



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA

INSTITUTO DE INGENIERÍA

ANÁLISIS EXPERIMENTAL DE DIFERENTES ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA PARA SU POSIBLE USO COMO DISIPADORES DE ENERGÍA SÍSMICA

T E S I S

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERÍA

INGENIERÍA CIVIL – ESTRUCTURAS
P R E S E N T A :

NOHEMÍ SALCIDO FERNÁNDEZ

TUTOR:
DRA. SONIA E. RUIZ GÓMEZ



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

Presidente:	Dr. Roberto Meli Piralla
Secretario:	Dr. Luis Esteva Maraboto
Vocal:	Dra. Sonia Elda Ruiz Gómez
1 ^{er} . Suplente:	Dr. Oscar López Bátiz
2 ^{do} . Suplente:	M.I. Gabriel Ángel Lara Rodríguez

Lugar donde se realizó la tesis:

INSTITUTO DE INGENIERÍA, UNAM.

TUTOR DE TESIS:

DRA. SONIA E. RUIZ GÓMEZ

A mis padres...

A Dios y a la Virgen de Guadalupe. Por ser mi más grande ayuda y mi consuelo, porque aunque en momentos los olvido, se que ellos me tienen siempre en su corazón.

A mis padres, Juan y Poli. Por ser siempre mi más grande apoyo, mi refugio, mi motivo para luchar, por enseñarme a mantenerme en pie, por la confianza y sabia libertad que día a día me otorgan, porque sin ellos nada hubiera logrado.

A Lola y Mickey. Por haber sido grandes pilares en mi formación, por ser inspiración y motivación permanente.

AGRADECIMIENTOS

A **Dios y a la Virgen María de Guadalupe**, porque me han brindado la fuerza y sabiduría necesaria en cada difícil momento que he enfrentado en estos años, por su amor incondicional.

A mis papás, **Juan y Poli**, por ayudarme, motivarme a seguir, por ser siempre mi paz y mi tranquilidad, por la confianza y el amor brindado, por guiarme en cada minuto, por pedir a Dios por mí.

A **Lola, Quili y Mickey**, por su intercesión y ayuda eterna.

A la **Dra. Sonia Ruiz**, por todo el apoyo y confianza brindados durante estos dos años, por la paciencia y cuidado que siempre pone en cada uno de sus becarios.

Al **M.I. Gabriel Lara**, asesor técnico, por el tiempo y conocimientos compartidos, por saberme guiar y ayudar en cada momento de la investigación.

Al **Dr. José Guzmán** y al **Q. Esteban Fregoso**, por la asesoría y ayuda en las pruebas y análisis realizados.

A las familias **Salcido Hernández, Salcido Martín, Fernández Jorge, Fernández Belín, Fernández Morales, Fernández Novelo, García Fernández, Montoya Montes de Oca, Carmona Montoya, Ramos Almeida y Cerdán Córdova**, porque siempre han creído en mí, me han apoyado y han orado por mi crecimiento intelectual, espiritual y físico.

A **Mariana, Lorena, Abril, Perla, José Ramón, Roberto, Elías, Daniel, Arturo, Isaí, Ginette y Paco**, por ser siempre luz y esperanza en mi vida.

A **Chío, Raúl, Juan, Migue, Uli, Marce, Carlitos, Mau, Jessie y Aby**, por hacer cada día algo agradable. Gracias por haber sido mi familia durante estos años, porque de cada uno llevo conmigo grandes recuerdos, confiando en seguir contando siempre con su cariño.

Al **“Elipsoide de Lamé”**, por cada momento compartido, porque los días en la escuela eran ligeros contando con sus sonrisas.

A **Beto, Edén, Donobhan, Poncho, Pepe, Simón, Marco, César, Roberto, Yasser y Eduardo**, por ser compañeros y amigos dentro y fuera del instituto.

A mis **compañeros de la maestría y del Instituto de Materiales**, por haber sido ayuda y compañía sumamente agradable en cada momento compartido.

A **CONACyT** por el apoyo económico brindado durante estos años.

A cada persona que compartió su sonrisa, su tristeza, su tiempo, su paciencia, sus servicios, por haber hecho mi estancia más tranquila y agradable. A cada uno de los que se han cruzado en mi camino, por haberme hecho sonreír y llorar, por ayudarme a creer en los milagros, en las bondades y sorpresas de la vida.

“Mis pensamientos no son los pensamientos de ustedes, sus caminos no son mis caminos, dice el Señor. Porque así como aventajan los cielos a la tierra, así aventajan mis caminos a los de ustedes y mis pensamientos a sus pensamientos.”

Isaías 55, 8-9

Índice

Jurado	ii
Dedicatoria	iii
Agradecimientos	v
Índice	vii
Introducción	1
1. Aspectos fundamentales de las Aleaciones con Memoria de Forma (AMF)	3
1.1 Antecedentes de las AMF	3
1.2 Aspectos de la transformación martensítica	3
1.3 Efectos de memoria de forma	6
1.4 Tipos de aleaciones con memoria de forma	8
1.5 Aleaciones base Cobre (Cu)	9
1.6 Factores que modifican las propiedades mecánicas de las aleaciones con memoria de forma (AMF)	10
1.6.1 Temperatura	10
1.6.2 Frecuencia y velocidad de aplicación de la carga	11
1.6.3 Amplitud	12
1.6.4 Tamaño de grano	12
1.6.5 Procesos térmicos	13
1.6.6 Procesos termomecánicos	14
1.7 Diagrama de fases	14
1.8 Amortiguamiento en los metales	16
2. Generalidades de los sistemas Cobre-Aluminio-Berilio (CuAlBe), Cobre-Zinc-Aluminio (CuZnAl) y Cobre-Aluminio-Níquel (CuAlNi)	18
2.1 Fundamentos	18
2.1.1 CuAlBe	18
2.1.2 CuZnAl	19
2.1.3 CuAlNi	20

