

Aplicación de los mapas de procesado en la optimización de los parámetros de un proceso de conformado en caliente^(*)

I parte. Revisión teórica

A. Al Omar^(*) y J.M. Prado^(*)

Resumen Los procesos de conformado en caliente de materiales constituyen un paso muy importante en la fabricación de los 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. En el presente trabajo se presentan, a modo de revisión, las características generales del llamado “modelo dinámico de materiales” mediante el cual se optimizan los parámetros de conformación de un material usando los mapas de disipación de energía. En este modelo, la pieza conformada a alta temperatura se considera como la única parte de todo el sistema del proceso capaz de disipar energía. Se describe, también, la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica en las grandes deformaciones para desarrollar un criterio capaz de predecir las inestabilidades metalúrgicas en un material conformado.

Palabras clave: **Conformado en caliente. Modelo dinámico de materiales. Mapas de procesado. Inestabilidad metalúrgica.**

Application of processing maps in the optimization of the parameters of a hot working process

Part 1. Theoretical review

Abstract The hot working processes constitute an important step in the manufacture of components for engineering applications. In the past, the mechanical processing have been used to impart a shape to the engineering materials. More recently, however, the hot working processes are used not only to achieve the required shape but also to impart desirable mechanical and microstructural characteristics by an adequate design of the thermomechanical process. The aim of the present paper is to summarize the general characteristics of the Dynamic Materials Model. In this model, the workpiece material under hot working conditions is considered to be a dissipator of power. Also, the extreme principles of irreversible thermodynamics applied to large plastic flow are described to develop a continuum criterion capable to predict the metallurgical instabilities in a hot worked material.

Keywords: **Hot working. Dynamic materials model. Processing maps. Metallurgical instabilities.**

1. INTRODUCCIÓN

El problema más importante que surge en el diseño de los procesos de conformado de materiales para la fabricación de componentes, es la obtención de las adecuadas propiedades mecánicas y físicas

finales del material y la selección de los oportunos parámetros de control del proceso de deformación. Para ello no sólo hay que considerar la influencia de variables físicas externas, tales como temperatura, velocidad de deformación, etc., sino también factores microestructurales como la densidad de defectos y su movilidad, la formación de subestructuras, tamaños de grano, segundas fases presentes, etc.

Durante las dos últimas décadas, varios investigadores (1-4) han estudiado extensivamente los efectos de la deformación, velocidad de

(*) Trabajo recibido el día 12 de julio de 1996.
(*) Dpto. de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica. Universidad Politécnica de Cataluña. Avda. Diagonal, 647. 08028-Barcelona (España).

deformación, temperatura y microestructura sobre el comportamiento de fluencia de los metales durante los procesos de deformación. En estos últimos años, Frost y Ashby (3) y Raj (5) intentaron describir los procesos de deformación y fractura que se producen durante la deformación utilizando mapas de deformación (Frost y Ashby) o de procesado (Raj). Ambas aproximaciones son deterministas en el sentido de que las ecuaciones están desarrolladas asumiendo que son dependientes de unos procesos atómicos básicos, tales como movimiento de dislocaciones, difusión, deslizamiento de los límites de grano y transformaciones de fase.

2. MODELIZACIÓN DEL COMPORTAMIENTO DINÁMICO DEL MATERIAL EN UN PROCESO DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE

Las aproximaciones de modelizaciones dinámicas y mecánicas del material se están utilizando para mejorar el conocimiento de las características de la fluencia, fractura y conformado. Las primeras aproximaciones se basan en el análisis de las energías de activación y están limitadas a los procesos que pueden describirse por las ecuaciones de estado estable aplicadas a cristales puros y aleaciones simples. La segunda aproximación se basa en los fundamentos termodinámicos y se utiliza para entender las propiedades intrínsecas del conformado de aleaciones tanto simples como complejas. Para obtener predicciones realistas del proceso de deformación y para reducir el coste de los procedimientos de diseño, se requiere la modelización dinámica del material.

La propiedad más importante de un material, durante un proceso de conformado, es su conformabilidad (capacidad para deformarse plásticamente sin romperse) que consiste en: a) conformabilidad intrínseca; que depende del comportamiento constitutivo del material, y b) conformabilidad del estado de tensión; que depende de la naturaleza de la tensión aplicada y de la forma geométrica de la zona deformada. La conformabilidad intrínseca puede ser optimizada mediante la modelización del comportamiento del material, usando los mapas de disipación de energía que representan la respuesta del material a unas condiciones de procesado. La base para la construcción de estos mapas es el modelo dinámico de materiales.

2.1. Conformabilidad de un material

Para evitar la formación de defectos que van en detrimento de la conformabilidad como, por ejemplo, bandas de cizalladura, cavidades en límite de grano, fisuraciones de juntas triples, y para producir productos finales con microestructuras y propieda-

des controladas, el diseñador del proceso de conformado debe tener un conocimiento global de los parámetros que pueden afectar a la conformabilidad. Recientemente, Dieter (6) presentó una revisión detallada de estos parámetros y reveló, claramente, que la conformabilidad no es una propiedad que se puede caracterizar unívocamente, ya que varía con el estado de tensiones, es decir, con la forma de ejercer la carga y la forma de la probeta, así como también con la microestructura del material, la velocidad de deformación y la temperatura. Por lo tanto, es conveniente considerar que la conformabilidad consiste en dos partes independientes: a) conformabilidad intrínseca y b) conformabilidad dependiente del estado de tensión (*state-of-stress: SOS*).

La conformabilidad intrínseca depende de la microestructura (composición química, historia previa del procesado incluyendo el tratamiento termomecánico) y de la respuesta en deformación que proporciona el material a la temperatura y a la velocidad de deformación aplicada durante el proceso de conformado.

La conformabilidad SOS depende de la configuración de la zona de deformación y de la tensión aplicada. En un proceso dado, la conformabilidad SOS puede controlarse por el cambio del diseño de la matriz o de la estampa específica del proceso. Por ejemplo, este aspecto tiene que ser optimizado separadamente para la laminación (diseño del paso de laminación), forja (diseño de la preforma), o extrusión (diseño de la geometría de la cavidad de la estampa).

Los dos aspectos de la conformabilidad deben optimizarse separadamente. En cuanto a su importancia relativa en la conformabilidad global, la intrínseca domina, puesto que si no se optimiza la conformabilidad intrínseca para producir un componente sin defectos, es innecesario perfeccionar el diseño de la matriz o la estampa. En este trabajo, se interesará sólo a la conformabilidad intrínseca.

El comportamiento constitutivo del material, sometido a un proceso de conformado, es la clave para el entendimiento de la conformabilidad intrínseca, puesto que ésta decide la respuesta del material a la temperatura, velocidad de deformación y la deformación aplicada. El comportamiento constitutivo depende sensiblemente de la microestructura que, a su vez, es función de la composición química de la aleación y de la historia del procesado. Como parte de la respuesta del material a los parámetros del proceso aplicado, ciertos cambios microestructurales (mecanismos) ocurren dentro del material.

2.2. Mapas de deformación

Dependiendo de las condiciones experimentales, un material puede deformarse según varios

mecanismos de deformación. En un cierto intervalo de temperatura y de 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. Un modo de determinar el proceso que controla la fluencia es mediante los mapas de deformación. Estos mapas permiten predecir los mecanismos de deformación controladores a diferentes temperaturas y velocidades de deformación.

