

## TEXTURAS CRISTALOGRÁFICAS Y PSEUDOELASTICIDAD EN ALEACIONES POLICRISTALINAS EXTRUDIDAS Cu-Al-Ni (Ti)

C. E. Sobrero <sup>(1)</sup>, J. A. Malarría <sup>(1)</sup>, A. Roatta <sup>(1)</sup> y R. E. Bolmaro <sup>(1)</sup>

(1) Instituto de Física Rosario, CONICET-UNR, ARGENTINA.

E-mail (C.E.Sobrero): [sobrero@ifir-conicet.gov.ar](mailto:sobrero@ifir-conicet.gov.ar)

### RESUMEN

*La pseudoelasticidad de las aleaciones de base cobre está asociada directamente con la deformación reversible vinculada a la transformación de fase martensítica inducida por tensión a una temperatura constante por encima de la  $A_f$  (austenite finish). En el presente trabajo se utilizaron policristales de Cu-13Al-5.5Ni-1Ti (% peso), extrudidos en caliente y con un posterior recocido a 1023 K. Sobre dichos policristales se realizaron ensayos pseudoelásticos a distintos ángulos respecto a la dirección de laminación, para evaluar la influencia de las texturas cristalográficas.*

### Tópico 2: Materiales Metálicos

**Palabras clave:** Texturas, Memoria de Forma, Pseudoelasticidad.

### 1. INTRODUCCIÓN

En el presente trabajo se utilizó una aleación policristalina de base cobre, con composición nominal de Cu-13Al-5.5Ni-1Ti (wt.%), que presenta el efecto memoria de forma. Dicho efecto, como la Pseudoelasticidad, es una propiedad relacionada con la transformación martensítica (TM) termoelástica que presentan las aleaciones de base cobre [1]. La aleación utilizada en este trabajo presenta una TM desde  $\beta_3$  (austenita, cúbica  $L2_1$ ) a  $\beta_3'$  (martensita, monoclinica M18R1) [2]. La TM puede inducirse mediante dos mecanismos, tensión/compresión o temperatura. Cuando el material es traccionado o comprimido a una temperatura superior a  $A_f$  (austenite finish) la TM se activa, a esta forma de activación se la denomina Stress Induced Martensitic Transformation (SIMT). Cuando el material se descarga, si se mantuvo la temperatura por encima de  $A_f$ , se produce la retransformación en forma reversible (aunque con cierta histéresis) y la deformación inducida puede recuperarse, dando lugar al fenómeno que se conoce como Pseudoelasticidad [3]. La transformación por temperatura comienza cuando el material alcanza la temperatura  $M_s$  (martensite start) y termina cuando llega a  $M_f$  (martensite finish).

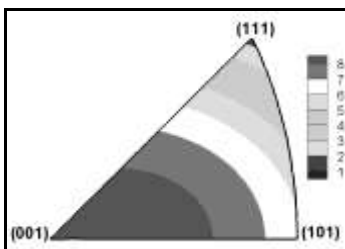
Las aleaciones policristalinas ternarias de Cu-Al-Ni son muy frágiles y un policristal de Cu-Al-Ni es propenso a fractura intergranular debido a ciertos aspectos como su alta anisotropía elástica, que alcanza valores alrededor de 13 [4], y el tamaño de grano elevado (100  $\mu\text{m}$  hasta 1 mm son valores usuales). Para solucionar la tendencia a la fractura se utilizaron a lo largo de los años diferentes técnicas de refinamiento de grano [5]. Entre ellas, la introducción de un elemento adicional que limitase el crecimiento del grano mediante la aparición de una fase precipitada. El titanio produce la precipitación de la fase  $\chi$  (cúbica  $L2_1$ ) y para valores de Ti por encima de 0.6 % (wt %) inhibe el crecimiento de grano en la solidificación y durante recocido [5].

