

Evolución de la textura durante la deformación de una aleación superplástica de Al-6 % Cu-0,4 % Zr^(*)

M. Eddahbi* y O.A. Ruano*

Resumen

Se ha estudiado la evolución de la microestructura y textura de una aleación superplástica de Al-6%Cu-0,4 %Zr a 480 °C/5·10⁻⁴s⁻¹. La microestructura en estado de recepción consta de una subestructura fina. Presenta gradientes de textura a través del espesor de la chapa. En la superficie la textura esta compuesta, principalmente, por la orientación {311}<233> (Cu) mientras que en el centro por la orientación {631}<113> (S). La curva de tracción (σ)-(ε) presenta tres estados de deformación, llamados estado I, II y III. En el estado I la textura inicial aumenta ligeramente. En el estado II la intensidad de la orientación {311}<233> disminuye, lo que sugiere la operación del deslizamiento de las fronteras de grano. Sin embargo, en el centro se estima que la componente {631}<113> evoluciona a lo largo de la fibra β induciendo la formación de orientaciones en torno a las componentes {110}<112> (B) y/o {110}<111> (P) por un proceso de deslizamiento de dislocaciones. En el estado III de deformación la textura global disminuye.

Palabras clave Superplasticidad. Microestructura. Textura.

Texture evolution during deformation of an Al-6 % Cu-0,4 % Zr superplastic alloy

Abstract

Evolution of the grain structure and microstructure was studied at 480 °C/5·10⁻⁴ s⁻¹ on an Al-6 % Cu-0,4 % Zr superplastic alloy. The as-received material showed a fine deformed substructure. A texture gradient was present through the thickness of the rolled sheet. At the surface, the texture found was close to the orientation {311}<233> whereas in the mid-plane of the sheet it was {631}<113>. The (σ)-(ε) tensile test curve presented three deformation stages called, stage I, II and III. The global texture in stage I increased slightly. In stage II, the intensity of the orientation {311}<233> decreased, suggesting that a grain boundary sliding process should take place near the surface. However, in the center of the sheet it is approached that the {631}<113> component changes along the β-fiber inducing a clustering around the {110}<112> (B) and/or {110}<111> orientations by slip process. In the stage III the intensity of orientations decreases.

Keywords Superplasticity. Microstructure. Texture.

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones del sistema Al-Cu-Zr se utilizan en la conformación superplástica, tanto en el campo aeronáutico como de locomoción. Para mejorar las propiedades de estas aleaciones, en particular, y de los materiales superplásticos, en general, se llevaron a cabo numerosos trabajos sobre los aspectos tanto macro como microscópicos de la deformación superplástica^[1-4]. Por ejemplo, el estudio de la anisotropía en estas aleaciones ha demostrado que las muestras ensayadas longitudinalmente y transversalmente mostraron el mismo comportamiento mecánico lo que ha sugerido que el mecanismo, en ambos casos, posee la misma naturaleza^[5]. No obstante, en estos estudios se ha ignorado, por completo, la presencia de gradientes de textura en el

material de partida y, por consiguiente, el efecto que pueda tener sobre el comportamiento superplástico de dichas aleaciones^[6-10].

En este trabajo, se determinarán los cambios de estructura de grano y textura que ocurren durante la deformación superplástica a 480 °C y 5·10⁻⁴s⁻¹. Asimismo, se dará una correlación entre dichos cambios y los mecanismos de deformación que tienen lugar.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este trabajo se utilizó una chapa laminada de 3 mm de espesor, de la aleación Al-6 % Cu-0,4 % Zr (% en peso). Para la caracterización mecánica, se prepararon muestras de tracción (longitud × anchura × espesor = 10 × 4 × 3 mm), de tal forma que

(*) Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 26 de abril de 2005.

(*) Departamento de Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CSIC, Avda. de Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid

el eje de tracción fuese paralelo a la dirección de laminación (DL). Se realizaron ensayos de tracción a $480\text{ °C}/5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$, con parada en deformación de 50, 150 y 250 %, para determinar la evolución de la estructura del grano y textura con la deformación. Es de señalar que, al cabo de cada ensayo, las muestras fueron templadas en agua fría. La caracterización microestructural se realizó mediante el microscopio óptico, tanto en zona deformada (útil) como no deformada (mordaza), de las muestras ensayadas.

