

PLASTICIDAD DE LA FASE MARTENSITICA EN ALEACIONES DE CU-ZN-AL

A. Cuniberti*, R. Romero

Departamento de Física, Facultad Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires (UNCPBA), Pinto 399, 7000 Tandil

M. Ahlers, F. Lovey

Centro Atómico Bariloche, Comisión Nacional de Energía Atómica, CC 439, 8400 San Carlos de Bariloche

Monocristales martensíticos 18 R fueron inducidos por compresión a partir de monocristales β -CuZnAl con distintas orientaciones; fueron deformados plásticamente por aplicación de carga compresiva uniaxial a 293° K; se estudiaron los sistemas de deslizamiento por análisis de trazas en microscopía óptica y se determinaron las tensiones resueltas de fluencia; las dislocaciones involucradas fueron observadas por microscopía electrónica de transmisión (TEM).

Se encontró que la deformación se produce predominantemente por deslizamiento sobre plano compacto o basal, la tensión resuelta de fluencia resultó, dentro de la dispersión de los datos experimentales, independiente de la orientación del eje tensil. Por TEM se observó sobre plano basal gran densidad de dislocaciones de carácter mixto, mayoritariamente disociadas en pares separadas por bordes de antifase; tales dislocaciones son similares a las que se encuentran en muestras de la misma aleación ensayadas por fatiga, lo que sugiere que la deformación plástica de la martensita tiene un rol importante en este proceso. La evaluación teórica de la energía de bordes de antifase conduce a resultados para la separación de las dislocaciones que están en razonable acuerdo con las observaciones experimentales.

INTRODUCCION

En cierto rango de composición por enfriamiento por debajo de cierta temperatura (M_s), por transformación espontánea, o por aplicación de una tensión mecánica la fase β -CuZnAl, derivada de una bcc y con ordenamiento de largo alcance (LRO) tipo L2₁, transforma martensíticamente. La fase producto es 18R y queda descrita por una secuencia de apilamiento periódica de 18 planos compactos (basales): AB' CB' CA' CA' BA' BC' BC' AC' AB'; la red es monoclinica, aunque por ser la distorsión monoclinica próxima a la unidad usualmente se la describe mediante ejes ortorrómbicos. La martensita hereda el LRO de la fase matriz lo que da origen a una superred y guarda relaciones cristalográficas definidas con la fase matriz¹.

Existe información acerca de la transformación¹, deformación plástica de la fase β ², fatiga³, siendo escaso el conocimiento acerca del comportamiento plástico de la fase martensítica. Trabajos previos en el tema tratan con muestras 18R policristalinas⁴; nuestro estudio, realizado con monocristales 18R, permite conocer detalladamente los mecanismos que operan, aportando además información acerca de una estructura de tan baja simetría como es la monoclinica.

* Becario UNCPBA.

DETALLES EXPERIMENTALES

Se prepararon dos aleaciones con metales de alta pureza (99.9999%), Cu-12.96 at % Zn-17.52 at % Al (aleación 1), $M_s \approx 50^\circ \text{C}$, Cu-12.16 at % Zn-17.92 at % Al, $M_s \approx 70^\circ \text{C}$, con concentración electrónica $e/a = 1.48$. Los monocristales β se crecieron por el método de Bridgman, la orientación de los mismos se determinó por el método de Laue de reflexión de rayos X. Las probetas fueron cilíndricas, preparadas por electroerosión, de longitud y diámetro próximos a 10 mm y 4 mm respectivamente.

A temperatura ambiente por transformación espontánea los cristales consisten en un arreglo de distintas variantes 18R. Los monocristales 18R fueron inducidos por aplicación de carga compresiva uniaxial tal como se indica en la Fig. 1. En la Fig. 2 se presenta la orientación de los cristales referida a fase β y los polos principales de la variante 18R que se induce⁵. La obtención de la variante 18R predicha y la monocristalinidad se verificaron por microscopía óptica (MO) y por la obtención de un diagrama de Laue de plano basal (001) o característico.

