

Propiedades Mecánicas de Materiales Bifásicos: Monocristales con Grandes Inclusiones

A. Fourty, A. Roatta y R.E. Bolmaro*

Instituto de Física Rosario-Fac. de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura (CONICET- UNR). Bv 27 de febrero 210 bis. Rosario. (2000) Argentina.
e-mail: bolmaro@ifir.ifir.edu.ar

En este trabajo se estudia la influencia de grandes inclusiones en el comportamiento de la deformación plástica en monocristales de Cu. Se utilizó una distribución regular de alambres de W (de 0.38 mm de diámetro) como refuerzo en matrices de Cu mono-, bi- y tri-cristalinas. El compuesto resultante fue deformado en "channel die" de manera perpendicular a los ejes de los alambres, en dos pasos. La orientación original y la textura posterior resultante fue medida utilizando técnicas de medición de texturas con rayos X. La deformación local alrededor y lejos de los alambres se estudió mediante microscopía óptica. Algunos cálculos previamente publicados de FEM se utilizaron para simular el desarrollo de texturas producidos por procesos de deformación en "channel die".

The influence of a big inclusion in the deformation behavior of a single crystal of copper is addressed in the current presentation. A regular distribution of W wires (.38 mm in diameter) were used as reinforcement of Cu single, bi- and tri-crystal matrices. The resultant composite was deformed by channel die perpendicularly to the wires axes in two steps. The original orientation and after deformation resultant textures were measured by using x-ray texture measurement techniques. Optical microscopy were used to study the local slip systems activity in the vicinities of the wires.

Introducción

En la literatura se encuentran pocos trabajos acerca de la influencia de inclusiones rígidas pequeñas (precipitados) y de mediano tamaño. Humphreys¹, Humphreys y Kalu² y Humphreys y Ardakani³ han estudiado inclusiones de SiC en matriz de aluminio. Ellos han encontrado que las desorientaciones locales de la red están relacionadas con los sistemas de deslizamiento activos. La influencia de grandes inclusiones reforzando matrices policristalinas ha sido estudiada mediante modelos y experimentos de desarrollo de texturas^{4,5}. La textura de materiales polifásicos se muestra más débil que aquella de materiales monofásicos. Esto generalmente se explica mediante consideraciones generales acerca de cambios del camino de deformación y de inhomogeneidades de los campos de deformación y de tensiones⁴. El tema de esta presentación es la influencia de la cristalinidad en el gradiente del campo de velocidades desarrollado en la matriz y las texturas resultantes.

Resultados Teóricos y Experimentales

Las muestras de matriz de Cu con alambres de W fueron preparadas mediante infiltración de Cu fundido sobre un arreglo regular de 10 x 10 alambres como se muestra en la Fig. 1.

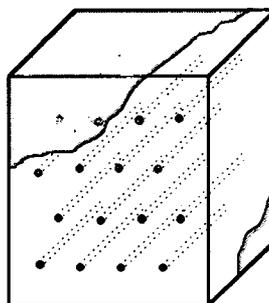


Fig. 1: Esquema de las muestras de matriz de Cu con alambres de W

Los alambres, de 0.38 mm de diámetro, se mantuvieron en su lugar mediante espaciadores de grafito, en un arreglo triangular con separación entre centros igual a dos veces el diámetro en la dirección horizontal y cuatro veces en la dirección vertical. Durante el proceso de solidificación se formaron sólo unos pocos cristales. La muestra fue cortada por electroerosión. Dos de las probetas resultantes fueron sometidas a ensayos de compresión en "channel die". La textura del Cu fue medida para cada cara perpendicular a los ejes de los alambres. En cada fase se identificaron pocos granos, en algunos casos sólo uno. Los granos fueron también visibles mediante microscopía óptica

