



## APLICACIÓN DE ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA CuAlBe EN AMORTIGUAMIENTO PASIVO DE ESTRUCTURAS CIVILES

**Susana Montecinos, Adela Cuniberti**

Instituto de Física de Materiales Tandil, Universidad Nacional del Centro de la Provincia de Buenos Aires, Pinto 399, (7000) Tandil, Argentina  
CONICET, Argentina  
E-Mail: dmonteci@exa.unicen.edu.ar

### RESUMEN

*Se estudió el comportamiento de una aleación policristalina  $\beta$  Cu-11.41Al-0.50Be (%p), en vista a su potencial utilización como amortiguador pasivo de energía sísmica. La aleación estudiada exhibe el efecto pseudoelástico dentro del rango de temperaturas usualmente utilizadas para aplicaciones sísmicas, entre 278 K y 308 K, pudiendo obtenerse altas capacidades de recuperación de la deformación. Se realizó un cuidadoso estudio de la influencia de distintos parámetros, tales como tamaño de grano, deformación aplicada, estado de tensiones, número de ciclos y frecuencia de ciclado, temperatura y tiempo de envejecimiento previo, sobre la capacidad de amortiguamiento del material. La aleación estudiada presenta altas capacidades de amortiguamiento, con valores muy próximos a aquellos reportados en aleaciones Ni-Ti bajo similares condiciones, y mayores rangos de estabilidad de la fase  $\beta$  respecto a otras aleaciones con memoria de forma base cobre. Por estas razones el uso de aleaciones Cu-Al-Be se muestra muy promisorio para este tipo de aplicaciones.*

### ABSTRACT

*The behavior of a  $\beta$  Cu-11.41Al-0.5Be (%wt.) polycrystalline alloy was studied, in view of its potential use as a passive damper of seismic energy. The studied alloy exhibits the pseudoelastic effect within the range of temperatures usually used for seismic applications, between 278 K and 308 K, and high strain recovery capacities can be obtained. A careful study about the influence of various parameters, such as grain size, applied strain, state of stress, number of cycles and cycling frequency, temperature, and previous aging time, on the damping capacity of this alloy was done. The studied alloy presents high damping capacities with values near to those reported for Ni-Ti alloys under similar conditions, and higher stability ranges of the  $\beta$  phase respect to others Cu-based shape memory alloys. For all these reasons, the use of Cu-Al-Be alloys is highly promising for such applications.*

### INTRODUCCIÓN

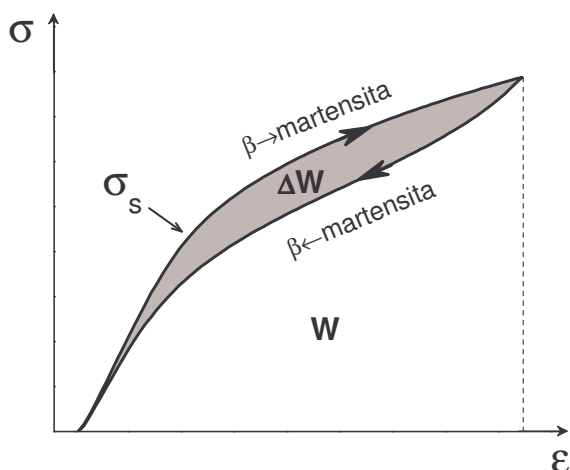
Dispositivos especiales para el control pasivo de vibraciones pueden mejorar significativamente el comportamiento de sistemas estructurales sometidos a movimientos sísmicos. Varios tipos de dispositivos sísmicos están disponibles hoy en día. Sin embargo, las tecnologías actuales presentan algunas limitaciones en relación al envejecimiento y durabilidad, confiabilidad en el largo plazo, sustitución después de fuertes movimientos sísmicos y dependencia del comportamiento mecánico con la temperatura.

Las aleaciones con memoria de forma (Shape Memory Alloys, SMA) tienen el potencial de eliminar la mayoría de las limitaciones que presentan las tecnologías actuales, debido a su extraordinaria resistencia a la fatiga, pseudoelasticidad y estabilidad de sus características.

El efecto pseudoelástico (PE) es una propiedad que exhiben algunas SMA, dentro de cierto rango de composiciones, por el cual el material en fase  $\beta$  transforma a fase martensita (transformación martensítica, MT) mediante la aplicación de tensión mecánica. En la Figura 1 se esquematiza un ciclo

tensión-deformación ( $\sigma$ - $\epsilon$ ), para un policristal  $\beta$  sometido a tracción. Al comienzo se observa una zona lineal que corresponde al rango elástico de  $\beta$ , la desviación de la linealidad está asociada con el comienzo de la transformación de  $\beta$  a martensita. La tensión correspondiente al inicio de la transformación se denomina  $\sigma_s$ . Al remover la carga ocurre la retransformación de martensita a  $\beta$ , produciendo un ciclo cerrado, donde la deformación es recuperada. Estos ciclos exhiben histéresis en tensión, la que está asociada a disipación de energía mecánica en calor. La cantidad de energía disipada puede ser estimada como el área encerrada por el ciclo a partir del gráfico  $\sigma$ - $\epsilon$ ,  $\Delta W$  [1]. Para evaluar la capacidad de disipación de energía del material bajo distintas condiciones se puede utilizar la capacidad específica de amortiguamiento, SDC (Specific Damping Capacity), que compara la energía disipada en un ciclo con la energía aplicada ( $\Delta W+W$ ) [1, 2]:

$$SDC = \frac{\Delta W}{(\Delta W + W)} \quad (1)$$



**Figura 1.** Esquema de un ciclo PE tensión-deformación, para la transformación  $\beta \leftrightarrow$  martensita de una muestra policristalina.

