

INFLUENCIA DE LA TEMPERATURA SOBRE LA PLASTICIDAD DE MONOCRISTALES MARTENSITICOS 18R - CuZnAl ENTRE 80K Y 470K

A.Cuniberti*, R.Romero**

Instituto de Física de Materiales (IFIMAT), Facultad de Ciencias Exactas, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires. Pinto 399, 7000 Tandil.

M.Ahlers

Centro Atómico Bariloche. Comisión Nacional de Energía Atómica, CC439, 8400 San Carlos de Bariloche.

Se determinó la tensión resuelta de fluencia como función de la temperatura para monocristales martensíticos 18R - CuZnAl. Debajo de la temperatura ambiente la tensión varía débilmente con la temperatura, mientras que entre 293K y 473K crece con T. Se discuten estos resultados en relación con otras aleaciones ordenadas con comportamiento similar.

INTRODUCCION

Las aleaciones con orden de largo alcance reciben actualmente gran atención debido a su comportamiento plástico a altas temperaturas. Una dependencia positiva "anómala" de la tensión de fluencia con la temperatura se observa en compuestos con orden L1₂, L1₀, B2, etc.¹.

En este trabajo se analiza la dependencia de la tensión de fluencia con la temperatura entre 80K y 473K en monocristales martensíticos 18R-CuZnAl, con orden de largo alcance heredado de la fase matriz β L2₁ (figura 1). La estructura 18R puede describirse por el apilamiento periódico de 18 planos compactos AB'CB'CA'CA'B... (figura 2).

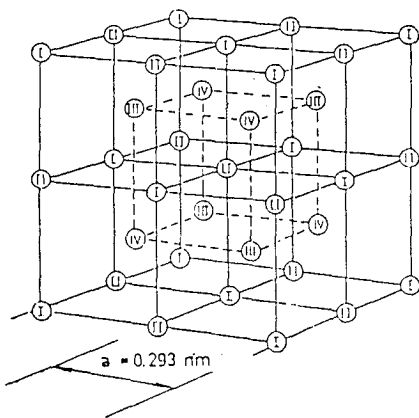


Figura 1: Superred L2₁. Los sitios I y II están ocupados por átomos de Cu, los sitios III y IV por átomos de Zn y Al con distinta probabilidad.

* Becaria CIC

** Investigador CIC

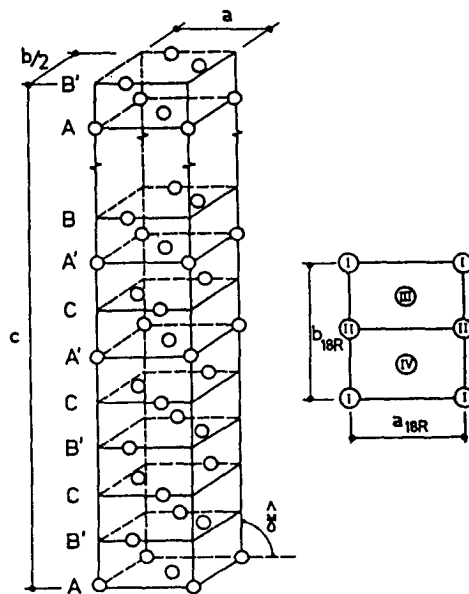


Figura 2: Red ortorrómbica de martensita 18R ($\gamma \neq 90^\circ$). Se muestra el plano basal (compacto) (001)° y la dirección $b=[010]^\circ$, plano y dirección del deslizamiento.

ARREGLO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

Las aleaciones utilizadas, fabricadas con materiales de pureza 5N, fueron: Cu-12.96%at Zn-17.52%atAl (Al.1, Ms= 316K), Cu-12.16%atZn-17.92%atAl (Al.2, Ms= 336K), Cu-12.17%atZn-17.92%atAl (Al.3 Ms=380K). Las probetas fueron

cilíndricas con $l \cong 11\text{mm}$ y $d \cong 4\text{mm}$, la preparación de las mismas está detallada en ².

Puesto que la martensita se vuelve inestable con el incremento de T , previo a los ensayos a $T > 293\text{K}$, se sometió a los monocristales 18R a un tratamiento térmico de estabilización: un calentamiento gradual hasta 473K , dado que la estabilización crece con el incremento de la temperatura y no se revierte³. Se fijó la temperatura máxima de ensayo en 473K ya que para T mayores pueden aparecer fenómenos de descomposición de fase.

Los ensayos de deformación de los monocristales 18R se realizaron por compresión uniaxial a $\dot{\epsilon} = 8 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$. Las probetas fueron deformadas a T_a (293K), a una deformación $\epsilon \leq 2\%$ y luego descargadas. La temperatura fue cambiada a T_1 y la deformación continuada. La ϵ total impuesta a cada probeta fue en todos los casos menor del 8% .

Se encontró que el cambio de tensión entre T_a y T_1 fue muy próximo al producido entre T_1 y T_a , no siendo afectado por la deformación plástica acumulada. En las curvas σ - ϵ para $T < T_a$ la deformación plástica comenzó ocasionalmente con un *yield point* tras un cambio de T . En la figura 3 se presentan curvas obtenidas para $T > T_a$. En éstas no se observó un *yield point* sino la aparición de serraciones.