La deformación asociada a la transformación ( $\epsilon_{tr}$ ) obtenida por pseudoelasticidad ha sido estudiada ampliamente en monocristales [6-7]. Los resultados obtenidos en éstos muestran variaciones en la  $\epsilon_{tr}$  que van desde el 1 al 8 % dependiendo de la dirección cristalográfica del eje tensil, y tiene lugar además cierto grado de asimetría en relación al sentido de aplicación de la

carga, esto es si el ensayo se realiza en tensión o compresión. La teoría fenomenológica permite determinar la deformación por transformación ( $\epsilon_{tr}$ ) así como los planos de hábito y otras magnitudes a partir de los parámetros de red [8]. Para un monocristal la  $\epsilon_{tr}$  puede ser calculada en base a la siguiente expresión:

$$\epsilon_{tr} = \sqrt{(m_1^p \sin \chi)^2 + 2m_1^p \sin \chi \cos \lambda + 1 - 1 + m_1^n \sin \chi} \quad (1)$$

donde  $\chi$  es el ángulo entre la normal al plano de hábito y el eje tensil; y  $\lambda$  es el ángulo entre la dirección de cizalladura y el eje tensil [9].



**Figura 1.** Deformaciones pseudoelásticas para monocristales calculadas en base a teoría fenomenológica.

La figura 1 muestra un triángulo estereográfico con las  $\epsilon_{tr}$  calculadas para un monocristal de Cu-Al-Ni, en el sistema de referencia austenítico. La  $\epsilon_{tr}$  calculada es la máxima deformación recuperable, correspondiente a formación de la variante de martensita más favorable durante un ensayo pseudoelásticos.

En los policristales, la dependencia de la deformación  $\epsilon_{tr}$  con la orientación de cada cristal, se traduce en una dependencia con la textura del agregado policristalino. Será el objetivo del presente trabajo evaluar la respuesta pseudoelástica en compresión para muestras policristalinas de Cu-Al-Ni (Ti), y su relación con la textura cristalográfica.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La aleación original fue extrudida en caliente a 1073 K y luego enfriada lentamente. Mediante este procedimiento, llevado a cabo por al compañía AMT (Bélgica), planchas de 45 mm de ancho, 5 mm de espesor y diferentes largos fueron obtenidas. La aleación solidifica en la fase  $\beta$  (cúbica desordenada A2) [10], sin embargo durante el posterior enfriamiento lento, se produce una descomposición eutectoide alrededor de los 873 K. Luego de este proceso el material se encuentra en las fases estables  $\alpha$  (FCC) y  $\gamma_2$  (Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>) que no experimentan TM.

Para inducir la TM todas las muestras fueron tratadas térmicamente a 1023 K durante 40 minutos para llevarlas a la fase  $\beta$  y luego templadas en agua con hielo. Durante el temple el material atraviesa 2 temperaturas de ordenamiento [10], para finalmente producirse la transformación martensítica a la fase  $\beta_3'$ . Con el fin de eliminar una concentración en exceso de vacancias producto del templado, y de favorecer el ordenamiento de la aleación, se realizó un segundo tratamiento térmico a baja temperatura, 473 K durante 15 minutos, seguido de enfriamiento lento [11]. Esta condición es considerada el estado de referencia inicial para todas las muestras analizadas.

Las muestras para compresión pseudoelástica fueron cortadas mediante una sierra diamantada de baja velocidad. Luego fueron electropulidas a 277 K con una solución de 20% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, 47% H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 33% H<sub>2</sub>O durante 30'' a 10V. Las temperaturas de transformación fueron medidas utilizando un Calorímetro Shimadzu DSC-60 a una velocidad de calentamiento de 10K/min

Los ensayos pseudoelásticos fueron realizados en una máquina de ensayo universal Instron 1362, a una temperatura de 401 K ( $A_f + 5$  K). Se realizaron además ensayos dilatométricos mediante un dilatómetro vertical que aloja en su cabezal un sensor inductivo LVDT HBM WE/O (rango  $\pm 1$  mm, sensibilidad  $10^{-4}$  mm).