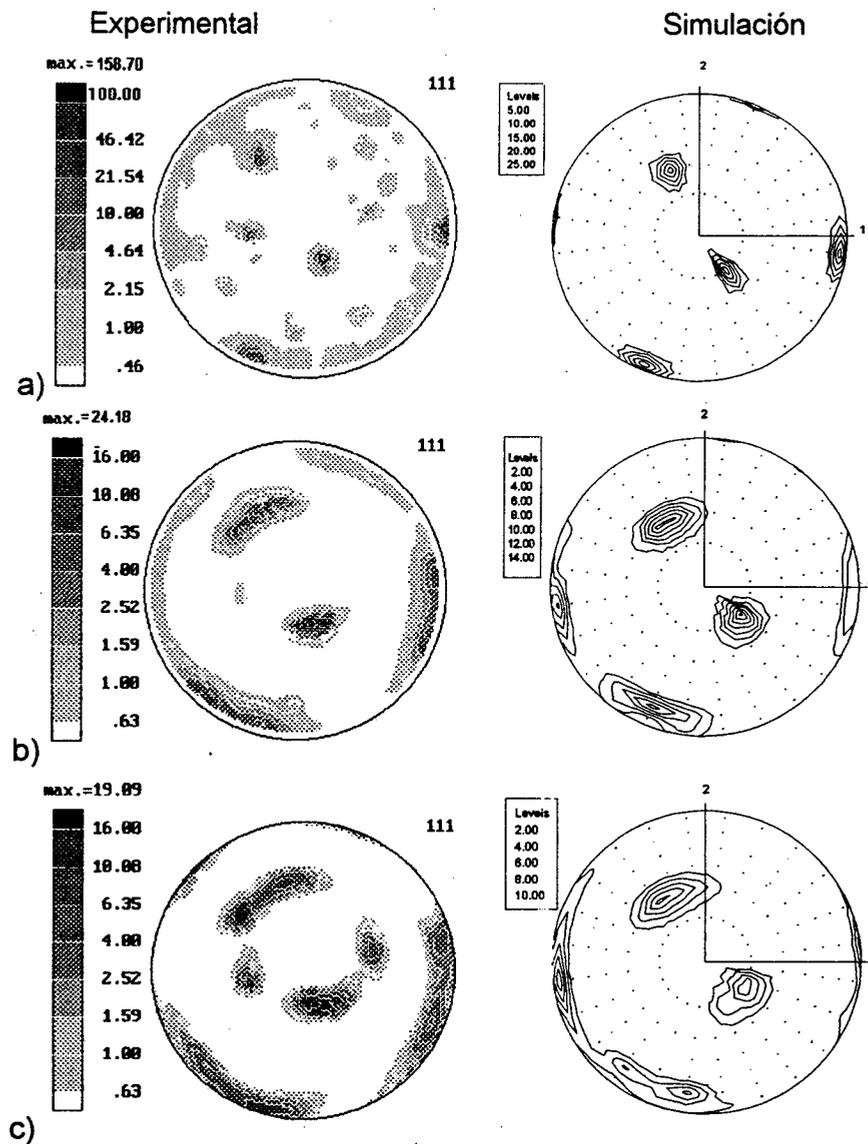


Fig. 2: Figuras de polos (111) experimentales y teóricas para diferentes deformaciones en "channel die" a) Muestra monocristalina y líneas de nivel del archivo de entrada de 9 granos utilizado en la simulación. b) 20% de deformación en "channel die". c) Idem b) para 30 % de deformación en "channel die".

