

# SIMULACIÓN DE DESARROLLO DE TEXTURAS EN COMPUESTOS CU- FE MEDIANTE MODELOS AUTOCONSISTENTES

R. E. Bolmaro\*, A. Fourty\*, R. Lebensohn\*, T. Reinert \*\* y H. G. Brokmeier\*\*

\* Instituto de Física Rosario-Fac. Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura. CONICET-UNR. Bv. 27 de febrero 210 bis. 2000. Rosario. Argentina.

\*\* Institut für Metallkunde und Metallphysik der Technische Universität Clausthal. GKSS Forschungszentrum Geesthacht, Max-Planck-Str. 03, D-21502 Geesthacht, Germany  
e-mail: bolmaro@ifir.ifir.edu.ar

Modelos autoconsistentes de dos sitios (2-SSC) han sido usados para simular desarrollo de texturas de materiales bifásicos<sup>(1,2)</sup>. Cuando ambas fases co-deforman plásticamente, el modo y cantidad en que comparten deformación y reorientación cristalina tienen que ser tenidos en cuenta mediante algún tipo de interacción entre ambas fases. Estos modelos son apropiados para capturar adecuadamente algunas características de la interacción entre las fases. En la presente comunicación, partiendo de microestructuras bien definidas y texturas iniciales para cada fase de un compuesto Cu-Fe, las texturas, resultantes después de varios grados de deformación por trefilado en frío, fueron simuladas teniendo en cuenta la co-deformación y el reparto de reorientaciones. Los resultados obtenidos utilizando diferentes sensibilidades a la velocidad de deformación para cada fase acuerdan con los resultados experimentales. La influencia de la fracción de volumen, forma de granos y distribución de fases es analizada y los resultados experimentales son interpretados teniendo en cuenta esas variables.

Many 2-sites self-consistent models (2-SSC) have been used to simulate the development of textures in two-phase materials<sup>(1,2)</sup>. When both phases are plastically co-deforming, the way and amount of strain and spin sharing have to be empirically enforced. Those models are appropriate to capture the main interaction characteristics between both phases. In the current paper, starting from well-defined microstructures and textures for each phase, the textures of Cu-Fe composites, after cold wire drawing, have been simulated taking in account co-deformation and spin sharing. The results, obtained by using different strain rate sensitivities for each phase, are in good agreement with the experimental data. The influence of volume fraction, grain shape and phase distribution is analyzed and the experimental results are interpreted.

## 1. Introducción

Distintas versiones de modelos autoconsistentes han sido utilizadas para simular texturas tanto en materiales monofásicos<sup>(3,4)</sup> como bifásicos<sup>(5,6)</sup>. La mayoría de estos modelos han sido implementados en su aproximación de 1-sitio<sup>(7-10)</sup> que considera cada grano como una inclusión inmersa en un medio homogéneo equivalente cuyas propiedades son el promedio de las de todos los demás granos. En el caso de materiales bifásicos, el efecto de los vecinos es más importante haciéndose necesario tener en cuenta la vecindad utilizando una aproximación de 2-sitios. En ésta, la solución de Eshelby del problema de una inclusión<sup>(11)</sup> se extiende al caso de dos inclusiones viscoplásticas interactuantes embebidas en una matriz viscoplástica sometida a un estado macroscópico de tensión-velocidad de deformación. El esquema utilizado en este trabajo incluye co-rotación entre los granos vecinos, es decir que la rotación relativa de cada grano alrededor del otro depende de la interacción entre ellos.

La aproximación lineal secante del comportamiento local de la inclusión *l* se escribe como:

$$\dot{\epsilon}_l = \left\{ \dot{\gamma}_0 \sum_s \frac{m^s \otimes m^s}{\tau_0^s} \left( \frac{m^s \cdot \sigma_l}{\tau_0^s} \right)^{n-1} \right\} \cdot \sigma_l = M_l^{c(sec)}(\sigma_l) : \sigma_l$$

donde  $m^s$  es el tensor de Schmidt que expresa la orientación del sistema de deslizamiento (*s*),  $\dot{\gamma}_0$  es una velocidad de referencia,  $\tau_0^s$  es la tensión crítica y *n* es la

sensibilidad a la velocidad de deformación. La suma se realiza sobre todos los sistemas de deslizamiento activos.

## 2. Resultados experimentales

Las muestras han sido preparadas mediante metalurgia de polvos, partiendo de polvos puros. La preparación de las probetas comienza con la mezcla homogénea de partículas esféricas de hierro de tamaño de grano promedio de 13  $\mu\text{m}$  con partículas dendríticas de Cu de tamaño promedio de grano menor a 32  $\mu\text{m}$ , según la fracción de volumen deseada. Se obtienen cilindros de 75 mm de diámetro que se compactan, se calientan a 850°C y se extrudan hasta obtener alambres de 19.8 mm de diámetro. El estado final se alcanza mediante trefilado en frío hasta deformación equivalente de Von Mises de 2.00 a pasos de 0.50.