La alta capacidad de amortiguamiento de este tipo de aleaciones está relacionada con el movimiento histéretico de las interfases. Muchos sistemas de aleaciones exhiben una transformación martensítica termoelástica. Las aleaciones más estudiadas son aquellas en base a Ni-Ti, Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni. Se han

realizado varias investigaciones en relación a la alta capacidad de amortiguamiento de las SMA y las aplicaciones propuestas asociadas a esta propiedad, ya sea en su estado inicial de martensita o  $\beta$  [1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8].

Con el propósito de explorar los potenciales usos de las SMA en protección sísmica, el diseño y manufactura de dispositivos en base a este tipo de aleaciones, y poder evaluar el comportamiento de los dispositivos y sistemas estructurales, la Comisión Europea dentro del Programa BRITE-EURAM financió un proyecto específico de investigación denominado MANSIDE (Memory Alloys for New Seismic Isolation and Energy Dissipation Devices) en 1996. Este proyecto estudió el efecto de varias SMA, incluyendo Ni-Ti, Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Fe-Mn, Mn-Cu y Ni-Ti-Nb. A partir de este estudio se encontró que entre las aleaciones estudiadas, la de Ni-Ti es la aleación más apropiada para este tipo de aplicación, debido a su excelente comportamiento PE, altas deformaciones recuperables y excelente resistencia a la corrosión. Sin embargo, cabe mencionar, que las aleaciones Ni-Ti poseen altos costos y complejidades en su fabricación. Por otra parte, las aleaciones Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni exhiben mayores amortiguamientos dentro de un muy limitado rango de temperaturas, mientras que Fe-Mn y Mn-Cu no exhiben el comportamiento PE [9].

En el marco del proyecto MANSIDE, y a partir de una revisión bibliográfica sobre las propiedades de varias SMA, se reportó una serie de sugerencias referidas a los prerequisites que estos materiales debieran satisfacer para poder ser efectivamente usados en dispositivos de protección sísmica [10]:

1. Alta resistencia a la fatiga.
2. Baja sensibilidad a la temperatura en el rango de 278 K – 308 K para construcciones y 268 K – 318 K para puentes.
3. Baja sensibilidad a la velocidad de deformación o a la frecuencia para vibraciones sinusoidales, en el rango de 0.4 a 1 Hz, para aislamiento sísmico y de 1 a 10 Hz para disipación de energía.
4. Estabilidad del comportamiento cíclico.
5. Bajos efectos de degradación del material por acción del medio ambiente.

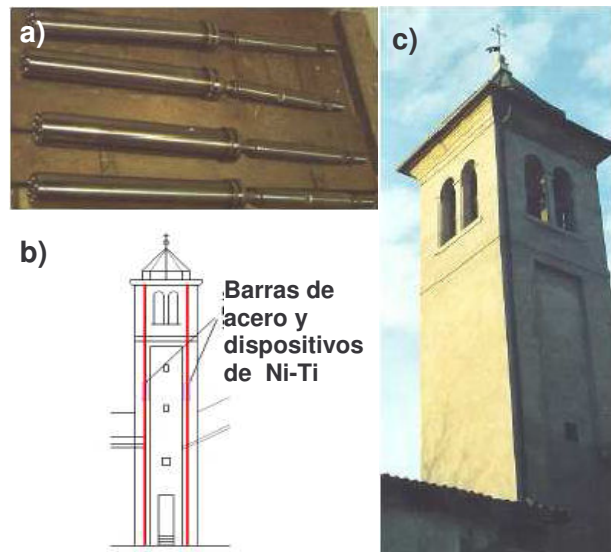
Para que una aplicación comercial basada en un dispositivo de SMA sea viable, se debe poder garantizar su fiabilidad y ello requiere la reproducibilidad de la transformación, tanto a lo largo del tiempo como con el número de ciclos.

Una extensiva investigación experimental sobre las propiedades de dispositivos sísmicos base Ni-Ti fue llevada a cabo por el proyecto MANSIDE en la Universidad de Basilicata (Italia) y en la Universidad de Leuven (Bélgica) [10]. Los resultados obtenidos muestran que las características de los alambres base Ni-Ti con propiedades PE cumplen con los requerimientos necesarios, señalados anteriormente.

Si bien dentro del marco del proyecto MANSIDE se realizaron diversas investigaciones y estudios a nivel experimental, existen pocos ejemplos conocidos de SMA aplicadas en estructuras y su puesta a prueba bajo condiciones de sismos naturales. Entre éstos puede citarse el proyecto de rehabilitación y reforzamiento de la iglesia de San Giorgio de Trignano, Italia, llevado a cabo por Indirli et al. [9, 11]. Esta iglesia fue sacudida por un movimiento sísmico de magnitud 4.8 en la escala Richter en octubre de 1996, resultando en un daño significativo del campanario. Posterior al terremoto, el campanario fue reforzado usando barras pretensadas de acero conectadas en serie a dispositivos hechos de aleaciones de Ni-Ti que exhiben el efecto PE, los que fueron colocados en las esquinas internas de la torre para aumentar la resistencia de la estructura a la flexión, Figura 2. Los dispositivos, compuestos por 60 alambres de 1 mm de diámetro y 300 mm de largo, fueron anclados a la parte superior e inferior del campanario. El objetivo de su utilización fue reducir la aceleración, limitar la fuerza aplicada a la mampostería bajo 20 kN y lograr altos niveles de disipación de energía en posteriores movimientos sísmicos. El reforzamiento del campanario fue puesto a prueba por un movimiento sísmico que ocurrió en junio del 2000, de magnitud 4.5 en la escala de Richter, resultando exitoso y sin mostrar evidencia de daño de ningún tipo. Un proyecto de similares características fue realizado por Croci y

Castellano et al. [9], en el cual se realizó la rehabilitación y reforzamiento de la Basílica Superior de San Francisco de Assisi, Italia, dañada por un movimiento sísmico ocurrido en septiembre de 1997. Para ello se insertaron 47 dispositivos de Ni-Ti cuyas fuerzas de diseño varían entre 17 kN y 52 kN y los desplazamientos máximos de diseño entre  $\pm 8$  mm y  $\pm 25$  mm.