La sensibilidad a la velocidad de deformación, $m = \partial \ln(\sigma) / \partial \ln(\dot{\epsilon})$, informa sobre los mecanismos que operan durante la deformación. Para su determinación, se realizaron secuencias de cambios en velocidad de deformación durante el ensayo de tracción a selectivas deformaciones de 33, 80, 159 y 227 %. Se empleó un método experimental que consistió en iniciar el ensayo a una velocidad de deformación de $5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ hasta alcanzar una deformación ϵ_1 (por ejemplo 33 %) a la cual la velocidad cambia a otra muy lenta (por ejemplo $2\cdot 10^{-5}\text{ s}^{-1}$). Así, y de forma secuencial se cambia hacia velocidades crecientes hasta llegar a una velocidad alta (por ejemplo $6\cdot 10^{-3}\text{ s}^{-1}$). Después de una pequeña deformación, se cambia a la velocidad inicial de $5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ que se mantiene hasta llegar a una deformación de ϵ_2 (por ejemplo 80 %). En este estado se procede a una segunda secuencia de cambios en velocidad similar a la primera secuencia. Y del

mismo modo, se procede para deformaciones de 159 y 227 %. Es de notar que una secuencia de cambios en velocidad se compone de 10 velocidades y cada cambio se mantiene una deformación de aproximadamente 6%.

Por otro lado, se llevaron a cabo tratamientos térmicos de $480\text{ °C}/10\text{ min}$ y $480\text{ °C}/50\text{ min}$ para aproximar el efecto de la temperatura sobre la microestructura al inicio y final del ensayo de tracción, respectivamente. De este modo, se puede separar el efecto de la temperatura de aquel de la deformación sobre los cambios microestructurales que ocurren durante el ensayo de tracción en caliente a $480\text{ °C}/5\cdot 10^{-4}\text{ s}^{-1}$.

Las medidas de textura se realizaron mediante el análisis de rayos X por modo de reflexión de Schulz, empleando un difractómetro SIEMENS con un goniómetro D5000, utilizando un cátodo $\text{CuK}\alpha$ con un filtro de radiación β . Se obtuvieron la función de distribución de orientaciones, FDO, y las figuras de polos (111) recalculadas, utilizando el espacio Euler definido por los ángulos, $\varphi_1 = \text{rotación}/\text{DN}$ (dirección normal), $\varphi = \text{rotación}/\text{DT}$ (dirección transversal) y $\varphi_2 = \text{rotación}/\text{DN}$.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Material de partida

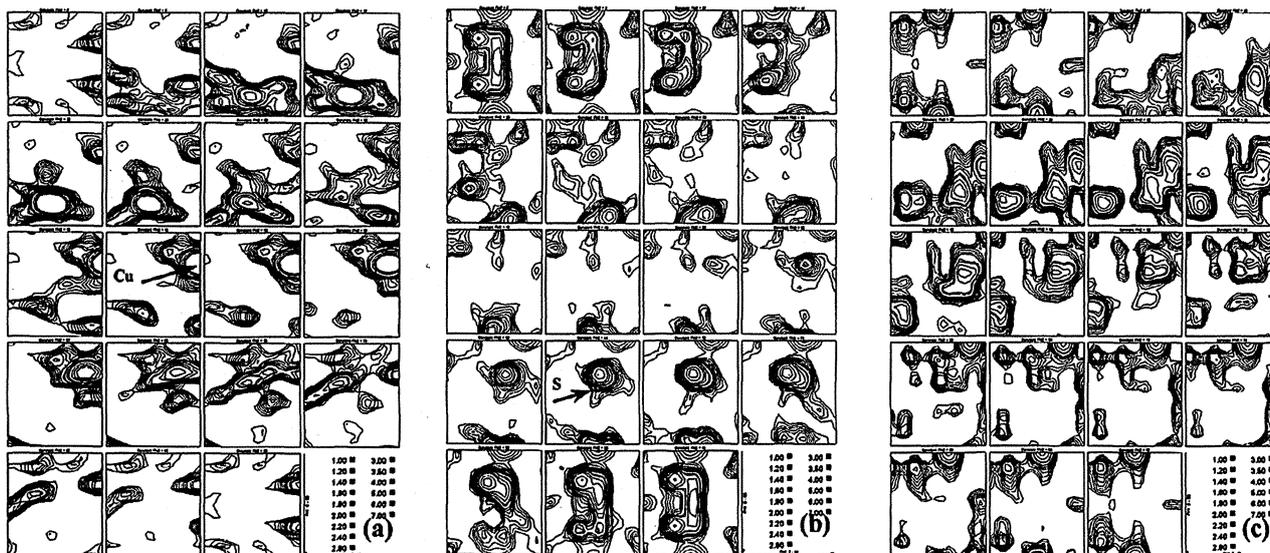


Figura 1. Textura del material de partida: a) FDO en el plano de laminación cerca de la superficie de la chapa, b) en el centro y c) FDO en el plano transversal.

