

# Estudio comparativo del conformado en caliente de un acero microaleado usando criterios termodinámicos continuos y criterios fenomenológicos

I. Alcelay<sup>(1)</sup>, A. Al Omar<sup>(1)</sup> y J.M. Prado<sup>(2)</sup>

<sup>(1)</sup> *Departament d'Enginyeria Mecànica,  
Escola Politècnica Superior d'Enginyeria de Manresa  
Universitat Politècnica de Catalunya,  
Av. Bases de Manresa 61 - 73, 08242 Manresa, Barcelona.*

<sup>(2)</sup> *Centre Tecnològic de Manresa (CTM)  
Av. Bases de Manresa 1, 08242 Manresa, Barcelona.  
alcelay@epsem.upc.edu, anas.al.omar@upc.edu, jm.prado@ctm.com.es*

## RESUMEN:

En las últimas décadas, los mapas de procesado han sido ampliamente utilizados para diseñar, controlar y optimizar los procesos de conformado en caliente. En el presente trabajo, se presenta un estudio comparativo entre mapas de procesado elaborados usando criterios termodinámicos continuos y criterios fenomenológicos. Por ello, se llevaron a cabo ensayos de compresión en caliente en el rango de temperaturas 900 - 1150 °C y de velocidades de deformación  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} - 10 \text{ s}^{-1}$ . El comportamiento en caliente del acero estudiado ha sido estudiado analizando las curvas de fluencia y la interacción entre el comportamiento microestructural y los parámetros de control del proceso de deformación. El estudio comparativo de los mapas de procesado muestra la diferencia entre las posiciones de los distintos dominios de deformación plástica, según el criterio de inestabilidad usado. Además, el análisis de dichos mapas indica que el acero estudiado no sufre ningún tipo de inestabilidad plástica. Sin embargo, los mapas correspondientes a la deformación  $\epsilon = 0,6$  revelan la existencia de un dominio de recristalización dinámica, considerado como el dominio más eficiente dentro de la región segura de procesado. Este dominio está centrado a 1150 °C y  $10 \text{ s}^{-1}$ .

## ABSTRACT:

In the last decades, processing maps have been widely used to design, control and optimize hot forming processes. In this paper, we present a comparative study of processing maps constructed using phenomenological and thermodynamic continuum criteria. Therefore, hot compression tests were carried out in the temperature and strain rate ranging from 900 to 1150 °C and  $10^{-4}$  to  $10 \text{ s}^{-1}$ . The hot deformation behavior of studied steel has been investigated analyzing the flow curves and the interaction between the microstructural behavior and parameters control of the deformation process. The comparative study of processing maps show the difference between the positions of plastic deformation domains predicted by the two instability criteria. The analysis of the maps indicates that the steel does not undergo any plastic instability. However, the maps corresponding to deformation  $\epsilon = 0,6$  reveal the existence of a domain of dynamic recrystallization, considered the most efficient domain within the safe region processing. This domain is centered at 1150 °C and  $10 \text{ s}^{-1}$ .

## 1. INTRODUCCIÓN:

En los últimos años, la crisis económica ha obligado a las industrias de fabricación a reducir los costos y a acortar los tiempos de diseño adoptando nuevas estrategias en sus sistemas de fabricación. Dichas estrategias tienen como objetivo principal mejorar la calidad de los productos fabricados, ahorrar energía y aumentar la productividad. Por ello, componentes mecánicos importantes para automóviles y máquinas industriales, tales como cigüeñales y bielas, se obtienen por forjado de aceros microaleados. El interés de la utilización de este tipo de aceros se deriva del hecho de no necesitar los costosos tratamientos térmicos de temple y revenido después de la forja de la pieza, lo que permite reducir los costes económicos y energéticos de fabricación de piezas forjadas en aproximadamente un 15-25 %. El control de las propiedades y de la microestructura de estos aceros se logra a través del afino de grano y del endurecimiento por precipitación durante el enfriamiento de la ferrita [1-6]. En consecuencia, una caracterización adecuada de la deformación plástica, en condiciones de conformado en caliente, es una tarea importante y necesaria para optimizar los parámetros de control de los procesos de conformado y avalar el diseño de los componentes fabricados con estos aceros.

Cuando un material metálico se conforma en caliente, a una temperatura  $T$  adecuada, se producen de forma simultánea un endurecimiento por deformación, como consecuencia de la presencia de obstáculos

al movimiento de dislocaciones, y un ablandamiento del material deformado por procesos de restauración. Es decir, compiten simultáneamente dos mecanismos, antagónicos, de creación y eliminación de defectos cristalinos. Generalmente se alcanza un equilibrio en aquella competición y se logra un régimen de equilibrio tal, a partir de determinada deformación, que a una tensión constante, el material se deforma plásticamente sin endurecerse.

Así, en un proceso industrial de conformado, un material puede deformarse según varios mecanismos de deformación. En un cierto intervalo de temperatura y velocidad de deformación, sólo actuará uno de los posibles mecanismos de deformación, ya que, siendo independientes entre sí, todos ellos actúan simultáneamente y el más rápido será el que controle la fluencia. Como es bien sabido, los procesos de conformado por deformación plástica quedan esencialmente limitados por la aparición y desarrollo de inestabilidades plásticas. Éstas pueden ser la causa directa de la propagación rápida de una fisura, que puede dar lugar a una rotura final. La complejidad de los modos de deformación y la intervención simultánea de varios parámetros han llevado a varios investigadores a desarrollar diversos criterios, con diferentes planteamientos, para predecir la aparición de defectos y optimizar los parámetros de control en los procesos de conformado [7-10].

Un modo de determinar el proceso que controla la deformación plástica es mediante la utilización de los mapas de procesado [11-19]. Estos mapas se construyen usando ecuaciones que relacionan la tensión de fluencia con la temperatura, la velocidad de deformación y la estructura y permiten predecir los mecanismos de deformación controladores a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. De esta manera, se pueden definir, en los mapas de procesado, los dominios más "seguros" para el conformado, evitando inestabilidades plásticas y consiguiendo la máxima eficiencia energética.