Los monocristales 18R fueron sometidos a carga compresiva uniaxial (según el eje original de fase β) a temperatura ambiente y una velocidad de deformación de $8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, la deformación plástica introducida no excedió el 8%.

El análisis de las trazas resultantes se realizó por MO.

De cristales deformados se cortaron discos para

observaciones por microscopía electrónica de transmisión (TEM), apropiadamente orientados y luego pulidos.

RESULTADOS EXPERIMENTALES

La Fig. 3 muestra una curva tensión-deformación típica en compresión para un monocristal 18R con eje tensil en el centro del triángulo fundamental de β . El comienzo de la zona plástica aparece con un pronunciado cambio en la pendiente de la curva. Tras la descarga se observó por MO en la superficie un conjunto de bandas paralelas homogéneamente distribuidas, Fig. 4. El sistema de deslizamiento, determinado por análisis de trazas, corresponde al (001) o [010] o (Fig. 2).

La tensión de fluencia plástica resuelta sobre el sistema resultó independiente, dentro del error experimental, de la orientación del eje tensil; la misma, promediada sobre todos los cristales ensayados, fue de $(77 \pm 11) \text{ MN/m}^2$.

Por TEM se observó sobre el plano basal, (001) o, gran densidad de dislocaciones mixtas. Con alta magnificación pudo apreciarse que éstas aparecen disociadas mayoritariamente en cuartetos, Fig. 5, la separación entre los pares interiores varía entre 10 y 40 nm y entre los pares exteriores es próxima a 3nm.

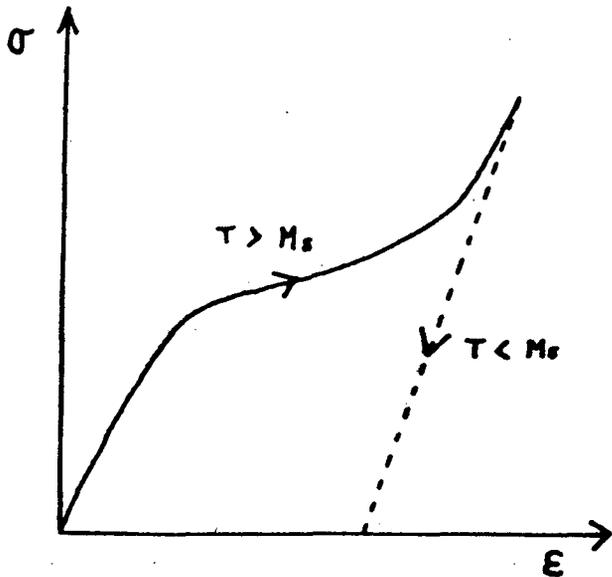


Figura 1: Esquema de inducción por compresión de un monocristal martensítico: la carga se aplica sobre el cristal a temperatura por encima de M_s partiendo de un monocristal β , alcanzada la completa transformación se lo enfria por debajo de M_s a deformación constante con lo que la carga disminuye a cero.

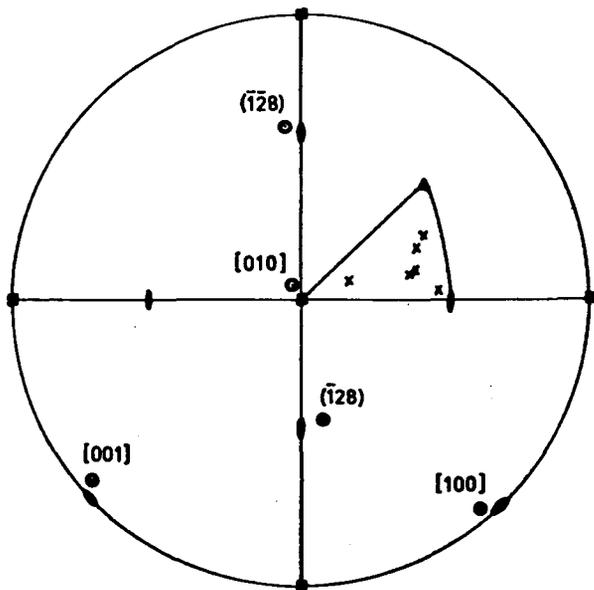


Figura 2: Orientación de los monocristales referida a fase β y ejes principales de 18R en coordenadas ortorrómbicas.