Figure 1. Texture of the as-received material: a) ODF obtained on the rolling plane at the surface of the sheet, b) at centre and c) ODF on the transverse plane.

La figura 1 muestra la textura inicial del material en el estado de recepción. Las figuras 1a y 1b representan las FDO correspondientes a la superficie y centro de la chapa, en un paralelo al plano de laminación (PL), respectivamente. La textura en la superficie se interpreta como una fibra β cuyo máximo, en el espacio de Euler, corresponde a la orientación de cobre $\{311\}\langle 233\rangle$ (Cu) mientras en el centro el máximo corresponde a la orientación $\{631\}\langle 113\rangle$ que es muy próxima a la orienta-

ción $\{421\}\langle 211\rangle$ (S). La figura 1c muestra la FDO determinada en el plano transversal (PT) de la chapa que es normal al PL. La medida de textura, en este plano, permite obtener información, tanto de zonas muy próximas a la superficie como del centro. Como era de esperar, la textura hallada en el PT confirma, en cierto modo, la presencia de las componentes Cu y S. Se concluye, por tanto, que el material de partida presenta un gradiente de textura y, consecuentemente, de estructura de grano a través del espesor de la chapa.

Esquemáticamente, el material puede considerarse como un sándwich compuesto, principalmente, por tres zonas: una zona central cubierta, por ambos lados de la chapa, por una zona superficial. Consecuentemente, si el material se somete a tratamientos térmicos y/o ensayo de tracción (o de fluencia) cabe esperar que el comportamiento global del material sea la combinación de los comportamientos de las tres zonas.

3.2. Efecto del recocido a 480 °C

La figura 2 ilustra la evolución de la textura global del material después de un recocido a 480 °C, durante 10 y 50 min. Las figuras 2a y 2d son las figuras de polos (111), correspondientes a la superficie y centro de la chapa de partida, respectivamente. Se observa que, en la superficie, la textura se describe mediante las dos variantes de la componente Cu (Cu_1 y su simétrica respecto a la dirección transversal TD, Cu_2). En el centro, la textura se describe mediante las 4 variantes de la componente S (S_1, \dots, S_4). Durante los primeros estados del recocido, en la superficie se observa que la intensidad de la textura (Cu) aumenta (Fig. 2b). Esto puede resultar de la recuperación estática y/o extendida, que hace disminuir la densidad de dislocaciones inicial. En otras palabras, desaparición de