En el presente trabajo, se lleva a cabo una caracterización de la fluencia plástica de un acero microaleado de medio carbono y se presenta un estudio comparativo entre mapas de procesado, elaborados usando dos tipos de criterios:

- **Criterios fenomenológicos:** basados en una observación descriptiva y una interpretación mecánica de los fenómenos microscópicos de la deformación (endurecimiento por deformación y sensibilidad a la velocidad de deformación). Estos criterios son deducidos a partir de hipótesis de comportamiento, y reflejan el mecanismo de la inestabilidad plástica. Teniendo en cuenta las indicaciones cualitativas de la física de sólidos y de la termodinámica, se puede llegar a obtener criterios sencillos y realistas.
- **Criterios termodinámicos continuos:** basados en los principios de máxima velocidad de producción de entropía de la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica en grandes deformaciones. La aproximación termodinámica utiliza un medio continuo homogenizado equivalente al medio real, y representa los fenómenos físicos mediante variables macroscópicas. Éstas permiten optimizar los parámetros de control y definir los dominios óptimos de deformación en los mapas de procesado, donde se evitan las inestabilidades plásticas y se consigue la máxima eficiencia energética.

## 2. MÉTODO EXPERIMENTAL:

Como aleación de estudio se escogió un acero comercial microaleado con contenido medio carbono destinado al sector de forja de componentes de automoción. Los elementos de aleación son vanadio, titanio y aluminio y su composición química se indica en la tabla I.

Acero	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%V	%Al	%Ti	N <sub>ppm</sub>
V	0,34	1,52	0,72	0,025	0,025	0,083	0,0145	0,018	0,0114

**Tabla 1.-** Composición química del acero estudiado (% en peso)

Para estudiar el comportamiento a fluencia del acero estudiado se realizaron ensayos de compresión uniaxial a velocidades de deformación verdadera ( $\dot{\epsilon}$ ) constantes. Los ensayos se efectuaron a temperaturas que oscilaron entre 1150 y 900 °C a incrementos de 50 °C, y en un intervalo de velocidades de deformación que varió entre  $10^{-4}$  y  $10^{-1}$  s<sup>-1</sup>.

Las probetas ensayadas eran cilíndricas (su eje era paralelo al de laminación) de 11,4 mm de altura y 7,6 mm de diámetro. Con estas dimensiones se conseguía minimizar los prácticamente inevitables problemas de abarillamiento y pandeo. Como se puede ver en figura 1, las probetas se austenizaban durante 5 min. a 1200 °C (la velocidad de calentamiento fue de aproximadamente 1 °C/s) y entonces se enfriaban hasta la temperatura de ensayo a una velocidad de enfriamiento de 2 °C/s aproximadamente. Acabado el ensayo las probetas eran templadas tan rápido como se podía para el posterior análisis del tamaño de grano.

El examen de las microestructuras y la determinación del tamaño de grano austenítico se efectuó mediante microscopía óptica y análisis de imagen sobre probetas templadas en agua una vez acabado el ensayo. Tras desbaste y pulido las muestras se sometieron a ataque químico para revelar los bordes de grano austenítico. Debe notarse que la microestructura inicial es idéntica para todas las probetas ensayadas (tamaño de grano, fracción de volumen de precipitados).

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN:

#### 3.1. Curvas de fluencia

En la figura 1 se representan las curvas de tensión verdadera - deformación verdadera en función de la temperatura y velocidad de deformación del acero estudiado. Las características principales de las curvas de fluencia son similares para todas las condiciones experimentales, y tienen la tendencia habitualmente observada en los materiales que sufren restauración dinámica (de aquí adelante DRV) y recristalización dinámica (de aquí adelante DRX): la tensión aumenta muy rápidamente (endurecimiento por deformación del material) hasta alcanzar un máximo después del cual la tensión se mantiene o decrece de manera monótona o con oscilaciones. En algunas situaciones (a  $\dot{\epsilon}$  altas y  $T$  bajas) apenas se apreció ablandamiento posterior a la tensión máxima, poniéndose de relieve que el único mecanismo de ablandamiento actuante entonces era la DRV. Por otra parte, se observó que, a  $T$  constante, la tensión máxima,  $\sigma_p$ , y su deformación asociada,  $\epsilon_p$ , aumentaban con  $\dot{\epsilon}$ . También se constató que  $\sigma_p$  y  $\epsilon_p$  disminuyen cuando  $T$  aumenta y  $\dot{\epsilon}$  se mantiene constante. En otras palabras, y por lo que a las características mecánicas se refiere, el efecto de disminuir  $T$  es equivalente al de aumentar  $\dot{\epsilon}$  en un cierto rango de temperaturas [20,21]. Debe notarse, también, que a medida que va aumentando la temperatura las curvas de fluencia se hacen más sensibles a la velocidad de deformación.