2.2.1. Mapas de deformación de Ashby-Frost

Cada mecanismo de fluencia puede describirse por una ecuación que relaciona la velocidad de deformación de cizalladura, la tensión de cizalladura, la temperatura absoluta y la estructura. El término estructura incluye todos los parámetros que describe la estructura atómica como los enlaces atómicos, estructura de defectos, tamaño de grano, densidad de dislocaciones, concentración del soluto y fracción de volumen de las partículas de la segunda fase. Tomando esto como base, Ashby y Frost

(3) diseñaron mapas de deformación que representaban la tensión normalizada por el módulo de cizalladura frente a la temperatura homóloga ($T/T_{fusión}$) indicando a cada velocidad de deformación, cual era el mecanismo controlador activo. De hecho, estos mapas proporcionan información acerca del mecanismo de deformación que cabe esperar en condiciones de un proceso termomecánico dado. Un ejemplo típico de estos mapas se representa en la figura 1 (3).

2.2.2. Mapas de deformación de Raj o mapas de nucleación de daño

Raj (5) extendió el concepto de mapa de deformación a los mapas de procesado considerando dos importantes mecanismos de daño que son relevantes para el procesado. Uno es la formación de cavidades cerca de las partículas duras. Estas partículas no se deforman por sí mismas, pero la matriz circundante se deforma más que el promedio, produciendo endurecimiento y concentración de tensiones cerca de las partículas. Cuando las tensiones alcanzan valores suficientemente grandes, la intercara

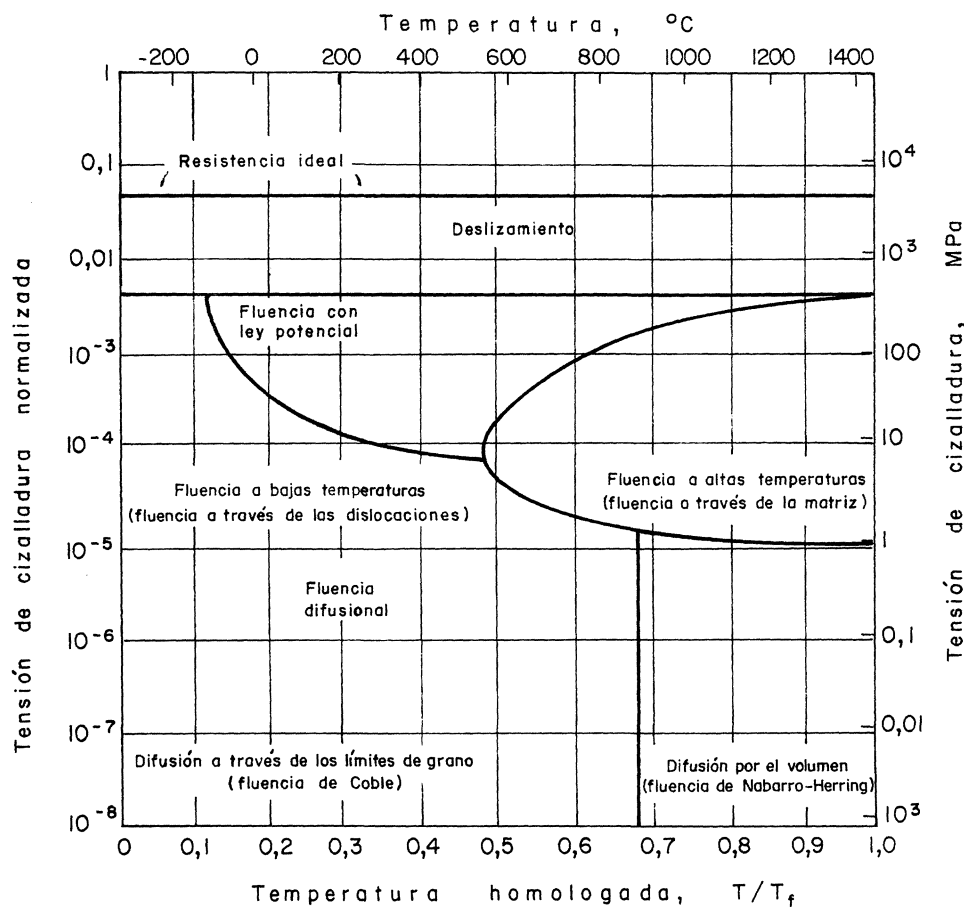


FIG. 1.— Ejemplo de un mapa de deformación de Ashby-Frost

FIG. 1.— Example of an Ashby-Frost map

partícula-matriz puede separarse o la partícula fisurarse, lo que conduce a la creación del daño debido a la formación de cavidades contribuyendo, por último, a la fractura dúctil. A altas temperaturas, la velocidad de formación de cavidades es relativamente lenta a causa de las bajas velocidades de endurecimiento debidas a la restauración. También, las bajas velocidades de deformación contribuirán a la disminución de la concentración de tensiones en las intercaras de las partículas por procesos de transporte difusional. De este modo, Raj determinó las condiciones mínimas (combinación de temperatura y velocidad de deformación) para la formación de cavidades cerca de partículas duras.

El segundo mecanismo de daño que consideró fue la denominada fisuración de junta triple, esto es, la formación de grietas en los límites de grano para disminuir la concentración de tensiones causada por el deslizamiento de los límites de grano a altas temperaturas y bajas velocidades de deformación. Si la velocidad de deformación es tan alta que la matriz se deforma a velocidades más grandes que la velocidad de deslizamiento de los límites de grano, los efectos del deslizamiento serán despreciables y no habrá fisuración en cuña. Si la velocidad de deformación es muy baja, habrá suficiente tiempo para la relajación de tensiones en la junta triple. El límite superior para evitar la fisuración en cuña a altas temperaturas ha sido determinado por Raj (5).

En la figura 2 (5) se muestra el mapa de Raj con indicación del límite inferior para la formación de cavidades y el límite superior para la aparición de la fisuración en cuña. En principio, existe siempre una región que es "segura" para procesar, donde los mecanismos de daño no ocurren. La región segura presenta, también, un límite a velocidades de deformación muy elevadas donde puede ocurrir la localización de fluencia en bandas de deformación.

Los mapas de Raj constituyen un avance muy importante en la optimización de la conformabilidad intrínseca, pues proporcionan información de las zonas de conformado a evitar. Sin embargo, los mapas de Raj presentan ciertas limitaciones para aleaciones comerciales debido a la no disponibilidad de todos los datos requeridos para su construcción. Además, no es posible saber, *a priori*, todos los mecanismos microestructurales de daño que ocurren en el material para poder modelarlos adecuadamente.