Los patrones de difracción y las figuras de polos fueron medidas mediante un difractómetro Philips X'Pert Pro MPD equipado con tubo de cobre, lente de rayos X, cuna de Euler y placas paralelas en geometría de haz paralelo. A temperatura ambiente todas las muestras se encuentran en fase martensítica dado que poseen  $M_f$  por encima de  $T_A$ . Luego, para obtener las texturas de la fase austenítica fue necesario realizar la retransformación martensita  $\rightarrow$  austenita calentando las muestras "in situ" en el difractómetro. Se operó en un rango de temperaturas de 373-463 K, lo que se logró mediante una platina diseñada en nuestro laboratorio que se puede montar en la cuna de Euler y permite medir figuras de polo hasta una temperatura de 573 K [12].

### 3. EVALUACION DE TEXTURAS

Luego de la extrusión en caliente, se espera que el agregado policristalino genere texturas intensas en la fase  $\beta$  y que estas a su vez sean heredadas por las fases de baja temperatura. Luego de la descomposición eutectoide a 873 K, las fases que aparecen presentes a temperatura ambiente son las estables  $\alpha$  y  $\gamma_2$  además de la precipitación  $\chi$  rica en Ti. La figura 2 muestra las figuras de polo correspondientes a dichas fases. Como puede observarse en la figura 2 a) y b), las intensidades máximas alcanzan valores 13 y 7 mrd para las fases  $\gamma_2$  y  $\alpha$ , además muestran una baja dispersión asociada al bajo número de orientaciones presentes en el policristal. Esto indica que dichas fases heredaron en parte la textura de deformación inducida en el material durante la extrusión. El sistema de referencia usual para figuras de polo utiliza las siglas RD (rolling direction), TD (transversal direction) y ND (normal direction). Para el presente trabajo adoptaremos dicho sistema de referencia utilizando la sigla RD para representar la dirección de extrusión en caliente.

Los tratamientos térmicos a alta temperatura llevados a cabo en las muestras (recocido + temple), lograron eliminar las fases estables  $\alpha$  y  $\gamma_2$  permitiendo la aparición de la fase austenítica  $\beta_3$  a temperaturas mayores a 396 K ( $A_f$  para el material tratado) que es la que posee las propiedades de memoria de forma.

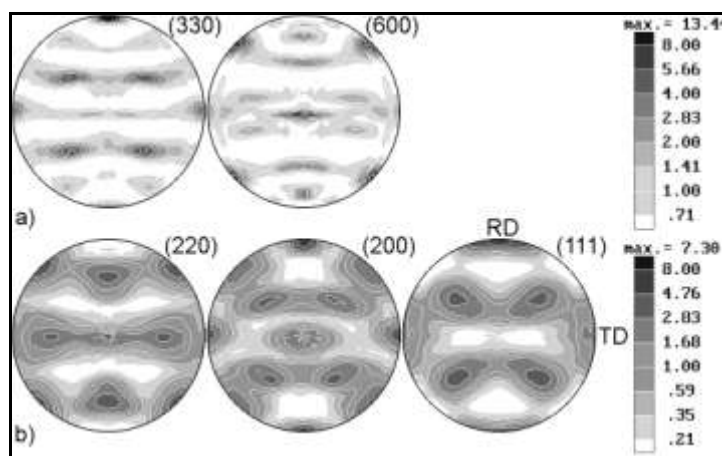


Figura 2. Figuras de polo de las fases estables de baja temperatura a)  $\gamma_2$ , b)  $\alpha$

Las figuras de polo que se muestran en la figura 3, fueron tomadas a una temperatura de 448 K, temperatura claramente superior a  $A_f$ . Como puede observarse esta figura, la textura de la austenita es muy marcada con intensidades máximas de 54.3 mrd y con clara predominancia de las orientaciones  $\{100\}\langle 011\rangle$  conocida como Rotated Cube.