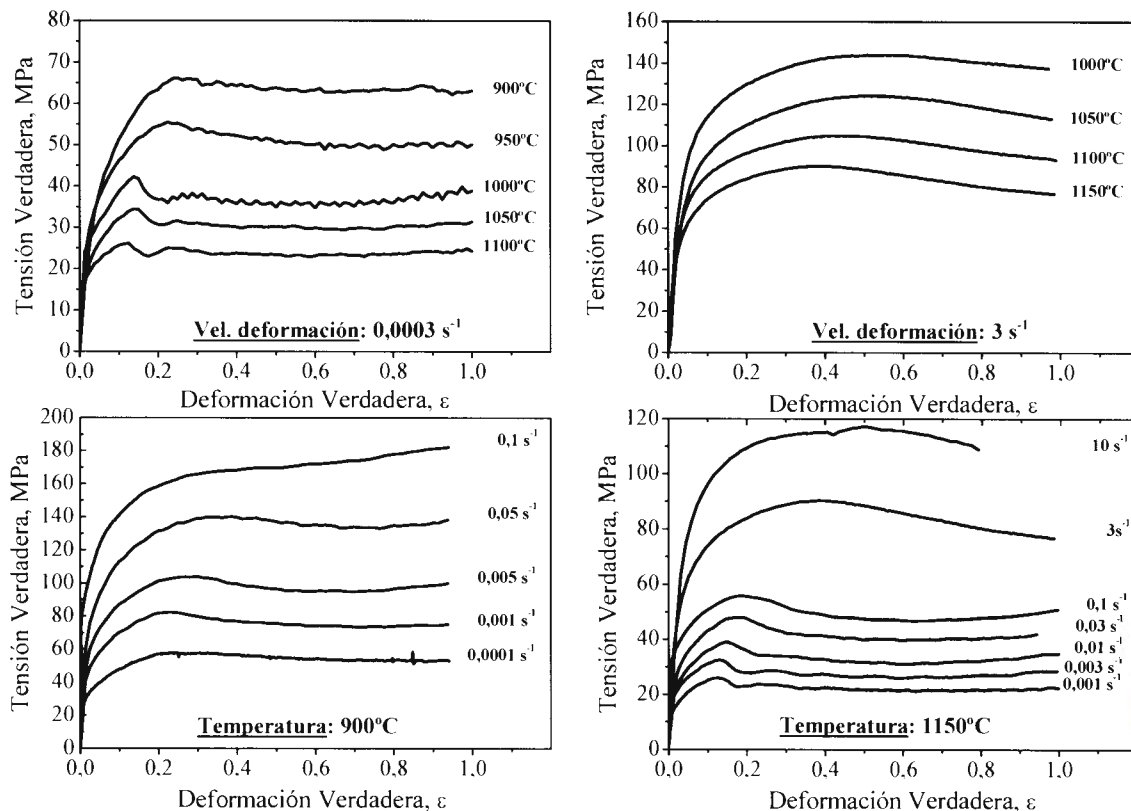


Fig.1. Curvas de fluencia del acero estudiado a varias  $T$  y  $\dot{\epsilon}$

Con objeto de estudiar el efecto de la temperatura y de la velocidad de deformación sobre la tensión de fluencia, se representaron las variaciones de la tensión de fluencia con  $\dot{\epsilon}$  a varias temperaturas y a deformaciones de 0,2 y 0,6 tal como se indica en la figura 2. Se observa que a temperaturas bajas el comportamiento a fluencia del acero estudiado es cada vez más difícil produciendo valores de tensión muy altos. Este efecto se atribuye a que el comportamiento a fluencia del acero estudiado muestra una alta sensibilidad a la temperatura a temperaturas donde la difusión es lenta, y una baja sensibilidad cuando la difusión contribuye al conformado en caliente. En cuanto al efecto de la velocidad de deformación sobre la tensión de fluencia, puede apreciarse un progresivo aumento de la tensión de fluencia con la velocidad de deformación para temperaturas entre 900 y 1150 °C. Esta evolución puede interpretarse en términos de la velocidad de generación de dislocaciones [22]; la velocidad de endurecimiento por deformación en el acero estudiado aumenta con la velocidad de deformación desde  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  a  $10 \text{ s}^{-1}$ .

Para determinar el parámetro de sensibilidad a la velocidad de deformación,  $m$ , del material estudiado las curvas  $\log(\sigma)$  frente a  $\log(\dot{\epsilon})$  se ajustaron a una ecuación polinomial, y el parámetro  $m$  se determinó a partir de la pendiente de las curvas, a varias deformaciones, en cada punto (ver Fig. 2) [14,15,17]. La variación de  $m$  con  $T$  y  $\dot{\epsilon}$  se representa como mapas de contorno de iso- $m$ . Los mapas

obtenidos a deformaciones de 0,2 y 0,6 se muestran en la figura 3. La interpretación de estos mapas se basa en el hecho de que el material presenta algún tipo de inestabilidad plástica cuando el parámetro  $m$  toma valores negativos [23]; además, es ampliamente reconocido que altos valores de  $m$  reducen la posibilidad de aparición de la localización de fluencia y conducen a un máximo de ductilidad en el material. El parámetro  $m$  varía notablemente con la deformación, esto quiere decir que la deformación afecta sensiblemente al proceso de conformado, lo cual es lógico, ya que diferentes mecanismos de deformación actúan a distintas combinaciones de  $T$  y  $\dot{\epsilon}$ . A temperaturas superiores a 950 °C,  $m$  aumenta con  $T$  y disminuye con  $\dot{\epsilon}$  a bajas deformaciones ( $\epsilon = 0,2$ ). Sin embargo, a altas deformaciones, el material se hace menos sensible a las variaciones de  $T$  y  $\dot{\epsilon}$ .

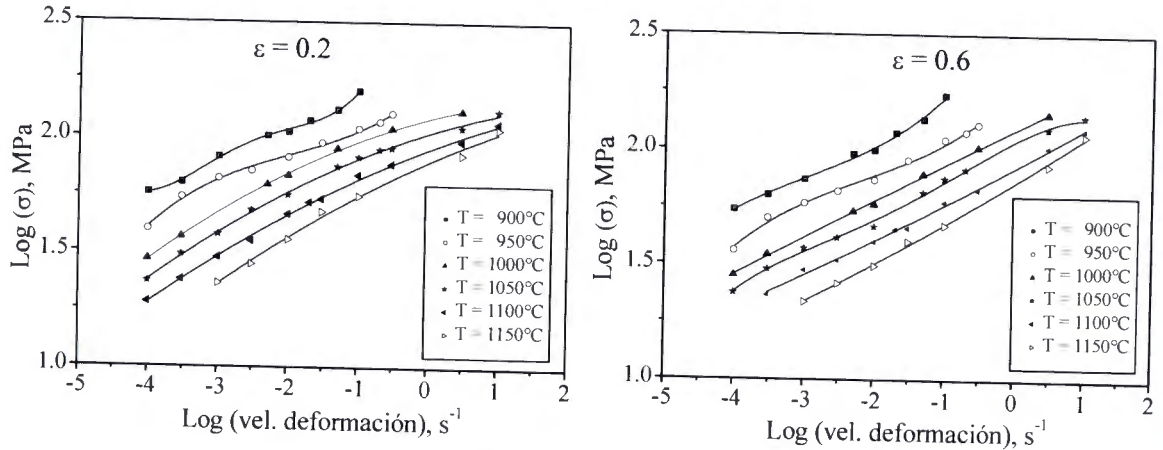


Fig. 2. Evolución de la tensión de fluencia con  $\dot{\epsilon}$  a  $\epsilon = 0,2$  y  $\epsilon = 0,6$

