

INFLUENCIA DE LOS DEFECTOS RETENIDOS POR TEMPLADO SOBRE LA ESTABILIZACION DE LA MARTENSITA 18R Cu-Zn-Al

A.Cuniberti (1) y R.Romero (1)(2)

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

(2) Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires.

La estabilización de la martensita 18R inducida por compresión en monocristales Cu-Zn-Al ha sido estudiada en función de la temperatura de templado y el envejecimiento previo en fase β . Se encuentra que existe una buena correlación entre el grado de estabilización medido y la estimación de la concentración de vacancias retenidas tras el templado.

The stabilization of compression induced 18R martensite in Cu-Zn-Al single crystals has been studied as a function of quenching temperature and previous aging in the β phase. It is shown that there exists a good correlation between the measured stabilization degree and the estimated post-quenched vacancy concentration.

I. INTRODUCCION

El envejecimiento en fase martensítica 18R Cu-Zn-Al produce un aumento en las temperaturas críticas características de la transformación $\beta \leftrightarrow 18R$ y de esta manera la fase martensítica se hace estable en un rango mayor de temperaturas, este efecto se conoce como estabilización ⁽¹⁾. El mismo es un efecto no deseable en aplicaciones tecnológicas de aleaciones con memoria de forma cuando se requiere reproducibilidad de las temperaturas de transformación. Dada la relación existente entre la tensión mecánica aplicada y la temperatura de transformación martensítica ⁽²⁾ el incremento en las temperaturas críticas de transformación por estabilización de la martensita es equivalente al decrecimiento en las tensiones críticas de transformación en ciclos pseudoelásticos $\beta \leftrightarrow 18R$ realizados a la misma temperatura y tiempos de estabilización.

La estabilización obedece a procesos difusivos térmicamente activados y es favorecida por las vacancias en exceso y el desorden de largo alcance retenidos por templado en la fase matriz β , la concentración de estos defectos depende del tratamiento térmico en la fase β previo a la inducción de la martensita.

En este trabajo se estudia la estabilización de monocristales martensíticos 18R mediante ciclos pseudoelásticos inducidos por compresión en función de la concentración de vacancias retenidas tras distintos tratamientos térmicos en fase β .

II. METODOS EXPERIMENTALES

Las aleaciones Cu-Zn-Al utilizadas fueron preparadas con materiales de alta pureza (5N), Cu-13.755%atZn-17.122%atAl, con $e/a=1.48$ y $M_s=290K$. Los monocristales fueron obtenidos por método de Bridgman, la orientación del eje tensil se determinó por técnica de Laue. Se prepararon por electroerosión

probetas cilíndricas para compresión, $l \approx 11mm$ y $d \approx 4mm$. Los ensayos de compresión uniaxial se realizaron en una máquina universal de ensayos Shimadzu Autograph-DSS-10T-S, las superficies de contacto módulo-probeta se lubricaron con grasa y cinta de teflon a efectos de disminuir la fricción durante la compresión. La temperatura se controló en $\pm 1^\circ C$, la velocidad de deformación fue $\dot{\epsilon} \approx 8 \cdot 10^{-4} s^{-1}$.

III. RESULTADOS Y DISCUSION

Los monocristales β fueron comprimidos a una temperatura superior a la máxima temperatura de retransformación A_r , una vez inducido el monocristal 18R se permitió estabilizar a temperatura T_{est} durante un tiempo t_e y se retiró la carga. En la Figura 1 se muestra un ciclo pseudoelástico de transformación $\beta \leftrightarrow 18R$ con estabilización de la fase 18R previo a la descarga. La histéresis en tensión de un ciclo pseudoelástico inducido

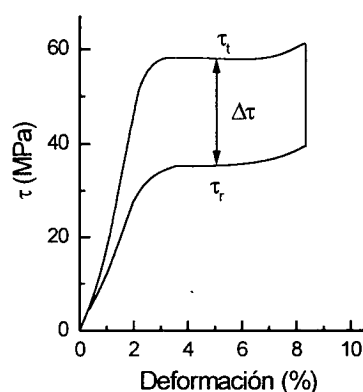


Figura 1: Ciclo tensión-deformación típico de la transformación $\beta \leftrightarrow 18R$ con estabilización de la martensita. $\Delta\tau$: histéresis en tensión del ciclo.

por compresión es normalmente del orden de 5 a 10 MPa,

la estabilización conduce a un decrecimiento en la carga de retransformación a fase β equivalente a un aumento en la histéresis del ciclo $\Delta\tau$:

$$\Delta\tau = \tau_i - \tau_r$$

donde τ_i es la tensión crítica resuelta para la inducción de la martensita y τ_r es la tensión crítica resuelta para la retransformación a fase β . $\Delta\tau$ es una medida del grado de estabilización de la martensita.

