

APLICACIÓN DE LOS MAPAS DE PROCESADO A LA DETERMINACIÓN DEL DAÑO MICROESTRUCTURAL EN ACEROS MICROALEADOS.

A. Al Omar, J.M. Cabrera, J.M. Prado.

Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica.

ETSEIB - Universidad Politécnica de Catalunya.

Av. Diagonal 647, 08028 Barcelona, España.

Resumen. En las dos últimas décadas los aceros microaleados se han empleado extensivamente en componentes del sector de automoción con objeto de ahorrar costes de tratamiento térmico. Las propiedades mecánicas de estos aceros se optimizan con una cuidadosa selección de la composición y de las condiciones de conformado en caliente. A pesar de los esfuerzos dedicados a la optimización de los procesos de conformado, la habilidad de conformación de los metales en piezas útiles se ve limitada por la aparición de la inestabilidad plástica (localización de fluencia, rotura, fisuración en juntas triple, etc.). De esta manera el estudio de los mecanismos de deformación y de los factores que limitan la conformación de los materiales es muy importante, no solo desde un punto de vista científico sino también desde un punto de vista económico. En el presente trabajo se estudia la aparición de inestabilidad plástica en el campo temperatura – velocidad de deformación, en un acero microaleado de medio carbono, mediante dos criterios distintos. Los resultados indican que existe una gran similitud entre los dos criterios aunque también aparecen algunas diferencias.

Abstract. In the last two decades, medium carbon microalloyed steels have been extensively used in the automobile components industry in order to save costs of heat treatments. The mechanical properties of these steels are optimized by careful control of composition and by adopting suitably controlled thermomechanical processes. In spite of the efforts dedicated to the optimisation of the forming processes, the ability of shaping metals into useful pieces is limited for the presence of metallurgical instabilities (flow localization, fracture, cracking in triple joints ... etc.). From this point of view the study of the deformation mechanisms and the limiting factors affecting the forming process of a given material is very important, not only from a scientific point of view but also from an economical point of view. In the current paper, the apparition of metallurgical instabilities in the temperature – strain rate field, in a medium carbon microalloyed steel, is studied by two distinct criteria. Although some difference are observed, results indicate a great similarity between both criteria.

1. INTRODUCCIÓN

Los procesos de conformado en caliente de materiales constituyen un paso muy importante en la fabricación de componentes mecánicos. Durante siglos estos procesos fueron utilizados para dar a los metales la forma deseada. Hoy en día, sin embargo, la deformación en caliente no sólo proporciona la geometría deseada sino las características mecánicas y microestructurales necesarias mediante un adecuado diseño del proceso de termoconformado.

Durante un proceso de conformado, y para evitar la aparición de inestabilidad plástica, esto es, la formación de defectos que van en detrimento de la conformabilidad (bandas de cizalladura, cavidades en límite de grano, fisuraciones en juntas triples, etc.) y producir productos finales con microestructuras y propiedades controladas, el

diseñador del proceso debe tener un conocimiento global de los parámetros que pueden afectar a la conformabilidad.

En el presente trabajo se estudia la posible aparición de inestabilidad plástica durante la fluencia en caliente de un acero microaleado de medio carbono deformado a alta temperatura, mediante dos criterios distintos. Estos aceros se utilizan ya de forma restringida en la elaboración de componentes mecánicos en la industria de la automoción [1,2]. El que este tipo de aceros pueda emplearse con mayor generalidad depende de que se optimice tanto su composición química como los parámetros del proceso de conformado (forja en este caso), de manera que se obtengan propiedades mecánicas adecuadas.

El primer criterio que se emplea en el presente trabajo es el propuesto por Kumar [3] y Prasad [4]. Estos autores

desarrollaron un criterio de inestabilidad combinando los principios de la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica a grandes deformaciones, descrita por Ziegler [5], con los de la separabilidad de la disipación de energía. Así mostraron que en un proceso de conformado en caliente, la inestabilidad plástica ocurre cuando:

$$\zeta(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad [1]$$

donde $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación, T la temperatura y m es el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación de la tensión de fluencia σ a deformación ε y temperatura constante, y que se define como:

$$m = \left(\frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon, T} \quad [2]$$

La variación de ζ con T y con $\dot{\varepsilon}$ constituye un mapa de procesado, el de inestabilidad. Dicho mapa delinea las regiones donde el parámetro ζ es negativo, y por tanto delimita las zonas de daño microestructural, es decir, las zonas a evitar en el proceso de conformación.