2.2.3. Mapas de deformación de Rao-Raj

Rao (7) superpuso los datos de la ductilidad a temperatura ambiente de las probetas deformadas a varias temperaturas y velocidades de deformación sobre los mapas de Raj (5) y observó que los valores de ductilidad baja se sitúan en la región donde

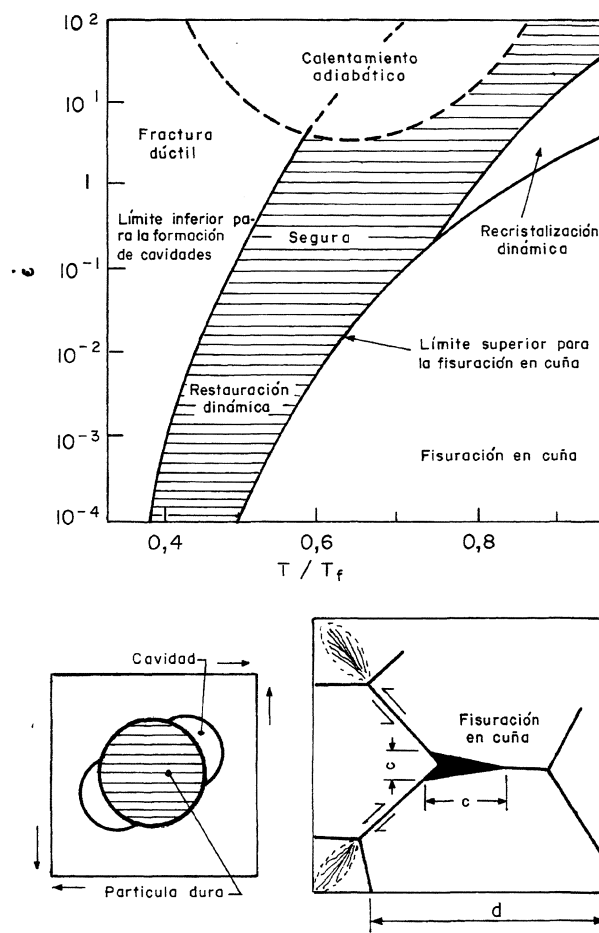


FIG. 2.— Mapa de Raj para el aluminio que muestra las condiciones límite para la nucleación del daño

FIG. 2.— Raj map for aluminium showing limiting conditions for damage nucleation

dichos mapas predicen la fisuración en cuña. Los valores máximos de ductilidad se situaban en medio de la región segura (Fig. 3). Estos resultados indican que es posible una mayor optimización dentro de las regiones seguras predichas por los mapas de Raj.

2.3. Modelización dinámica del comportamiento del material

Durante los procesos de forja, el útil del conformado proporciona una energía instantánea a la pieza conformada mediante la cantidad expresada por:

$$\sigma \cdot \dot{\epsilon} = \sigma_1 \dot{\epsilon}_1 + \sigma_2 \cdot \dot{\epsilon}_2 + \sigma_3 \cdot \dot{\epsilon}_3 \quad [1]$$

donde σ es la tensión verdadera, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación verdadera y los términos de la derecha son los productos de las tensiones principales y las velocidades de deformación principales.

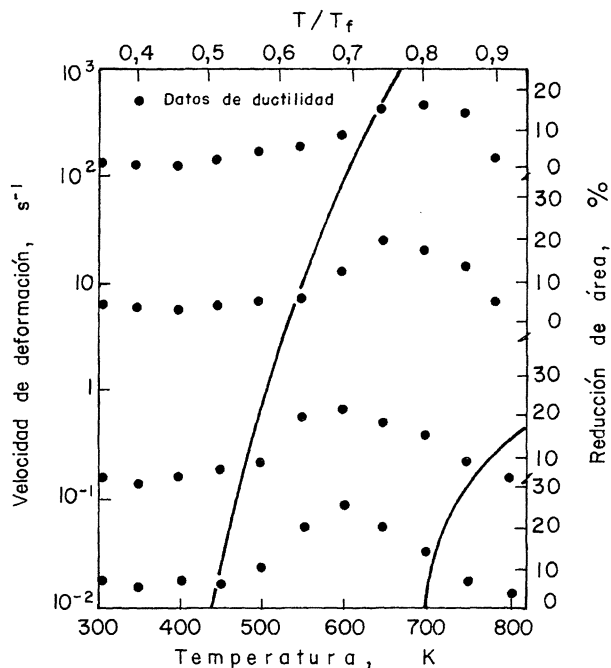


FIG. 3.— Mapa experimental de procesado para la aleación Al-5%Si determinado en base a datos de ductilidad

FIG. 3.— Experimental processing map for Al-5%Si alloy generated on the basis of ductility data

La pieza conformada disipará, mediante procesos metalúrgicos, la energía instantánea aplicada de manera proporcional al nivel de energía suministrada. Por ejemplo, cuando la energía es suministrada a altas velocidades de deformación, el material la disipará mediante procesos de fractura, y cuando la energía es suministrada a muy bajas velocidades de deformación, el material la disipará por fluencia superplástica si su microestructura es correcta y se deforma en condiciones superplásticas. La eficiencia de disipación de energía de estos procesos metalúrgicos puede ser la misma, pero su variación con la velocidad de deformación puede no favorecer el alcance de las condiciones de estado estable.

2.3.1. Conceptos básicos

La base para la construcción de los mapas de disipación de energía es el modelo dinámico de los materiales desarrollado por Prasad y col. (8 y 9) y analizado por Gegel y col. (10 y 11) y Alexander (12). En este modelo, 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.

La ecuación constitutiva de un disipador simple se representa esquemáticamente en la figura 4a) como variación de la tensión de fluencia (esfuerzo) con la velocidad de deformación (fluencia) a temperatura y deformación constante. A una temperatura y una deformación dada, se asume que la ecuación dinámica constitutiva sigue una ley potencial:

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}^m \quad [2]$$

donde K es una constante del material, y m es el coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación. En el dominio de la deformación en caliente para los metales puros (1), m es independiente de la temperatura y de la velocidad de deformación; pero en el caso de las aleaciones complejas, se ha demostrado (13) que varía con la temperatura y la velocidad de deformación.

A una velocidad de deformación dada, la energía total disipada, $\sigma \cdot \dot{\epsilon}$ consta de dos partes. En la terminología de la modelización de sistemas (14) se representa por la suma de dos integrales:

$$P = \sigma \cdot \dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma \cdot d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} \cdot d\sigma = G + J \quad [3]$$

donde G es el área por debajo de la curva de la figura 4a) y representa el contenido disipador. J es el área por encima de la curva de la figura 4b) y es la función complementaria de G .

Para entender el sentido físico de G y J , deben considerarse los procesos microscópicos de la deformación plástica (15). La fluencia plástica ocurre por deslizamiento cristalográfico que, como se sabe, resulta del desplazamiento de dislocaciones sobre sus planos de deslizamiento bajo la acción de una tensión de cizalladura τ . La acción de τ aumenta la energía cinética y potencial. Una parte considerable de la energía potencial es casi instantáneamente transformada en energía cinética. Sin embargo, la energía cinética total producida por fluencia plástica se transforma en calor. La mayor porción de esta transformación se disipa a través de este aumento de temperatura y se representa por el contenido disipador G (el área bajo la curva representativa de la ecuación constitutiva dinámica, como indica la figura 4) y la parte restante es almacenada en forma de defectos.