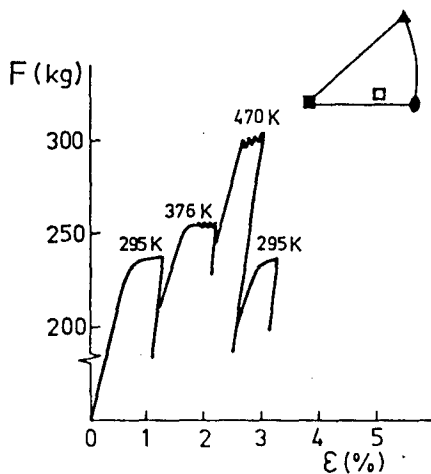


Figura 3: Curvas experimentales Fuerzas vs. Deformación obtenidas para $T > 293\text{K}$. Se indica la orientación del cristal referida a fase β .

Por microscopía óptica se determinó que el sistema de deslizamiento operativo en todo el rango de T es el $(001)^\circ [010]^\circ$, figura 2, ya obser-

vado tras deformación a T_a ²⁾. En los cristales no estabilizados (Al.1 y 2) las bandas se distribuyen homogéneamente mientras que en los estabilizados (Al.3) lo hacen en forma más inhomogénea.

En la figura 4 se presentan las tensiones resueltas de fluencia medidas en función de T . La tensión decrece débilmente entre 80K y 293K , variando en el orden de 2MPa por cada 100K . Para temperaturas por encima de 293K , si bien existe gran dispersión en los datos experimentales, la tensión de fluencia crece con el incremento de T .

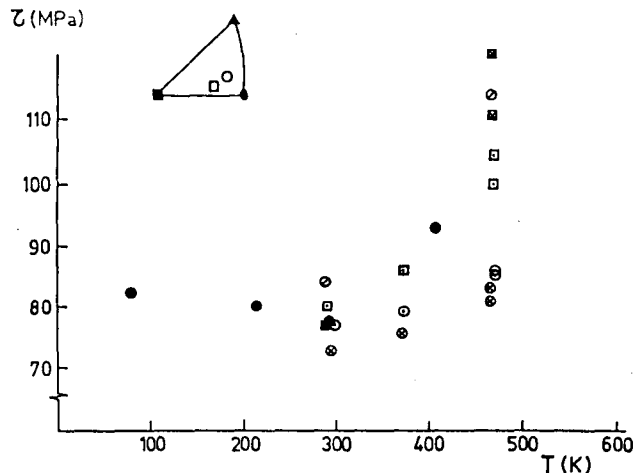


Figura 4: Dependencia con la temperatura de la Tensión resuelta de fluencia. ● Valores medios de τ a cada T . □ ○ Cristales con la orientación señalada

DISCUSION Y CONCLUSIONES

El resultado más importante presentado aquí es la dependencia positiva con la temperatura de la tensión de fluencia por encima de 293K . Existen distintos modelos que explican este comportamiento en aleaciones ordenadas. En superredes L1_2 , Ni_3Al por ej., la dependencia anómala con la temperatura de la tensión de fluencia es explicada por la disociación más favorable de superdislocaciones en planos distintos del de deslizamiento, mecanismo de Kear-Wilsdorf⁴. Similar comportamiento con la temperatura en monocristales TiAl con orden L1_0 se observa aún si en lugar de superdislocaciones la deformación procede por dislocaciones simples. El mecanismo de Kear-Wilsdorf no es aplicable y se propone una disociación de dislocaciones simples en planos inclinados al de deslizamiento o una reacción de dis-

locaciones que las hace inmóviles⁵.

En la martensita 18R-CuZnAl, con orden heredado de la fase matriz β L21, las dislocaciones con vector de Burgers paralelo a $[010]^\circ$ deslizan sobre el plano basal, figura 2. Los mecanismos mencionados para otras superredes no son capaces de explicar la pendiente positiva en la curva τ -T para la 18R, pues, dada la baja simetría de la estructura, no existen planos cristalográficamente equivalentes al basal y, por otro lado, la energía de las dislocaciones con vector de Burgers fuera del plano basal es mayor que la de aquéllas con vector de Burgers sobre él⁶. Por esto, una configuración de dislocaciones diferente a la observada resulta improbable por ser desfavorable energéticamente.

El movimiento de las dislocaciones en la martensita podría estar controlado por fuerzas de fricción, mecanismo de *locking-unlocking*, el cual es una generalización del modelo de Peierls propuesto recientemente por D.Caillard et al.⁷. Se continúan realizando ensayos experimentales y análisis referentes a este punto.

REFERENCIAS

1. *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, ed. C.C.Koch, C.T.Liu, N.S.Stoloff MRS Vol.39 (1985) Pittsburgh, Pa.
2. A.Cuniberti, R.Romero, M.Ahlersy F.Lovey, *Anales AFA'89*, 200.
3. A.Abu Arab y M.Ahlers, *Acta Met.* 27 (1988), 2627.
4. Kear, B.H. y H.G.F.Wilsdorf, *Trans. AIME* 224 (1962), 382.
5. Kawabata, T.K., T.Kanai, O.Izumi, *Acta Met.* 33 (1985), 1355.
6. F.C.Lovey, A.Hazarabedián y J.E.Garcés, *Acta Metall. Mater.* 37 (1989), 2321.
7. D.Caillard, A.Couret, N.Clement, S.Farenc y G.Molenat, "*Strength of Metals and Alloys*", eds. D.G.Brandon, R.Chaim and A.Rosen, Freund Publ. House, London, 1991, p.139.