4, donde puede apreciarse un ajuste muy notable con los resultados experimentales. Cabe notar que los ensayos a velocidad de deformación variable se efectuaron en el sentido de que dicha velocidad aumentaba constantemente. Es de esperar que, si la velocidad decrece continuamente, el modelo no sea capaz de predecir correctamente la curva de fluencia, por las razones apuntadas en su momento, en los ensayos de cambios bruscos de velocidad de deformación, especialmente, cuando ésta disminuía.

5. CONCLUSIONES

De los resultados obtenidos se puede concluir que el modelo seleccionado predice con gran aproximación tres procesos distintos de deformación siempre y cuando las velocidades de deformación sean crecientes.

Agradecimientos

Los autores desean agradecer al programa CYTED, red RIACER, que permitió la realización parcial de este trabajo. Asimismo JMC desea agradecer a la Generalitat de Catalunya por la Acción Integrada Cataluña-Venezuela, que hizo posible este trabajo. NL agradece la concesión de una beca FPI por parte del MCYT. Finalmente, este trabajo se realizó en el marco del proyecto MCYT de referencia DPI2002-04479.

REFERENCIAS

- [1] J.J. JONAS y H.J. MCQUEEN, *Mise en forme de métaux et alliages*, Ed. CNRS, Paris, 1976, pp. 99-143.
- [2] T. SAKAI y J.J. JONAS, *Acta Metall.* 32 (1984) 189-209.
- [3] J.J. JONAS y T. SAKAI, *Deformation, processing and structure*, Ed. G. Krauss, ASM, 1982, pp. 185-242.
- [4] W. ROBERTS, *Deformation, processing and structure*, Ed. G. Krauss, ASM, 1982, pp. 109-184.
- [5] U.F. KOCKS, *Trans. ASME* 98 (1976) 76-85.
- [6] Y. ESTRIN y H. MECKING, *Acta Metall.* 32 (1984) 57-70.
- [7] Y. BERGSTRÖM, *Mater. Sci. Eng.* 5 (1969-1970) 193-200.
- [8] Y. BERGSTRÖM y B. ARONSSON, *Metall. Trans.* 3 (1972) 1951-1957.
- [9] H.J. FROST y M.F. ASHBY, *Deformations-mechanism maps. The plasticity and creep of Metal and Ceramics*, Ed. Pergamon Press, Oxford, 1982.
- [10] J.M. CABRERA, Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Catalunya, 1995.
- [11] J.M. CABRERA, A. AL OMAR y J.M. PRADO, *Rev. Met. Madrid* 33 (1997) 215-227.
- [12] L. GAVARD, Tesis Doctoral, Ecole des Mines de Saint Etienne, 2001.
- [13] M. EL WAHABI, Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Catalunya, 2003.