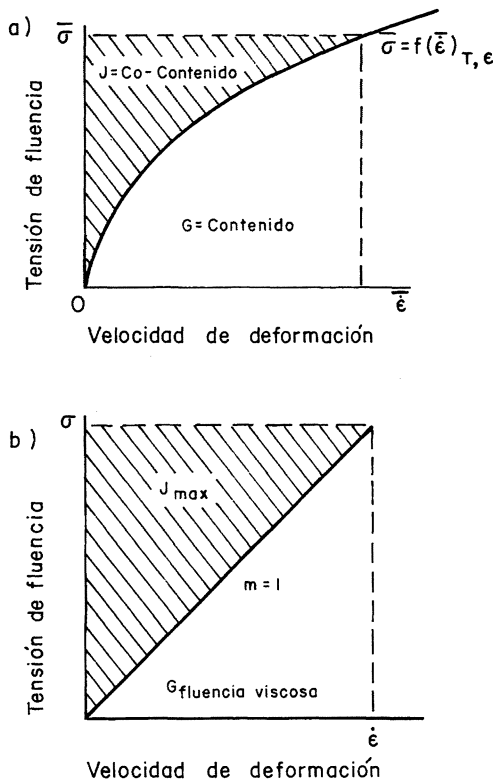


FIG. 4.— a) Representación esquemática de la ecuación constitutiva de un disipador de energía; b) Disipador lineal ideal

FIG. 4.— a) Schematic representation of the dynamic constitutive equation in a power dissipator; b) Ideal linear dissipator

Las dislocaciones móviles se agrupan, después de la aniquilación de algunas por la restauración térmica o mecánica, y pueden, también, formar intercaras que a temperaturas suficientemente altas pueden migrar para causar una aniquilación, a mayor escala, de las dislocaciones. A temperaturas relativamente bajas, donde los procesos de restauración son lentos, los grupos de dislocaciones pueden crear fisuras internas, las superficies libres de las cuales forman “los sumideros” para la aniquilación de las dislocaciones. Pueden existir otros procesos microscópicos (por ej., fluencia difusional, transformación de fase inducida por tensión) que eliminan dislocaciones y disipan energía. Todos estos fenómenos metalúrgicos contribuyen a la disipación de energía en menor proporción que el contenido disipador G y representan la disipación de energía a través de la función complementaria J : el co-contenido disipador. El comportamiento dinámico del material puede explícitamente modelarse en términos de la variación de J con los parámetros del proceso. En conclusión, en cada instante la disipación de energía ocurre mediante un aumento de temperatura (el contenido G) y cambios microestructurales (el co-contenido J).

2.3.2. Evaluación del co-contenido de energía J

El reparto de energía entre los dos se decide mediante el coeficiente m de sensibilidad a la velocidad de deformación de la tensión de fluencia definido como $m = (\delta \log \sigma / \delta \log \dot{\epsilon})_{\epsilon, T}$. De la ec. [2] y [3] se deduce que el reparto de energía entre G y J viene dado por:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\epsilon} \cdot d\sigma}{\sigma \cdot d\dot{\epsilon}} = \frac{\dot{\epsilon} \cdot \sigma \cdot d \ln \sigma}{\sigma \cdot \dot{\epsilon} \cdot d \ln \dot{\epsilon}} \approx \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \equiv m \quad [4]$$

Así, en el caso extremo, J puede ser como mucho igual a G , puesto que las dislocaciones no pueden ser aniquiladas a velocidades más grandes que aquéllas a las que se generan. Esto es el caso ideal de un disipador lineal donde $m = 1$ y $J = J_{\max} = G_{\min} = 0,5 P$ y la mitad de energía se disipa como fluencia plástica del material mientras que la otra mitad se disipa en forma de calor (Fig. 4b). En el otro extremo, $m = 0$ y $J = 0$ y el material no disipa energía a través de los procesos metalúrgicos y se comportará como un “almacén” de energía mediante generación de dislocaciones. La fluencia plástica estable ocurre entre los dos extremos $m = 0$ y $m = 1$.

El co-contenido disipador J puede ser explícitamente evaluado a partir de la integral:

$$J = \int_0^\sigma \dot{\epsilon} \cdot d\sigma = \int_0^\sigma K' \cdot \sigma^{1/m} d\sigma \quad [5]$$

donde $K' = (1/K)^{1/m}$ es otra constante. Usando la ec. [2] el co-contenido disipador viene dado por:

$$J = \frac{m \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}}{m + 1} \quad [6]$$

En materiales que tienen microestructuras complejas o aleaciones bifásicas, los procesos metalúrgicos dinámicos, que contribuyen a la disipación de energía durante la deformación en caliente, ocurren simultáneamente y/o interactivamente. Por consiguiente, el valor evaluado de J será el resultado global de estas interacciones. En efecto, los procesos metalúrgicos, tales como la restauración dinámica, recristalización dinámica, rotura interna, disolución o crecimiento de partículas (o segundas fases) en condiciones dinámicas y transformación de fase inducida por deformación o precipitación dinámica, contribuyen a un cambio en el valor de la energía disipada J . Cuando dos procesos principales de disipación de características diferentes ocurren simultáneamente, el valor de J alcanza su máximo cuando la energía disipada por uno iguala la del otro.

2.3.3. Eficiencia de la disipación de energía

Considerando que la velocidad máxima posible de aniquilación de dislocaciones sólo puede ser, como mucho, igual a la velocidad de generación de estas dislocaciones, la disipación de energía a través del co-contenido J , puede normalizarse con un disipador lineal

$$\left[m = 1; J_{\text{máx}} = \left(\frac{\sigma \cdot \dot{\epsilon}}{2} \right) \right]$$

para definir un parámetro adimensional llamado eficiencia de la disipación de energía (η) a través de los procesos metalúrgicos:

$$\eta = \frac{J}{J_{\text{máx}}} = \frac{2m}{m+1} \quad [7]$$

La variación de η con la temperatura y velocidad de deformación representa las características de disipación de energía mediante los cambios microestructurales en la pieza conformada y constituye el mapa del procesado. Este mapa exhibe varios dominios que pueden ser correlacionados con mecanismos microestructurales específicos. La figura 5a) representa de manera esquemática un mapa tridimensional de la eficiencia de disipación de energía con la temperatura y la velocidad de deformación. Para mejor visualización es habitual realizar la anterior representación como mapas de contorno de iso-eficiencia (Fig. 5b).

2.4. Interpretación de los mapas de procesado

La interpretación de los mapas de disipación de energía se hace tomando como base los principios generales de los mecanismos microestructurales, representados en los mapas de Raj, siguiendo las líneas generales siguientes:

- A temperaturas bajas ($T \leq 0,25 T_{\text{fusión}}$) y altas velocidades de deformación ($10 - 100 \text{ s}^{-1}$), la formación de cavidades ocurre cerca de las partículas duras y esto conduce a la fractura dúctil. En los mapas de disipación estas regiones están caracterizadas por muy altas eficiencias y un rápido aumento en la eficiencia cuando la temperatura decrece y la velocidad de deformación aumenta.
- A altas temperaturas ($T \geq 0,75 T_{\text{fusión}}$) y bajas velocidades de deformación (inferiores a 10^{-3} s^{-1}), se produce la fisuración en cuña debida al deslizamiento de los límites de grano. En esta región, la eficiencia de la disipación de energía es muy alta y aumenta con la disminución de la velocidad de deformación hasta alcanzar un pico de eficiencia.