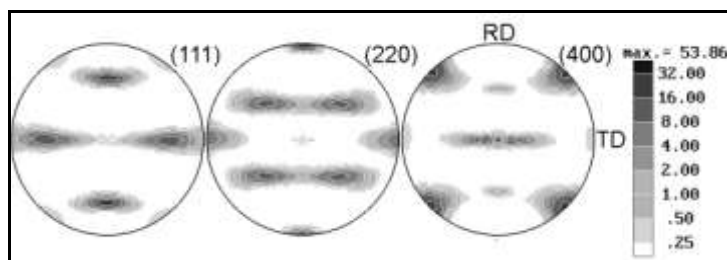


Figura 3. Figuras de polo de las fase austenítica  $\beta_3$

#### 4. ENSAYOS PSEUDOELÁSTICOS

Se realizaron ensayos pseudoelásticos en compresión a muestras prismáticas con las siguientes dimensiones: 7 mm de largo ( $//RD$ ), 6 mm de ancho ( $//TD$ ), 5 mm de espesor ( $//ND$ ); y a una temperatura constante de 401 K ( $A_f + 5$  K). Los ensayos consistieron en ciclos de carga y descarga incrementando la deformación progresivamente, siempre tratando de no superar los 400 MPa de tensión aplicada para ninguna de las tres direcciones. En el último ciclo al alcanzar la deformación máxima, se detuvo el ensayo y, pasando la máquina a modo control de carga, se enfrió la muestra reteniendo aplicada máxima tensión de compresión alcanzada. Mediante este proceso se retiene la martensita inducida ya que a temperatura ambiente el material está por debajo de  $M_f$  (355 K) y la martensita es estable.

La medición de la deformación en los ensayos pseudoelásticos por compresión fue llevada a cabo utilizando un extensómetro axial apoyado en estrías grabadas en los laterales de los platos de compresión. Debido a la disposición experimental, las mediciones registradas en los ciclos de carga/descarga pueden mostrar valores de deformación ligeramete mayores a los que sufre verdaderamente la muestra. Esta componente de error se hará presente sobre todo en el primer ciclo y se origina en las deformaciones asociadas al acomodamiento de los platos de compresión, al aplastamiento de las láminas de teflón utilizadas como lubricante y al de la grasa con la que éstas se adhieren a los platos. Debido a esto no consideraremos la deformación irreversible correspondiente al primer ciclo como propia de la muestra ya que esta corresponde esencialmente al proceso de acomodamiento (lo que fue verificado experimentalmente).

Como podemos observar en la figura 4, la muestra ensayada en ND es la que tiene la mejor respuesta en deformación, logrando mayores deformaciones con menores tensiones ( $\sigma$ ). La Tabla 1 muestra las deformaciones totales registradas para cada dirección.

Tabla 1. Deformaciones totales registradas.

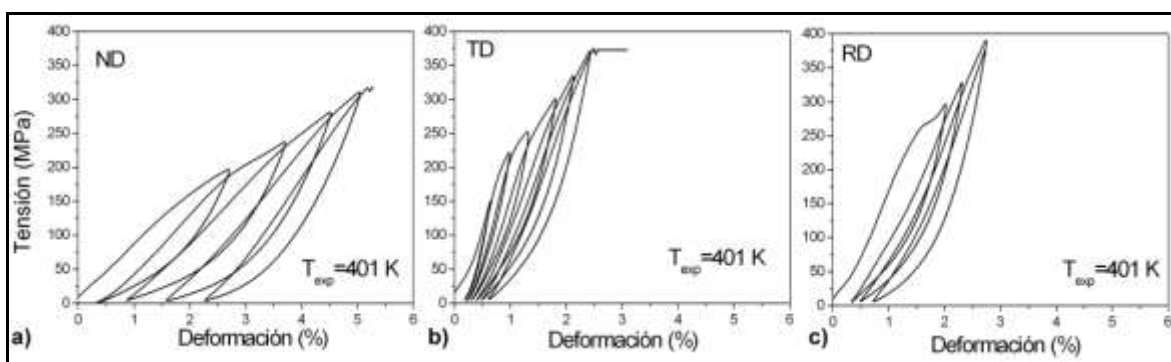
	$\epsilon$ máxima registrada	$\sigma$ máxima alcanzada	$\epsilon$ retenida
ensayo en RD	$(2.3 \pm 0.3) \%$	389 MPa	0.37 %
ensayo en TD	$(2.2 \pm 0.1) \%$	373 MPa	0.42 %
ensayo en ND	$(4.7 \pm 0.2) \%$	315 MPa	1.92 %

