



Universidad de Chile
Facultad de Ciencias Físicas y Matemáticas
Departamento de Ingeniería Mecánica

ME42A Metalurgia General

Comportamiento superelástico y capacidad amortiguadora de aleaciones de CuAlBe.

Hernán Figueroa V.
Javier Pérez R.

13 de Junio de 2006

Índice

Introducción	3
Procedimiento Experimental	5
Resultados Obtenidos	7
Conclusiones	13
Referencias	14

1. Introducción

Las aleaciones con memoria de forma (SMA) son materiales que en relación a la transformación de fase martensítica pueden exhibir el efecto memoria de forma (SME) o el efecto superelástico (SE), dependiendo de la fase cristalina en la que se encuentren.

El SE se produce cuando una aleación en fase austenita es sometida a carga, con transformación martensítica inducida por esfuerzo, y con la descarga el material vuelve a su fase inicial, recuperando una gran cantidad de deformación.

Una SMA se caracteriza por 4 temperaturas de transformación: M_s , M_f , A_s y A_f , donde M_s y M_f corresponden a la temperatura de inicio de la transformación martensítica y A_s y A_f corresponden a la temperatura de inicio de la transformación inversa. Por otro lado, sobre una temperatura determinada (M_d), no habrá transformación martensítica inducida por esfuerzo, debido a la estabilidad lograda por la austenita. Luego, para que haya SE, el esfuerzo debe aplicarse a una temperatura entre A_f y M_d , con $A_f < M_d$.

Por otro lado, tanto en el SME como en el SE se observa disipación de energía al aplicarse esfuerzos cíclicos de tracción y compresión, lo que implica que dichos materiales presentan una capacidad amortiguadora que puede ser aprovechada en dispositivos que disipen la energía producida por un sismo sobre una estructura.

Es por ello que se desearía que aleaciones que presenten el SE, presenten dicho efecto a temperatura ambiente, y que además disipe una energía similar a la que se absorbe en un sismo, o sea, energía asociada a ciclos de gran deformación con poca pérdida de propiedades mecánicas con frecuencias entre los 0.1 y 5 Hz. Además, para evitar la fractura frágil intergranular, se desearía que la aleación tenga un tamaño de grano pequeño.

Por otro lado, aún cuando el factor principal que determina la temperatura de cambio de fase es la composición de la aleación, hay otros factores que también influyen en dicha temperatura, por ejemplo, los tratamientos térmicos y el tamaño de grano.

Por ello, algunos autores han determinado relaciones empíricas para el valor de M_s en función de la concentración de elementos en la aleación. Según Belkahla dicha relación está dada por:

$$M_s = 1245 - 71(\text{wt.\%Al}) - 893(\text{wt.\%Be}) \quad (1)$$

Por otro lado, Higuchi obtuvo la siguiente relación:

$$M_s = 638 - 43(\text{wt.\%Al}) - 302(\text{wt.\%Be}) \quad (2)$$

Es directo de ambas expresiones que al aumentar la concentración de Al y/o Be el valor obtenido para M_s disminuye; más aún, ambas relaciones muestran que al aumentar la concentración de Be, el valor de M_s disminuye fuertemente, que es lo que ocurre efectivamente. Sin embargo, ninguna de los dos autores considera el tamaño de grano como

variable, y es por ello que ambas relaciones deberían coincidir sólo parcialmente con datos reales medidos.

En el presente trabajo, se estudiará el comportamiento de dos aleaciones de Cu-Al-Be esperando encontrar algo que satisfaga lo explicado anteriormente en base a los resultados obtenidos al someter a las aleaciones a ensayos cíclicos de tracción pura y tracción-compresión. Además, para caracterizar a ambas aleaciones, se efectuaron pruebas de calorimetría, análisis químico, entre otros.

2. Procedimiento experimental

Las muestras de dos distintas aleaciones policristalinas de CuAlBe, aquí llamadas aleaciones A y B, de distintos diámetros, fueron empleadas.