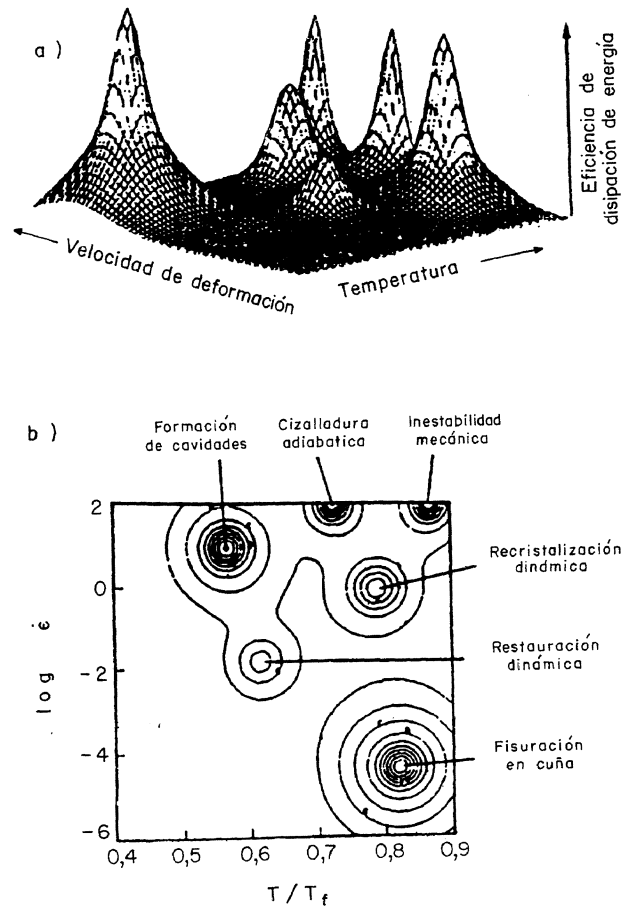


FIG. 5.— a) Representación esquemática de la variación de la eficiencia de disipación de energía con la temperatura y la velocidad de deformación; b) Mapa de contorno que muestra los contornos de isoeficiencia

FIG. 5.— a) Schematic map of the variation of the efficiency of power dissipation with temperature and strain rate; b) Contour map showing iso-efficiency contours

- A altas temperaturas ($T \approx 0,75 T_{\text{fusión}}$) y altas velocidades de deformación (10^{-1} a 10 s^{-1}), la recristalización dinámica domina. Este dominio tiene una eficiencia media de disipación de energía (30-50 %).
- A temperaturas y velocidades de deformación intermedias, se produce el proceso de la restauración dinámica caracterizada por una eficiencia relativamente baja.
- A velocidades de deformación muy altas ($\geq 10 \text{ s}^{-1}$) existe la posibilidad de aparición de bandas de cizalladura adiabática y esto conduce a la localización de fluencia. En este caso la eficiencia de disipación de energía es muy baja.

En aleaciones complejas pueden existir más procesos metalúrgicos que contribuyen a la disipación de energía. Se requiere un conocimiento previo de estos procesos para identificar sus características en el mapa de disipación de energía y, también, su existencia tiene que ser confirmada por estudios microestructurales en cada dominio del mapa.

Finalmente, hay que destacar la gran importancia del dominio de la recrystalización dinámica en la optimización de la conformabilidad intrínseca, puesto que reconstituye la microestructura mediante la formación y la migración de límites de grano y es el mecanismo más eficiente dentro de la región segura del procesado.

2.5. Mapas de procesado para algunos materiales comerciales

Para ilustrar el uso del modelo dinámico en el procesado de aleaciones comerciales, se representan los mapas de procesado de diferentes materiales:

2.5.1. Acero suave (0,16 %C)

El mapa de este material ha sido determinado tomando como base datos de extrusión en caliente obtenidos por Hughes y col (16). El mapa, representado en la figura 6, exhibe un dominio de la recrystalización dinámica en la región situada en $T = 1373$ K y $\dot{\epsilon} = 0,5$ s⁻¹ y extendida sobre ± 100 K y un rango de velocidades de deformación de 0,05-2 s⁻¹. No obstante, los datos experimentales cubren sólo un rango limitado de temperatura y velocidad de deformación.

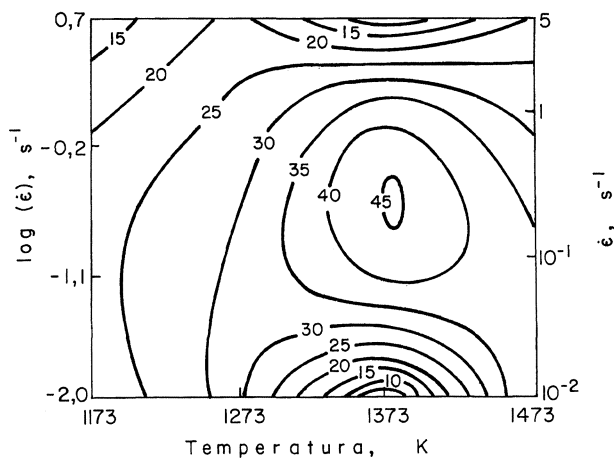


FIG. 6.— Mapa de procesado de un acero suave (0,16 %C)

FIG. 6.— Processing map for mild steel (0.16 %C)

2.5.2. Acero inoxidable 316

Como en el caso anterior, Hughes y col. (16) usaron datos de extrusión en caliente para construir el mapa del acero inoxidable 316 como se muestra en la figura 7. El dominio de la recrystalización dinámica aparece en las mismas condiciones que para el acero suave (1373 K y 0,3 s⁻¹).

2.5.3. Aleación de aluminio 7075

El mapa obtenido (9) de la aleación 7075 en condiciones de extrusión y ensayo en la dirección longitudinal se representa en la figura 8. El dominio de la recrystalización dinámica ocurre a 823 K y 0,1 - 1 s⁻¹.

2.5.4. Ti-6Al-4V

El mapa obtenido (17) para esta aleación de titanio, representada en la figura 9, se construyó según los datos publicados por varios investigadores. El mapa exhibe una deformación superplástica a $T = 1200$ K y $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$ s⁻¹ y la recrystalización dinámica aparece a $T = 1200$ K y $\dot{\epsilon} = 10$ s⁻¹. La bifurcación ocurre a $\dot{\epsilon} = 10^{-1}$ s⁻¹.

2.5.5. Aleación Mg-Zr

Rao (9) representó el mapa de la aleación Mg-Zr (Fig. 10). El circonio se añade al magnesio para afinar el grano y la aleación sufre una recrystalización dinámica en un amplio dominio. El pico de eficiencia se encuentra a $T = 775$ K y $\dot{\epsilon} = 10^{-2}$ s⁻¹.