Recientemente, los esfuerzos de los investigadores se han extendido hacia el estudio de otras SMA que exhiban el efecto PE, para su potencial utilización en este tipo de aplicaciones. En este trabajo se presenta un cuidadoso análisis del comportamiento de la aleación Cu-Al-Be, para determinar sus potencialidades como amortiguador pasivo de energía sísmica, y establecer las condiciones externas límites en las cuales el material puede ser utilizado.



**Figura 2.** Campanario de la iglesia de San Giorgio: a) dispositivos antes de ser ensamblados; b) esquema de la colocación de los dispositivos; y c) campanario después de la restauración [9, 11].

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se utilizó una aleación policristalina  $\beta$  Cu-11.41Al-0.50Be (%p), de tipo comercial (Trefimetaux S.A.), consistente en barras cilíndricas de 3.5 y 5 mm de diámetro. La composición fue determinada mediante espectrofotometría de absorción atómica de llama para Al y Be. La temperatura  $M_s$  fue estimada mediante mediciones de temperatura versus tiempo, obteniendo un valor de 259 K para una muestra con tamaño de grano de 0.7  $\mu$ m.

Para los ensayos de compresión se prepararon muestras cilíndricas con relaciones de esbeltez entre longitud y diámetro de  $\sim 2.8$ , mientras que para tracción se prepararon probetas estándar de 3 mm de diámetro útil. Para obtener muestras con diferentes tamaños de grano, éstas fueron mantenidas durante distintos tiempos en un horno resistivo a 1073 K, y templadas en agua a temperatura ambiente. Posteriormente las muestras fueron sometidas a un tratamiento térmico estándar de 1 h a 373 K.

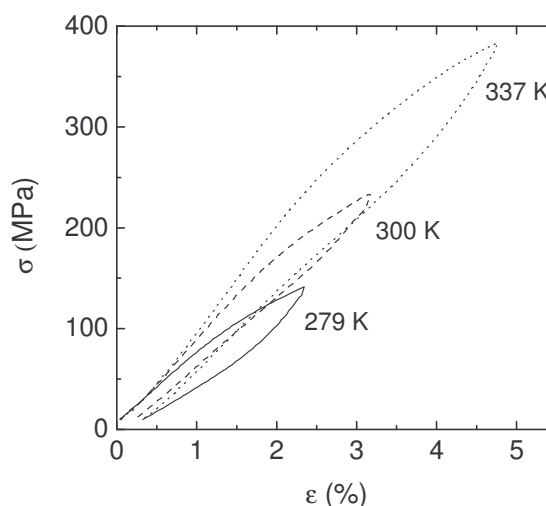
Los ensayos de compresión se realizaron en una máquina universal de ensayos Shimadzu Autograph DSS-10T-S. Las caras extremas de las probetas fueron lubricadas con grasa Molykote y cubiertas con una fina película de teflón. Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos INSTRON 4465. En ambos tipos de ensayo las mediciones de deformación fueron obtenidas directamente a partir del desplazamiento relativo entre mordazas, y fueron realizados a una velocidad de deformación de 1 mm/min (ensayos a otras velocidades se encuentran específicamente indicados). Para realizar ensayos mecánicos a distintas temperaturas, el conjunto línea de carga-probeta fue sumergido en baños termostáticos controlados. La temperatura de las probetas fue monitoreada mediante una termocupla tipo K.

Los tamaños medios de grano fueron determinados utilizando el método de la línea interceptada a partir de micrografías obtenidas.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

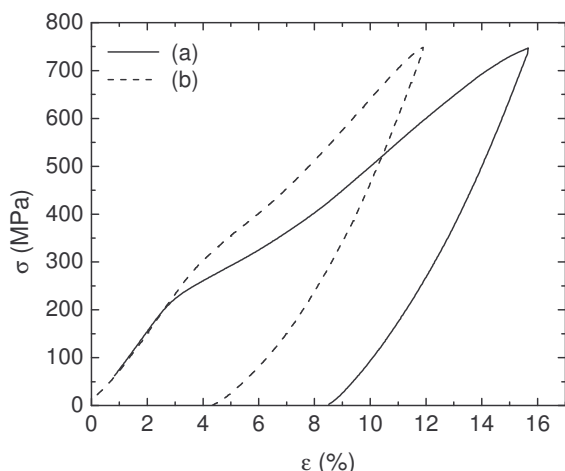
### Condiciones límites de uso del material

Para que el material exhiba el efecto PE, se requiere que la temperatura de trabajo sea mayor a la temperatura de inicio de la transformación martensítica espontánea,  $M_s$ . Sin embargo, se determinó que al aumentar la temperatura de ensayo se necesitan mayores tensiones para inducir la transformación martensítica, Figura 3. Si ésta es muy elevada, comienza a haber una competencia entre el proceso de la transformación y la introducción de deformación plástica.



**Figura 3.** Ciclos PE inducidos por compresión realizados a diferentes temperaturas de ensayo.

Para este tipo de aplicaciones se debe evitar la introducción de deformación plástica, la que corresponde a procesos irreversibles, manifestándose como deformación retenida en la descarga que es no recuperable, e inhibiendo el efecto PE. Además, como se reportó previamente [12], la presencia de deformación plástica en el material dificulta tanto el comienzo como el progreso de la transformación martensítica, produciendo un aumento de  $\sigma_s$ , Figura 4.