El segundo criterio aquí aplicado es el desarrollado por Semiatin y Jonas [6]. En este criterio se define un parámetro de localización de fluencia α basado en las variaciones de la deformación, velocidad de deformación y temperatura, dentro de la pieza a conformar, requeridas para mantener el equilibrio de las fuerzas aplicadas. El parámetro α viene dado por:

$$\alpha = \frac{\gamma' - 1}{m} \quad [3]$$

donde γ' es una velocidad de endurecimiento por deformación normalizada por la tensión (y determinada a velocidad de deformación constante) que se expresa de la manera siguiente:

$$\gamma' = \left(\frac{1}{\sigma} \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\dot{\varepsilon}} \quad [4]$$

Jonas, Holt y Coleman [7] sugirieron, y luego Semiatin y Lahoti [8,9] verificaron, que los materiales exhiben localización de fluencia considerable cuando $\alpha \geq 5$ aproximadamente. De nuevo la distribución de α en el campo temperatura – velocidad de deformación describe un mapa de procesado, donde las isoclinas de $\alpha = 5$ delimitan las zonas de conformado seguras.

Es importante destacar aquí que el criterio de Kumar y Prasad depende exclusivamente de un parámetro, m , mientras que el de Jonas y Semiatin depende de dos, γ' y m .

2.-MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL.

El material objeto del presente trabajo es un acero comercial microaleado de medio carbono especialmente destinado al sector de forja de componentes de automoción. Su composición química se indica en la Tabla I. Además del contenido medio de carbono, se destaca la presencia de Al y V.

% C	% Mn	% Si	% P	% S
0.34	1.52	0.72	0.025	0.025

% V	% Ti	% Al	N _{ppm}
0.083	0.0184	0.0145	114

Tabla I.- Composición química del acero estudiado (% en peso).

Para poder modelizar la deformación plástica en caliente del acero seleccionado se realizaron ensayos de compresión uniaxial en un intervalo de temperaturas que oscilaba entre 1150°C y 900°C a incrementos de 50°C, y en un intervalo de velocidades de deformación que varió entre 10⁻⁴ y 10 s⁻¹. Detalles adicionales sobre la realización de los ensayos pueden encontrarse en las referencias [10] y [11].

A partir de las curvas de fluencia (que tenían la forma habitualmente observada en materiales que sufren restauración y recristalización dinámicas, ver figura 1), se efectuó una modelización de las mismas al objeto de obtener una expresión analítica de las mismas, o dicho en otros términos, una ecuación constitutiva del material [10-14], teniendo en cuenta incluso el propio tamaño de grano inicial. Es importante destacar que las ecuaciones constitutivas derivadas no simulaban completamente la recristalización cíclica pues en esa situación sólo se modelizaba el primer ciclo de recristalización.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Usando las anteriores ecuaciones constitutivas, y mediante derivación de las ecuaciones [1] a [4] por métodos numéricos, se determinaron las variaciones de los parámetros α y ξ con la velocidad de deformación y la temperatura obteniendo de este modo la evolución de los mapas de procesado con la deformación. Se supuso que en todas las situaciones el tamaño de grano inicial era de

90 μm . Cabe mencionar que algunos autores [15,16] han propuesto métodos alternativos al presente para efectuar el cálculo de ζ , si bien no emplean ecuaciones constitutivas verdaderas sino aparentes.

En las figuras 2 y 3 se representan los mapas de isocontornos de los parámetros de inestabilidad α y ξ en el plano de velocidad de deformación - temperatura a deformaciones de 0.2, 0.3 y 0.4.

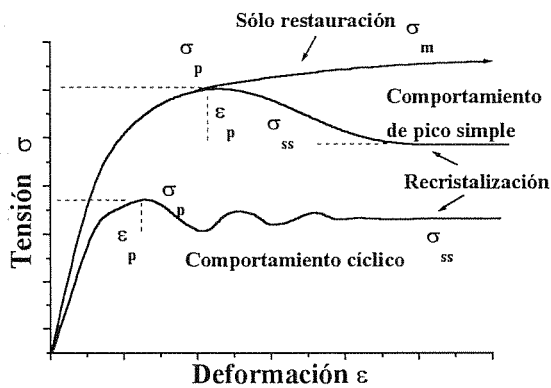


Fig. 1. Representación esquemática del comportamiento a deformación en caliente del acero estudiado.