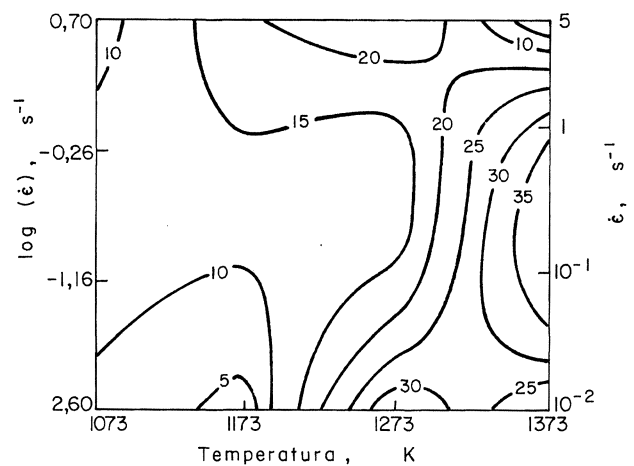


FIG. 7.— Mapa de procesado del acero inoxidable 316

FIG. 7.— Processing map for 316 stainless steel

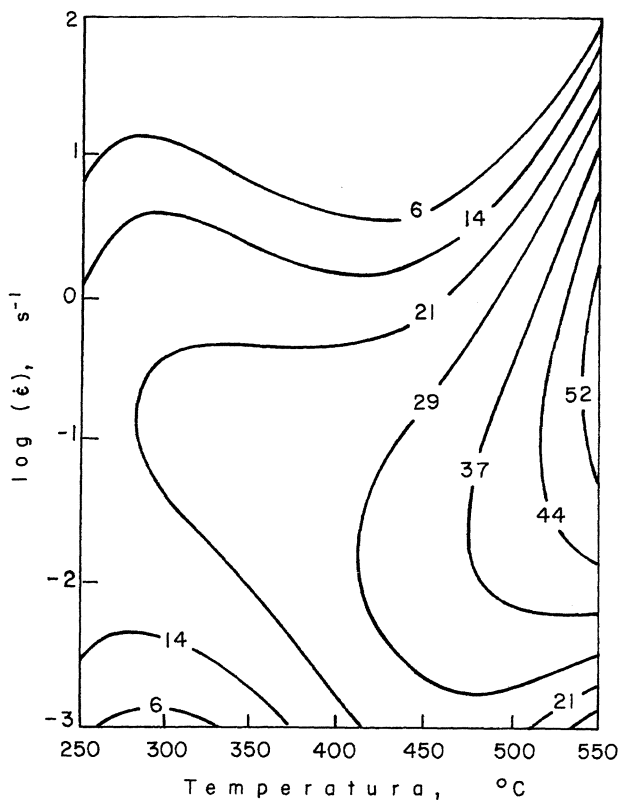


FIG. 8.— Mapa de procesamiento para la aleación de aluminio 7075

FIG. 8.— Processing map for 7075 aluminium alloy

2.5.6. IN 738 + itria

El mapa fue obtenido por Gessinger y col (18) y se ilustra en la figura 11. El dominio de la recristali-

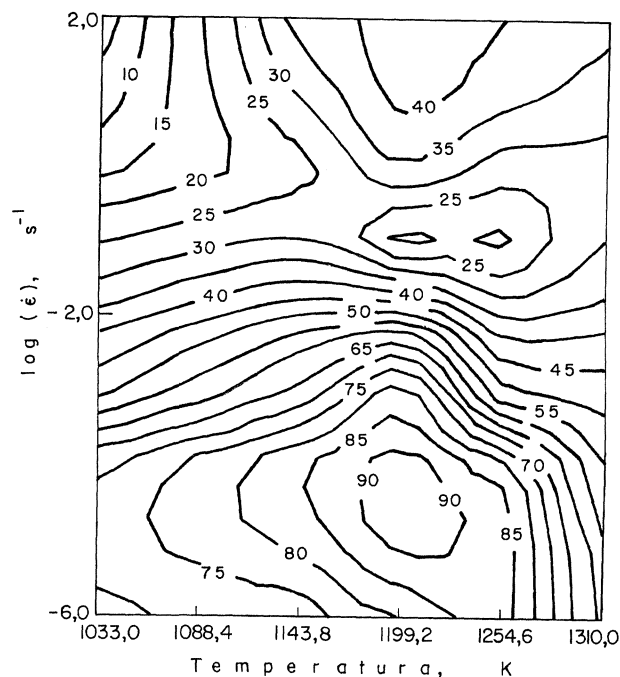


FIG. 9.— Mapa de procesamiento para Ti-6Al-4V

FIG. 9.— Processing map for Ti-6Al-4V

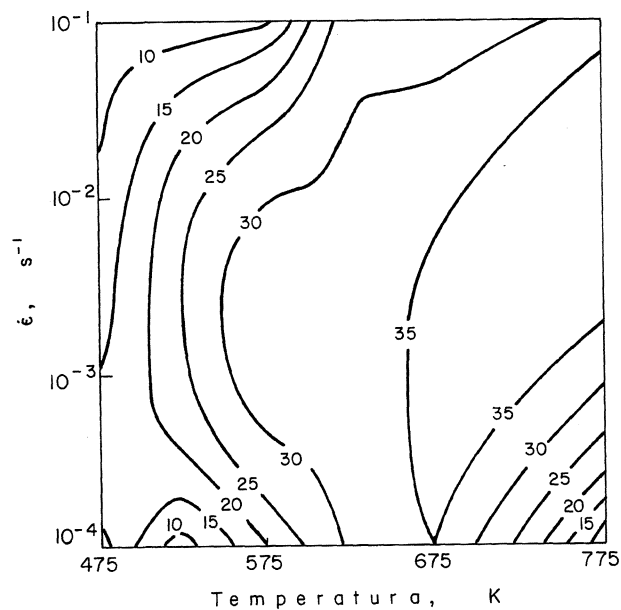


FIG. 10.— Mapa de procesamiento para la aleación Mg-1.5 % Zr

FIG. 10.— Processing map for Mg-1.5 %Zr alloy

zación dinámica es estrecho y ocurre en el rango de temperaturas 1373 -1473 K. El pico de eficiencia de la recristalización dinámica se halla a 1423 K y $\dot{\epsilon} = 10 s^{-1}$.

2.5.7. Composites de matriz metálica (CMM) 6061 + 20 vol % SiC

Este mapa ha sido determinado por Lombard (9) para composites de matriz metálica (CMM) que contienen partículas de SiC. El pico de la

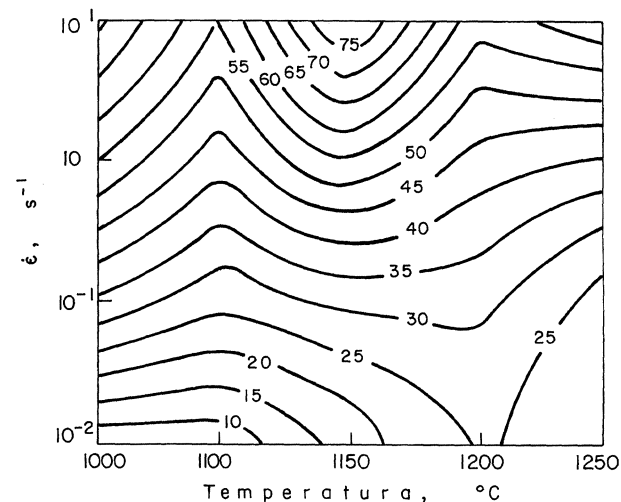


FIG. 11.— Mapa de procesamiento para la aleación IN738 + 1,5 itria

FIG. 11.— Processing map for IN738 + 1.5 Yttria alloy

recristalización dinámica ocurre a $T = 823 \text{ K}$ y en el rango de velocidades de deformación ($10^{-3} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). El mapa se ve representado en la figura 12.

2.5.8. Latón α - β

El mapa fue determinado por Prasad (9). En el latón α - β , con una estructura en plumas β (transformada), el mapa exhibe la recristalización dinámica a $T = 923 \text{ K}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ y la superplasticidad a $T = 1023 \text{ K}$ y $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (fig. 13).

Todos los mapas descritos anteriormente han sido determinados tomando como base los datos disponibles en la bibliografía. En estos datos nunca se hizo una corrección adiabática de aumento de temperatura para una velocidad de deformación constante. Habrá un ligero cambio en estos mapas si se incorpora la corrección adiabática (19). Además, la historia previa del procesado afecta, también, a estos mapas. Como se ha discutido anteriormente, las condiciones de procesado para llegar a la conformabilidad intrínseca óptima son las del pico de eficiencia en el dominio de la recristalización dinámica. En las operaciones comerciales de conformado, no