Símbolos: \square Δ \circ [001], [011], [111] de β respectivamente.

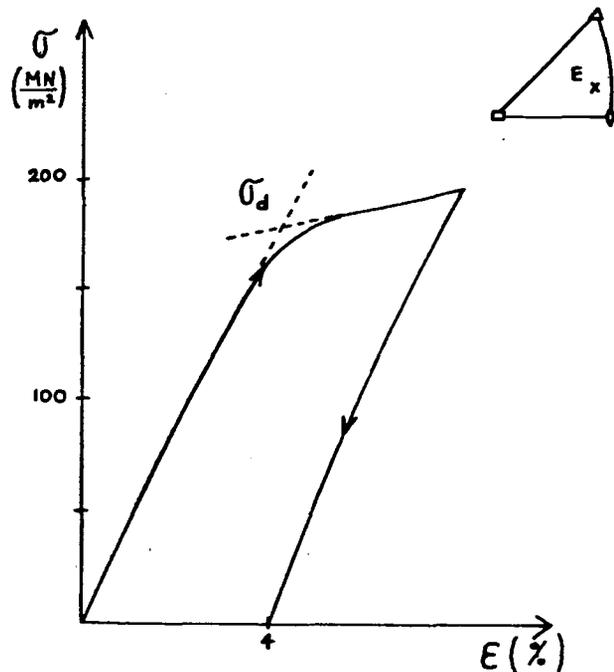


Figura 3: Curva típica de deformación de monocristales 18R por aplicación de carga compresiva uniaxial a temperatura ambiente.

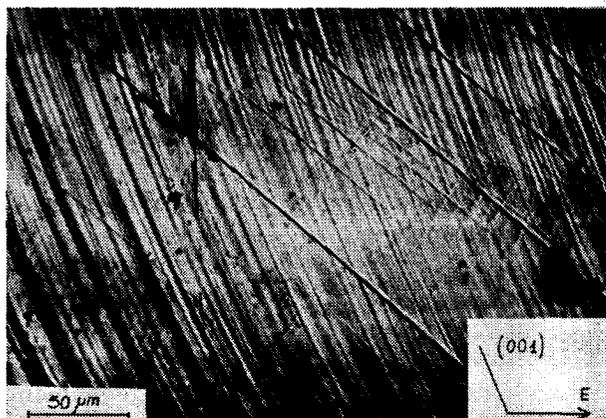


Figura 4: Bandas que se observan por MO en la superficie de los cristales tras ser sometidos a deformación.

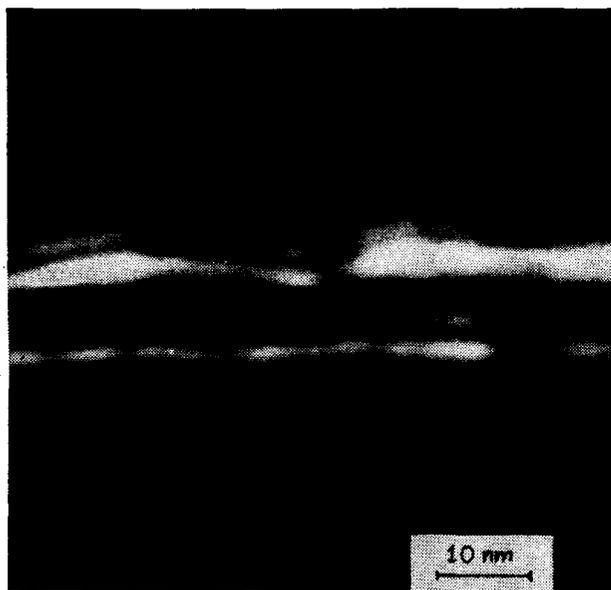
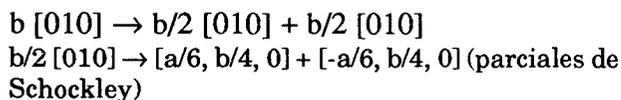


Figura 5: Micrografía de las dislocaciones [010] o (001) obtenida por TEM. Se observa la disociación en parciales de Shockley.