Lo primero que se aprecia en las figuras 2 y 3 es la similitud que presentan, en cuanto a morfología, los dos mapas de proceso. En ambos casos las isolíneas tienen una tendencia diagonal, que de hecho están reflejando la equivalencia entre velocidades de deformación y temperaturas. Desde un punto de vista mecánico aumentar la temperatura es equivalente a disminuir la velocidad de deformación y viceversa.

A medida que va aumentando la deformación se aprecia en los mapas un frente que va desplazándose en diagonal desde bajas velocidades de deformación hacia las más altas. El desplazamiento del frente hacia regiones altas de los mapas deja detrás de sí zonas estables. Este frente representa el avance del inicio de la recristalización dinámica. Es bien conocido que la recristalización dinámica es un fenómeno que favorece la deformación puesto que la disipación de energía ocurre mediante la restauración de la microestructura por nucleación y crecimiento de nuevos granos y reordenamiento de las dislocaciones [17,18].

Respecto a los valores de inestabilidad, los mapas del criterio de Jonas y col. predicen, a la deformación más baja aquí analizada (ver figura 3a), una zona de inestabilidad ($\alpha > 5$) centrada a altas velocidades de deformación y bajas temperaturas, la cual desaparece en los siguientes mapas. El criterio de Kumar y Prasad

también prevee inestabilidad en esa zona, aunque extendida a mayores temperaturas, aunque en este caso los valores negativos alcanzados son muy cercanos a cero. En cambio, conforme progresa la deformación, las zonas de inestabilidad no desaparecen, aunque se van haciendo cada vez más pequeñas, y de nuevo centradas en las condiciones de deformación más severas (baja temperatura y alta velocidad de deformación). En estas condiciones es bien sabido que el material no recristaliza dinámicamente.

Cabe también señalar que las inestabilidades aquí analizadas son intrínsecas al material. No se ha incluido en estas primeras etapas del trabajo el efecto del calentamiento que sufre el material durante la deformación (se ha considerado procesos isotérmicos), ni obviamente se ha incluido inestabilidades debidas a cuestiones operativas (concentración de deformación en determinadas zonas debida a restricciones del proceso de conformado, efecto de fricción, etc...).

En definitiva, y por comparación, ambos criterios parecen estar definiendo de forma similar el grado de estabilidad de la deformación plástica. Aunque en bibliografía se aprecia una notable discusión entre defensores de uno u otro criterio [19,20], los resultados aquí mostrados indican que desde un punto de vista práctico, ambos criterios están definiendo lo mismo (de hecho en ambos criterios se está evaluando de una u otra manera al coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación m). La discusión en todo caso, como queda reflejado en literatura científica se centra en la propia interpretación física de α y ξ .

4.- CONCLUSIONES.

Se ha efectuado una determinación de mapas de procesado en un acero microaleado partiendo de ecuaciones constitutivas de su comportamiento a deformación en caliente. Se han analizado dos criterios diferentes, y en ambos casos se ha encontrado que predicen resultados similares. En el intervalo de condiciones simuladas, y con las hipótesis asumidas, el material presenta inestabilidad metalúrgica intrínseca a altas velocidades de deformación ($\approx 10 \text{ s}^{-1}$), y baja temperatura ($\approx 900^\circ\text{C}$). En el resto de condiciones se aprecia una significativa estabilidad debido, fundamentalmente, a la consecución de un estado de plástico ideal (fluencia sin aumento de deformación), que se alcanza una vez finalizada la recristalización dinámica. En base a estos resultados cabe presumir que ambos criterios pueden emplearse desde un punto de vista práctico, centrándose las diferencias entre los mismos en el significado físico de α y ξ .