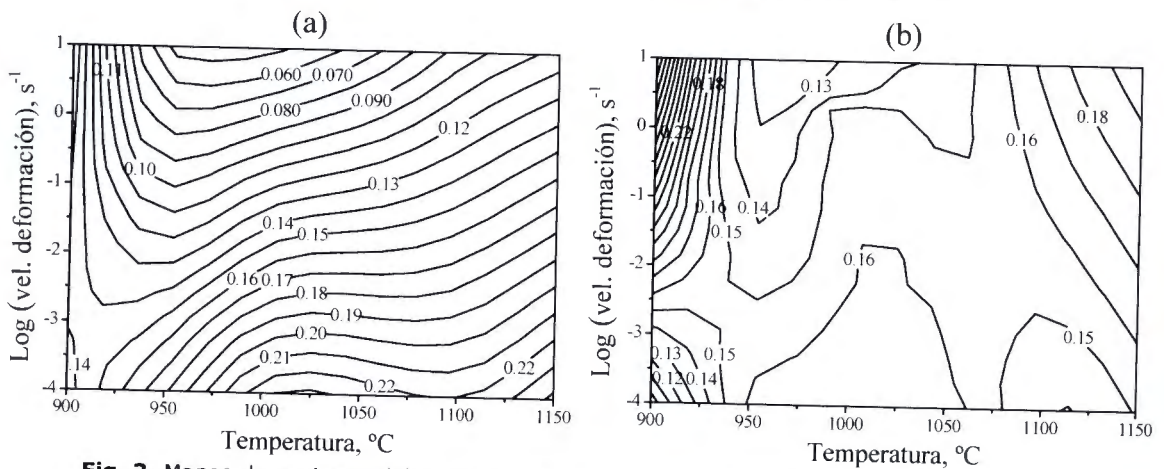


Fig. 3. Mapas de contorno del parámetro  $m$  a deformaciones de (a)  $\epsilon = 0,2$  y (b)  $\epsilon = 0,6$

El mapa de sensibilidad a la velocidad de deformación correspondiente a la deformación de 0,2, exhibe dos dominios interesantes. El primero caracterizado por un máximo de sensibilidad a la velocidad de deformación de aproximadamente 0,23 produciéndose a 1025 °C y  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La observación de las curvas de fluencia (Fig. 1) muestra que a  $\epsilon = 0,2$  sólo tiene lugar la recristalización dinámica cíclica (de aquí adelante CDRX) cuando la deformación se efectúa a  $\dot{\epsilon}$  bajas y  $T$  altas. Esta interpretación se confirma por el crecimiento de grano observado en este dominio respecto al tamaño inicial [14,15,17,24], y es bien conocido y aceptado que la CDRX está asociada a tal crecimiento [20-22].

En el segundo dominio, centrado en 975 °C y  $10 \text{ s}^{-1}$ , la sensibilidad a la velocidad de deformación alcanza sus valores más bajos (aproximadamente 0,05). Ello supondría que este dominio, debido a los bajos valores de  $m$ , puede representar la tendencia que tiene el material estudiado a desarrollar alguna manifestación de inestabilidad de fluencia y baja conformabilidad (grietas, bandas de cizalladura, etc.) [25-28]. Es importante hacer notar que este mismo dominio adquiere altos valores de  $m$  en el mapa correspondiente a la deformación de 0,6.

A  $\epsilon = 0,6$ , que es aproximadamente la deformación correspondiente a fluencia de estado estable, el mapa del parámetro  $m$  cambia su aspecto. El análisis de este mapa sugiere que los dominios donde  $m$  alcanza sus valores máximos corresponde a dominios de DRX de pico simple y DRV tal como se había detectado en los mapas de disipación de energía desarrollados en los trabajos de *Al Omar y al.* [8,14,15,17]. En consecuencia, el primer dominio de conformabilidad óptima, correspondiente al dominio de DRV, se encuentra extendido sobre el rango de temperaturas de 900 a 950 °C y el rango de velocidades de deformación de  $0,003$  a  $10 \text{ s}^{-1}$  con un valor máximo de  $m$  de aproximadamente 0,30. El

segundo dominio de conformabilidad óptima, correspondiente al dominio de DRX, centrado en 1150 °C y 10 s<sup>-1</sup> con un valor de  $m$  de aproximadamente 0,20. Esta interpretación se confirma mediante el análisis de los mapas de contorno iso-tamaño de grano recristalizado y los mapas de contorno representando las variaciones del grado de ablandamiento en función de la temperatura y velocidad de deformación dados en los trabajos de estos mismos recién citados autores [8,14,15,17].

### 3.2. Mapas de Inestabilidad Plástica.

Para construir los mapas de inestabilidad plástica del acero estudiado se han utilizado criterios termodinámicos continuos y criterios fenomenológicos.

#### 3.2.1. Criterios termodinámicos continuos.

En la metodología desarrollada por Prasad y col. [29,30], la pieza conformada a alta temperatura se considera como la única parte de todo el sistema del proceso capaz de disipar energía, y su ecuación constitutiva es una relación analítica que describe la variación de la tensión de fluencia con los parámetros de deformación; es decir temperatura y velocidad de deformación. Esta ecuación es una característica intrínseca del material de la pieza conformada y describe la manera en que la energía se convierte en cualquier instante, usualmente, en energía térmica y microestructural no recuperable por el material. Por consiguiente, la deformación en caliente se modela manejando varios procesos termodinámicos irreversibles controlados por la velocidad de energía aportada y la posterior disipación de esta energía mediante los procesos metalúrgicos dinámicos.

Para predecir los dominios de inestabilidades plásticas en procesos de conformado, Prasad [29,30] y Kumar [31] desarrollaron un criterio basado en el modelo dinámico de materiales y en los principios de la mecánica de los medios continuos aplicados a procesos de fluencia plástica en grandes deformaciones propuestos por Ziegler [32]. El parámetro de inestabilidad  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$  (la letra  $P$  hace referencia a Prasad) expresa la condición de aparición de inestabilidad plástica y viene dado por la ecuación siguiente:

$$\xi_p(\dot{\epsilon}, T) = \frac{\partial \ln\left(\frac{m}{m+1}\right)}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (1)$$

Por lo tanto, la variación de  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$  con la temperatura y la velocidad de deformación constituye el mapa de inestabilidad que delinea las regiones de inestabilidad donde el parámetro  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$  toma valores negativos y serán por tanto zonas a evitar en el proceso de conformado.

Los mapas de inestabilidad, del acero estudiado en este trabajo, construidos en base al criterio dado en la ecuación (1), a deformaciones de 0,2 y 0,6, se muestran en la figura 4. Estos mapas indican que las regiones donde se predice la aparición de los procesos de DRV y DRX son las regiones más estables y el parámetro  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$  toma valores positivos y alcanza sus valores máximos, lo cual es consistente con que tales regiones son las más seguras de los mapas de procesado.