Se realizó una evaluación de las deformaciones experimentadas por las muestras, correspondiente a la reorientación de variantes de martensita al cabo de todo el proceso de ensayo mecánico. Inicialmente las muestras se encuentran a temperatura ambiente en fase martensítica, inducida térmicamente. En esta condición las variantes forman grupos de autoacomodo de manera en que no es de esperar un cambio dimensional apreciable en relación a la austenita. Por otro lado, la martensita retenida luego del ensayo pseudoelástico corresponde a un conjunto restringido de variantes favorecidas por la carga aplicada e involucra un cambio dimensional (ver Tabla 1). Por otra parte, además de la martensita que no retransformó en los ciclos pseudoelásticos, debe tenerse en cuenta la deformación adicional que experimenta la probeta al enfriarse bajo carga: En los ciclos mostrados en la Figura 4 el material es llevado a  $T_{exp}=401$  K ( $A_f + 5$  K) y se parte de la austenita. Al

comprimir es parcialmente transformado a martensita y el porcentaje de material transformado se incrementa en ciclos sucesivos pero no alcanza el 100 % dado que evitamos sobrepasar un límite pre-establecido de carga. En consecuencia, cuando enfriamos una vez completado el ciclado, al pasar por debajo de  $M_s$  induciremos a su vez una transformación martensítica adicional de la austenita remanente, activada por temperatura y condicionada por la tensión de compresión aplicada.

Antes y después del ensayo la probeta se encuentra en fase  $\beta_3'$  sin que se haya sobrepasado el límite para inducir deslizamiento plástico irreversible. El cambio dimensional final resulta de la diferencia entre el estado de partida donde todas las variantes de martensita están presentes formando grupos de autoacomodo, y un estado final donde, debido a la ruptura de simetría que surge de aplicar carga, se privilegia a un conjunto de variantes. Para evaluar estas diferencias, se midieron las distancias entre caras de las probetas al comienzo y al final del ensayo:

- Las dimensiones iniciales de las probetas fueron medidas con un palmer de precisión  $\pm 0.01$  mm.
- Se procedió al ciclado pseudoelástico y luego del último ciclo de carga en compresión, se retuvo la fuerza aplicada. En esta condición se enfriaron las muestras, conservando las variantes de martensitas inducidas durante el ensayo, e induciendo nuevas variantes al enfriar la austenita remanente (transformación por activación térmica bajo carga).
- Se midieron con el palmer las dimensiones finales de las probetas. En las tabla 2 y 3 mostramos las mediciones resultantes de este proceso para cada una de las direcciones de las probetas en cada ensayo. Puede verse que, en correspondencia con lo observado en los ciclos pseudoelásticos, la mayor deformación se da claramente en la dirección ND. Los valores alcanzados en este caso, donde cuantificamos variaciones asociadas a reacomodamiento de variantes, son un 60 % mayores a los de los otros dos ejes transversales.



**Figura 4.** Ensayos pseudoelásticos de compresión extrudidas tratadas térmicamente  
a) dirección normal (ND), b) dirección transversal (TD), c) dirección de extrusión (RD)

**Tabla 2.** Dimensiones de probetas antes y después de la compresión, medidas en mm.

	Compresión en ND		Compresión en TD		Compresión en RD	
	Antes	Después	Antes	Después	Antes	después
Largo (// RD)	6.96	7.05	6.74	6.75	6.94	6.83
Ancho (// TD)	5.98	6.05	6.21	6.10	6.30	6.31
Espesor (// ND)	4.89	4.76	4.92	5.00	4.73	4.8

**Tabla 3.** Deformaciones de las probetas ensayadas en cada dirección.

	$\epsilon$ en Compresión ND	$\epsilon$ en Compresión TD	$\epsilon$ en Compresión RD
Largo (// RD)	1.29 %	0.15 %	-1.61 %
Ancho (// TD)	1.17 %	-1.77 %	0.16 %
Espesor (// ND)	-2.66 %	1.62 %	1.48 %

Con las muestras cicladas pseudoelásticamente y enfriadas bajo carga a partir del estado de máxima deformación inducida procedimos a evaluar la deformación asociada a la retransformación martensita→austenita ( $\epsilon_r$ ). Para ello se realizaron ensayos dilatométricos midiéndose las recuperaciones en el primer calentamiento a la fase austenítica. Los resultados de estos ensayos se muestran en la figura 5. Como observar en ella, las  $\epsilon_r$  recuperables varían desde 1.4 % a 2.8 % dependiendo de la dirección de aplicación de la carga de compresión.