La aleación A tiene una composición nominal de Cu-12.8 wt.% Al-0.6 wt.% Be y viene como barras de $\Phi=15$ mm, tratadas térmicamente y trefiladas, y también en alambres tratados térmicamente de 1.4 mm. El tratamiento térmico consistió de 30 minutos a 700 °C y enfriamiento con agua. La temperatura de transformación, A_s , fue reportada como -110°C.

La aleación B tiene una composición nominal de Cu-11.8 wt.% Al-0.5 wt.% Be y viene en forma de alambres de 3 mm y barras de 5.6 mm. De diámetro. De acuerdo con el fabricante, las temperaturas de transformación de fases fueron $M_s=-18^\circ\text{C}$, $M_f=-47^\circ\text{C}$, $A_s=-20^\circ\text{C}$ y $A_f=2^\circ\text{C}$. Estas temperaturas fueron medidas a través de DSC, resultando $M_s=-5^\circ\text{C}$, $A_s=-9^\circ\text{C}$ y $A_f=-4^\circ\text{C}$ para los alambres de 3 mm de diámetro y $A_s=-12.38^\circ\text{C}$ para la barra de 5.6 mm. Estos valores están lo suficientemente cerca para constituir una verificación de las especificaciones del fabricante.

El microscopio óptico fue utilizado para identificar las fases que estaban presentes y para medir el tamaño de grano, d , a través de análisis lineal. También, fue empleada la difracción de rayos-X para identificar las fases presentes.

Una máquina MTS de 50 kN fue utilizada para desarrollar pruebas estáticas y dinámicas de tracción-compresión a temperatura ambiente. Esta máquina fue configurada para usar un control retroalimentativo de deformación o esfuerzo para producir una carga sinusoidal sobre la muestra. La deformación fue medida con un extensómetro que tenía un calibre de 25 mm de longitud. Muchas pruebas fueron realizadas sobre ambas aleaciones variando el tipo de control, el máximo esfuerzo o deformación alcanzadas y la frecuencia. Los circuitos de histéresis fueron obtenidos para cada prueba, de los cuales la secante de rigidez, K , la energía perdida por ciclo, Ac , y el factor de amortiguamiento equivalente, β , fueron calculados. K fue calculada como la diferencia entre el máximo y mínimo esfuerzo dividida por la diferencia entre la máxima y mínima deformación, mientras que β fue calculado como (área del ciclo*100) dividido por (2π *área bajo la curva de carga en el ciclo). Fueron realizados análisis fractográficos a las muestras fracturadas bajo la prueba de tracción usando un microscopio electrónico de barrido, y la evolución de la temperatura durante algunas pruebas mecánicas, producto del calentamiento adiabático, fue medida con K termocuplas fijadas con bandas elásticas a las muestras de alambre.

Se realizaron pruebas sobre muestras tratadas térmicamente, venidas como barras de aleación A ($\Phi=15$ mm) y de aleación B ($\Phi=5.6$ mm). Las muestras fueron maquinadas reduciendo la medida de sus diámetros y cabezas. Los diámetros calibrados (Φ_g) fueron 7 y 3.5 mm respectivamente, mientras que los diámetros de las cabezas fueron iguales a los diámetros originales de las barras. La distancia entre marcas se fijó cerca de los 50 mm. En el caso de alambres de aleaciones A ($\Phi=1.4$ mm) y B ($\Phi=3$ mm), las piezas fueron

directamente usadas como probetas de tracción ($\Phi_g = \Phi$), dejando 100 y 50 mm de distancia entre marcas, respectivamente.