Mediante difracción de neutrones se han medido las figuras de polos Cu(111), Cu(200), Cu(220), Fe(110), Fe(200) y Fe(211). Debido a que las muestras han sido deformadas simétricamente las figuras de polos muestran simetría rotacional.<sup>§</sup> Cu(111) y Fe(110) se presentan parcialmente superpuestos. Las texturas han sido procesadas mediante un programa de PC, popLA<sup>(12)</sup>. En la figura 1 a)-e) se presentan las texturas medidas para ambas fases antes de deformar y para deformaciones equivalentes de Von Mises de 0.50, 1.00, 1.50 y 2.00 para el compuesto 75%Fe-25%Cu.

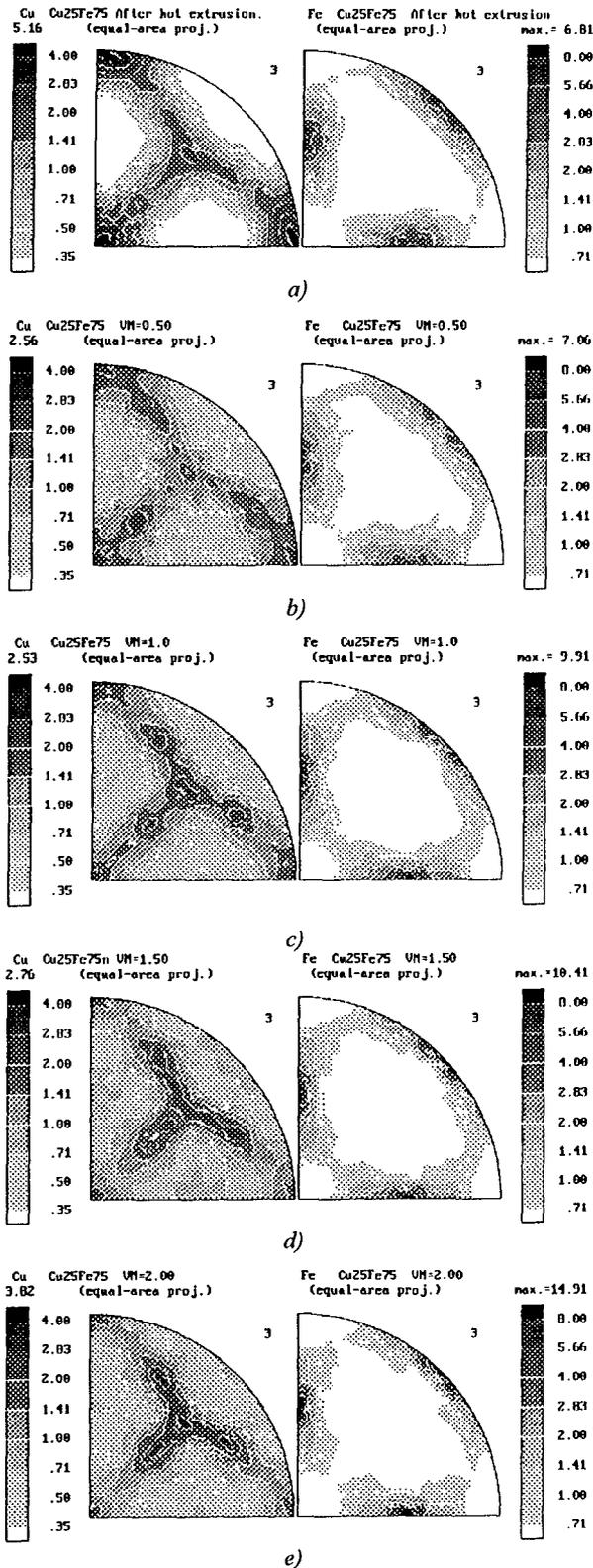


Figura 1. Texturas medidas por difracción de neutrones para el compuesto 25%Cu-75%Fe, con deformación equivalente de Von Mises de a) 0.0; b) 0.50; c) 1.00; d) 1.50 y e) 2.00

### 3. Simulación

La simulación se ha llevado a cabo asumiendo un ensayo de tracción uniaxial. El modelo toma en cuenta las diferentes fracciones de volumen de las fases, asignándole a los granos de cada fase un volumen

proporcional. Debido al proceso de fabricación de las probetas, éstas presentan una textura inicial, y los granos no son inicialmente esféricos.