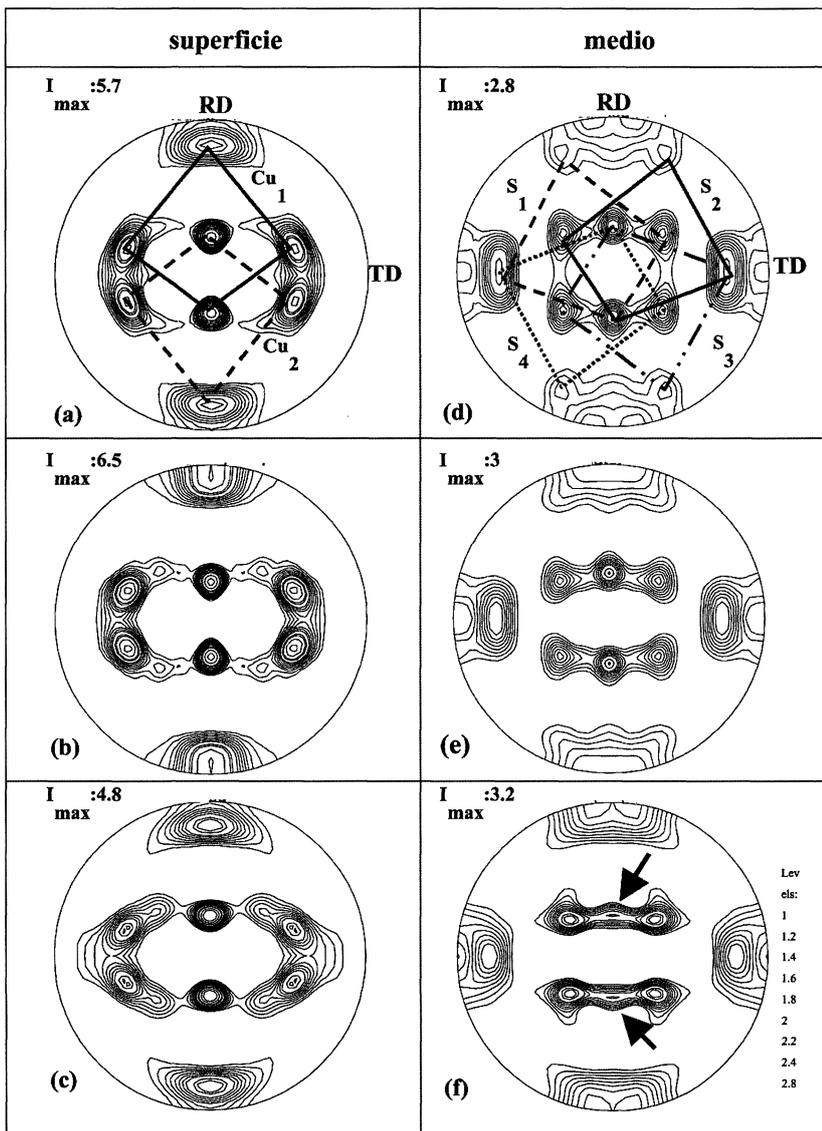


Figura 2. Figuras de polos (111) de la aleación Al-6 % Cu-0,4 % Zr: a) material de partida (superficie), b) recocido a 480 °C/10 min (superficie), c) recocido a 480 °C/50 min (superficie), d) material de partida (centro), e) recocido a 480 °C/10 min (centro) y f) recocido a 480 °C/50 min (centro).

Figure 2. (111) poles figures of the Al-6 % Cu-0,4 % Zr alloy: a) as-received (surface), b) annealed at 480 °C/10 min (surface), c) annealed at 480 °C/50 min (surface), d) as-received (middle), e) annealed at 480 °C/10 min (middle) and f) annealed at 480 °C/50 min (middle).

fronteras de bajo ángulo por rotación de subgranos. En el centro, la intensidad de la componente S se mantiene, más o menos, constante (Fig. 2e). Para largos tiempos de recocido la intensidad en la superficie (Fig. 2c) decrece, mientras que en el centro se observa una disminución considerable de la componente S acompañada de la formación de la componente B, como revela la figura 2f (nótese la disminución de densidad de orientaciones en torno al polo (111) de S señalado con flecha). En el caso del material recocido a 480 °C/50 min, es importante indicar que, la microestructura, tanto en la superficie como en el centro de la chapa, es heterogénea en tamaño y forma de grano, lo que indica que tuvo lugar una recristalización secundaria.

Para resaltar dichos cambios microestructurales es importante conocer la microestructura inicial del material. La figura 3 revela la estructura de grano según la sección transversal. Se observa que, el material en estado de recepción está formado por un estratificado de bandas muy estrechas, paralelas a la dirección de laminación, con un espesor de, aproximadamente, 1 µm. Observaciones de microscopía electrónica de transmisión revelaron que estas bandas encierran una subestructura muy deformada y una dispersión de partículas de Al₂Cu y Al₃Zr. Esta microestructura se transforma, después de un recocido a 480 °C/30 min, en una microestructura recristalizada pero no homogénea, a través del espesor de la chapa. La figura 4 ilustra la estructura del grano en la superficie y centro de la chapa después de dicho recocido. Se observa que, en el centro, el crecimiento de grano es más nota-

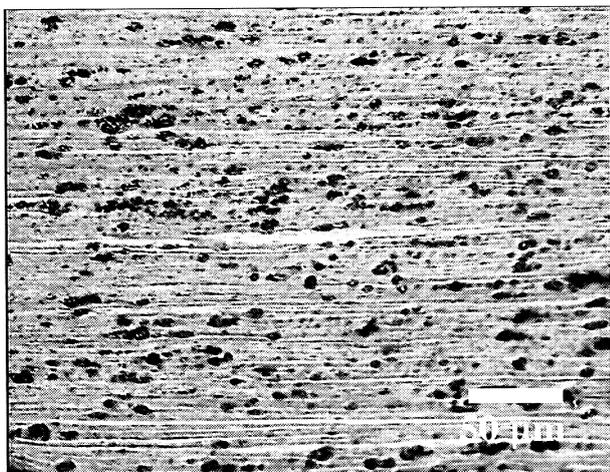


Figura 3. Microestructura del material de partida (sección transversal).