Previo a los ciclos pseudoelásticos las muestras fueron sometidas a distintos tratamientos térmicos con el objeto de modificar la concentración inicial de vacancias retenidas en el material. Las muestras fueron templadas desde T_Q hasta temperatura ambiente ($>M_s$), envejecidas en fase β a T_β durante un tiempo t_β y ensayadas. Una vez inducido el monocristal 18R se dejó estabilizar a temperatura T_{est} durante $t_e = 300s$ y se retiró la carga. En la Tabla 1 se muestran los tratamientos térmicos realizados.

	T_Q (°C)	T_β (°C)	T_{est} (°C)
□	800	73	73
○	800	100	73
△	360	100	73
◇	800	92	92

Tabla 1: Tratamiento térmicos realizados (ver texto)

En la Figura 2 se muestra la histéresis $\Delta\tau$, observada luego del envejecimiento durante $t_e = 300s$, en función del tiempo de pre-envejecimiento en fase β , t_β ; se encuentra que el grado de estabilización resulta menor

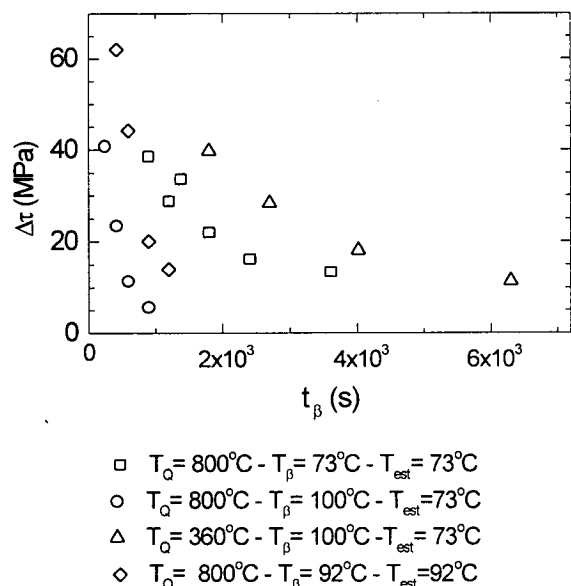


Figura 2: Histéresis de los ciclos pseudoelásticos para distintos tratamientos térmicos y tiempos de pre-envejecimiento en fase β .

cuanto mayor es el tiempo t_β , el pre-envejecimiento en fase β conduce a la migración de las vacancias retenidas por templado de manera que la estabilización por ser un proceso asistido por vacancias ⁽¹⁾ resulta menor.

Por templado en fase β queda retenido desorden de largo alcance, el grado de recuperación del orden puede ser estimado en función del tiempo de envejecimiento en fase β , t_β , ⁽³⁾ y es proporcional a $\exp(-t_\beta/\xi)$, donde ξ es un tiempo de relajación que depende de la temperatura de templado y de la temperatura de envejecimiento T_β . Los tiempos de envejecimiento en fase β , t_β en la Figura 2, en los tratamientos térmicos realizados superan en mas de dos órdenes de magnitud los tiempos necesarios para que se recupere el orden de largo alcance a la temperatura T_β , de esta manera la estabilización medida obedece fundamentalmente al aporte de las vacancias en exceso retenidas tras el tratamiento térmico

A partir de determinaciones realizadas mediante espectrometría temporal positrónica en monocristales β Cu-Zn-Al ⁽⁴⁾ ⁽⁵⁾ se estimó la concentración inicial de vacancias retenidas tras el templado en la fase β en función de la temperatura de templado. De acuerdo con la referencia (4) la concentración inicial de vacancias tras templado desde $T_Q = 800^\circ\text{C}$ es $1.3 \cdot 10^{-4}$ y para $T_Q = 360^\circ\text{C}$ es $2.8 \cdot 10^{-4}$. Considerando que las vacancias se aniquilan en sumideros existentes en el material, la concentración de estos defectos decae exponencialmente con el tiempo como ⁽⁵⁾:

$$C_v = C_{v_0} \exp\left(-\frac{t_\beta}{t_r}\right) \quad (1)$$

donde C_{v_0} es la concentración inicial de vacancias, t_β es el tiempo de envejecimiento en fase β y t_r es un tiempo de relajación que depende de la temperatura de templado y de la temperatura de envejecimiento en fase β .