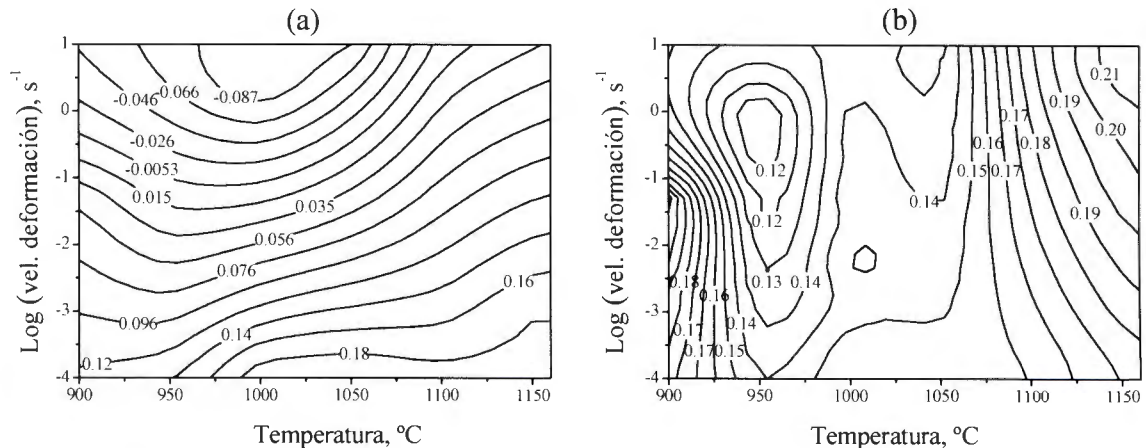


Fig. 4. Mapas de contorno del parámetro  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$  a deformaciones de (a)  $\epsilon = 0,2$  y (b)  $\epsilon = 0,6$ .

En el mapa de inestabilidad correspondiente a  $\epsilon = 0,2$  exhibe un dominio con valores negativos centrado en 1000 °C y 10 s<sup>-1</sup>. Este resultado parece indicar que el dominio en cuestión representa zonas de baja conformabilidad debido a la aparición de inestabilidades plásticas [33-35]. Este eventual dominio de inestabilidad plástica coincide con el dominio previsto en los mapas de contorno del parámetro  $m$  (Fig. 3 (a)). Sin embargo, puesto que las observaciones microestructurales mediante microscopía óptica y electrónica de barrido [14] no evidenciaron ninguna inestabilidad plástica, puede argumentarse que la inestabilidad que predicen estos mapas se debe al efecto térmico o calentamiento adiabático, el cual no fue corregido en las curvas experimentales. También, cabría pensar en la posibilidad de que la supuesta

manifestación de inestabilidad no es lo suficientemente intensa como para mantenerse durante un cierto tiempo debido a la relativamente baja deformación impuesta ( $\epsilon = 0,2$ ). No obstante, dicha manifestación no puede atribuirse a la aparición de bandas de cizalladura ya que al recrystalizarse el material estudiado se producen cambios estructurales que hacen desaparecer a estas bandas. A altas deformaciones (Fig. 4 (b)), este dominio se ha movido y se ha centrado en  $955\text{ }^\circ\text{C}$  y  $0,5\text{ s}^{-1}$ , pero ahora teniendo valores positivos de  $\xi_p(\dot{\epsilon}, T)$ . Como se ha interpretado en el mapa de sensibilidad a la velocidad de deformación de la Fig.3 (b), este dominio es a evitar a la hora de conformar en caliente el material objeto de este estudio debido a su baja conformabilidad.

Para desarrollar su criterio inestabilidad, Prasad ha asumido que la respuesta dinámica de un material sometido a condiciones de conformado en caliente puede ser representada mediante una ley potencial  $\sigma = K \dot{\epsilon}^m$  donde el parámetro  $m$  es independiente de  $\dot{\epsilon}$ . Narayana, en sus intentos de reanalizar los fundamentos científicos de los criterios de inestabilidad de Prasad, considera que para describir el comportamiento a fluencia de materiales no se puede utilizar, indiscriminadamente, la ley constitutiva potencial, tanto en dominios de bajas como de altas tensiones. Es bien conocido que la ley constitutiva potencial es válida, únicamente, en el análisis de las tensiones de estado estable en condiciones de conformado a bajos valores de tensiones. Por ello, Narayana ha propuesto otra metodología basada en la obtención directa del criterio de inestabilidad a través de una integración numérica, a cualquier tensión de fluencia (para detalles adicionales de la metodología véase las referencias [7-9]). Así, el nuevo parámetro de inestabilidad plástica  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  (la letra  $N$  hace referencia a Narayana) se expresa de la forma siguiente:

$$\xi_N(\dot{\epsilon}, T) = \frac{2m}{\eta} - 1 < 0 \tag{2}$$

donde  $\eta$  es la eficiencia de disipación de energía durante un proceso de conformado y definida, según Narayana, como:

$$\eta = 2 \left[ 1 - \frac{1}{\sigma \dot{\epsilon}} \left( \left( \frac{\sigma \dot{\epsilon}}{m+1} \right)_{\dot{\epsilon}_{min}} + \int_{\dot{\epsilon}_{min}}^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} \right) \right] \tag{3}$$

$\dot{\epsilon}_{min}$  representa el valor más bajo de la velocidad de deformación usado en los ensayos de conformado.

En la figura 5 se han representado para las deformaciones  $\epsilon = 0,2$  y  $\epsilon = 0,6$  los mapas de inestabilidad obtenidas en base al criterio de inestabilidad establecido en la ecuación (2). Los números de los contornos indican los valores del parámetro de inestabilidad  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$ . Tal como puede observarse, las características generales de los dos mapas varían considerablemente con la deformación, y a medida que aumenta van apareciendo nuevos dominios.

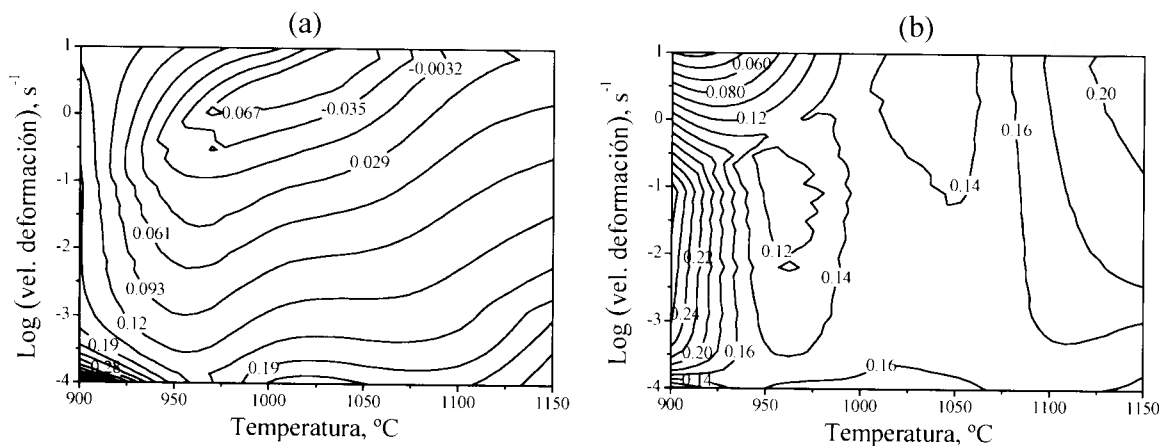


Fig. 5. Mapas de contorno del parámetro  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  a deformaciones de (a)  $\epsilon = 0,2$  y (b)  $\epsilon = 0,6$ .