**Figura 4.** Ciclos PE inducidos por compresión realizados a una muestra inicialmente en fase  $\beta$  (a) y a una muestra en fase  $\beta$  con dislocaciones inducidas por deformación plástica (b).

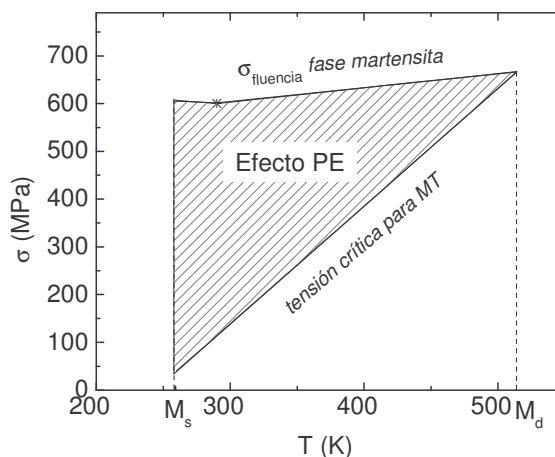
Resulta entonces, de gran importancia determinar las regiones del espacio tensión-temperatura donde es posible inducir ciclos PE sin presencia de deformación plástica. En la Figura 5 se muestran las regiones donde se puede obtener el efecto PE inducido por compresión para la aleación Cu-Al-Be estudiada, para muestras con tamaño de grano grande (0.7 mm) y relación tamaño de grano/diámetro de la probeta,  $(d/t)$ , de alrededor de 0.2. Para su determinación se realizaron las siguientes consideraciones:

1.- La temperatura de trabajo debe ser mayor a  $M_s$ , aunque es recomendable trabajar a temperaturas mayores que la temperatura de finalización de la retransformación,  $A_f$ , para asegurarse de tener el material en fase  $\beta$ .

2.- Para inducir ciclos PE se deben aplicar tensiones mayores a  $\sigma_s$ , la que es dependiente de la temperatura. Se encontró que, para una muestra con tamaño de grano grande,  $\sigma_s$  aumenta en forma aproximadamente lineal con  $T$ , con una pendiente  $d\sigma_s/dT$  de 2.5 MPa/K.

3.- La tensión máxima aplicada debe ser menor a la tensión a partir de la cual se introduce deformación plástica en el material. En un trabajo previo se estimó una tensión de fluencia,  $\sigma_{fluencia}$ , de la fase martensita de alrededor de 600 MPa a temperatura ambiente para esta aleación [12]. Por otra parte, se ha reportado que la tensión de fluencia para la

martensita 18R en Cu-Zn-Al muestra una disminución muy leve para temperaturas menores a 290 K, mientras que a mayores temperaturas ésta aumenta [13]. Suponiendo que la fase martensita 18R en Cu-Al-Be posee un comportamiento similar, se estimó la variación de  $\sigma_{fluencia}$  con la temperatura para la aleación estudiada.



**Figura 5.** Regiones del espacio tensión-temperatura donde se puede obtener el efecto PE inducido por compresión para la aleación Cu-Al-Be estudiada, con tamaño de grano grande.

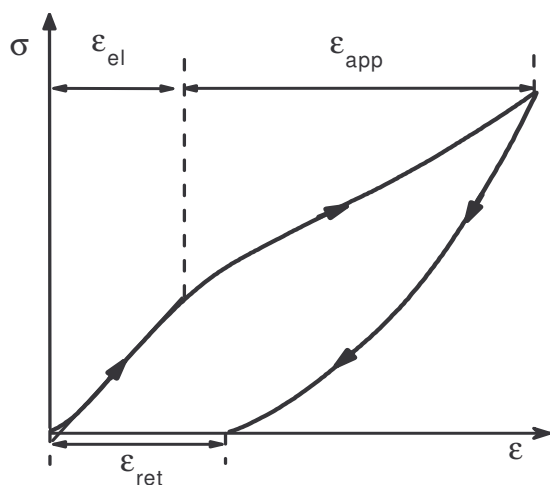
Al aumentar la temperatura se produce un fuerte aumento de la tensión crítica para iniciar la MT y un leve aumento de la tensión de fluencia de la fase martensita, disminuyendo el rango de tensiones en el cual se pueden obtener ciclos PE. Existe una temperatura límite a partir de la cual la transformación no puede llevarse a cabo, la cual es comúnmente denominada  $M_d$  [14], de alrededor de 514 K. A mayores temperaturas se produciría una competencia entre la MT y la deformación plástica de la fase martensita transformada. El esquema mostrado en la Figura 5 corresponde a una muestra con tamaño de grano grande, pero es importante notar que una disminución en el tamaño de grano produce un aumento tanto en la tensión de fluencia [15] como en la tensión crítica de transformación [16], además de una disminución de  $M_s$ , modificando levemente la región aquí determinada.