Fue realizada una prueba cíclica de tracción-compresión, usando control de esfuerzo, sobre una muestra de aleación A con $\Phi_g = 7$ mm. Fueron escogidos tres esfuerzos máximos; +/- 400, +/- 450 y +/- 500 MPa. Para las pruebas de tracción controladas por deformación fueron escogidas tres deformaciones máximas; 1, 1.5 y 1.8%. Sobre 20 ciclos fueron desarrollados para cada amplitud y frecuencia. Las frecuencias variaron entre 0.1 y 2 Hz, que es el rango típico al que se exponen las estructuras en un terremoto. Adicionalmente, alambres ligeramente pre-estirados ($\Phi = 1.4$ mm) fueron probados en tracción. En este caso, fueron escogidas cuatro máximas deformaciones: 1, 1.5, 2 y 2.5%. Fueron desarrollados sobre 10 ciclos para cada amplitud y frecuencia, donde las frecuencias variaron desde 0.1 a 2 Hz.

Para la aleación B ($\Phi_g = 3$ y 3.5 mm), dos tipos de pruebas de tensión cíclica fueron realizadas, a una frecuencia de 1 Hz y controladas por deformación. La primera, rotulada como “series de tipo deformación creciente” consistió de sucesivas series de ciclos desarrolladas a deformación creciente. Cada serie incluía cinco ciclos de carga-descarga desarrollados a la misma deformación máxima (o amplitud de deformación), e_m . Una muestra fue usada en esta prueba, y las amplitudes de las deformaciones que se impusieron fueron: $e_m \% = 0.1, 0.4, 0.7, 1.1, 1.4, 1.7, 2.0, 2.3, 2.6, 2.8, 3.0, 3.2$ y 3.4% . El otro tipo de prueba cíclica, rotulada como “series de tipo iso-deformante”, consistió en sucesivas series cíclicas realizadas al mismo nivel de máxima deformación. Cada serie constó de 10 ciclos de carga-descarga alcanzando en cada uno el mismo nivel máximo de deformación, con entre 5 a 10 series aplicadas sucesivamente. En las pruebas de series de iso-deformación, una muestra fue empleada para cada amplitud de deformación aplicada. Las amplitudes de deformación, $e_m \%$, fueron: 0.9, 2.0 y 2.3%. Además, ensayos de tracción fueron desarrollados del modo monótono, sin usar un extensómetro. Con una velocidad de 1.6 mm/s a una temperatura de laboratorio de 24 °C. Las muestras de $\Phi_g = 3$ mm y 3.5 mm fueron austenizadas por 2.5 y 4 minutos a 850 °C, respectivamente; seguidos por un tratamiento convencional de envejecimiento aplicado por 1 h a 100 °C.

3. Resultados Obtenidos

3.1. Microestructura.

Al realizar observaciones con microscopio óptico para ambas aleaciones, se observó una microestructura de fase única austenítica. El tamaño promedio de grano (d) medido para cada muestra se presenta en la tabla 1. Por otro lado, la difracción de rayos X confirmó que para ambas aleaciones sólo se presentó fase austenita con una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc).

Tabla 1: diámetros iniciales y útiles y tamaño de grano para las muestras ensayadas.

Aleación	Muestra	Diámetro inicial (ϕ) [mm]	Diámetro útil (ϕ_g) [mm]	Tamaño de grano promedio (d) [mm]
A	Alambre	1.4	1.4	0.14
	Barra	15	7	0.45
B	Alambre	3	3	0.4
	Barra	5.6	3.5	0.5

3.2. Composición y temperaturas de transformación.

Para la barra de aleación A recocida se obtuvo que $A_s = -110^\circ\text{C}$ y un tamaño de grano de 0.45 mm, por lo que M_s debe ser menor que ese valor, pero usando la ecuación (2) para esta aleación, se obtiene $M_s = -93.6^\circ\text{C}$. Este valor no es razonable, debido a lo explicado anteriormente.

Para el alambre de aleación B, después de recocer la aleación, se obtuvo un tamaño de grano de 0.4 mm con $M_s = -5^\circ\text{C}$, y al usar nuevamente la ecuación (2), se calcula que $M_s = -20.4^\circ\text{C}$, el cual es relativamente aceptable.