2.2	Proporciones estudiadas de cada sistema	20
3.	Fabricación de aleaciones y probetas	22
3.1	Preparación del material	22
3.2	Fundición	23
3.2.1	Fundición de CuZnAl	24
3.2.2	Fundición de CuAlNi y CuAlBe.	25
3.3	Procesos térmicos	25
3.3.1	Procesos térmicos para CuAlBe	26
3.3.2	Procesos térmicos para CuZnAl.	26
3.3.3	Procesos térmicos para CuAlNi	27
3.4	Procesos termomecánicos	28
3.5	Elaboración de probetas	29
4.	Técnicas utilizadas para la caracterización de los sistemas utilizados	30
4.1	Observación microscópica	30
4.1.1	Microscopia óptica.	30
4.1.2	Microscopia electrónica de barrido (MEB)	31
4.2	Calorimetría diferencial de barrido	31
4.3	Análisis Dinámico Mecánico (ADM)	32
5.	Caracterización de los sistemas utilizados	37
5.1	Observación microscópica	37
5.1.1	Microscopia óptica.	37
5.1.1.1	CuAlBe	37
5.1.1.2	CuZnAl	38
5.1.1.3	CuAlNi	38
5.1.1.4	Acero A-36	39
5.1.2	Microscopia electrónica de barrido.	40
5.1.2.1	CuAlBe	41
5.1.2.2	CuZnAl	41
5.1.2.3	CuAlNi	41

5.2 Calorimetría diferencial de barrido	42
5.2.1 CuAlBe	43
5.2.2 CuZnAl	43
5.2.3 CuAlNi	43
5.3 Análisis Dinámico Mecánico (DMA)	43
5.3.1 Relación esfuerzo-deformación	46
5.3.2 Amortiguamiento	49
6. Pruebas cíclicas	51
7. Aplicaciones de las AMF en el control sísmico de estructuras	55
8. Conclusiones y recomendaciones.	62
Referencias	64

Introducción

La metalurgia es el arte y ciencia de obtener los metales a partir de minerales puros y adaptarlos a las necesidades del hombre. Específicamente la metalurgia física es la que estudia las características de los materiales en relación con su microestructura para su adaptación y utilización en la solución de los problemas del hombre; entendiéndose por estructura el ordenamiento interno que va desde las dimensiones atómicas, la estructura cristalina, la distribución de las fases y cristales hasta la macroestructura y comportamiento mecánico, producto de los procesos de fabricación. Las propiedades del material se pueden determinar controlando su microestructura. Esto se puede hacer por diversos procesos, instrumentos, tratamientos y técnicas; que han llevado a una constante evolución y uso de nuevos materiales.

El efecto y las consecuencias de los sismos en estructuras civiles, el suelo y las personas, han sido ampliamente estudiados en nuestro país debido al elevado potencial sísmico de México. La Ingeniería Sísmica es la disciplina que proporciona al ser humano las herramientas necesarias para un adecuado análisis, diseño, construcción y rehabilitación de estructuras.

En este trabajo se aplica la Metalurgia Física a la Ingeniería Sísmica, haciendo uso de nuevos materiales, específicamente de las aleaciones con memoria de forma, para emplearlos en dispositivos disipadores de energía y tratar de evitar daños en los edificios ante un sismo.

Estudios anteriores han reportado la utilización de la aleación Níquel-Titanio (NiTiNOL) en aplicaciones sísmicas y algunas aplicaciones de aleaciones base cobre. Fuentes (2005) estudió específicamente la aleación CuAlBe, fabricada en el Instituto de Materiales y probado en el Instituto de Ingeniería, de la Universidad Nacional Autónoma de México.

El objetivo principal de este trabajo es explorar y conocer otras aleaciones base cobre, por ser un material que se produce ampliamente en nuestro país, y

analizar su probable aplicación en la ingeniería, siendo integrado a disipadores de energía sísmica, que reducirían el daño y facilitarían la rehabilitación de cualquier estructura civil.

En el primer capítulo se presentan los antecedentes de las aleaciones con memoria de forma, los conceptos básicos de la transformación martensítica siendo esta la que genera el fenómeno de memoria de forma, las variantes de este comportamiento, los diferentes tipos de aleaciones que actualmente se pueden fabricar y estudiar, así como los factores que modifican el comportamiento de cada una de las aleaciones, aún siendo de la misma composición y proporción.

En el segundo capítulo se mencionan los fundamentos y las proporciones que se estudian a lo largo de esta tesis.

En el tercer capítulo se presenta una breve descripción del proceso de fabricación de las aleaciones y probetas, desde la fundición hasta el conformado final.

El cuarto capítulo explica las técnicas utilizadas para la caracterización de los nuevos materiales.

El quinto capítulo presenta las observaciones y resultados obtenidos por cada una de las diferentes técnicas utilizadas.

En el sexto capítulo se comparan los resultados de pruebas cíclicas uniaxiales de acero y de la aleación que presentó el mejor comportamiento, tomando como parámetro el amortiguamiento que esta proporcionaba.

En el séptimo capítulo se presenta una breve revisión bibliográfica sobre las aplicaciones que estas aleaciones han tenido en la ingeniería.

Finalmente en el capítulo ocho se mencionan las conclusiones y recomendaciones del trabajo.

Capítulo 1

Aspectos fundamentales de las Aleaciones con Memoria de Forma (AMF)

1.1 Antecedentes de las AMF

El primer reporte que se tiene de una transformación con memoria de forma es de Chang y Read en 1932. Ellos notaron la reversibilidad de transformación en la aleación Oro-Cadmio (AuCd) analizando su metalografía y, hasta 1951, observaron el efecto de memoria de forma en una barra curva de la misma aleación. En 1938, se reportó la transformación en bronce, material hecho a base de la aleación Cobre-Zinc (CuZn). Sin embargo, fue en 1962, cuando Buehler y colaboradores descubrieron el efecto de memoria de forma en la aleación Níquel-Titanio (NiTi) concluyendo, a través del análisis metalúrgico del nuevo material, su amplio uso potencial. En los años 70's un gran número de productos comerciales estaban a la mano de la gente y ya se entendía mucho mejor el efecto^[27].

A través del tiempo, y con toda la investigación que se ha realizado sobre estos materiales, el efecto de memoria de forma ha sido mejor entendido creando un gran número de aleaciones y dando lugar a diversas aplicaciones para la utilidad del ser humano.

1.2 Aspectos de la transformación martensítica

*Una **aleación** es una sustancia homogénea que está formada por dos o más elementos químicos de los cuales por lo menos uno es metal y que puede presentar, dependiendo de las proporciones de los elementos que la integran, diferentes efectos, como el de memoria de forma. Este efecto se refiere a la habilidad de ciertos materiales de recordar una forma, aun después de grandes deformaciones: una vez deformados a baja temperatura mantendrán su*

deformación hasta que sean calentados, donde regresarán espontáneamente a su forma original.