Figure 3. Microstructure of the as-received material (transverse section).

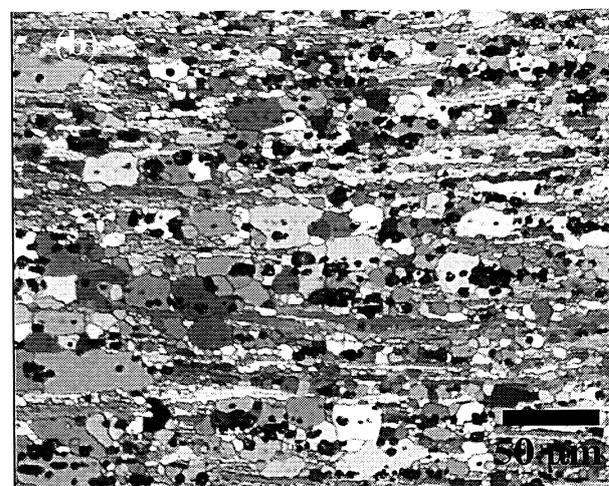
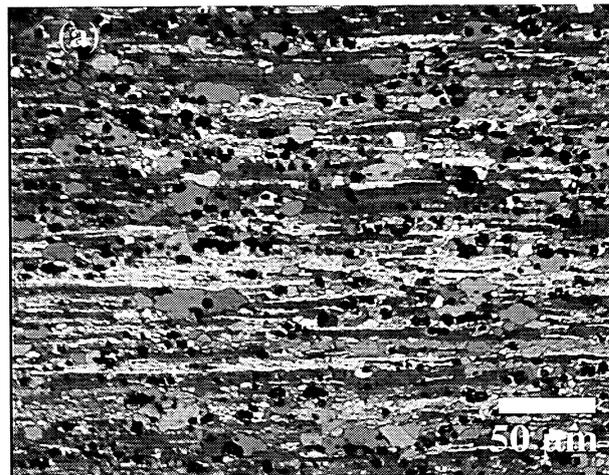


Figura 4. Microestructura obtenida en el plano transversal del material de partida recocido a 480 °C/30 min: a) superficie de la chapa y b) medio.

Figure 4. Microstructure revealed on the transverse section of the annealed material at 480 °C/30 min: a) surface of the sheet and b) middle.

ble que en la superficie. Estas discrepancias pueden ser debidas a los gradientes de deformación y de textura que presenta el material de partida. En una primera aproximación, se supone que un mecanismo de nucleación orientada podría tener lugar en la superficie, mientras que un mecanismo de crecimiento orientado podría operar en el centro.

3.3. Comportamiento mecánico y microestructural

La figura 5a muestra curvas de tensión real en función de la velocidad de deformación real a 480 °C, para diferentes deformaciones de 33, 80, 159 y 227 %. Se destaca que, el material presenta diferentes comportamientos mecánicos dependiendo de la velocidad de deformación. Sin embargo, en

este trabajo no se estudiarán dichos comportamientos ya que el objetivo principal del trabajo concierne, exclusivamente, al comportamiento