Para aplicaciones de disipación de energía sísmica, adicionalmente a no inducir deformación irreversible en el material, se

requiere que éste presente un comportamiento PE puro, es decir, que los ciclos sean cerrados y no presenten deformación retenida en la descarga. Esto debido a que en una aplicación dada puede resultar poco práctico calentar el material "in situ" para retransformar la martensita retenida a fase  $\beta$  y que éste vuelva a su forma y dimensiones originales. Para estudiar la evolución de la capacidad de recuperación de la deformación del material en función de la tensión máxima aplicada, se determinó un parámetro de recuperación de la deformación, SR (Strain Recovery):

$$SR = \frac{\epsilon_{app} - \epsilon_{ret}}{\epsilon_{app}} \quad (2)$$

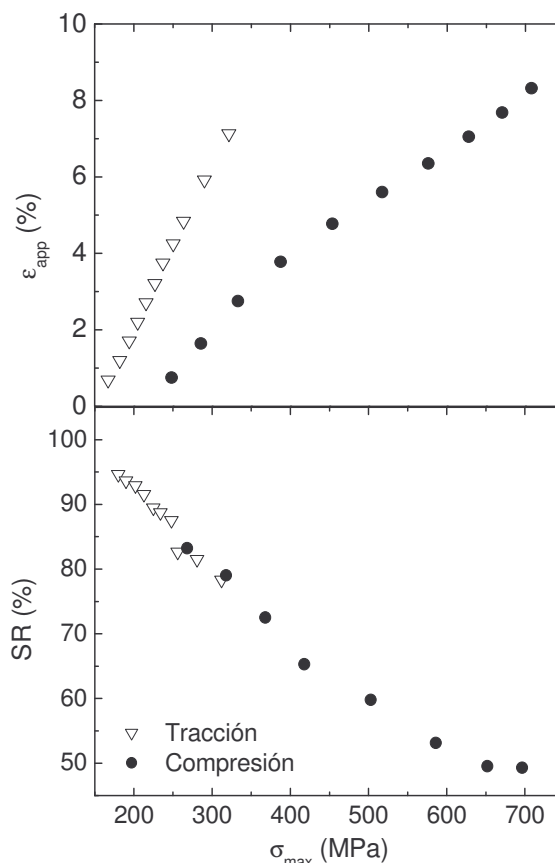
donde  $\epsilon_{app}$  es la deformación aplicada (descontando la contribución puramente elástica de fase  $\beta$ ) y  $\epsilon_{ret}$  es la deformación retenida en la descarga. Ver Figura 6.



**Figura 6.** Ciclo PE típico donde se muestran las distintas contribuciones a la deformación total.

En la Figura 7 se muestran los valores de  $\epsilon_{app}$  y SR en función de la tensión máxima aplicada ( $\sigma_{max}$ ), obtenidos mediante ciclos sucesivos de tracción y compresión a temperatura ambiente para muestras con valores de  $(d/t) \approx 0.1$ . La aleación presenta capacidades de recuperación de la deformación mayores a un 80 % hasta  $\sigma_{max} \sim 300$  MPa. Sin embargo, es importante notar que para un nivel de tensión máxima fijo, se obtienen mayores deformaciones aplicadas en tracción respecto a compresión.

Los resultados obtenidos muestran que la aleación Cu-Al-Be estudiada exhibe el efecto pseudoelástico dentro del rango de temperaturas usualmente utilizadas para aplicaciones sísmicas, entre 278 K y 308 K, pudiendo obtenerse altas capacidades de recuperación de la deformación.



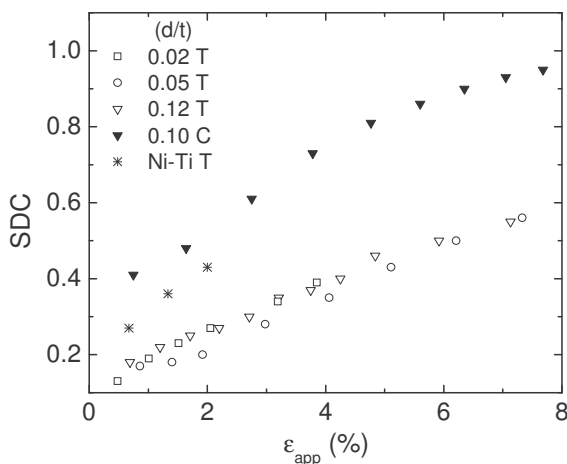
**Figura 7.**  $\epsilon_{app}$  y SR versus  $\sigma_{max}$ , obtenidos mediante ciclos sucesivos de tracción y compresión a temperatura ambiente.

### Capacidad de amortiguamiento del material

Existen diversos parámetros que tienen algún efecto sobre el comportamiento PE de las aleaciones Cu-Al-Be, y por lo tanto sobre su capacidad de amortiguamiento. En primer lugar se deben considerar las variables internas, tales como composición de la aleación, presencia de precipitados, defectos estructurales y tamaño de grano. En segundo lugar se deben considerar los parámetros externos, como temperatura, tensiones mecánicas aplicadas, amplitud y velocidad de

deformación, y número de ciclos, como también la historia previa de deformación.

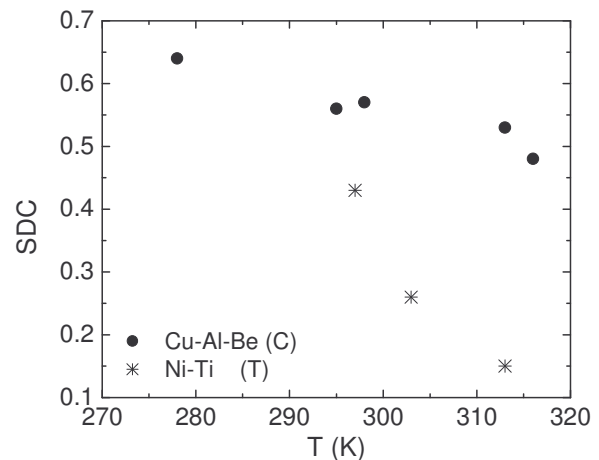
En la Figura 8 se muestra la evolución de la capacidad específica de amortiguamiento, SDC, en función de la deformación aplicada para ensayos de tracción y compresión con diferentes parámetros de restricción de grano, (d/t). Al aumentar la  $\epsilon_{app}$ , aumenta la capacidad de amortiguamiento del material, pero no se observa algún efecto significativo del parámetro de restricción de grano. Sin embargo, se observan mayores valores de SDC en las muestras sometidas a ensayos de compresión respecto a las de tracción, debido a la asimetría existente, ya analizada. Para una muestra con tamaño de grano grande sometida a una tensión máxima de 300 MPa ( $\epsilon_{app} \approx 6.5\%$  en tracción y  $2.1\%$  en compresión), se obtienen valores de SDC  $\approx 0.5$  en ambos tipos de ensayo. Se observa que los valores de amortiguamiento obtenidos para la aleación Cu-Al-Be en tracción son próximos a aquellos reportados para alambres comerciales de Ni-Ti sometidos a ensayos de tracción bajo similares condiciones [2].