Las transformaciones martensíticas pueden ser de dos tipos: difusiva y no difusiva o displasiva. Las transformaciones difusivas son aquellas en que una nueva fase se forma debido al movimiento de grandes distancias de átomos generando un material con diferente composición química. Las transformaciones displasivas no requieren movimientos de gran tamaño, en estos casos los átomos se reacomodan de una nueva estructura cristalina más estable pero sin cambios químicos de la matriz y se caracteriza por un cizallamiento homogéneo de la red atómica. El cizallamiento es el deslizamiento de un cristal sobre otro, debido a la concentración de esfuerzos cortantes. En algunos casos, este movimiento microscópico alcanza a escucharse. Este tipo de transformaciones se propagan generalmente de manera independiente del tiempo, la cantidad de la nueva fase depende solamente de la variación en el nivel de la temperatura y no del tiempo en el que se mantuvo el cambio térmico. Debido a esto se le llama transformación a térmica. En resumen, *la transformación martensítica en aleaciones con memoria de forma se define como una transformación de fase sin difusión atómica caracterizada por una deformación homogénea de la red que consiste principalmente en un cizallamiento*, a diferencia del acero en el que se presenta la transformación martensítica difusiva^[37].

En un inicio el término *martensita* designaba solamente al producto del temple en el acero, su nombre se debe al metalurgista Adolf Martens, pero actualmente se aplica a cualquier tipo de material.

Existen dos mecanismos por los que se puede presentar la transformación martensítica: *deslizamiento* y *maclado*.

El *deslizamiento* es un proceso permanente que combina tanto cambios de forma como cambios de volumen y es el mecanismo de acomodo más común en muchas martensitas. Se caracteriza por la aparición de delgadas líneas, que indican el movimiento de un cristal con respecto a otro. Cada movimiento sucesivo requerirá mayor cantidad de energía para desplazar un cristal con

respecto a otro, así al ir aumentando la carga para la transformación se puede generar la fractura del material.

El *maclado* no es capaz de acomodar cambios de volumen pero puede acomodar cambios de forma reversible. En este mecanismo los átomos se mueven sólo una fracción de un espacio entre ellos. En este tipo de movimiento se generan bandas. Para las aleaciones con memoria de forma, se requiere que el acomodamiento sea completamente reversible, por lo que éste es el mecanismo predominante^[76].

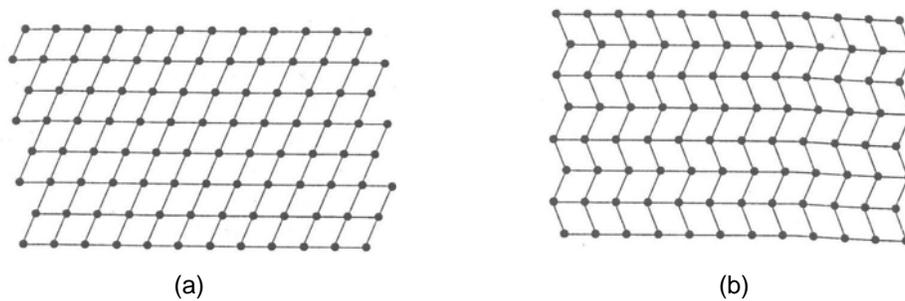


Fig. 1.1 Vista microscópica de la transformación martensítica
(a) Por deslizamiento, (b) Por maclado

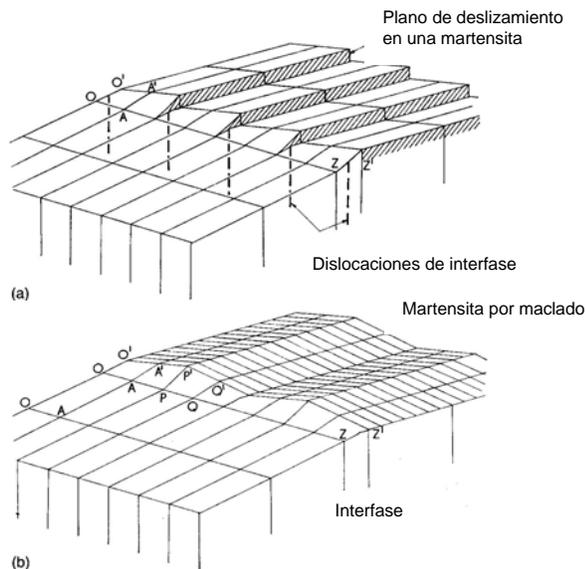


Figura 1.2 Vista macroscópica de la transformación martensítica
(a) Por deslizamiento, (b) Por maclado.

La temperatura a la cual se empieza a dar la transformación martensítica (a partir de la fase madre o austenita) se conoce como temperatura de inicio y se representa con el símbolo M_s . La temperatura a la cual se ha dado toda la transformación se le llama temperatura final de martensita (M_f). M_{50} indica la temperatura a la cual se ha dado el 50% de transformación de la austenita a martensita. La temperatura que marca el inicio de la transformación de martensita a austenita, es decir, la temperatura de inicio de la transformación austenítica se representa con A_s y cuando ya está completa esta transformación la temperatura será A_f . Cuando el 50% de martensita ya se convirtió en austenita se le llama A_{50} . La histéresis térmica de transformación marca la diferencia entre M_{50} y A_{50} . La temperatura en que inicia cualquier transformación de fase se representa por M_d .

1.3 Efectos de memoria de forma

Las aleaciones con memoria de forma tienen un comportamiento que depende principalmente de la temperatura. Estos pueden ser: efecto cauchótico, efecto superelástico, efecto de memoria de forma simple y doble efecto de memoria de forma.

El *efecto cauchótico* es cuando una AMF es solicitada a una temperatura inferior a M_f . La deformación que se obtiene después de la primera aplicación de un esfuerzo es parcialmente reversible cuando se retira el esfuerzo, quedando una deformación residual permanente. Si nuevamente se aplica un esfuerzo, la deformación provocada a partir de la deformación residual será completamente reversible esta vez.

El *efecto superelástico* es una propiedad que se obtiene cuando se le aplica a una AMF un esfuerzo a una temperatura constante y superior a A_f . Una muestra en esta fase desarrolla niveles altos de resistencia, teniendo como característica principal un valor alto del esfuerzo de fluencia (esfuerzo crítico de transformación en términos de AMF). Tras eliminar los esfuerzos aplicados a la muestra, esta se recupera en su totalidad descargando por la rama elástica.