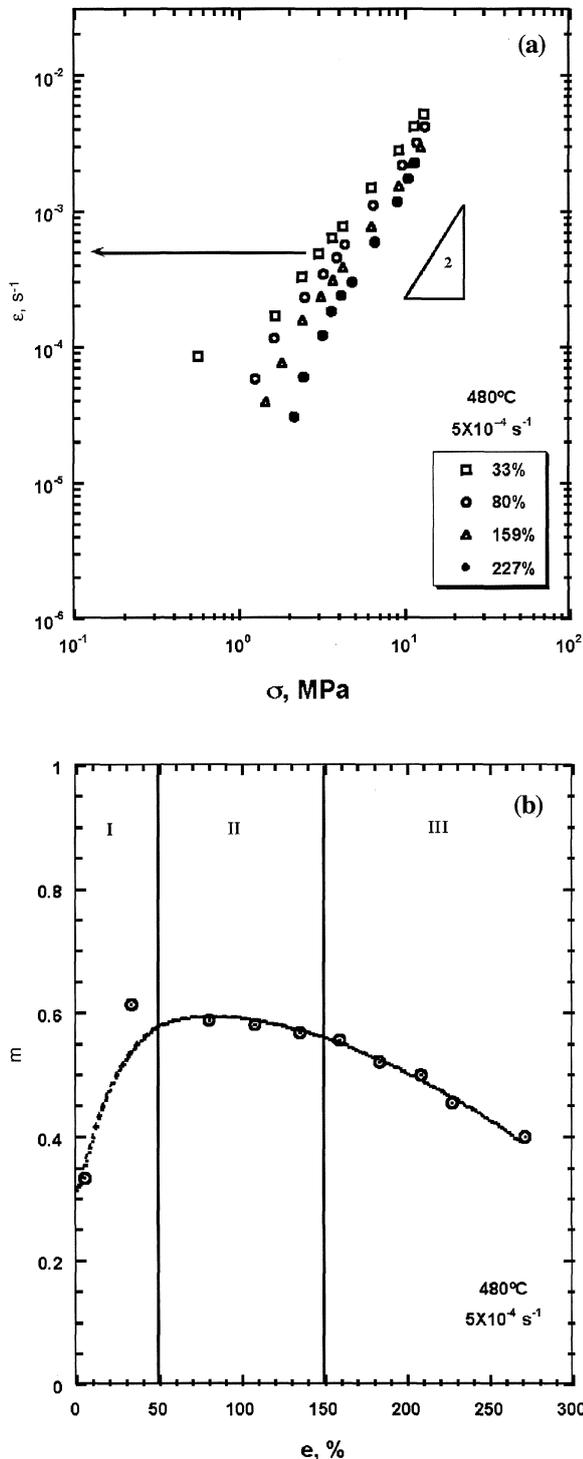


Figura 5. a) tensión real en función de la velocidad de deformación real a diferentes deformaciones y b) la sensibilidad a la velocidad de deformación en función de la deformación.

Figure 5. a) true stress as function of true strain rate at different strains and b) strain rate sensitivity as a function of strain.

asociado a una sola velocidad de deformación de $5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$. Por ello, y a partir de las curvas en la figura 5a, se ha determinado la variación de la sensibilidad a la velocidad de deformación, m , en función de la deformación en torno a dicha velocidad (Fig. 5b). Se observa que, el valor de m aumenta en el estado I de deformación ($0 \% < e < 50 \%$) hasta alcanzar un valor aproximado de 0,5, que se mantiene durante el estado II ($50 \% < e < 200 \%$). Sin embargo, en el estado III ($200 \% < e$) decrece.

En la figura 6a se da la textura determinada en la sección transversal de una muestra ensayada en el estado I, al 50 % a $480^\circ C / 5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$. Si se compara esta figura 6a con la figura 1c, que corresponde al estado inicial, se observa que no se forman nuevas componentes sino que la intensidad de las componentes principales, Cu en la superficie y S en el centro, aumenta. Esto se atribuye principalmente al manifiesto de procesos de restauración dinámica. Sin embargo, en este estado I, en la zona del centro se observa, aunque de manera suave, una dispersión de orientaciones que se extiende entre las orientaciones $\{110\} < 112 \rangle$ (B) y $\{110\} < 111 \rangle$ (P). Esto conlleva sugerir que, además de los procesos mencionados anteriormente, surgen otros procesos que tienen una naturaleza distinta, tal como puede ser el movimiento de dislocaciones. Esto puede ser evidente ya que, inicialmente, la distribución de orientaciones en las dos zonas (superficie y centro) es distinta. Por ello, es de esperar que la estimulación de los sistemas de deslizamiento en cada orientación, que viene determinada por el parámetro de Taylor, sea a su vez distinta. Simultáneamente, en este estado I, la microestructura evoluciona hacia una estructura de (sub)granos recristalizados, por fragmentación de la microestructura inicial de bandas, tal como evidencia la figura 6b [11]. Esto se debe a la operación de procesos de recuperación (la restauración y la recristalización) tal como se ha sugerido en trabajos anteriores [11 y 12].