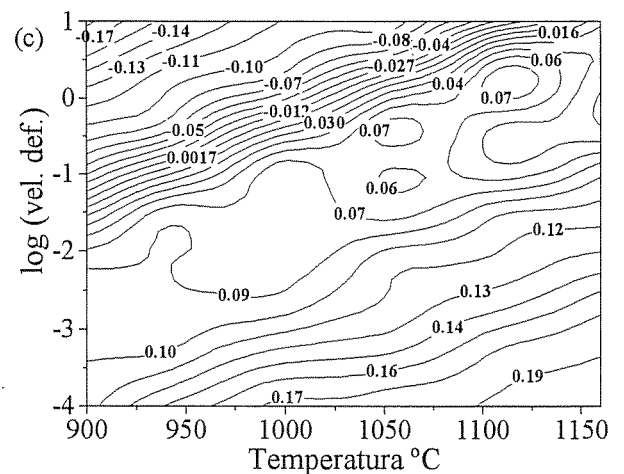
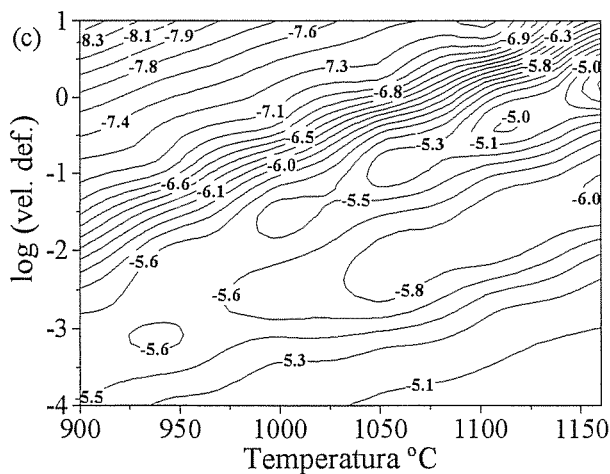
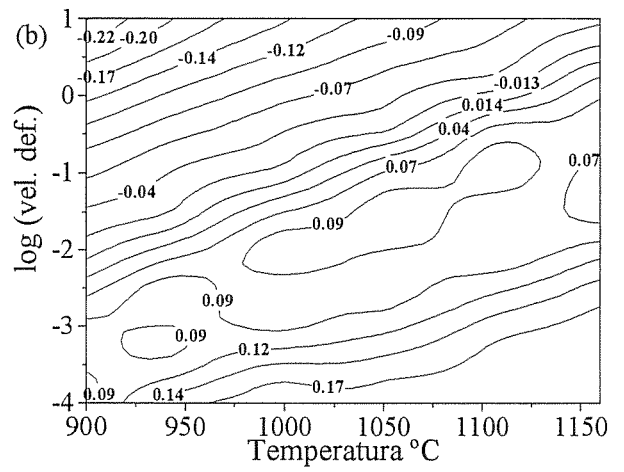
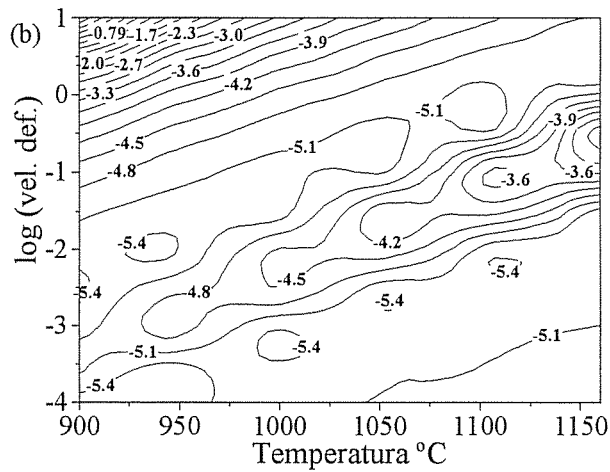
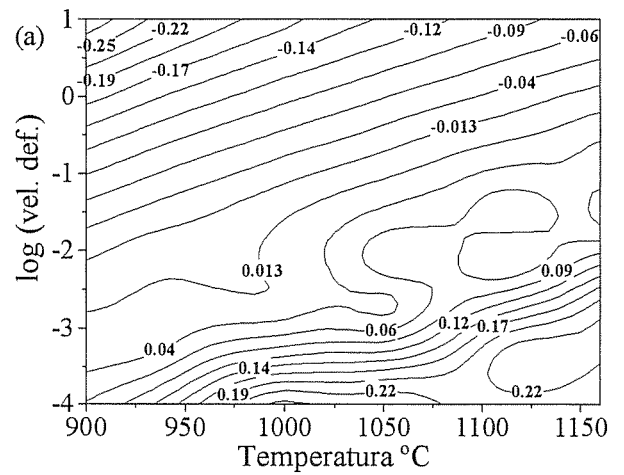
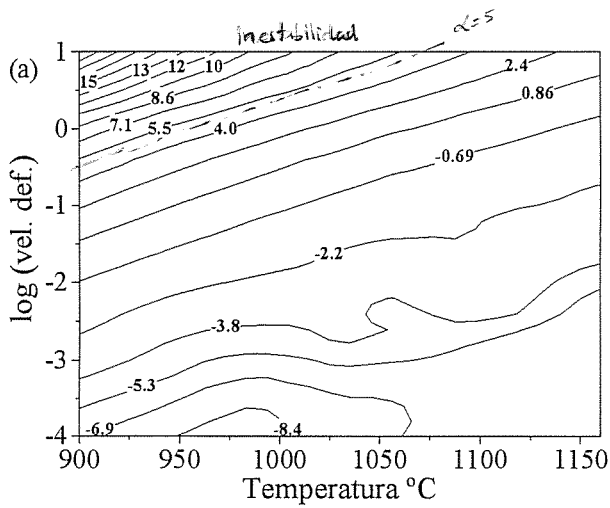