**Figura 8.** Evolución de SDC en función de  $\epsilon_{app}$  para muestras sometidas a ensayos de tracción T y compresión C, con diferentes valores de (d/t). Valores reportados para la aleación Ni-Ti sometida a tracción [2] se muestran con asteriscos.

Como ya se ha dicho, un aumento en la temperatura de ensayo produce un aumento de la tensión crítica para iniciar la MT, modificando la forma de los ciclos PE. En la

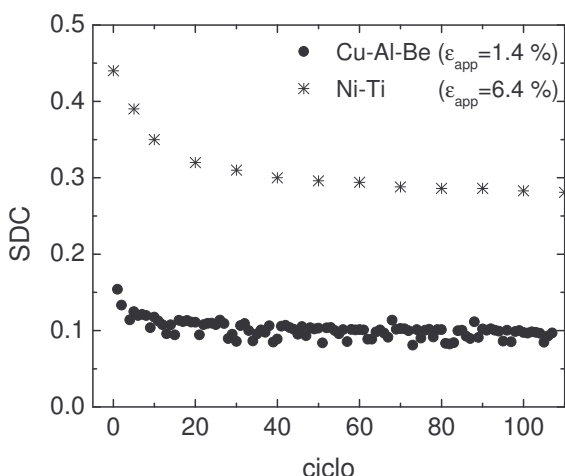
Figura 9 se muestra la evolución de SDC con la temperatura de ensayo, para una muestra sometida a ciclos PE de compresión, a  $\epsilon_{app} \sim 1.8\%$ . Se observa una disminución de SDC al aumentar la temperatura de ensayo. Se ha reportado un comportamiento similar en aleaciones policristalinas Ni-Ti sometidas a ensayos de tracción bajo similares condiciones [2, 17].



**Figura 9.** Evolución de SDC en función de la temperatura de ensayo, para una muestra sometida a ciclos PE inducidos por compresión a  $\epsilon_{app} \sim 1.8\%$ . Valores reportados para la aleación Ni-Ti sometida a tracción [2] se muestran con asteriscos.

Cuando el material es sometido a ciclos PE, el primer ciclo posee un comportamiento diferente a los siguientes, presentando altos niveles de deformación retenida en la descarga y una menor tensión de inicio de la transformación. Los ciclos siguientes poseen un comportamiento similar entre sí, sin embargo, con el ciclado se observa una leve disminución en  $\sigma_s$  y un ligero aumento de la pendiente pseudoelástica, produciendo un cambio en la capacidad de amortiguamiento del material. En la Figura 10 se muestra la evolución de SDC con el ciclado, para una muestra sometida a 100 ciclos PE consecutivos inducidos por tracción, a una velocidad de deformación de 1 mm/min y  $\sigma_{max}$  de alrededor de 200 MPa ( $\epsilon_{app} \sim 1.4\%$ ). SDC disminuye con el ciclado, tendiendo a un valor asintótico de alrededor de 0.1. La dispersión de datos observada está asociada a la variación en los valores de  $\sigma_{max}$  aplicados.

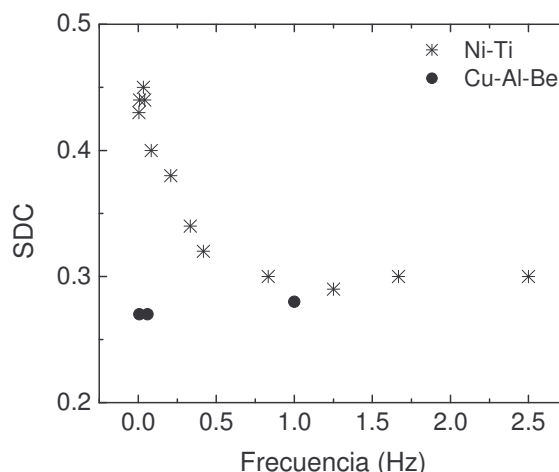
Para aplicaciones sísmicas, el número de ciclos que usualmente es considerado está en el rango de 5 a 10 [9] correspondiendo a variaciones en el parámetro SDC de alrededor de 0.05. Para tener un comportamiento estable del material en vista a sus aplicaciones, sería recomendable realizar un ciclado de alrededor de 20 ciclos PE previo a su utilización. De este modo, además se eliminaría el efecto del primer ciclo, el cual no es un ciclo PE puro. En alambres comerciales de Ni-Ti se observa un comportamiento similar, presentando mayores disminuciones en el parámetro SDC de alrededor de 0.1 después de 10 ciclos [2]. En este tipo de aleaciones, algunos autores han recomendado la realización de un ciclado de las muestras previo a su utilización, para disminuir los efectos de la fatiga [9, 10].



**Figura 10.** Evolución de SDC en función del número de ciclos, para una muestra sometida a ciclos PE inducidos por tracción a 200 MPa. Valores reportados para la aleación Ni-Ti sometida a tracción [2] se muestran con asteriscos.