En el estado II de la deformación el valor global de m mantiene un valor constante de 0,5. En la literatura, este valor de $m=0,5$ está asociado al mecanismo de deslizamiento de las fronteras de grano, que produce, generalmente, una disminución de textura. En la figura 6c se ilustra la textura determinada en el plano transversal de una muestra deformada al 150 % en el estado II. Globalmente, se destaca que la dispersión de orientaciones de las fibras que contienen las componentes Cu y S es menos aguda. En la zona de superficie, la intensidad de la orientación Cu decrece, sugiriendo

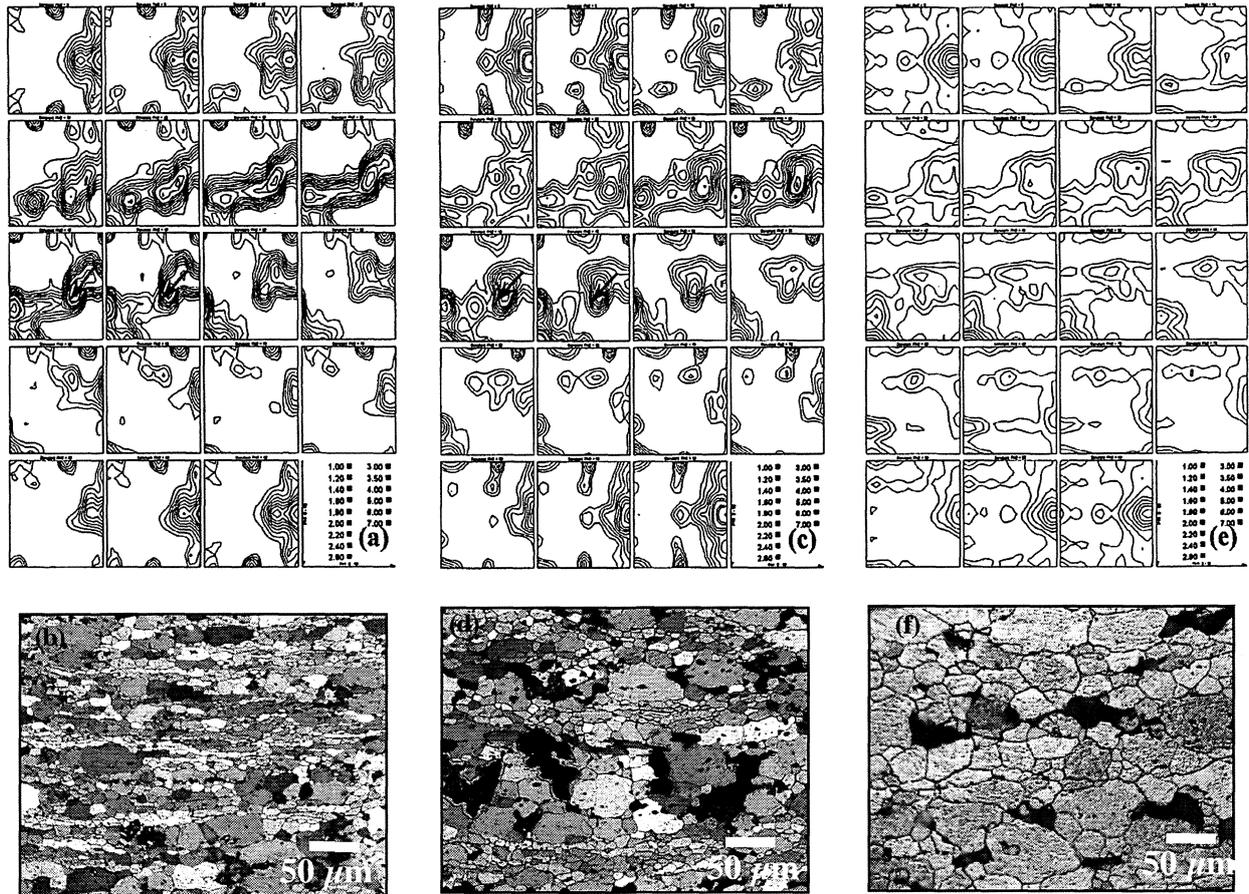


Figura 6. FDO y microestructuras del material deformado a $480\text{ °C}/5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$: (a,b) 50 %, (c,d) 150 % y (e,f) 250 %.

Figure 6. ODF and microstructures of deformed material at $480\text{ °C}/5 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$: (a,b) 50 %, (c,d) 150 % and (e,f) 250 %.

do que el DFG puede operar en el estado II. Sin embargo, en la zona del centro la orientación S desaparece y se forma una reorientación hacia las orientaciones B y P, descrita con flechas en las figuras 6a y 6c. Este resultado, se interpretó mediante una rotación continua de la orientación S respecto al eje $\langle 110 \rangle / 20^\circ$, lo que pone en evidencia la operación de procesos de movimiento de dislocaciones. Sin embargo, es muy importante señalar que este último proceso no es el único responsable de la deformación en el centro de la muestra. Es de esperar que los granos que han adquirido la orientación B por movimiento de dislocaciones continuarán deformándose por DFG. En otras palabras, en el centro puede ocurrir el movimiento de dislocaciones que transforma la orientación S en las orientaciones B/P y el DFG que hace decrecer la intensidad de estas.