Los ensayos dilatométricos muestran que la mayor deformación al retransformar se observa para la muestra comprimida en la dirección ND. Esto es de esperar de acuerdo con lo observado en los ensayos pseudoelásticos, y con la mayor deformación retenida completado el ensayo asociada a la inducción de ciertas variantes más favorecidas. Los valores obtenidos por dilatometría, 1.51 % para RD, 1.42 % para TD, y 2.80 % para ND no muestran mayores variaciones en relación a los que muestra la tabla 2 (ver valores negativos en la diagonal de la tabla) corroborando los resultados obtenidos. La comparación entre los valores de deformación citados en la Tabla 3 y las diferencias detectadas en dilatometría para la transición martensita → austenita es válida en la medida en que se acepta que no hay diferencia dimensional importante entre la austenita y la martensita térmica multivariante que forma grupos de autoacomodo (las variaciones son del 0.2 % en monocristales [13] y las asumimos mucho menores en policristales donde las deformaciones a su vez se compensan debido a diferencias de orientación entre granos)

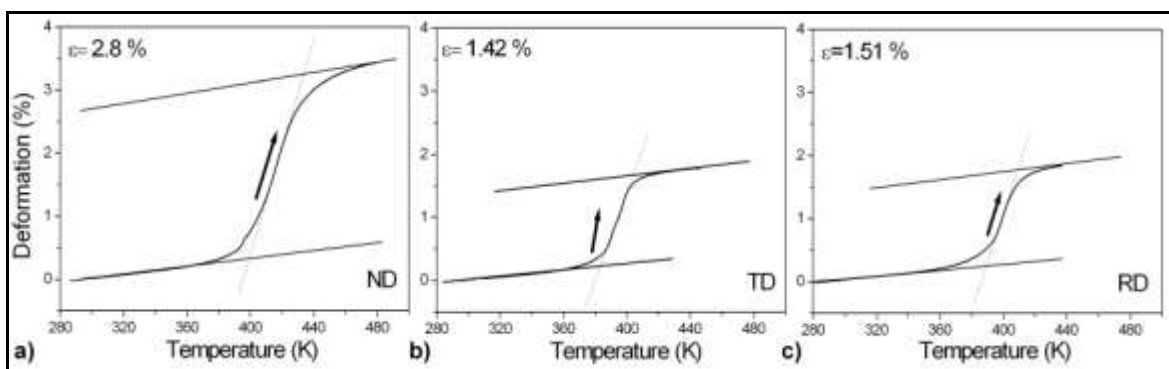


Figura 5. Ensayos dilatométricos en muestras comprimidas: a) ND, b) TD, c) RD

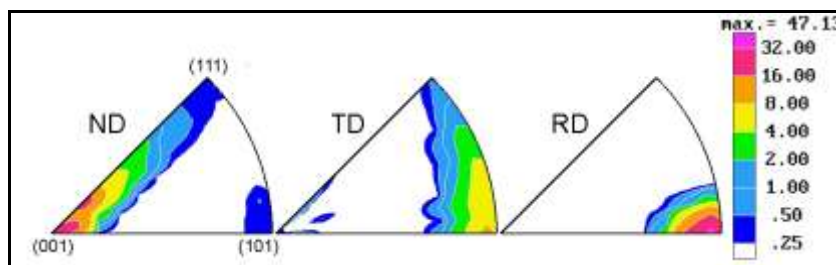
Los resultados de dilatometría muestran una desviación de las temperaturas de transformación  $A_f$  y  $A_s$  con respecto a los valores originales, determinados previo a los ensayos mecánicos. Para la muestra comprimida en la dirección ND el nuevo valor de  $A_f$  es de 423 K, lo que representa una variación de 300 K con respecto a la original. Estos cambios pueden atribuirse en parte a las diferencias que pueden introducir distintas técnicas de medición, pero no debe descartarse la posibilidad de que existan diferencias al retransformar un arreglo de placas de martensita inducidas bajo carga, en relación a una distribución con morfología de autoacomodo correspondiente a la martensita térmica original.