El *efecto de memoria de forma* se presenta cuando un material se deforma a temperatura ambiente, y recupera su forma original al elevar su temperatura. Esto es debido a una transformación de austenita a martensita, inducido por cambio de temperatura. Este efecto también puede definirse como el regreso mediante calentamiento a una forma predefinida a alta temperatura a partir de una forma a baja temperatura obtenida por deformación. La forma predefinida es la forma en estado austenítico o en alta temperatura. Este efecto se presenta en el estado martensítico inducido por esfuerzo. La energía consumida para la transformación que se da en este fenómeno es mayor que en el superelástico, resultando en un incremento en la capacidad de disipación de energía.

Se puede encontrar también un estado conocido como *superelástico con forma de bandera* (SFB), en donde la temperatura de la muestra es ligeramente mayor a la temperatura A_f . En este estado se pueden observar las características de la fase de memoria de forma como las de la fase superelástica, es decir, se tiene capacidad de disipación de energía (memoria de forma) y recuperación total de la muestra (superelasticidad).

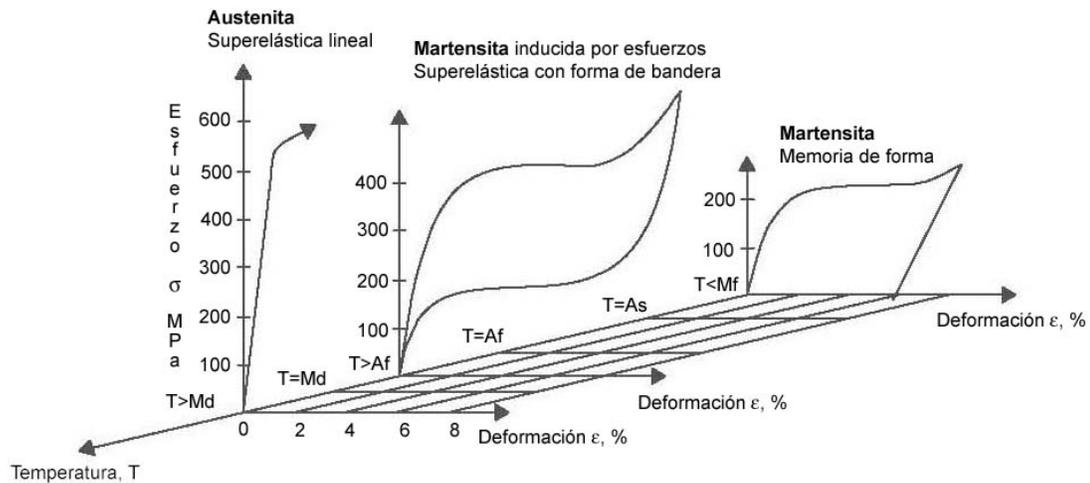


Fig. 1.3 Comportamiento mecánico según la fase predominante

Las aleaciones con memoria de forma pueden también ser capaces de memorizar una forma en alta temperatura y otra en baja sin necesidad de alguna sollicitación mecánica exterior. Este comportamiento puede obtenerse

mediante diferentes tratamientos termomecánicos especiales llamados de “educación”. Este efecto se le conoce como *doble memoria de forma* [38,53].

1.4 Tipos de aleaciones con memoria de forma

Las aleaciones con memoria de forma se encuentran entre los materiales metálicos llamados inteligentes junto con los materiales magnetostrictivos o aleaciones con memoria de forma magnética [69].

Las aleaciones con memoria de forma pueden tener, como base, por ejemplo el Cobre (Cu) o la combinación llamada NiTiNOL, nombre dado a una fusión entre níquel y titanio casi en las mismas proporciones agregándole las iniciales del laboratorio donde fue creado por primera vez (Naval Ordnance Laboratory).

El fenómeno de la magnetostricción es el cambio en la forma o tamaño de un material ferroeléctrico, inducido por un campo magnético. Es causado por el movimiento de los límites de los dominios magnéticos, asociados con la magnetización. Los materiales magnetostrictivos tienen la habilidad de convertir energía magnética en energía mecánica y viceversa, esto permite usarlos como actuadores.

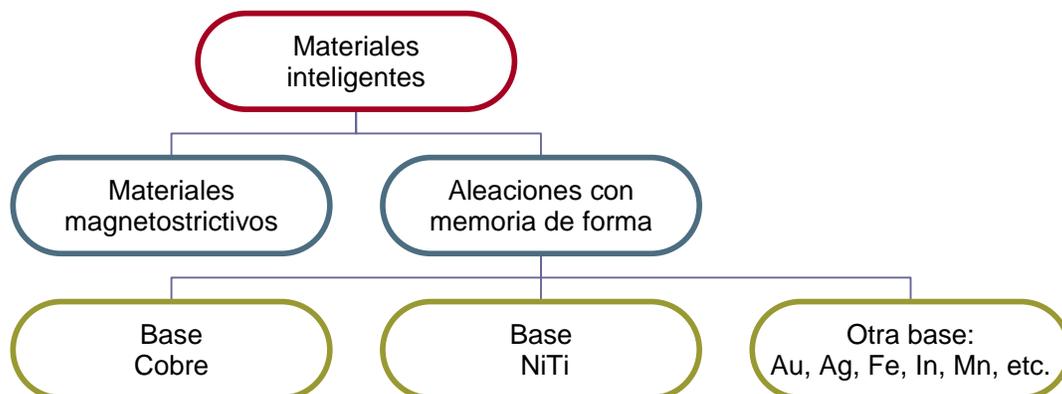


Fig. 1.4 Clasificación de materiales según su comportamiento

Ciertos materiales con memoria de forma, que también son ferromagnéticos, pueden exhibir grandes cambios dimensionales cuando se aplica un campo magnético. Estas deformaciones ocurren en la fase de baja temperatura

(martensítica). Esta combinación de memoria de forma y cambio dimensional hace que estos materiales, descubiertos en 1996, sean de los más promisorios.

1.5 Aleaciones base Cobre (Cu)

Actualmente el NiTiNOL y las aleaciones de base cobre, como CuAlBe, CuZnAl y CuAlNi, son extensamente utilizadas aprovechando el efecto de memoria de forma que estas presentan. Las aleaciones con base NiTi generalmente exhiben mucho mejores propiedades de memoria de forma y resistencia a la corrosión que las de base cobre; sin embargo, éstas últimas son mas económicas en su fabricación y presentan menores dificultades para su fundición y conformado. Una desventaja de las aleaciones base cobre es que presentan fallas intergranulares debido a su estructura de grano, por lo que, recientemente se han realizado avances para el refinamiento del tamaño de grano en estas aleaciones, lo cual mejora el comportamiento mecánico significativamente.