No se encontró efecto alguno de la velocidad de deformación sobre los ciclos PE en aleaciones Cu-Al-Be en el rango de 1 a 8 mm/min (aproximadamente entre 0.005 Hz y 0.06 Hz). Por lo tanto la capacidad de amortiguamiento no se veía afectada por este parámetro para bajas velocidades de deformación. Se encontraron valores de amortiguamiento similares a aquellos reportados para una aleación de la misma composición y bajo condiciones similares a 1

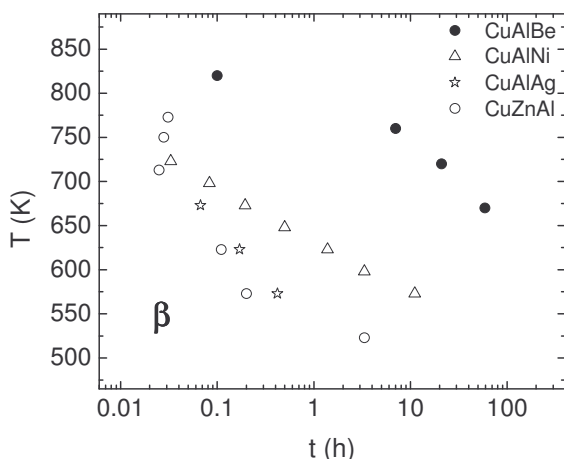
Hz [18], Figura 11. Trabajos previos sobre aleaciones Ni-Ti [2, 10] han reportado que la capacidad de amortiguamiento disminuye en función de la frecuencia para valores menores a 0.5 Hz, mientras que dentro del rango de interés para aplicaciones sísmicas [10] (entre 0.2 Hz a 4 Hz) la capacidad de amortiguamiento es independiente de la frecuencia de ciclado. A partir de los resultados obtenidos se puede inducir que la aleación Cu-Al-Be estudiada posee una baja sensibilidad a la frecuencia de ciclado en el rango de aplicaciones sísmicas.



**Figura 11.** SDC en función de la frecuencia, para muestras sometidas a ciclos PE inducidos por tracción a  $\epsilon_{app} \sim 2\%$ . Se muestran valores reportados para la aleación Cu-Al-Be a 1 Hz [18], y para Ni-Ti a distintas frecuencias [2] y similares condiciones.

En aleaciones Cu-Al-Be la presencia de vacancias en exceso produce una disminución de la tensión  $\sigma_s$ , pero con el tiempo de envejecimiento previo en fase  $\beta$  se produce una progresiva migración de las vacancias,  $\sigma_s$  aumenta y los ciclos PE se modifican. Por esta razón es conveniente realizar tratamientos térmicos previos al material para estabilizar así su comportamiento PE. Mediante el tratamiento térmico estándar generalmente utilizado en la literatura, consistente en 1 h a 373 K, se eliminaría alrededor de un 99 % de las vacancias retenidas con el templeado [19]. Sin embargo, se encontró que las modificaciones en los ciclos debido a la migración de vacancias son muy leves, lo que se ve reflejado en que no se observen

variaciones significativas en la capacidad de amortiguamiento en función del tiempo de envejecimiento. Se debe ser muy cuidadoso cuando este tipo de aleaciones son sometidas a tratamientos de envejecimiento, debido a que se puede producir la formación de fases precipitadas dentro de la matriz, influyendo sobre las propiedades PE del material [20]. Por esta razón, resulta de gran importancia conocer el rango de estabilidad de la fase  $\beta$  para esta aleación. En la Figura 12 se comparan los rangos de estabilidad, obtenidos mediante tratamientos isotérmicos, para la fase  $\beta$  de la aleación Cu-Al-Be estudiada con aquellos reportados para otras SMA base cobre: Cu-13.75Al-4.95Ni (%p) [21], Cu-9Al-4Ag (%p) [22], y Cu-15.6Zn-8.0Al (%p) [23]. Para todas las aleaciones el dominio de estabilidad de la fase  $\beta$  disminuye con la temperatura, sin embargo, la aleación Cu-Al-Be se descompone a mayores tiempos respecto a las otras aleaciones a temperaturas menores a 850 K. La aleación estudiada posee entonces mayores intervalos de tiempo dentro de los cuales se pueden realizar tratamientos térmicos sin producir la descomposición del material y con ello un deterioro en sus propiedades pseudoelásticas.



**Figura 12.** Rangos de estabilidad de la fase  $\beta$  para distintas SMA base cobre: Cu-Al-Be, Cu-Al-Ni [21], Cu-Al-Ag [22] y Cu-Zn-Al [23].

## CONCLUSIONES

Se estudió el comportamiento de una aleación policristalina  $\beta$  Cu-11.41Al-0.50Be (%p), en vista a su potencial utilización como amortiguador pasivo de energía sísmica.

La aleación estudiada exhibe el efecto pseudoelástico dentro del rango de temperaturas usualmente utilizadas para aplicaciones sísmicas, entre 278 K y 308 K, pudiendo obtenerse altas capacidades de recuperación de la deformación.

Respecto a la capacidad de amortiguamiento del material, las principales conclusiones que pueden mencionarse son:

- Esta aumenta para mayores  $\epsilon_{app}$ , pero no se observa algún efecto significativo del parámetro de restricción de grano. Se observan mayores valores en las muestras sometidas a ensayos de compresión respecto a las de tracción, debido a la asimetría existente.
- Se produce una disminución con el ciclado, tendiendo a un valor asintótico de alrededor de 0.1. Para tener un comportamiento estable del material en vista a sus aplicaciones, sería recomendable realizar un ciclado de alrededor de 20 ciclos PE previo a su utilización.
- Los resultados sugieren que esta aleación posee una baja sensibilidad a la frecuencia de ciclado en el rango de aplicaciones sísmicas (0.2 Hz - 4 Hz).
- Disminuye al aumentar la temperatura de ensayo.
- No se producen variaciones significativas en función del tiempo de envejecimiento a 373 K.