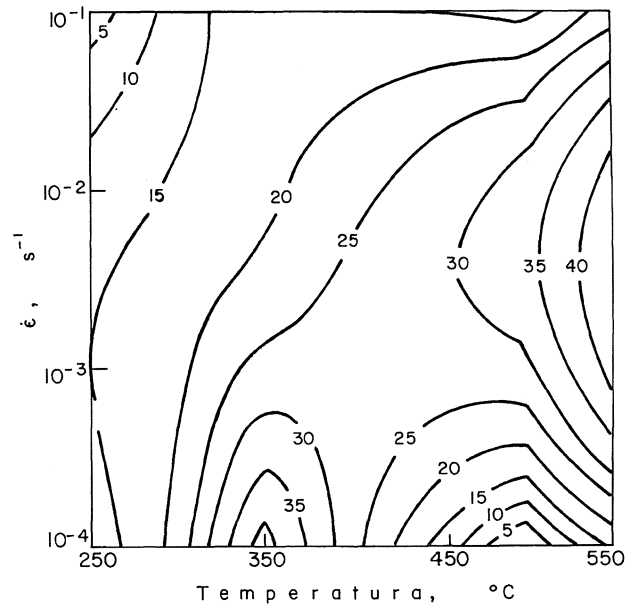


FIG. 12.— Mapa de procesado para composites de matriz metálica que contienen partículas de SiC

FIG. 12.— Processing map for metal matrix composites containing SiC particulate

siempre es posible tener un estrecho control sobre los parámetros de temperatura y de velocidad de

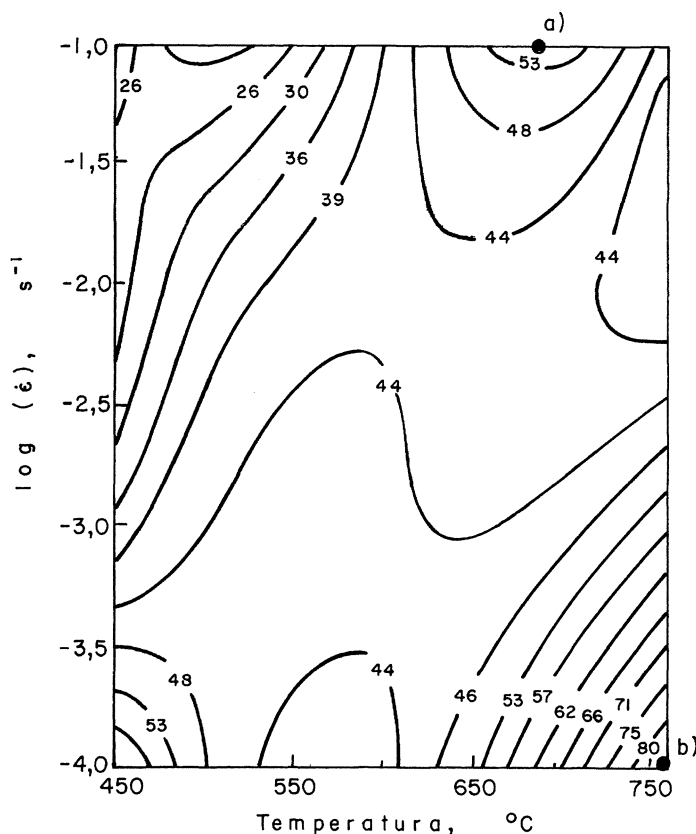
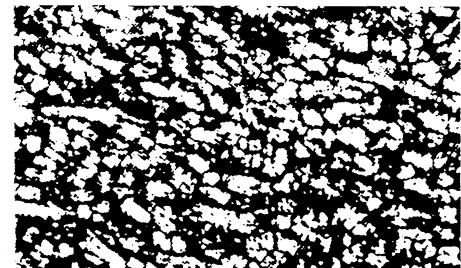


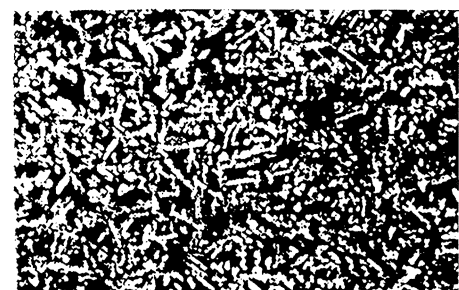
FIG. 13.— Mapa de procesado para el latón α - β

FIG. 13.— Processing map for α - β brass



a) 700 °C, 10^{-1} s^{-1}

100 μ



b) 750 °C, 10^{-4} s^{-1}

deformación. Por consiguiente, los mapas de disipación de energía son de una considerable utilidad en el sentido que el dominio de la recristalización dinámica pondrá los límites para el control de los parámetros del proceso de conformado. De hecho, como la recristalización dinámica es una consecuencia del comportamiento constitutivo del material, la composición química, la microestructura y la historia previa de la pieza conformada decidirán hasta qué punto el control tiene que ser estricto. Además, el mapa será una guía muy útil en el diseño del proceso entero del conformado, puesto que el rango de velocidad de deformación en el dominio de la recristalización dinámica sugerirá la velocidad y el tipo de máquina a utilizar para el conformado en caliente, mientras que el rango de temperaturas en este dominio indicará si el proceso tiene que ser isotérmico o no. Por ejemplo, si una aleación recristaliza dinámicamente a bajas velocidades de deformación en un rango estrecho de temperatura, hay que elegir una prensa hidráulica y un proceso isotérmico. Por otra parte, materiales que recristalizan dinámicamente a altas velocidades de deformación en un amplio rango de temperaturas pueden ser conformados usando laminación en caliente o estampa por forja en caliente. Así, el comportamiento constitutivo del material o la conformabilidad intrínseca desempeñan un papel muy importante en el diseño de las operaciones mecánicas del procesado.

3. DETERMINACIÓN DE ZONAS DE INESTABILIDAD DE FLUENCIA EN LOS MAPAS DE DISIPACIÓN DE ENERGÍA

Existen varios principios y criterios capaces de estudiar el fenómeno de la estabilidad en una fluencia plástica durante un proceso de conformación en caliente. En este trabajo, se hablará sólo de los principios extremos en la termodinámica irreversible de la fluencia plástica.

Ziegler (15) ha considerado algunos principios extremos en la termodinámica irreversible aplicada a la mecánica continua de la fluencia plástica en las grandes deformaciones. La producción de entropía puede depender del estado del sistema y de su historia determinada por el incremento de deformación (dx_k). Además, puede expresarse en términos de la temperatura (θ) y del trabajo de disipación elemental ($dW^{(i)}$).

$$dW^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot dx_k = \theta \cdot d^{(i)}S \geq 0 \quad [8]$$

donde $X_k^{(i)}$ es la fuerza irreversible.

La velocidad del trabajo de disipación está relacionado con la velocidad de producción de entropía de la manera siguiente:

$$\frac{dW^{(i)}}{dt} = P^{(i)} = X_k^{(i)} \cdot \dot{x}_k = \frac{\theta \cdot d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad [9]$$

donde \dot{x}_k es la velocidad de deformación y $P^{(i)}$ es la energía disipada.

En un estado dado del proceso, la velocidad del trabajo de disipación es una función de disipación $D(\dot{\epsilon}_k)$ del sistema.

$$P^{(i)} = D(\dot{x}_k) \quad [10]$$

La función de disipación representa el comportamiento constitutivo del material y se define por:

$$D(\dot{x}_k) = \theta \frac{d^{(i)}S}{dt} \geq 0 \quad [11]$$

La fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ está relacionada con mediante la expresión:

$$X_k^{(i)} \dot{x}_k = D(\dot{x}_k) \geq 0 \quad [12]$$

Sobre la base de la función de disipación y el principio de la fuerza irreversible mínima, Ziegler (17) demostró que la fluencia estable ocurre si el cociente diferencial cumple la desigualdad:

$$\frac{dD}{dR} > \frac{D}{R} \quad [13]$$

donde $R = (\dot{x}_k \cdot \dot{x}_k)^{1/2}$. Esto es equivalente a decir

que la fuerza irreversible $X_k^{(i)}$ aumentará con la velocidad \dot{x}_k .