Mediante estudios metalográficos se midió el tamaño medio de los granos, obteniendo los valores de Tabla I. De acuerdo a esto, se tomó un promedio, asignándole al Cu una relación entre los ejes de 7.76 y al Fe, una relación de 1.75.

TABLA I. TAMAÑO MEDIO DE LOS GRANOS LUEGO DEL EXTRUDADO Y ANTES DEL TREFILADO.

|                      | Cu                                               | Fe                                                |
|----------------------|--------------------------------------------------|---------------------------------------------------|
| Borde de la probeta  | $\varnothing=4.5\mu\text{m}$ , $l=55\mu\text{m}$ | $\varnothing=2\mu\text{m}$ , $l=5\mu\text{m}$     |
| Centro de la probeta | $\varnothing=10\mu\text{m}$ , $l=33\mu\text{m}$  | $\varnothing=5.5\mu\text{m}$ , $l=5.5\mu\text{m}$ |

Se han considerado 500 granos de una de las fases relacionados de a pares con 500 granos de la otra fase, representativos de las texturas de cada una. Los cálculos se han realizado bajo la suposición de "spines" igualmente compartidos. La dureza relativa de ambas fases fue parametrizada mediante una tensión de fluencia de partida para la fase más dura (el Fe) del doble de la tensión de fluencia de la fase blanda, a la cual se le asignó arbitrariamente el valor 1. Se asumieron los comportamientos habituales FCC{111}<110> y BCC{110}<111> para el Cu y el Fe respectivamente. Se asumió también un endurecimiento lineal con la deformación con pendiente 1.5 para el Cu y 2.0 para el Fe, en las mismas unidades arbitrarias utilizadas para las tensiones críticas.

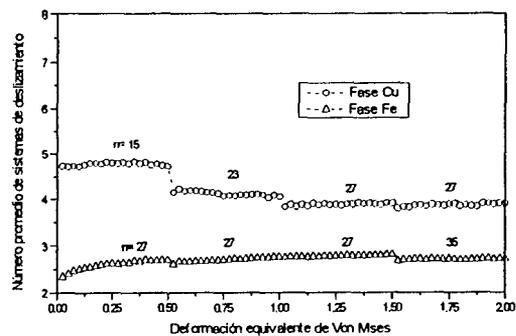


Figura 2. Número promedio de los sistemas de deslizamiento activos, según la sensibilidad a la velocidad de deformación elegida en cada paso de deformación para cada fase.

Para lograr una mayor correlación con las texturas experimentales, se ha variado cada 0.50 de deformación de Von Mises, el exponente de tensión de la ecuación viscoplástica microscópica de cada fase. En todos los casos el exponente para la interacción entre las fases se tomó como el promedio de aquellos de las fases individuales. La elección de la sensibilidad a la velocidad de deformación se realizó evaluando las funciones de distribución de orientaciones para un amplio rango de valores de n de cada fase. A fin de seleccionar el valor

más adecuado, se evaluó una función de la diferencia entre todas estas texturas con las medidas experimentalmente. Se eligieron entonces los valores de  $n$  que producían un mínimo en la función diferencia.