El mapa de inestabilidad del parámetro  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  a  $\epsilon = 0,2$  puede dividirse en tres dominios. El primer dominio está centrado en  $900\text{ }^\circ\text{C}$  y  $10^{-4}\text{ s}^{-1}$  con un valor máximo de  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  de aproximadamente 0,5. Las curvas de fluencia obtenidas con diferentes combinaciones de  $T$  y  $\dot{\epsilon}$  en este dominio muestran claramente que el único mecanismo que puede tener lugar a esta deformación es la DRV. El segundo dominio, centrado en  $1025\text{ }^\circ\text{C}$  y  $10^{-4}\text{ s}^{-1}$  con un pico del parámetro  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  de 0,2 puede interpretarse, al igual que en el mapa del parámetro  $m$  a  $\epsilon = 0,2$ , como un dominio representativo de la CDRX. El tercer dominio, centrado en  $1025\text{ }^\circ\text{C}$  y  $3\text{ s}^{-1}$ , es un dominio caracterizado por valores negativos de  $\xi_N(\dot{\epsilon}, T)$  y

puede identificarse con los dominios de inestabilidad previstos en las Figs. 3 (a) y 4 (a). En general existe un buen acuerdo entre los dominios de los tres mapas (Figs. 3a, 4a y 5a), y la diferencia observada en la posición del dominio se debe principalmente a los métodos de cálculo de los distintos parámetros;  $m$ ,  $\xi_p(\dot{\varepsilon}, T)$  y  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$ .

A altas deformaciones ( $\varepsilon = 0,6$ ) el mapa de contorno de  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$  exhibe un nuevo dominio centrado en 1150 °C y  $10 \text{ s}^{-1}$  con un valor de  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$  de aproximadamente 0,2. Este dominio puede atribuirse fácilmente a la DRX de pico simple observado en los mapas de las Figs. 3 (b) y 4 (b) y situado en la misma posición. El dominio de la DRV observado en el mapa correspondiente a  $\varepsilon = 0,2$  se ha movido hacia moderadas velocidades de deformación (centrado en 900 °C y  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ). También, este dominio coincide con el dominio de la DRV identificado en los mapas de las Figs. 3 (b) y 4 (b) con una pequeña diferencia en la posición del dominio en cada mapa. El dominio con valores negativos de  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$  ha desaparecido completamente, y el valor mínimo de  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$  observado en la fig. 5 (b) es 0,05 que aparece a 910 °C y  $10 \text{ s}^{-1}$ . Para asegurar que el proceso de conformado en caliente pueda llevarse a cabo con total seguridad, este dominio caracterizado por valores mínimos de  $\xi_N(\dot{\varepsilon}, T)$  debe evitarse durante el conformado del material estudiado.

A pesar de las diferencias existentes en los métodos de cálculo utilizados para establecer los criterios de inestabilidad, la comparación entre los mapas obtenidos pone de manifiesto el buen acuerdo que existe entre los resultados. El principal dominio de estabilidad, correspondiente a las condiciones óptimas de conformado, se ha observado a altas temperaturas y altas velocidades de deformación (dominio de la DRX). El segundo dominio estable correspondiente a la DRV se ha detectado en la zona extendida de moderadas hacia altas  $\dot{\varepsilon}$  y  $T = 900 \text{ °C}$ . Para validar microestructuralmente las interpretaciones realizadas en el presente trabajo sería interesante llevar a cabo un estudio más exhaustivo de la microestructura del acero estudiado, especialmente estudios mediante la microscopía electrónica de transmisión y microscopía electrónica de barrido, para ver si es posible identificar alguna inestabilidad plástica. No cabe olvidar que las probetas fueron deformadas hasta la deformación  $\varepsilon = 1$  y una vez acabado el ensayo 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 y 0,6 sino a deformación  $\varepsilon = 1$ .

### 3.2.2. Criterio fenomenológico.

Es bien sabido que la localización de la fluencia es uno de los mecanismos de daño más importantes que pueden limitar la conformabilidad intrínseca de los materiales. *Semiatin* y *Lahoti* [36,37] correlacionaron la aparición de esta inestabilidad plástica con las propiedades del material a través del parámetro de localización de la fluencia  $\alpha$  definido como:

$$\alpha = \frac{\gamma - 1}{m} \quad (4)$$

donde  $\gamma$  es el coeficiente de endurecimiento:

$$\gamma = \frac{1}{\sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \quad (5)$$