Kumar (20) y Prasad (9) aplicaron el principio continuo, descrito arriba, para desarrollar el criterio para predecir las inestabilidades metalúrgicas durante la conformación de un material. Puesto que J es responsable de la disipación de energía mediante procesos metalúrgicos, la función de disipación relacionada con la estabilidad metalúrgica está representada por J . Reemplazando D por J en la ecuación [13], se puede obtener la condición para la estabilidad metalúrgica a una deformación y temperatura constante:

$$\frac{dJ}{d\dot{\epsilon}} > \frac{J}{\dot{\epsilon}} \quad [14]$$

substituyendo $J = (m/m+1) \cdot \sigma \cdot \dot{\epsilon}$ en la ecuación [14], se obtiene la condición de estabilidad:

$$\zeta(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln[m/m+1]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m > 0 \quad [15]$$

Por lo tanto, la variación de $\zeta(\dot{\epsilon})$ con la temperatura y la velocidad de deformación constituye el mapa de inestabilidad que puede superponerse en el

mapa de disipación de energía. El mapa de inestabilidad delinea las regiones de inestabilidad donde el parámetro ζ (ϵ) es negativo y serán, por tanto, zonas a evitar en el proceso de conformación.

El criterio continuo dado por la ecuación [15] predice la inestabilidad de fluencia (bandas de cizalladura adiabática, bandas de Luder, bandas de cizalladura localizada, bandas de fluencia localizada,... etc.) en el régimen de altas velocidades (10 s^{-1}) (21 y 22). En la figura 14 se ven las zonas estables e inestables en el mapa de procesado de la aleación Ti-6242b tomando como base los datos experimentales de deformación en caliente (11).

Agradecimientos

Los autores desean agradecer a la CICYT (España) la financiación económica a través del proyecto (MAT 94-0433).

REFERENCIAS

- (1) JONAS, J.J., SELLARS, C.M., TEGART, W.J. MCG. *Metall. Rev.* 14, 1969: 1-12.
- (2) SELLARS, C.M., TEGART, W.J. MCG., *Mém. Scientif. Rev. Métall.* LXIII (9), 1966: 731-746.
- (3) FROST, H.J., ASHBY, M.F. *Deformation-mechanism maps. The plasticity and creep of Metals and Ceramics.* Ed. Pergamon Press, Oxford (R.U.), 1982: caps. 1-5.
- (4) GAROFALO, F., *Trans. AIME*, 227, 1963: 351-356.
- (5) RAJ, R., *Metall. Trans. A*, 12, 1981: 1089.
- (6) DIETER, G.E., *Metals Handbook.* ASM, Metals Park, Ohio (EE.UU.), 14A, 1987: 363.

- (7) RAO, K.P., DORAIVELU, S.M., ROSHAN, H.M. y PRASAD, Y.V.R.K., *Metall. Trans. A*, 14, 1983: 1671.
- (8) PRASAD, Y.V.R.K., GEGEL, H.L., DORAIVELU, S.M., MALAS, J.C., MORGAN, J.T., LARK, K.A. y BARKER, D.R., *Metall. Trans. A*, 15, 1984: 1883 - 1892.
- (9) PRASAD, Y.V.R.K. *Indian J. Technol.*, 28, 1990: 435-451.
- (10) GEGEL, H.L., MALAS, J.C., DORAIVELU, S.M. y SHENDE, V.A., *Metals Handbook*, ASM, Metals Park, Ohio (EE.UU.), (14), 1987.
- (11) GEGEL, H.L., MALAS, J.C., DORAIVELU, ALEXANDER, J.M. y GUNASEKERA, J.S., *Adv. Technol. Plasticity*, (11), 1987.
- (12) ALEXANDER, J.M., *Modelling of Hot Deformation of Steel*, Ed. Springer-Verlag, Berlin (Alemania), 1984: 101-115.
- (13) DADRAS, P. y THOMAS, J.F., *Metall. Trans. A*, 12, 1981: 1867.
- (14) WELLSTEAD, P.E., *Introduction to Physical Systems Modelling*, Academic Press, Londres (R.U.), 1979.
- (15) ZIEGLER, H., *Progress in solid mechanics*, ed. I.N.Sneddon y R. Hill, Nueva York (EE.UU.), 4, 1963: 93.
- (16) K.E. HUGHES, K.D NAIR y C.M. Sellars. *Metal Technology*, (London), 1974: 161.
- (17) PRASAD, Y.V.R.K., GEGEL, H.L., MORGAN, J.T., MALAS, J.C., DORAIVELU, S.M. y BARKER, D.R., *Titanium net shape technologies*, Ed. F.H. Froes y D. Eylon, The Metall. Soc. of AIME, Warrendale, Pa (EE.UU.), 1984: 279.
- (18) GESSINGER, G.H., HELLNER, L. y JOHANSSON, H., *Proc. 17th Intern. MTDR Conference*, (The Macmillan Press Ltd, Birmingham), 1976: 371.
- (19) MATAYA, M.C. y SACKSCHENSKY, V.E., *Metall. Trans. A*, 25, 1994: 2737.
- (20) KUMAR, A.K.S., *Criteria for predicting metallurgical instabilities in processing*, M.Sc (Eng) Thesis, Indian Institute of Science, Bangalore (India), 1987.
- (21) SOMANI, M.C., BHAGIRADHA RAO, E.C., BIRLA, N.C., BHATIA, M.L., VAKIL SINGH y PRASAD, Y.V.R.K., *Metall. Trans. A*, 23, 1992: 2849.
- (22) RADHAKISHNA BHAT, B.V., MAHIAN, Y.R., ROSHAN, H.Md. y PRASAD, Y.V.R.K. *Metall. Trans. A*, 23, 1992: 2223.

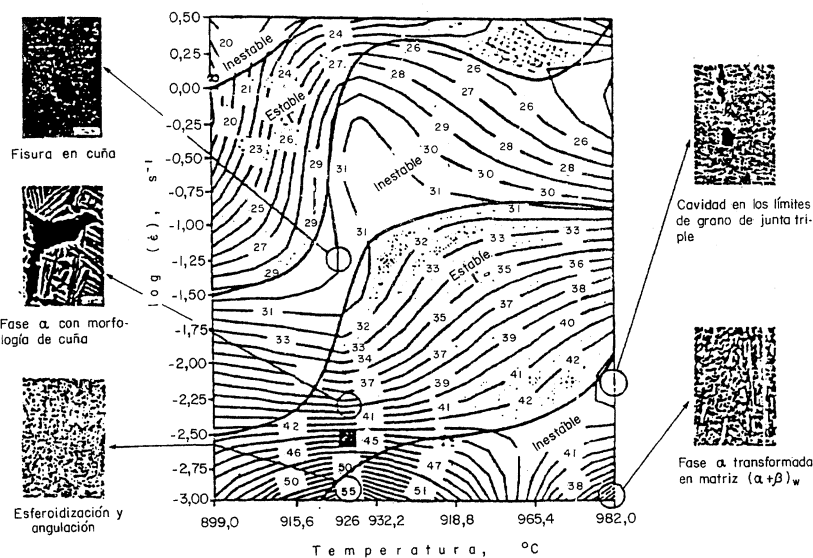


FIG. 14.— Mapa de procesado de la microestructura Ti-6242β con las regiones estables identificadas

FIG. 14.— Processing map for Ti-6242β microstructure with stable regions identified