Cabe señalar que al usar la ecuación (1) se obtienen valores muy por debajo de los valores medidos experimentalmente (para la aleación A se tiene $M_s = -199.6$ y para la B, $M_s = -39.3$), lo cual probablemente se deba al tratamiento térmico y consiguiente el tamaño de grano obtenido por Belkahl, el cual debe haber sido mucho mayor que 0.4-0.5 [mm], pues a mayor tamaño de grano se esperaría un menor valor de M_s .

3.3. Ciclos de histéresis y capacidad amortiguadora.

Todas las muestras presentan comportamiento superelástico a temperatura ambiente con ciclos estables cuando fueron sometidos a pruebas dinámicas, independiente de la frecuencia y el tipo de control (por deformación o por esfuerzo)

Al hacer una prueba de tensión – compresión, con una frecuencia de 1 Hz y controlando esfuerzo máximo (± 500 MPa), para la barra de aleación A se obtuvo que el factor de amortiguación equivalente es 2.0 %.

Por otro lado, al hacer un ensayo cíclico de tracción para la misma aleación con deformación controlada y a una frecuencia de 1 Hz, se obtiene que el factor de amortiguación equivalente es 1.12 %.

La figura 1 muestra las curvas de esfuerzo versus deformación obtenidas del ensayo cíclico de tracción con deformación controlada para la aleación A ($\phi_g = 7 \text{ mm}$) a diferentes frecuencias (0.5 y 1 Hz), y para la aleación B ($\phi_g = 3 \text{ mm}$) a una frecuencia de 0.5 Hz.

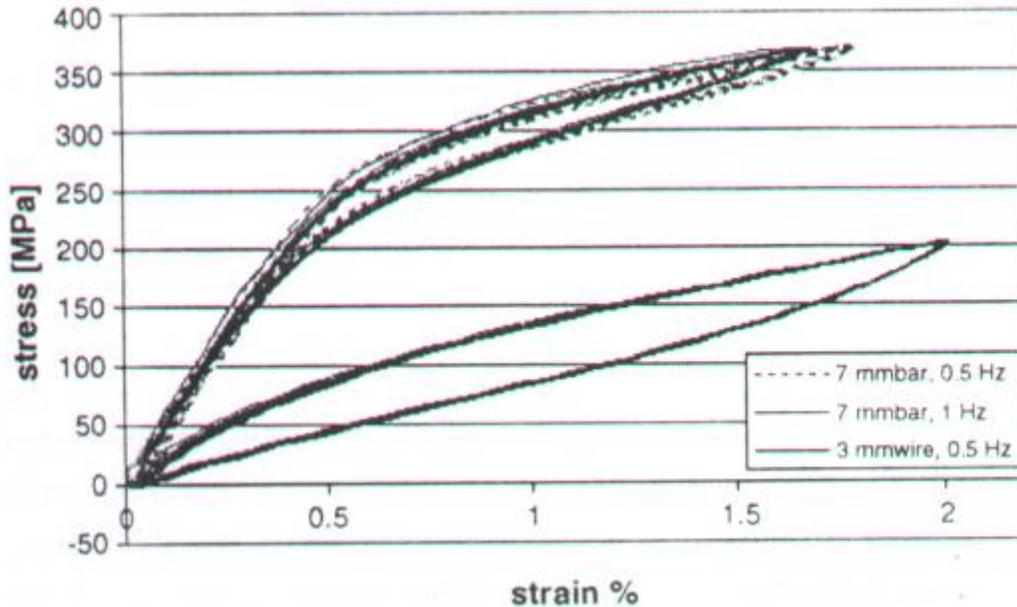


Figura 1: Gráfico de curvas de histéresis para las aleaciones A ($\phi_g = 7 \text{ mm}$) y B ($\phi_g = 3 \text{ mm}$)

Se puede ver que las dos curvas para la aleación A son muy parecidas, por lo se podría decir que los resultados obtenidos no dependen mucho del valor de la frecuencia. Además, es claro que la energía disipada por ciclo (área encerrada por la curva) es mucho mayor para la aleación B que para la A.