En la Figura 3 se presenta $\Delta\tau$ como función de la concentración de vacancias estimada según (1) para los distintos tratamientos térmicos realizados y tomando valores para t_r de la referencia (5).

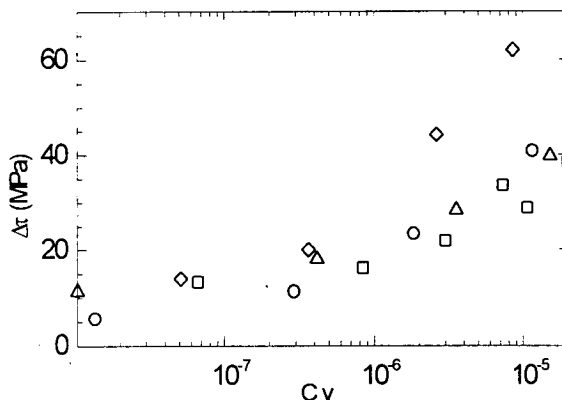


Figura 3: Histéresis de los ciclos pseudoelásticos en función de la concentración de vacancias estimada según referencias (4) y (5).

Puede observarse que se encuentra buena correlación entre la histéresis $\Delta\tau$ medida y la concentración de vacancias estimada. El grado de estabilización alcanzado disminuye con el decrecimiento de la concentración de vacancias retenidas en el material. Para concentraciones de vacancias similares se observa que la histéresis en los ciclos con estabilización a 92°C resulta mayor que en aquellos con $T_{est}=73^\circ\text{C}$, este resultado era de esperar dado que la estabilización es un proceso térmicamente activado.

A partir de experiencias de estabilización en monocristales 18R Cu-Zn-Al sin pre-envejecimiento en fase β , con la concentración de vacancias y el desorden de largo alcance retenidos por el templado, se ha propuesto para $\Delta\tau$ una expresión del tipo ⁽¹⁾:

$$\Delta\tau = A \left[1 - \exp(-Bc_v t_e) \right] \quad (2)$$

donde A y B dependen de parámetros característicos de las fases β y martensita y de la temperatura de estabilización, c_v es la concentración de vacancias y t_e el tiempo de estabilización, en nuestro caso 300s.

La expresión (2) permite describir cualitativamente el comportamiento $\Delta\tau - c_v$ de la Figura 3, sin embargo el valor de los parámetros calculados de acuerdo con la referencia (1) no permiten un ajuste razonable a los puntos experimentales. Una de las razones para la discrepancia observada en este caso podría ser la contribución del desorden de largo alcance a la estabilización. Los datos experimentales reportados en la referencia (1) corresponden a estabilización de monocristales tanto con vacancias en exceso como con desorden de largo alcance retenidos, en cambio con los tratamientos térmicos realizados en el presente trabajo la contribución al proceso de estabilización corresponde sólo a vacancias.

Se están realizando determinaciones experimentales para distintos tiempos y temperaturas de estabilización con el fin de evaluar los parámetros característicos del proceso de estabilización y la contribución al mismo del desorden y las vacancias.

IV. CONCLUSIONES

A partir de monocristales β Cu-Zn-Al con distintos tratamientos térmicos se indujeron y estabilizaron monocristales martensíticos 18R. Dado que los tratamientos térmicos realizados permiten la recuperación del orden de largo alcance, los procesos de estabilización estudiados son debido a la contribución de las vacancias. Se encontró una buena correspondencia entre el grado de estabilización medido y la concentración de vacancias calculada retenida en el material.

REFERENCIAS

- 1- A. Abu Arab and M. Ahlers, Acta Metall. 36 (1988), 2627.
- 2- M. Ahlers, Prog. Mat. Sc. 30 (1986), 135.
- 3- R. Rapacioli, Tesis doctoral, Universidad Nacional de Cuyo (1979).
- 4- R. Romero, W. Salgueiro y A. Somoza, Mat. Sc. Forum 175-178 (1995), 497.
- 5- W. Salgueiro, R. Romero, A. Somoza and M. Ahlers, phys. stat. sol. (a) 138 (1993), 111.