En la Fig. 2, a la izquierda, se muestran las figuras de polos (111) experimentales. La figura de polos de la probeta sin deformar (Fig.2.a), muestra prácticamente una única orientación cristalina sobre una de las caras. La evolución de la textura fue registrada luego de una deformación en channel die del 20% y del 30% como se muestra en la Fig. 2 b) y c). La deformación fue interrumpida cuando los alambres comenzaron a tocarse y sólo muy pocos de ellos se fracturaron (en promedio 3 sobre 100). La simulación de la evolución de texturas se realizó utilizando los gradientes de

velocidad obtenidos⁴ por técnicas de FEM sobre ciertos elementos cuidadosamente elegidos. Suponiendo un flujo continuo alrededor de los alambres, los gradientes de velocidad se consideraron representativos del comportamiento local de la matriz. La textura inicial se tomó representada por 9 granos levemente desalineados unos con respecto a otros; pero todos ellos describiendo la orientación principal del cristal. Mediante popLA⁶ se llevó a cabo la discretización y posterior análisis de las figuras de polos. Para cada gradiente de velocidad elemental, se

reorientaron las 9 orientaciones cristalinas originales, obteniéndose una ligera dispersión de las reorientaciones como si todas ellas fueran parte de un único cristal. Asignando una adecuada fracción de volumen de modo de tener en cuenta la fracción de la matriz que fluye con cada gradiente de velocidad se realiza la superposición de cada una de estas reorientaciones. Este no pretende ser un procedimiento exacto sino sólo una manera rápida de verificar la validez de la simulación de FEM y la hipótesis de Taylor. El código de simulación de texturas utilizado es el código Lapp⁷ basado en Taylor. Éste fue modificado para permitir un cambios en el camino de los gradientes de velocidad, en lugar de las entradas de deformación monótonas. La superposición resultante consiste en 128 granos con pesos proporcionales a la fracción de volumen reorientada en cada elemento representativo. La celda unidad se tomó como la mitad de la celda periódica del compuesto y el comportamiento de

la mitad restante se simuló utilizando consideraciones de simetría. Los resultados de la simulación se muestran en la parte derecha de la Fig. 2 a)-c). Esta última evidencia una dispersión en la orientación debido a la fragmentación del cristal, en coincidencia con los resultados experimentales.

Discusión y Conclusiones

Mediante microscopía óptica se observan ciertas regiones ubicadas diagonalmente entre los alambres que pueden verse como áreas de bajo cambio de velocidad de deformación espacial y rápido cambio del camino de deformación, descrito por Bolmaro et al.⁴. La probeta deformada fue luego recocida durante una hora en vacío a 600°K. En la misma aparecen pequeños granos de recristalización. Éstos han sido revelados mediante pulido y ataque con ácido nítrico concentrado, como se muestra en la Fig. 3.

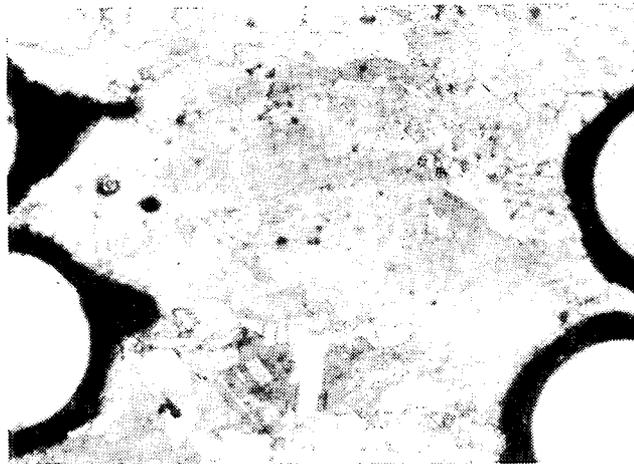


Fig. 3 Recristalización luego de una deformación del 30% en "channel die" y un recocido de 1 hora a 600°K en vacío.

Los granos formados por recristalización en la región entre los alambres no han sufrido una alta deformación; pero sí un cambio rápido en el camino de deformación (calculado como una combinación de spin local y reorientación de ejes principales de velocidad de deformación). El proceso de recristalización también produce

decohesión de los alambres en las regiones de altas concentraciones de tensión y deformación.

A partir de los experimentos, en las primeras etapas de deformación, se observa un desdoblamiento de la orientación cristalina original en dos componentes principales. La simulación es capaz de capturar este

comportamiento sólo a deformaciones altas (Figura 4).