Globalmente, el comportamiento del material en el estado II es una combinación de comportamientos, el DFG en la superficie más el movimiento de dislocaciones y el DFG en el centro. Estas características intrínsecas, en el estado II de defor-

mación, están acompañadas, evidentemente, con cambios macroscópicos de la microestructura. En la figura 6d se revela que, pese a la alta temperatura de ensayo empleada y la deformación que sobrepasa el 100 %, restos del flujo de la estructura inicial de bandas, aún persiste. Además, se observa también, un crecimiento tanto de grano como de cavidades. Estas inestabilidades microestructurales son consecuencia, probablemente, de los gradientes de textura del material de partida.

En el estado III de la deformación, el valor de m decrece y la microestructura está, totalmente equiáxica, aunque ciertos granos están alargados en la dirección de tracción (Fig. 6f). La intensidad de las orientaciones Cu y B/P disminuye, como se puede observar en la figura 6e que representa la FDO obtenida en la sección transversal de una muestra ensayada al 250 %. Esto, sugiere que en el estado III, el DFG controla la deformación en ambas partes, superficial y central, de la muestra.

4. CONCLUSIONES

- La aleación Al-6 % Cu-0,4 % Zr en estado de recepción presenta gradientes de textura a través del espesor de la chapa de laminación. La zona de la superficie se caracteriza por la orientación $\{311\}\langle 233\rangle$ (Cu) y, la del centro, por la orientación $\{631\}\langle 113\rangle$ (S).
- La curva (m)-(e) presenta tres estados de deformación, I, II y III. En el estado I la intensidad de la textura inicial aumenta ligeramente. En el estado II la intensidad de la orientación $\{311\}\langle 233\rangle$ disminuye, lo que sugiere la operación del deslizamiento de las fronteras de grano. Sin embargo, en el centro, se estima que la componente $\{631\}\langle 113\rangle$ evoluciona a lo largo de la fibra β induciendo orientaciones en torno a las componentes $\{110\}\langle 112\rangle$ (B) y/o $\{110\}\langle 111\rangle$ (P) por un proceso de deslizamiento de dislocaciones. Este comportamiento prosigue durante el estado III, en el cual la textura global disminuye.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la Comunidad Autónoma de Madrid 345/200 la concesión de la beca posdoctoral. También, agradecen la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) la subvención del proyecto MAT2000-1313

REFERENCIAS

- [1] K.A. PADMANABHAN, J. HIRSH y K. LÜKE, *J. Mater. Sci.* 26 (1991) 5.301-5.308.
- [2] K.A. PADMANABHAN, J. HIRSH y K. LÜKE, *J. Mater. Sci.* 26 (1991) 5.309-5.317.
- [3] B.M. WATTS, M.J. STOWELL, B.L. BAIKIE y D.G.E. OWEN, *Met. Sci.* 10 (1976) 189-197.
- [4] K. MATSUKI, K. MINAMI, M. TOKIZAWA y Y. MURAKAMI, *Met. Sci.* 13 (1979) 619-626.
- [5] R.H. BRICKNELL y W. EDINGTON, *Acta Metall.* 27 (1979) 1.313-1.318.
- [6] F. BARLAT, J.C. BREM y J. LIU, *Scr. Metall. Mater.* 27 (1992) 1.121-1.126.
- [7] A.K. VASUDÉVAN, W.G. FRICKE, JR., R.C. MALCOLM, R.J. BUCCI, M.A. PRZYSTUPA y F. BARLAT, *Metall. Trans.* 19A (1988) 731-737.
- [8] M. PETERS, J. ESCHWEILER y K. WELPMANN, *Scr. Metall.* 20 (1986) 259-264.
- [9] P.L. BLACKWELL y P.S. BATE, *Metall. Trans.* 24A (1993) 1.085-1.093.
- [10] W. TRUSZKOWSKI, J. KRÓL y B. MAJOR, *Metall. Trans.* 11 (1980) 749-758.
- [11] M. EDDAHBI, Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Complutense de Madrid, 1998.
- [12] M. GUDMUDSSON, D. BROLLKS y J.A. WERT, *Acta Metall.* 39 (1991) 19-35.