La aleación estudiada (fase  $\beta$ ) posee mayores intervalos de tiempo dentro de los cuales se pueden realizar tratamientos térmicos sin producir la descomposición del material y con ello un deterioro en sus propiedades pseudoelásticas. Además presenta altas capacidades de amortiguamiento, con valores muy próximos a aquellos reportados en aleaciones Ni-Ti bajo similares condiciones. Por estas razones el uso de aleaciones Cu-Al-Be se muestra muy promisorio para este tipo de aplicaciones.

## AGRADECIMIENTOS

El presente trabajo ha sido financiado por Secretaría de Ciencia, Arte y Tecnología



de la UNCentro, ANPCYT, CONICET y CICPBA, Argentina.

## REFERENCIAS

- [1] Non-medical applications of shape memory alloys, J. Van Humbeeck, *Materials Science and Engineering A* 273-275 (1999) 134-148.
- [2] Efecto de la fatiga pseudoelástica sobre las propiedades de amortiguamiento en aleaciones de NiTi con memoria de forma, H. Soul, A. Yawny, F.C. Lovey y V. Torra, *Actas Congreso Binacional SAM-CONAMET 2005*, Mar del Plata, Argentina, Tópico 7, N° 167.
- [3] Damping capacity of thermoelastic martensite in shape memory alloys, J. Van Humbeeck, *Journal of Alloys and Compounds* 355 (2003) 58-64.
- [4] Conditioning treatments of Cu-Al-Be shape memory alloys for dampers, A. Isalgue, J. Fernandez, V. Torra y F.C. Lovey, *Materials Science and Engineering A* 438-440 (2006) 1085-1088.
- [5] On the selection of shape memory alloys for actuators, W. Huang, *Materials and Design* 23 (2002) 11-19.
- [6] Characterization of the pseudoelastic damping behavior of shape memory alloy wires using complex modulus, F. Gandhi y D. Wolons, *Smart Materials and Structures* 8 (1999) 49-56.
- [7] Active and passive damping of noise and vibrations through shape memory alloys: applications and mechanisms, J.V. Humbeeck y S. Kustov, *Smart Materials and Structures* 14 (2005) S171-S185.
- [8] Smart systems for bridges, structures, and highways, V. Torra, A. Isalgue, F.C. Lovey y M. Sade, *Proceedings of SPIE* 4696 (2002) 186-196.
- [9] Shape memory alloys in seismic resistant design and retrofit: a critical review of their potential and limitations, R. DesRoches y B. Smith, *Journal of Earthquake Engineering* 7(3) (2003) 1-15.
- [10] Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications: 2. Austenite NiTi wires subjected to tension, M. Dolce y D. Cardone, *International Journal of Mechanical Sciences* 43 (2001) 2657-2677.
- [11] Demo-application of shape memory alloy devices: The rehabilitation of the S. Giorgio Church bell-tower, M. Indirli, M.G. Castellano, P. Clemente y A. Martelli, *Proceedings of SPIE, Smart Structures and Materials* 4330 (2001) 262-272.
- [12] Thermomechanical behavior of a CuAlBe shape memory alloy, S. Montecinos y A. Cuniberti, *Journal of Alloys and Compounds* 457 (2008) 332-336.
- [13] Plasticity in 18R Cu-Zn-Al single crystals: temperature and strain-rate dependence, A. Cuniberti y R. Romero, *Philosophical Magazine* A78(6) (1998) 1269-1282.
- [14] *Shape Memory Materials*, K. Otsuka y C.M. Wayman, Cambridge University Press, New York, 1999.
- [15] The effect of grain size on the Ms-temperature in a grain-refined copper-based shape memory alloy, D.N. Adnyana, *Proceedings of the ICONOMAT* (1986) 774-779.
- [16] Grain size and pseudoelastic behaviour of a Cu-Al-Be alloy, S. Montecinos, A. Cuniberti y A. Sepúlveda, *Materials Characterization* 59 (2008) 117-123.
- [17] Characteristics of energy storage and dissipation in TiNi shape memory alloy, E. Pieczyska, S. Gadaj, W.K. Nowacki, K. Hoshio, Y. Makino y H. Tobushi, *Science and Technology of Advanced Materials* 6 (2005) 889-894.
- [18] Superelastic behavior and damping capacity of CuAlBe alloys, S. Montecinos, M.O. Moroni y A. Sepúlveda, *Materials Science and Engineering A* 419 (2006) 91-97.
- [19] Aging behavior in Cu-Al-Be shape memory alloy, A. Somoza, R. Romero, Ll. Mañosa y A. Planes, *Journal of Applied Physics* 85(1) (1999) 130-133.
- [20] Effect of  $\gamma_2$ -phase precipitates on the martensitic transformation of a  $\beta$ -CuAlBe shape memory alloy, A. Cuniberti, S. Montecinos y F.C. Lovey, *Intermetallics* 17 (2009) 435-440
- [21] Estudio de los parámetros microestructurales que controlan la transformación martensítica en las aleaciones de Cu-Al-Ni con memoria de forma, V. Recarte, Tesis Doctoral, Universidad del País Vasco, España, 1997.
- [22] Isothermal decomposition kinetics in the Cu-9%Al-4%Ag alloy, A.T. Adorno y R.A.G. Silva, *Journal of Alloys and Compounds* 375 (2004) 128-133.
- [23] Phase decomposition in a  $\beta$  Cu-Zn-Al-Ti-B shape memory alloy, A.M. Furlani, M. Stipcich y R. Romero, *Materials Science and Engineering A* 392 (2005) 386-393.