## 5. RELACIÓN ENTRE TEXTURAS Y RESPUESTA PSEUDOELÁSTICA

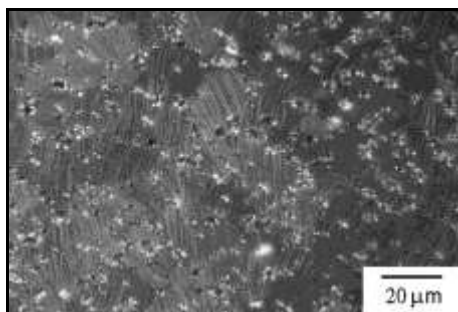
En la figura 6 se muestran las figuras de polo inversas calculadas en base a las mediciones de texturas. En ellas se pueden observar la distribución de los planos cristalinos de la fase austenítica, normales a cada una de las direcciones ensayadas (RD, TD, ND).

Las deformaciones recuperables máximas alcanzadas durante los ensayos pseudoelásticos corresponden a las muestras ensayadas con el eje tensil paralelo a la dirección ND. Esta mejor respuesta en deformación corresponde a la muestra con mayor densidad de planos {001} paralelos a la dirección de aplicación de carga. La figura de polo inversa en la dirección ND (figura 6) alcanza

intensidades de 47 mrd en planos del entorno del {001}. De acuerdo a lo calculado en base a la teoría fenomenológica, los planos de dicho entorno tienen  $\varepsilon_t$  que rondan el 8 % (ver figura 1).



**Figura 6.** Figuras de polo inversas correspondientes a la fase austenítica  $\beta_3$



**Figura 7.** Micrografía óptica del material en fase martensítica, tomada en la dirección ND normal

La figura 7 muestra una micrografía correspondiente al material tratado térmicamente, en fase martensítica. El tamaño de grano fue determinado utilizando el método de intercepción lineal resultando en 15 a 58  $\mu\text{m}$  de largo ( $\parallel$ RD), 20 a 50  $\mu\text{m}$  de ancho ( $\parallel$  TD) y 15 a 30  $\mu\text{m}$  de espesor ( $\parallel$ ND). Las similitudes en todas las medidas de los granos, no permiten inferir las diferencias en las respuestas pseudoelásticas en cada una de las direcciones ensayadas. En base a los resultados de teoría fenomenológica y descartado un efecto asociado a variaciones en la geometría de los granos (como podría haber sido una marcada elongación de los mismos en una dada dirección), podemos inferir que la mejor respuesta pseudoelástica observada en las probetas ensayadas en la dirección ND se debe fundamentalmente a la presencia de una alta densidad de planos {001} normales al eje de carga en esa orientación. Otra observación a destacar es la que surge de las diferencias en deformación transversal a la carga aplicada, en base a los datos de las tablas 2-3. En caso de muestras prismáticas con una distribución isotrópica de los cristales, la deformación por compresión en alguna de las direcciones se distribuiría homogéneamente en las dos transversales restantes. La presencia de una textura en el policristal da lugar a variaciones como las que se observan experimentalmente: Cuando los ensayos se realizan en las direcciones TD o RD, las mediciones indican que la mayor parte de la deformación producida por compresión, produce una expansión en la dirección ND que presenta la mayor cantidad de planos {001} normales a ella, esto es, la deformación procede por la dirección más favorable. Cuando la compresión es realizada en ND, la deformación se distribuye en forma homogénea en las direcciones TD y RD ya que estas no ofrecen diferencias relativas sustanciales en cuanto a favorecer una mayor deformación de acuerdo con la distribución de direcciones cristalográficas que surge de la figura de polos (Figura 3).