Además, se puede ver que el límite de fluencia para la aleación A es de unos 200 MPa y para la B es de unos 90 MPa.

Se puede decir entonces que, aún cuando ambas aleaciones ensayadas tienen tamaños de grano similares (para A $d = 0.45 \text{ mm}$ y para B $d = 0.4 \text{ mm}$) pero con distintas composiciones, la aleación A tiene mucho menor M_s que la aleación B y tiene un mayor límite de fluencia que esta última. Esto se debe a que cuando la temperatura de transformación M_s es cercana (pero menor) a la temperatura de servicio, la transformación de austenita en martensita es más fácil, por lo que el límite de fluencia disminuye.

Por último, la tabla 2 muestra los factores de amortiguación equivalente obtenidos de ensayos cíclicos, controlando la deformaciones máximas, para los alambres de aleaciones A y B ($\phi_g = 1.4$ y 3 mm respectivamente). Se aprecia que los valores obtenidos para B son claramente mayores que los obtenidos para A, para las mismas deformaciones

Tabla 2: amortiguación equivalente para alambres de CuAlBe

Diámetro	Frecuencia [Hz]	Esfuerzo máximo [MPa]	Deformación máxima [%]	Amortiguación [%]
Aleación A ($\phi = 1.4$ mm)	0.1	396	0.98	0.57
	0.5	356	1.46	1.12
	0.5	411	1.94	1.27
	0.5	451	2.40	1.50
	1.0	477	1.93	1.13
	1.0	477	2.38	1.59
Aleación A ($\phi = 3$ mm)	0.1	170	0.8	4.08
	0.5	170	1.4	4.06
	0.5	200	2.0	4.61
	0.5	230	2.85	5.34
	1.0	200	2.0	4.91

3.4. Ensayo de tracción y análisis fractográfico

Los resultados para el ensayo de tracción para la aleación B (alambre $\phi_g = 3$ mm) indican que la aleación tiene un límite de fluencia de 170 MPa, mientras que la fractura ocurrió a los 515 MPa con una deformación total de 15.2 %. Además, se encontró que la tasa promedio de aumento de temperatura, debido a calentamiento adiabático, fue cercano a los 2.3 °C/s, con lo que se obtuvo que el aumento total de temperatura fue de unos 12 °C.

Al comparar las superficies de fractura de ambas aleaciones, se observó que en la aleación A el mecanismo de fractura fue intergranular y la fractura fue frágil, mientras que para la aleación B se notó que el mecanismo de fractura fue transgranular, con un tipo de fractura mixta.

Es por todo lo anterior que, dado el valor tan pequeño de A_c (energía disipada por ciclo), los resultados obtenidos para β (factor de amortiguamiento) y el tipo de fractura mostrados por la aleación A, y comparado con lo que se obtuvo para B en los mismos aspectos, que en adelante sólo se mostraron los resultados obtenidos para la aleación B y estudiar esta aleación con mayor detalle.

3.5. Límite superior del rango superelástico

Una muestra de aleación B fue sometida a las pruebas de iso-deformación. Las correspondientes curvas cíclicas de esfuerzo-deformación son presentadas en la fig. 2 para valores de e_m seleccionados. Para estas curvas, se puede observar que los circuitos de

histéresis están cercanos al origen, que la forma de los circuitos cambia al aumentar el e_m y que en series sucesivas, la tasa de deformación aumenta.