Las aleaciones base cobre que actualmente se conocen son derivados de tres sistemas de aleación binarios: CuZn, CuAl y CuSn. La transformación martensítica en la aleación CuSn no es la ideal ya que sufre una degradación rápida de las propiedades de memoria de forma durante su envejecimiento aún a moderadas temperaturas.

Entre las aleaciones ternarias con base CuZn pueden encontrarse las que contienen Al, Si, Sn, Ga o Mn y entre las de base CuAl podemos tener las que tienen como tercer elemento Ni, Be, Zn o Mn, aunque el estudio de ellos se ha extendido a aleaciones formadas por 4 elementos como CuZnAlNi, CuZnAlMn y CuAlNiMn.

En este trabajo se estudian en particular tres aleaciones base cobre debido al bajo costo de fabricación y pocos estudios realizados sobre ellas: CuAlBe, CuZnAl y CuAlNi.

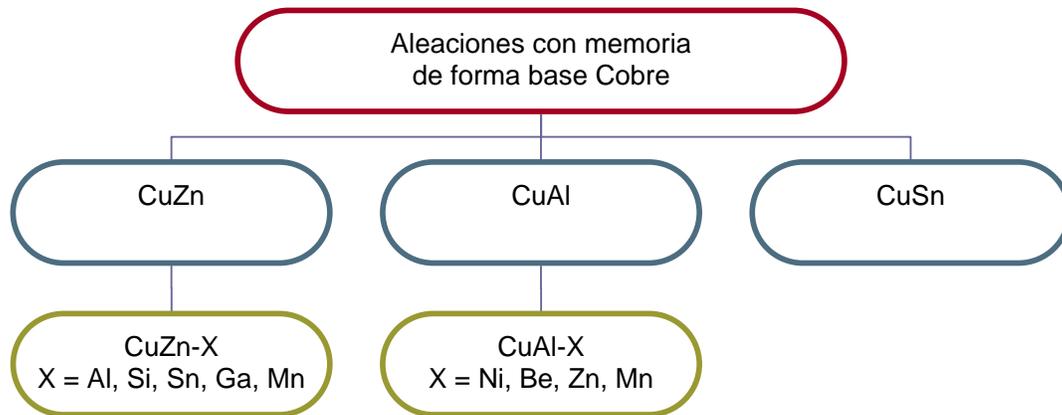


Fig. 1.5 Clasificación de las aleaciones con memoria de forma base Cobre^[37]

1.6 Factores que modifican las propiedades mecánicas de las aleaciones con memoria de forma (AMF)

Las propiedades de las aleaciones con memoria de forma afectan básicamente el amortiguamiento que éstas pueden presentar debido a la modificación de factores externos como pueden ser las variaciones en la temperatura a la cual trabajan, la frecuencia (velocidad) de aplicación de la carga así como la amplitud. El tamaño de grano y los defectos en la microestructura son importantes variables internas que también modifican el comportamiento de las aleaciones, los cuales se pueden alterar, mediante procesos térmicos o termomecánicos, para beneficio de las propiedades mecánicas requeridas.

1.6.1 Temperatura

La variación de la temperatura tiene un papel importante en la respuesta de las AMF, de ella depende la fase predominante y su comportamiento.

La temperatura también está relacionada con el esfuerzo crítico de transformación que indica la capacidad de resistencia de la aleación frente a incrementos de carga o variaciones de temperatura. Esta relación está descrita por la ecuación de Clausius-Clapeyron que permite determinar el esfuerzo crítico de transformación en función de la temperatura^[76]:

$$\frac{d\sigma}{dM_s} = -\frac{\Delta H}{T \cdot \varepsilon_o}$$

Donde:

σ =Esfuerzo crítico de transformación

M_s = Temperatura de la transformación martensítica

ΔH = Calor latente de transformación o entalpía de transformación

T = Temperatura ambiente

ε_o =Deformación inicial de la transformación

En el diagrama de esfuerzo-temperatura de la figura 1.6 se aprecian las zonas de estabilidad de las fases martensítica y austenítica. En esta figura se establece la trayectoria correspondiente al efecto superelástico, donde se parte de una muestra austenítica y se transforma en martensita cuando el esfuerzo sobrepasa el valor crítico.

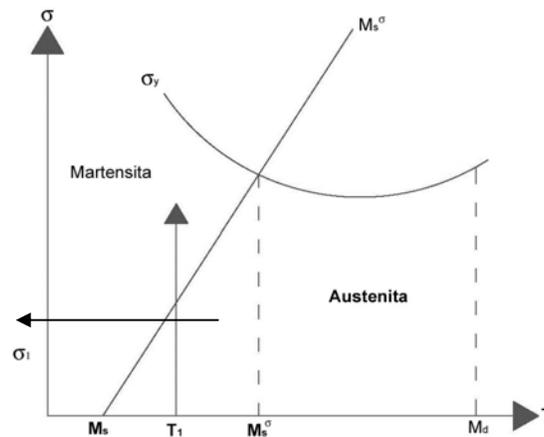


Fig. 1.6 Esfuerzo crítico de transformación

1.6.2 Frecuencia y velocidad de aplicación de la carga

Es posible observar en algunas aleaciones una dependencia con respecto a la velocidad con la que se aplican las cargas, lo que puede influir de manera importante en el comportamiento mecánico de éstas.

Se ha reportado, en base a estudios anteriores, que conforme se incrementa la velocidad de aplicación de carga se reduce el valor del esfuerzo máximo alcanzado en cada ciclo, lo cual implica una reducción en el amortiguamiento de las aleaciones debido al aumento en la frecuencia de la aplicación de la carga.

1.6.3 Amplitud

El amortiguamiento dado por cierto elemento estructural depende directamente del material del cual está constituido. Al aumentar las deformaciones plásticas en el material la disipación aumenta, por lo que el incremento en la amplitud de la onda sinusoidal de la carga aplicada que produce los desplazamientos intermoleculares en el material será la principal razón para el incremento del amortiguamiento^[49,66].