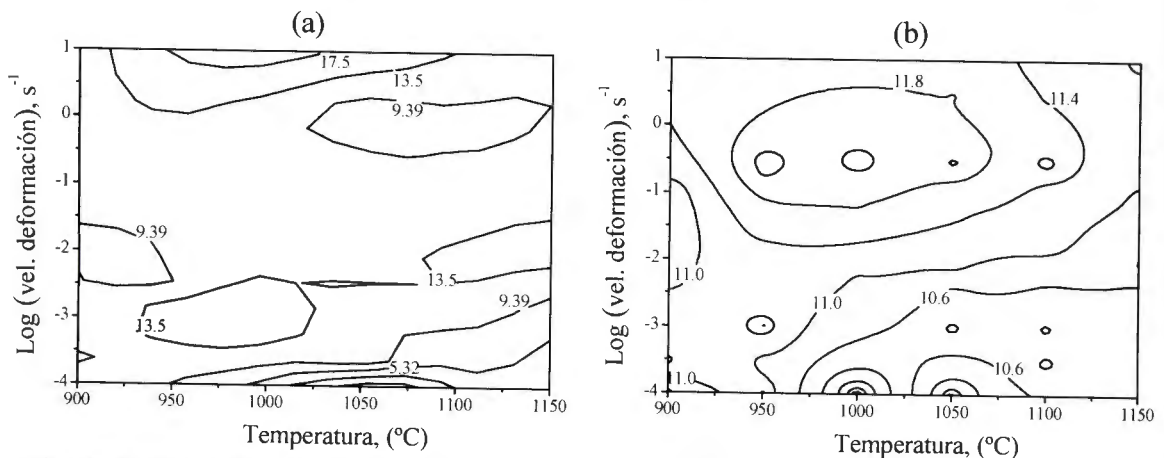
En ensayos de compresión, la fluencia localizada se produce cuando  $\alpha > 0$ ; esto corresponde a materiales que exhiben coeficientes de endurecimiento  $\gamma > 1$ , es decir, un ablandamiento por fluencia bastante importante (como  $\sigma$  y  $\varepsilon$  son ambas negativas en compresión). Cuando  $\gamma = 1$ , la velocidad de ablandamiento por fluencia solo se compensa por el endurecimiento geométrico o por incremento de área. Así,  $\gamma > 1$  es necesaria para permitir el desarrollo de una fluencia inestable. Generalmente, los materiales que se endurecen por deformación, o bien los que presentan un ablandamiento por fluencia mínimo, resisten apreciablemente las concentraciones de deformación (i.e. tienen muy bajas velocidades de localización de la fluencia) siempre y cuando la sensibilidad a la velocidad de deformación sea suficientemente alta ( $\geq 0,2$ ).

Varios trabajos de investigación [25,36-40], en base a observaciones microestructurales, verificaron que, en procesos de conformado en caliente, las aleaciones de Ti exhiben una localización de la fluencia significativa cuando  $\alpha \geq 5$ . Así, el criterio de inestabilidad plástica, basado en conceptos de localización de la fluencia de *Semiatin Lahoti*, en procesos de conformado en caliente puede expresarse de la siguiente manera:

$$\xi_s = 1 - \frac{\alpha}{5} < 0 \quad (6)$$

Los mapas de inestabilidad construidos en base al criterio fenomenológico desarrollado por *Semaitin* y *Lahoti* y a la variación del al parámetro  $\xi_s(\dot{\epsilon}, T)$  (la letra *S* hace referencia a *Semaitin*), obtenido a partir de la ecuación (6), se muestran la figura 6 para las deformaciones  $\epsilon = 0,2$  y  $\epsilon = 0,6$ . De acuerdo con el criterio fenomenológico, en procesos de conformado en caliente los materiales exhiben una localización de la fluencia significativa cuando los dominios de los mapas del parámetro  $\xi_s(\dot{\epsilon}, T)$  toman valores negativos. Puede observarse en la Fig. 6 (a) la fluencia estable aparece en la zona centrada en  $980^\circ\text{C}$  y  $10 \text{ s}^{-1}$ , mientras que la zona de la fluencia inestable está centrada en  $1065^\circ\text{C}$  y  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  con un valor mínimo de  $\xi_s(\dot{\epsilon}, T)$  de aproximadamente  $-3,3$ . Estos resultados contradicen los encontrados en las Figs. 3 (a), 4 (a) y 5 (a).

A  $\epsilon = 0,6$ , el mapa de inestabilidad exhibe dos dominios de fluencia estable: el primero extendido sobre el rango de temperaturas de  $900$  a  $1125^\circ\text{C}$  y sobre el rango de velocidades de deformación de  $10^{-2}$  a  $10 \text{ s}^{-1}$  con un valor máximo de  $\xi_s(\dot{\epsilon}, T)$  de aproximadamente  $12,2$  (Fig. 6 (b)). El segundo dominio se divide en dos pequeños dominios centrados en  $(1000^\circ\text{C}, 10^{-4} \text{ s}^{-1})$  y  $(1050^\circ\text{C}, 10^{-4} \text{ s}^{-1})$ , respectivamente (véase Fig. 6 (b)). Estos dos dominios pueden asociarse con la CDRX de acuerdo con las curvas de fluencia obtenidas con diferentes combinaciones de  $T$  y  $\dot{\epsilon}$  en estos dos dominios.



**Figura 6.** Mapas de contorno del parámetro  $\xi_s(\dot{\epsilon}, T)$  a deformaciones de (a)  $\epsilon = 0,2$  y (b)  $\epsilon = 0,6$ .

Para el material estudiado en este trabajo, parece ser que el criterio fenomenológico de inestabilidad no proporciona suficiente información para predecir los cambios microestructurales susceptibles de producirse durante el proceso de conformado en caliente. Además, el carácter empírico de este criterio hace difícil la interpretación de sus mapas de inestabilidad. Cabe señalar que el valor constante de 5 expresado en la ecuación (6) se ha utilizado para detectar la localización de la fluencia durante la deformación en caliente del titanio y sus aleaciones [25,36,37]. Para otros materiales, este valor constante puede ser diferente, y su validez debe ser comprobada por estudios microestructurales exhaustivos.

#### 4. CONCLUSIONES:

En el presente trabajo, se han utilizado criterios continuos y fenomenológicos para caracterizar la inestabilidad plástica en un acero microaleado de medio del carbono. Del análisis de los resultados obtenidos, las principales conclusiones que se deducen son:

1. Se ha confirmado que el acero estudiado, no exhibe ningún tipo de manifestación de la inestabilidad plástica durante su conformado en caliente llevado a cabo en un rango de temperaturas de  $900^\circ\text{C}$  a  $1150^\circ\text{C}$  y a diferentes velocidades de deformación que van desde  $10^{-4}$  a  $10 \text{ s}^{-1}$ .
2. A pesar de la pequeña diferencia encontrada en la posición de los dominios estables, se ha observado un buen acuerdo entre los diferentes mapas de inestabilidad construidos en base a los criterios continuos.
3. Todos los mapas de inestabilidad correspondientes a la deformación  $\epsilon = 0,6$  muestran un dominio de DRX, que puede ser considerado como el dominio más "seguro" para el conformado en caliente. Este dominio está centrado a  $1150^\circ\text{C}$  y  $10 \text{ s}^{-1}$ . Además, estos mapas han revelado la existencia de un dominio de DRV a bajas temperaturas y moderada velocidad de deformación.
4. El dominio de la DRX es muy importante en la optimización de la conformabilidad intrínseca, puesto que reconstituye la microestructura mediante formación y migración de los límites de



grano. En consecuencia, este dominio pondrá los límites para el control de los parámetros del proceso de conformado.