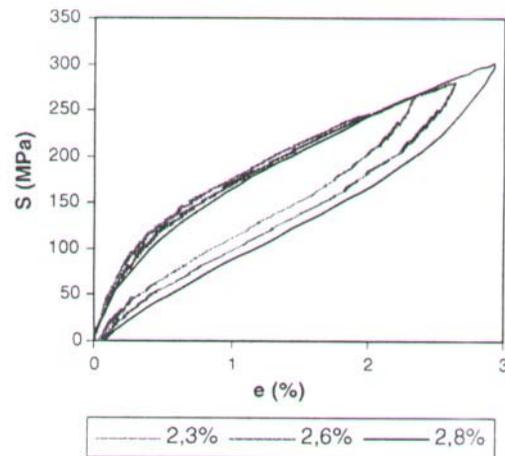


Figura 2: Curva de esfuerzo versus deformación para prueba de tracción cíclica para la serie de tipo deformación creciente de la aleación B

En cada muestra la deformación se recuperó completamente para un valor dado de e_m , sin temer errores experimentales. Tales e_m serán llamados desde ahora en adelante límite superior superelástico en deformación (SEULD). Los ciclos de cualquier serie desarrollada sobre o bajo de el SEULD muestran buena reproducibilidad, excepto para el primer ciclo de cada serie, es por esto que los ciclos presentados en la fig. 2 corresponden al segundo ciclo de cada una de ellas.

Fueron determinados, sin error experimental, valores para el SEULD de 2.3%. Este resultado para el SEULD es un límite inferior; el límite superior corresponde a la siguiente deformación impuesta en la sucesión.

Pruebas similares fueron realizadas para varillas de 5.6 mm de diámetro de la misma aleación, empleando probetas de tracción maquinadas con un $\Phi_g=3.5 \text{ mm}$. Se encontró una buena relación entre los comportamientos de ambas muestras. Un SEULD de 2.6% fue determinado para una barra de estas dimensiones.

Las pruebas de series de iso-deformación descritas en la sección 2 mostraron que, en una prueba dada, después de algunos ciclos a la misma amplitud, las curvas de esfuerzo-deformación permanecen estables y no tienen deformación permanente, al menos sin un error experimental aceptable. También se verificó que al aumentar la amplitud de la deformación, la forma de los ciclos cambiaba. Todo esto está en franco acuerdo con los resultados obtenidos en los ensayos de deformación creciente.

3.6. Evolución de la temperatura en las pruebas cíclicas de tracción.

La evolución de la temperatura durante la prueba de tracción cíclica de esfuerzo creciente sobre una muestra de $\Phi_g=3 \text{ mm}$ es mostrada en la fig. 3. El tiempo entre ciclos

fue escogido lo suficientemente largo para que todos comenzaran a temperatura ambiente (24 °C). Lamentablemente, la frecuencia a la que se midió la temperatura fue la misma que a la que sometía a la carga, 1 Hz, por lo que resultó muy lenta como para obtener una adecuada resolución. Sin embargo, se pueden sacar algunas conclusiones acerca del gráfico que presenta algunos puntos aleatorios de la temperatura. Se puede notar que a una mayor deformación se alcanza una mayor temperatura máxima. Además, por ejemplo, para una deformación máxima de 2.3% se obtuvo un incremento de 4 °C después de una serie de cinco ciclos.

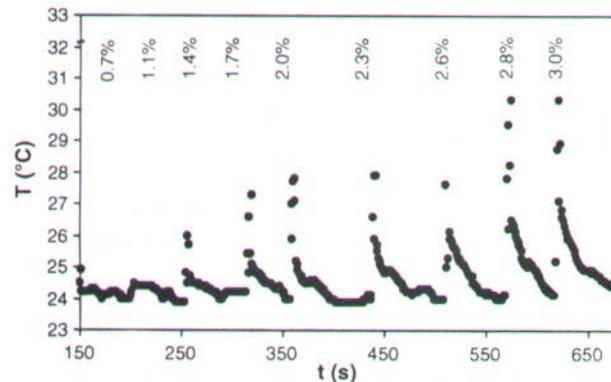


Figura 3: evolución de la temperatura versus tiempo durante una prueba del tipo deformación creciente con aleación B.

También las series de pruebas cíclicas de iso-deformación muestran en general un comportamiento concordante con el anterior.