DISCUSION

En la Fig. 6 se presenta el arreglo atómico sobre plano basal de la martensita 18R y las dislocaciones que intervienen. La reacción propuesta es (según ejes ortorrómbicos):



La disociación de las dislocaciones perfectas de superred $b [010]$ es favorable en cuanto provoca una disminución en energía elástica. El movi-

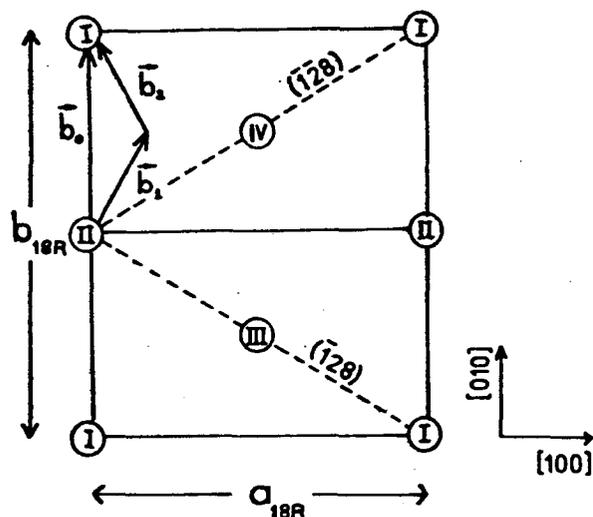


Figura 6: Arreglo atómico sobre plano basal de 18R. Los números indican sitios con distinta probabilidad de ocupación para las distintas especies atómicas.

miento de una superparcial $b/2 [010]$ genera un borde de antifase (APB) con desorden en 1° y 2° vecinos; cálculos de la energía de APB teniendo en cuenta la energía de interacción de pares⁶ resultaron en $\gamma_{APB} \cong 26 \text{ mJ/m}^2$ y el trabajo necesario para crear el APB: $\tau_{APB} = \gamma_{APB} / b_0 \cong 100 \text{ MN/m}^2$ con $b_0 \cong 27 \text{ nm}$. Este valor de τ es superior al experimental indicando que las dislocaciones deberían moverse apareadas, lo que concuerda con las observaciones por TEM.

Las superparciales aparecen disociadas a su vez en parciales tipo Shockley $[a/6, b/4, 0]$ separadas éstas por fallas de apilamiento más APB; esta configuración había sido propuesta por F. Lovey y col.⁶ y las observaciones realizadas por TEM parecen confirmar tal predicción.

CONCLUSIONES

Los ensayos realizados mostraron que los monocristales 18R-CuZnAl deforman plásticamente por deslizamiento sobre plano basal. La tensión resuelta de fluencia resultó independiente, dentro del error experimental, de la orientación del eje tensil. El valor de esta tensión, $\tau \cong 77 \text{ MN/m}^2$, es notablemente inferior al reportado para deformación plástica de la fase matriz β de la misma aleación, $\tau \cong 200 \text{ MN/m}^2$.²

Las dislocaciones responsables de la deformación, [010] o (001) o, son las mismas que aparecen en monocristales β -CuZnAl sometidos a fatiga en ciclos pseudoelásticos $\beta \leftrightarrow 18R$ al 100% de transfor-

mación³; esto sugiere que la deformación plástica de la fase martensítica cumple un rol importante en la fatiga asociada a la transformación del material.

REFERENCIAS

1. Z. Nishiyama, "Martensitic Transformation", (1978) Acad. Press, New York.
2. R. Romero, F. Lovey, M. Ahlers, Phil. Mag. A58 (1988), 881.
3. M. Sade, A. Uribarri, F. Lovey, Phil. Mag. A 55 (1987), 445.
4. Y. Zhang, E. Hornbogen, Z. Metallk, 79 (1988), 13.
5. W. Arneodo, M. Ahlers, Acta Met. 22 (1974), 1475.
6. F. C. Lovey, A. Hazarabedián, J. E. Garcés, aceptado para su publicación en Acta Met..