1.6.4 Tamaño de grano

Una estructura de tipo granular está compuesta por dos partes: los granos y las fronteras intergranulares. Existen fallas de tipo intragranular (en los granos) e intergranulares (en las fronteras). Ambas fallas no pueden coexistir debido a que la intragranular se debe a que es más resistente el interior de los granos y viceversa.

En las AMF el tamaño de grano es una variable importante que se debe tomar en cuenta ya que afecta directamente a la ductilidad disponible, y a la resistencia a la fatiga. Una AMF cuya microestructura tiene granos relativamente grandes (>1 mm) puede desarrollar una falla frágil y por lo tanto baja o nula ductilidad. Además, la resistencia a la fatiga es notablemente menor que el de una muestra en la que los granos de la estructura son muy pequeños (<<1 mm).

Es evidente, que para el caso de una muestra que tiene granos de gran tamaño en su microestructura, se tendrá como consecuencia un menor número de

granos por sección. Por el contrario, en una muestra con granos de menor tamaño, la densidad de granos por sección es mayor.

La falla de tipo frágil en estructuras y elementos de AMF con granos de gran tamaño es causada por dos factores: la distribución de esfuerzos (anisotropía) y el crecimiento de las martensitas. Al tener un menor número de granos en la sección de una muestra, la magnitud de los esfuerzos en las fronteras intergranulares será mayor que para el caso de una muestra con mayor densidad granular por sección. Una muestra que tiene menor densidad granular requerirá menos energía para plastificar la sección, ya que una vez que comienza la nucleación de la placa de martensita la energía para continuar el crecimiento es menor que al inicio.

Existen diversas maneras de reducir el tamaño de grano de la microestructura, Una de las técnicas utilizadas es la inclusión de un elemento adicional en porcentajes pequeños a fin de evitar cambios bruscos en la composición que puedan modificar el comportamiento final del sistema; sin embargo y a pesar de adicionarse en pequeños porcentajes, el elemento adicional genera algunos cambios que, dependiendo de la composición, pueden o no resultar perjudiciales^[2,35,41].

1.6.5 Procesos térmicos

Un adecuado tratamiento térmico o proceso térmico resulta muy efectivo para alterar las propiedades mecánicas. Entre ellos se encuentran la homogeneización y el betatizado.

La homogeneización es un proceso que se lleva a cabo para acelerar la difusión de los átomos de cada uno de los elementos dentro de la aleación y crear un material que tenga una composición homogénea. Este proceso se realiza a altas temperaturas durante un tiempo determinado.

El segundo proceso es el betatizado. Sirve para estabilizar la fase final del material y quitarle los esfuerzos residuales a la muestra generados por corte, pulido, etc.

El proceso de betatizado consiste en elevar la temperatura de la muestra tal que se asegure localizar el material en la fase b del diagrama de equilibrio durante cierto tiempo generando su recrystalización, alcanzando una fase beta metaestable. Posteriormente se enfría en agua a temperatura ambiente para congelar la fase beta y garantizar el efecto de memoria de forma.

1.6.6 Procesos termomecánicos

El proceso termomecánico utilizado en esta tesis fue la laminación o rolado en caliente. Este proceso consiste en pasar una preforma, a una temperatura de recrystalización, entre dos rodillos con movimiento acoplado. Al aplicar una fuerza de compresión entre ambos rodillos, el espesor de la preforma disminuye. Mediante este procedimiento, además de formar hojas de material, es posible reducir el tamaño de grano e inducir una orientación preferencial durante su crecimiento.

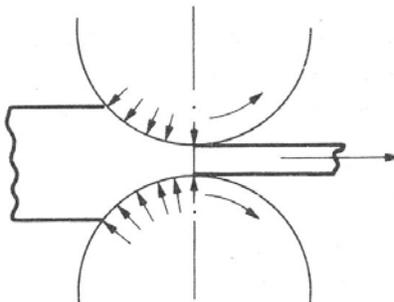


Fig. 1.7 Diagrama del proceso de laminación

1.7 Diagrama de fases

El entendimiento de los diagramas de fases de las aleaciones es de gran importancia porque existe una estrecha relación entre la microestructura y las propiedades mecánicas y porque el desarrollo de la microestructura de una aleación está relacionado con las características de su diagrama de fases. En

las aleaciones metálicas, la microestructura se caracteriza por el número de fases y por la proporción y distribución de las mismas. La microestructura depende del número de materiales a alear, de la concentración de ellos y del tratamiento térmico de la aleación.

Una fase se puede definir como una porción homogénea de un sistema que tiene características físicas y químicas uniformes. Un material puro, un sólido, un líquido, una disolución gaseosa se consideran fases. Si en un sistema hay más de una fase, cada una de ellas tiene sus propiedades características y un límite que las separa de otras fases. En este límite aparece un cambio discontinuo y abrupto en las características físicas y/o químicas. Si una sustancia puede existir en dos o más formas cada una de estas estructuras es una fase separada porque difieren sus propiedades físicas. Un sistema en equilibrio es aquel donde sus características no cambian con el tiempo sino que se mantienen indefinidamente; es decir, el sistema es estable.