5. Para incrementar la productividad, en condiciones industriales, las primeras operaciones de conformado en caliente deben realizarse con una temperatura del orden de 1150 °C y con una velocidad de deformación de 10 s<sup>-1</sup> (dominio DRX), mientras que las últimas operaciones deben efectuarse en el dominio DRV (centrado a 900 °C y 0,1 s<sup>-1</sup>). De esta manera, se obtiene una microestructura con un tamaño de grano fino, lo cual mejora considerablemente las propiedades mecánicas del acero estudiado, sobre todo la tenacidad.
6. En comparación con el criterio fenomenológico, los criterios termodinámicos continuos predicen con mayor exactitud los cambios microestructurales, y son más eficientes para optimizar los parámetros de control del proceso de conformado en caliente del acero estudiado.

## 5. AGRADECIMIENTOS:

Los autores I. Alcelay y A. Al Omar desean agradecer a la CICYT (España) la financiación económica a través del proyecto DPI2010-15446.

## 6. REFERENCIAS:

- [1] T. Gladman, *Ironmaking Steelmaking*, 16 (1989) 241
- [2] F.B. Pickering, *Physical metallurgy and the design of steels*, Cap. 4, Ed. Applied Science Publishers, Essex, 1978.
- [3] W.C. Leslie, *The physical metallurgy of steels*, Cap. 6, Ed. McGraw Hill, Tokyo, Japón, 1982
- [4] C.A. Hernández, S. F. Medina, J. E. Mancilla y V. Blázquez, *Rev. Metal. Madrid*, 28 (1992) 369
- [5] S. F. Medina y J. E. Mancilla, *ISIJ Int.*, 36 (1996) 1063
- [6] J. Castellanos, V. Gutiérrez, I. Rieiro, O. A. Ruano y M. Carsí, *Rev. Metal. Madrid* 45 (2009) 70
- [7] A. Al Omar y J.M. Prado, *Rev. Metal. Madrid* 46 (2010) 143
- [8] F. Bakkali El Hassani, A. Chenaoui, R. Dkiouak, L. Elbakkali y A. Al Omar, *J. Mater. Process. Technol.* 199 (2008)140
- [9] S.V.S. Narayana Murty, B. Nageswara Rao y B.P. Kash, *Int. Mater. Rev.* 45 (2000) 15
- [10] Y.V.R.K. Prasad y T. Seshacharyulu, *Int. Mater. Rev.* 43 (1998) 243
- [11] J. Luo, M. Li, W. Yu y H. Li, *Mater. Sci. Eng. A* 504 (2009) 90
- [12] S.V.S. Narayana Murty y B. Nageswara Rao, *J. Mater. Process. Technol.* 14 (2000) 103.
- [13] Y.V.R.K. Prasad y S. Sasidhara, *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1997
- [14] A. Al Omar, Tesis Doctoral, Univ. Politécnica de Cataluña, 1996
- [15] A. Al Omar, J.M. Cabrera y J.M. Prado, *Scr. Mater.*34 (1996) 1303
- [16] A. Al Omar y J.M. Prado, *Rev. Metal. Madrid* 33 (1997) 89
- [17] A. Al Omar, J.M. Cabrera y J.M. Prado, *Rev. Metal. Madrid* 33 (1997) 153
- [18] I. Rieiro, A. Fernández, A. Martínez y M. Carsí, *Rev. Metal. Madrid* 34 (1998) 355
- [19] I. Rieiro, M. Carsí y O.A. Ruano, *Materials Science and Technology* 25 (2009) 995
- [20] T. Sakai y J.J. Jonas, *Acta Metall.* 32 (1984) 189
- [21] M.J. Luton y C.M. Sellars, *Acta Metall.* 17 (1969) 1033
- [22] H.J. McQueen y J.J. Jonas, *Treatise on Materials Science and Technology* 6 Academic Press, 1975, pp. 393-493.
- [23] F. Montheillet, J. J. Jonas y K.W. Neale, *Metall. Trans. A* 27 (1996) 232.
- [24] A. Al Omar, A. Chenaoui, R. Dkiouak, J.M. Cabrera y J.M. Prado, *Rev. Metal. Madrid* 42 (2006) 103
- [25] S.L. Semiatin y J.J. Jonas, *Formability and Workability of Metals: Plastic Instability and Flow Localization*, ASM, Metals Park, Ohio, 1984.
- [26] S. I. Oh, S. L. Semiatin and J. J. Jonas, *Metall. Trans. A* 23 (1992) 963-975.
- [27] E. Rauch, G. R. Canova, J. J. Jonas and S. L. Semiatin, *Acta Metall.* 33 (1985) 465-476.

- [28] P. Dadras and J. F. Thomas, Jr., *Res. Mechanica Letters* 1 (1981) 97.
- [29] Y.V.R.K. Prasad, H.L. Giegel, S.M. Doraivelu, J.C. Malas, J.T. Morgan, K.A. Lark Y D.R. Barker, *Metall. Trans. A* 15 (1984) 1883
- [30] Y.V.R.K. Prasad, *Ind. J. Technol.* 28 (1990) 435
- [31] A.K.S. Kalyan Kumar, MS Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore, India, 1987.
- [32] H. Ziegler, "Thermomechanics", 2<sup>nd</sup> ed., Ámsterdam, Holanda, 1983
- [33] J.K. Chakravartty, R. Kapoor, S. Banerjee Y Y.V.R.K. Prasad, *Mater. J. Nucl. Mater.* 362 (2007) 75
- [34] Y.V.R.K. Prasad Y K.P. Rao, *Mater. Sci. Eng. A* 391 (2005) 141
- [35] P.V. Sivaprasad, S.L. Mannan Y Y.V.R.K. Prasad, *Mater. Sci. Technol.* 20 (2004) 1545
- [36] S.L. Semiatin Y G. D. Lahoti. *Metall. Trans. A* 12 (1981) 1705
- [37] S.L. Semiatin Y G.D. Lahoti. *Metall. Trans. A* 13 (1982) 275
- [38] A.R. Salehi, S. Serajzadeh Y N. Yazdipour, *Mater. Chem. Phys.* 101(2007) 153
- [39] S. L. Semiatin, G.D. Lahoti, Y S. I. Oh, *Material Behavior Under High Stress and Ultra high Loading Rates*, 29th Sagamore Army Materials Research Conference Proceedings, Ed. J. Mescall Y V. Weiss, Plenum Press, Nueva York, EE.UU., 1982, pp. 119-159
- [40] J. J. Jonas, R. A. Holt Y C. E. Coleman, *Acta Metall.* 24 (1976) 911