Fig. 2. Mapas de contorno del parámetro α , para el acero estudiado, a las deformaciones: (a) 0.2, (b) 0.3 y (c) 0.4.

Fig. 3. Mapas de contorno del parámetro ζ , para el acero estudiado, a las deformaciones: (a) 0.2, (b) 0.3 y (c) 0.4.

5.- REFERENCIAS.

- [1] Naylor D. J., *Ironmaking and steelmaking*, vol 16, nº4, pag. 246, (1989).
- [2] Proc. Information Day on Microalloyed Engineering Steels, CECA, Düsseldorf, (1988).
- [3] Kumar A.K.S. M.Sc (Eng) Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, (1987).
- [4] Prasad Y.V.R.K. *Indian Journal of Technol.*, vol 28, pag. 435, (1990).
- [5] Ziegler H. en *Progress in solid mechanics*, Ed. I.N. Sneddon y R. Hill, New York, vol. 4,(1963).
- [6] Semiatin S.L. y Jonas J.J. en *Formability and Workability of Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, (1984).
- [7] Jonas J.J, Holt R.A. y Coleman C.E.: *Acta Metall.*, vol. 24, pag. 43, (1976).
- [8] Semiatin S.L. y Lahoti G.D.: *Metall. Trans.*, vol. 12A, pag. 1705, (1981).
- [9] Semiatin S.L. y Lahoti G.D.: *Metall. Trans.*, vol. 12A, pag. 1719, (1981).
- [10] Al Omar A. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, (1996).
- [11] Cabrera J.M. Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona, (1995).
- [12] Cabrera J.M., Al Omar A., Jonas J.J. y Prado J.M: *Metall. Trans.* , vol. 28A, November, pag. 2233, (1997).
- [13] Cabrera J.M., Al Omar A. y Prado J.M: *Rev. Metal. Madrid*, vol. 33, nº 3, pag. 143, (1997).
- [14] Cabrera J.M., Al Omar A. y Prado J.M: *Rev. Metal. Madrid*, vol. 33, nº 4, pag. 215, (1997).
- [15] Rieiro I., Fernández A., Martínez A. y Carsí M. *Rev. Metal. Madrid*, vol. 34, pag. 355, (1998).
- [16] Murty S.V.S.N. y Rao B.N., *J. Phys. D: Appl. Phys.*, vol. 31, pag. 3306, (1998).
- [17] Sakai T. y Jonas J.J. *Acta Met.*, vol. 32, pag. 189, (1984).
- [18] Jonas J.J. y McQueen. H.J., en *Mise en forme de metaux et alliages*, cap. 6, pag. 99, Editions du C.N.R.S., Paris. (1976).
- [19] Montheillet F, Jonas J.J. y Neale K.W.: *Metall.Trans*, vol. 27A, pag.232 (1996).
- [20] Prasad Y.V.R.K: *Metall.Trans.*, vol. 27A, pag.235 (1996).