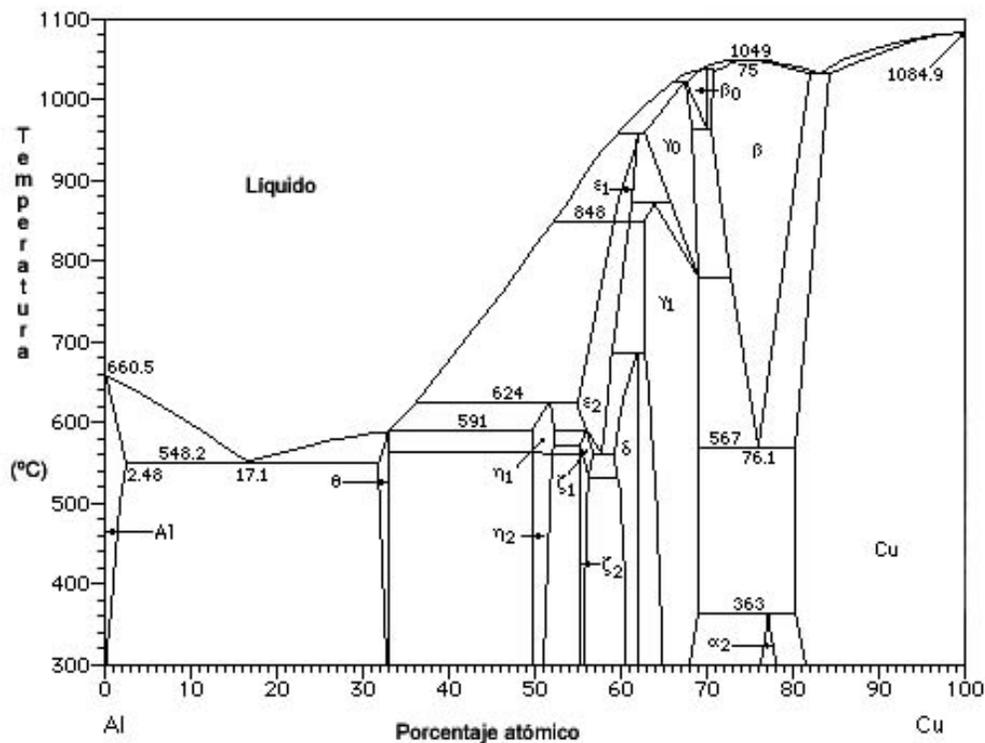


Fig. 1.8 Diagrama de fases de la aleación CuAl^[39]

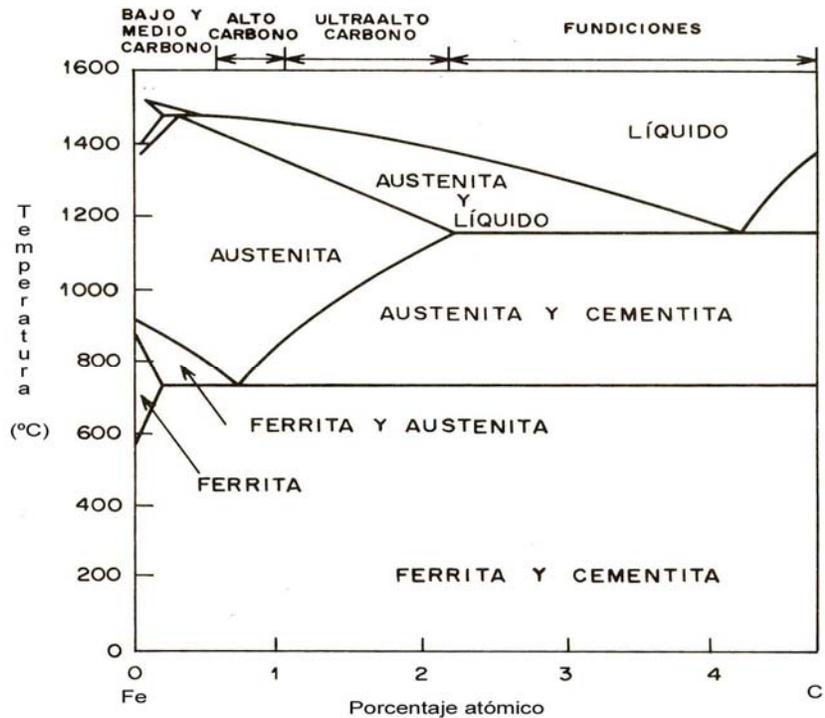


Fig. 1.9 Diagrama de fases de la aleación FeC, indicando los diferentes tipos de acero que se pueden generar según la composición^[39]

La mayor parte de la información sobre el control de la microestructura o estructura de fases de una aleación particular se encuentra recopilada en un diagrama de fases, diagrama de equilibrio o diagrama constitucional (ver Figura 1.7). A partir de las transformaciones de fases, de los cambios que ocurren entre fases al modificar la temperatura, se originan la mayoría de las microestructuras, lo que implica la transformación de una fase a la otra o la aparición o la desaparición de una fase. La utilidad de los diagramas de equilibrio radica en la posibilidad de la predicción de la transformación y de la microestructura resultante, que puede o no estar en equilibrio.

1.8 Amortiguamiento en los metales

Todos los materiales exhiben alguna respuesta viscoelástica. En ese caso la relación entre el esfuerzo y la deformación depende del tiempo. Los metales comunes como aluminio y acero, así como el cuarzo, a temperatura ambiente y bajo deformaciones pequeñas, presentan un comportamiento no lejano de la

elasticidad lineal, pero con viscosidad presente aún siendo muy pequeña. Polímeros sintéticos, madera y metales a altas temperaturas presentan efectos viscoelásticos. En algunas aplicaciones, un pequeño comportamiento viscoelástico puede ser significativo para determinar la respuesta de la estructura o el material a utilizar^[31].

Esta propiedad de viscosidad en los metales, aun siendo pequeña, es la que permite determinar el amortiguamiento dado por el material antes de su fluencia. En la sección 4.3 se explicará detalladamente la obtención de este parámetro característico de cada material.

Capítulo 2

Generalidades de los sistemas Cobre-Aluminio-Berilio (CuAlBe), Cobre-Zinc-Aluminio (CuZnAl) y Cobre-Aluminio-Níquel (CuAlNi)

2.1 Fundamentos

2.1.1 CuAlBe

El sistema de aleación CuAlBe fue desarrollado originalmente por Higushi et al. (1982). Posteriormente fue estudiado y analizada su transformación martensítica por Belkhala (1990)^[8,9], quien obtuvo la siguiente ecuación a través de la cual se puede establecer una relación entre la composición de la aleación y la temperatura de transformación:

$$M_s(^{\circ}\text{C})=1245-71(\% \text{wt Al})-893(\% \text{wt Be})$$

Esta ecuación es válida si el contenido, en peso, está entre el 10%-12.5% de aluminio (Al) y el 0.3%-0.65% de berilio (Be), debido a que estos porcentajes ubican a la aleación en fase β , donde presentará efectos de memoria de forma. Originalmente la fase β en el sistema Cu-Al se encuentra a altas temperaturas pero al incluir berilio en la fusión el punto eutéctico, es decir, el punto de equilibrio, del diagrama de fases disminuye 50°C, lo que permite tener esta aleación en la fase requerida a menor temperatura.

Un estudio anterior realizado entre el Instituto de Ingeniería y el Instituto de Investigaciones en Materiales, ambos de la UNAM, con la aleación CuAlBe (Fuentes, 2005; Fuentes et al., 2005) reporta las propiedades de amortiguamiento y disipación de energía para la posible aplicación de este material en el control sísmico de estructuras donde recomienda utilizar la siguiente proporción:

87.91%wt Cu - 11.25%wt Al - 5.65%wt Be

Agregando el 4% de zirconio como refinador de grano. Esta composición genera una fase austenítica a temperatura ambiente con una $M_s \approx -77.82^\circ\text{C}$ de acuerdo con la ecuación anterior.