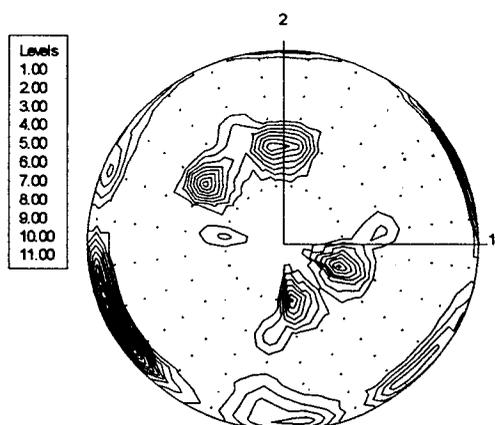


Fig. 4: Simulación para una deformación del 48% en "channel die" para la misma muestra, mostrando desdoblamiento de las orientaciones.

Es conocido el hecho de que las simulaciones usualmente predicen texturas más fuertes que las experimentales debido a rápidas reorientaciones y a variaciones de la deformación entre los diferentes cristales. Es posible que en realidad haya fragmentación bastante más fina y más temprana que la predicha. Otra posibilidad es que la diferencia provenga de no considerar todos los elementos de la simulación de FEM con su apropiada fracción de volumen, sino sólo unos pocos asumidos como representativos. Por cierto, la anisotropía en la deformación causada por anisotropías de la matriz es el factor de mayor influencia en los resultados finales. La fragmentación del cristal grande con los alambres incluidos ha dado lugar a dos orientaciones principales. Se espera que la inhomogeneidad de la deformación sea cada vez más importante a medida que la deformación progresa. El grado de ajuste obtenido no deja de ser sorprendente debido que se obtuvo suponiendo la validez de una ley de fluencia isotrópica en el marco de la mecánica del continuo.

La conclusión principal del presente trabajo es que los vínculos impuestos por las inclusiones son lo suficientemente fuertes como para modificar el flujo anisotrópico de la matriz hacia otro en promedio más isotrópico. Esto se alcanza a expensas de aumentar las tensiones en la matriz cuando así se requiera. Este indicio

puede sugerir que la modelización de desarrollo de texturas en materiales bifásicos por técnicas de FEM sin considerar ecuaciones constitutivas anisotrópicas puede ser lo suficientemente preciso. Las inclusiones plásticamente indeformables actúan imponiendo ligaduras mecánicas adicionales. Se espera que a mayores deformaciones la inhomogeneidad pueda inducir comportamientos más complicados. La fragmentación de los granos observada es lo suficientemente importante como para sugerir el uso de criterios de fluencia que acoplen técnicas de FEM con modelos de simulación de micromecánica.

References

- 1.- F.J. Humphreys, Acta metall. 27, 1801 (1979).
- 2.- F.J. Humphreys and P.N. Kalu, Acta metall. mater. 38, 917 (1990).
- 3.- F.J. Humphreys and M.G. Ardakani, Acta metall. mater. 42, 749 (1994).
- 4.- R.E. Bolmaro, F. M. Guerra, U.F. Kocks, R.V. Browning, P.R. Dawson, J.D. Embury and W.J. Poole, Acta metall. mater. 41, 6, 1893-1905 (1993).
- 5.- W.J. Poole, U.F. Kocks, R.E. Bolmaro and J.D. Embury, Proc. 12th RISØ Int. Symp. on Materials Sci., Ed. N. Hansen et al., Denmark, 587, (1991).
- 6.- J.S. Kallend, U.F. Kocks, A.D. Rollett and H.-R. Wenk, Mater. Sci. Eng. A, 132 (1991) 1-11.
- 7.- Los Alamos Polycrystal Plasticity Simulation Code: Los Alamos National Laboratory, LA-CC-88-6 (1988).