## 6. CONCLUSIONES

- Las aleaciones con memoria de forma policristalinas procesadas por extrusión desarrollan una fuerte textura cristalográfica con intensidades de 47 mrd en el plano de extrusión (ND)

- El comportamiento mecánico es marcadamente anisotrópico y las deformaciones asociadas a la transformación martensítica están directamente ligadas al grado de textura. Al comprimir en direcciones para las cuales hay una alta densidad de polos (001) paralelos a la dirección de carga (como la ND) se obtienen deformaciones pseudoelásticas del orden de 4.7 %.
- Al inducir la transformación por carga por carga, a  $T_{exp} > A_f$ , y retener variantes orientadas de martensita enfriando por debajo de  $M_s$  se alcanzan deformaciones de 2.66 % en la dirección más favorable al cambio dimensional, ND. Estos valores se recuperan totalmente al retransformar a martensita y si bien son valores menores a los observados en monocristales resultan muy aceptables para un agregado policristalino.
- La ruta de procesamiento termomecánica mostrada para estas aleaciones policristalinas permite obtener planchuelas mediante extrusión fuertemente texturada, que son potencialmente apropiadas para el diseño de dispositivos amortiguadores

## REFERENCIAS

1. S. Miyazaki and K. Otsuka. "Anisotropy of transformation characteristics of Cu-base shape memory alloys". ISIJ Internacional, v. 29, n. 5, p. 353-377, 1989.
2. V. Recarte, R.B. Pérez-Sáez, E. H. Bocanegra, M.L. Nó, J. San Juan. "Influence of Al and Ni Concentration on the Martensitic Transformation in Cu-Al-Ni Shape-Memory Alloys". Metallurgical and Materials Transaction A, v. 33A, p. 2581-2591, 2002.
3. K. Otsuka, C. M. Wayman, K. Nakai, H. Sakamoto and K. Shimizu. "Superelasticity Effects and Stress-Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloys". Acta Metallurgical, Vol 24, p. 207-226, 1976.
4. Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma, N. Ono and K. Ishida. "Enhancement of Superelasticity in Cu-Al-Mn-Ni Shape-Memory Alloys by Texture Control". Metallurgical and Materials Transaction A, vol 33, p. 2817-2824, 2002.
5. K. Adachi, K. Shoji and Y. Hamada. "Formation of X Phases and Origin of Grain Refinement Effect in Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys Added with Titanium". ISIJ International, Vol 29, N°5, p 378-387, 1989.
6. V. Novak, P.Sittner, N. Zárubová. "Anisotropy of transformation characteristics of Cu-base shape memory alloys". Materials Science and Engineering A, v. 234-236, n. p. 414-417, 1997.
7. V. Novák, P.Sittner, D. Voloun, N. Zárubová. "On the Anisotropy of Martensitic Transformation in Cu-based Alloys". Materials Science and Engineering A, v. 273-275, p. 280-285, 1999
8. V. Recarte, O.A. Lambri, R.B. Pérez-Sáez, M.L. Nó, J. San Juan. "Ordering temperatures in Cu-Al-Ni shape memory alloys". Applied Physics Letter, Vol 70, N° 26, p. 3513-3515, 1997.
9. Jan de Vos, Etienne Aernoudt, Luc Delaey. "The Crystallography of the Martensitic Transformation of B.C.C. into 9R: a Generalized Mathematical Model". Z. Metallkunde 69, p. 438-444, 1978.
10. K. Otsuka, C. M. Wayman, K. Nakai, H. Sakamoto, K. Shimizu. "Superelasticity effects and Stress-Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloys". Acta Met , 24, p 207, 1976.
11. M. Somerday, R.J. Comstock, JR. and J. A. Wert. "Effect of Grain Size on the Observed Pseudoelastic Behavior of a Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy". Metallurgical and Materials Transaction A, vol 28, p.2335-2341, 1997.
12. César E. Sobrero, Daniel Castellani, Raúl E. Bolmaro, and Jorge A. Malarria. "Stage for texture measurements above room temperature in a Philips X'Pert Pro MPD diffractometer". Review of Scientific Instruments, Vol 80, 113903, 2009.
13. E. Cingolani, M. Ahlers and M. Sade. "The Two Way Shape Memory Effect in Cu-Zn-Al Single Crystals: Role of Dislocations and Stabilization". Acta Metall. Mater, Vol 43, N° 6, p 2451-2461, 1995.