El efecto anterior, el del aumento de la temperatura a medida que se incrementa la deformación fue explicado por Torra y Al: los ciclos producen disipación de calor producto de efectos de fricción y calor latente. El incremento de la temperatura depende de la frecuencia de los ciclos, el acoplamiento termal con el ambiente, la sección de la muestra y el porcentaje de deformación. Bajo las condiciones experimentales presentes, una mayor deformación implica una mayor velocidad para los ciclos, para una frecuencia dada, y una mayor fracción de volumen de martensita transformada. Estos dos factores deben incrementar el calor disipado producto de efectos de fricción.

3.7. Efectos de deformación.

Ya se ha mostrado que los circuitos de deformación-esfuerzo correspondientes a las series de tipo deformación-creciente cambian su forma al incrementar la deformación. Importantes características, desde el punto de vista de la ingeniería civil, fueron determinadas y su evolución con respecto a la deformación fue presentada.

- La secante de rigidez, K , decrece aparentemente para pequeñas deformaciones y tiende a un valor constante a deformaciones más grandes.
- La energía disipada por ciclo, A_c , se incrementa más que linealmente con la deformación.

-El factor de amortiguamiento, β , se incrementa casi linealmente para deformaciones mayores a 0.6%.

También se compararon estos resultados con los arrojados con las pruebas de iso-deformación, concluyendo que los comportamiento de K y Ac se mantenían acordes con los resultados anteriores; habiendo, sin embargo, una leve disimilitud en el comportamiento del β .

4. Conclusiones

Después de haber analizado las dos aleaciones mencionadas (aleación A: Cu-12.8 wt.% Al-0.6 wt.% Be y aleación B: Cu-11.8 wt.% Al-0.5 wt.% B) se puede notar que, aún cuando sus composiciones nominales sólo varían en un 1% de Al y en 0% de Be, sus propiedades difieren notablemente

Si bien ambas aleaciones presentan efecto superelástico y una microestructura autensítica, sus temperaturas de cambio de fase difieren notablemente, así como las curvas de histéresis, la capacidad amortiguadora y el tipo de fractura.

El área encerrada por las curvas de histéresis está directamente relacionada con la capacidad amortiguadora de cada aleación. De dichas curvas es directo ver que la capacidad amortiguadora de la aleación B es mucho mayor que la de la A.

Por otro lado, el tipo de fractura observado en la aleación A fue del tipo frágil intergranular, mientras que la de la aleación B fue una fractura mixta (por mecanismo clivage-dúctil) y transgranular. Esto podría atribuirse a la mayor concentración de Be y Al en la red de cobre, que produce un endurecimiento de la aleación y una disminución en la tenacidad.

Por otro lado, la diferencia en las composiciones influye en las temperaturas de transformación de fase y consecuentemente en los esfuerzos de transformación de fase. Usando las relaciones empíricas obtenidas por Belkahl e Higuchi, es claro que el factor que más influye en la temperatura de transformación es el Be, siendo el principal responsable de su disminución. Al ser la temperatura de cambio de fase de la aleación B más cercana (pero menor) que la temperatura ambiente, la transformación de austenita a martensita es más fácil y a menores esfuerzos.

Finalmente, la aleación B mostró un comportamiento promisorio para ser utilizada en dispositivos de disipación sísmica: el efecto superelástico fue observado para deformaciones sobre el 2.3% y el amortiguamiento equivalente alcanzó el 4% para dicha deformación; también en ensayos de tracción estáticos la deformación de fractura fue aproximadamente del 15%.

5. Referencias

- 5.1. S. Montecinos, M. Moroni. A. Sepúlveda. Mater. Sci. Eng. A419 (2006) 91 – 97.
“Superelastic behavior and damping capacity of CuAlBe alloys”.
- 5.2. S. Belkahla, H. Flores Zúñiga, G. Guenin, Mater. Sci. Eng. A169 (1993) 119 – 124.
“Elaboration and characterization of new low temperature shape memory CuAlBe alloys”