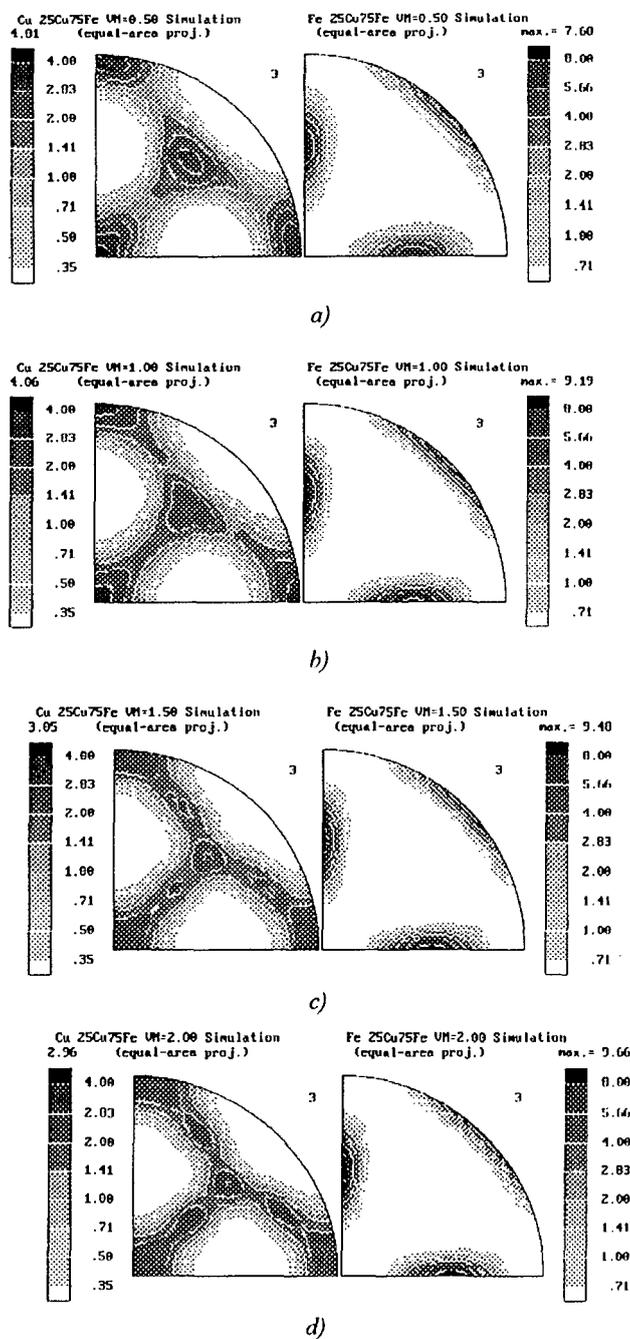


Figura 3. Simulación para el compuesto 25%Cu-75%Fe a distintos pasos de deformación equivalente de Von Mises y distintos valores de sensibilidad a la velocidad de deformación. a) Von Mises=0.50,  $n_{Cu}=15$ ,  $n_{Fe}=2$ ; b) Von Mises=1.00,  $n_{Cu}=23$ ,  $n_{Fe}=27$ ; c) Von Mises=1.50,  $n_{Cu}=27$ ,  $n_{Fe}=27$  y d) Von Mises=2.0,  $n_{Cu}=27$ ,  $n_{Fe}=35$ .

En la figura 2 se muestra el número de sistemas de deslizamiento activos para cada fase en los diferentes pasos de deformación resultantes principalmente de los exponentes de tensión de la ecuación viscoplástica microscópica elegidos. Las texturas resultantes de la

simulación para deformaciones equivalentes de Von Mises de 0.50, 1.00, 1.50 y 2.00 se muestran en la figura 3 a)-d).

#### 4. Discusión y conclusiones

La codeformación induce tal interacción entre primeros vecinos que la manera de compartir "spines" debe ser agregada empíricamente.

La interacción entre granos tiene un profundo efecto sobre las sensibilidades a la velocidad de deformación mostrada por ambas fases.

Las modificaciones de las sensibilidades a la velocidad de deformación pueden ser siempre racionalizadas en términos de la fracción de volumen (haya o no percolación), del grado de deformación, de la forma de granos, etc.

La evolución de texturas medida con gran precisión, puede ser usada para sintonizar el modelo de modo de conseguir información acerca de la interacción entre las fases y grados de inhomogeneidad de los procesos de deformación.

Los modelos autoconsistentes de dos sitios son apropiados para simulaciones de texturas en materiales bifásicos de baja inhomogeneidad.

El problema de interacción entre fases no está completamente resuelto: los modelos deben ser continuamente contrastados con los resultados experimentales.

#### 5. Referencias

- 1.- R. E. Bolmaro and R. A. Lebensohn. XI International Conference on Texture of Materials. Xi'an, China. 16-20, 1996.
- 2.- R. E. Bolmaro, R. A. Lebensohn and H.-G. Brokmeier. Crystal Spin in Two-Sites Self Consistent Models: From Kinematics to Kinetics. Submitted to Comp. Mat. Sc.
- 3.- G. Wassermann, H. W. Bregmann and G. Frommeyer, Proc. 5th. Int. Conf. on Textures of Materials, Vol III, Springer, Berlin, p.37, (1978).
- 4.- R. E. Bolmaro, R. V. Browning, F. M. Guerra and A. D. Rollett, Mat. Sci. Eng. , **a175**, 113, (1994)
- 5.- G. R. Canova, H. -R. Wenk and A. Molinari, Acta metall., **40**, 1519, (1992).
- 6.- R. A. Lebensohn and G. R. Canova, Acta mater., to be published.
- 7.- A. Molinari, G. Canova, S. Ahzi, Acta metall. **35**, 2983, (1987).
- 8.- E. Kroner, Acta metall. **9**, 155, (1961).
- 9.- J. W. Hutchinson, Proc. Roy. Soc. London, **A348**, 101, (1976).
- 10.- R. A. Lebensohn and C. N. Tomé, Acta metall., **41**, 2611, (1993).
- 11.- J. D. Eshelby, Proc. Roy. Soc. London, **A241**, 376, (1957).
- 12.- J. S. Kallend, U. F. Kocks, A. D. Rollett and H. -R. Wenk, Mat. Sci. Eng. , **A132**, 1, (1991).