2.1.2 CuZnAl

El sistema CuZnAl ha sido estudiado y se ha encontrado que es una aleación interesante porque las temperaturas M_s de transformación martensítica pueden ser fácilmente controladas y pueden ser deformadas plásticamente con facilidad a temperatura ambiente, después de un adecuado tratamiento térmico.

Se han obtenido las siguientes relaciones empíricas (Wu et. al., 1990; Lee et. al. 1986) para determinar las temperaturas de transformación dependiendo de la composición de éstas:

$$A_s (\text{°C}) = 2117 - 58.79 (\%wt \text{ Zn}) - 149.64 (\%wt \text{ Al})$$

$$M_s (\text{°C}) = 2212 - 66.9 [1.355 (\%at \text{ Al}) + 1 (\%at \text{ Zn})]$$

$$M_s (\text{°C}) = 1890 - 51.0 (\%wt \text{ Zn}) - 134.5 (\%wt \text{ Al})$$

En esta aleación se ha reportado que al aumentar el tamaño de grano las temperaturas de transformación aumentan, así como la reducción del tamaño de las grietas producidas por el desplazamiento de granos vecinos debido a un tamaño de grano pequeño, condición favorable para evitar fracturas intergranulares.

En sistemas de fundición similar al utilizado en el IIM se ha reportado una pérdida del 2.5% de zinc debido a su evaporación y oxidación.

2.1.3 CuAlNi

La aleación CuAlNi tiene la siguiente ecuación empírica para determinar su temperatura de transformación^[36]:

$$M_s (\text{°C}) = 2020 - 45 (\text{\%wt Ni}) - 134 (\text{\%wt Al})$$

Se debe tener cuidado en este sistema cuando la concentración de níquel esta arriba del 5% del peso total pues precipitará la fase NiAl haciendo frágil la aleación. Por esta razón, la concentración de níquel deberá ser entre el 3% y 4%. Las aleaciones usadas para aplicaciones convencionales contienen el 4% de níquel y entre el 13% y 14% de aluminio, que corresponde a una M_s entre 50°C y 200°C^[24].

2.2 Proporciones estudiadas de cada sistema

En esta investigación se estudiaron los comportamientos de las tres aleaciones mencionadas, sin material refinador y con proporciones tales que, a temperatura ambiente, la fase fuera austenítica.

A lo largo de la investigación se fundieron y analizaron varias proporciones, las cuales se fueron modificando en base a los resultados observados.

La proporción de CuAlBe utilizada fue la siguiente:

$$87.875\% \text{wt Cu} - 11.525\% \text{wt Al} - 0.6\% \text{wt Be}$$

debido a que fue la analizada por Fuentes (2005), concluyendo que era la de mayor disipación de energía entre varias proporciones del mismo sistema.

La proporción original de la aleación CuAlNi fue:

$$82.8\% \text{wt Cu} - 14\% \text{wt Al} - 3.2\% \text{wt Ni}$$

dado que está entre los límites de aluminio y níquel para no fragilizar la aleación.

La aleación CuZnAl fue estudiada originalmente en base a dos proporciones analizadas por Wang et al. (2004)^[74] y por Stipcich et al. (2006)^[65], respectivamente, las cuales son:

72.63%wt Cu – 21.52%wt Zn – 5.85%wt Al

76.67%wt Cu – 15.2%wt Zn – 8.13%wt Al

La primera de ellas se eligió por ser una proporción que se fabrica y se vende de manera comercial y la segunda debido a que el proceso de fabricación mencionado en la referencia correspondiente es similar al seguido en el Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM, donde fueron fabricadas las aleaciones. Después de la primera fundición se observó que la segunda proporción de esta aleación era muy frágil por lo que fue descartada para estudios posteriores.

Capítulo 3

Fabricación de aleaciones y probetas

En este capítulo se describirá el proceso de producción de las diferentes aleaciones estudiadas. El proceso se divide en las siguientes etapas:

- Preparación del material
- Fundición
- Procesos térmicos
- Procesos termomecánicos
- Elaboración de probetas

3.1 Preparación del material

El primer paso para elaborar las aleaciones es establecer la fase final en la que se trabajará el material a temperatura ambiente (austenita o martensita). Sabiendo la fase y, por ende, la temperatura M_s de transformación se pueden obtener las proporciones del material y su correspondiente peso.

Si se requiere que la aleación presente características de fase martensítica la temperatura M_s deberá ser mayor que la temperatura ambiente, si se requiere comportamiento austenítico, la M_s deberá ser menor que la temperatura ambiente.



Fig. 3.1 Material cortado y pesado

Una vez conocido el peso requerido de cada elemento, se corta y se pesa (Fig. 3.1).

3.2 Fundición

La fundición se realiza en un horno de inducción marca Leybold-Heraeus (Fig. 3.2) el cual funciona con una corriente eléctrica con frecuencia entre 500 y 4000 Hz. El material a fundir se introduce en un crisol de grafito que tiene un arrollamiento de cobre por la cual circula una corriente de alta frecuencia proporcionada por un generador de radio frecuencia que induce campos magnéticos excitando molecularmente a los metales debido a las corrientes parásitas generadas, provocando un calentamiento del material hasta la fusión.



Fig 3.2 Horno de inducción

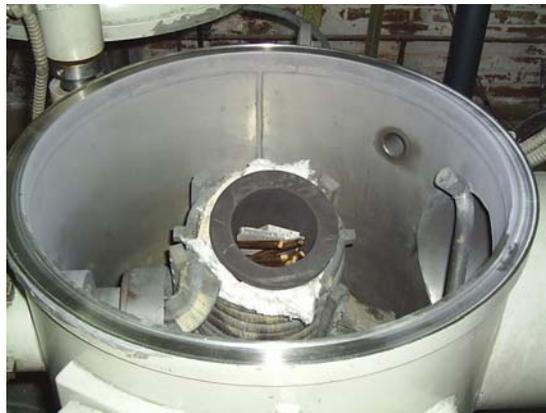


Fig. 3.3 Campana de vacío del horno de inducción

La oxidación de los materiales se reduce realizando la fundición en una atmósfera controlada a base de argón de ultra alta pureza (99.999%), gas inerte que no tendrá reacción alguna con los materiales, dentro de una campana de atmósfera controlada (Figs. 3.3 y 3.4).

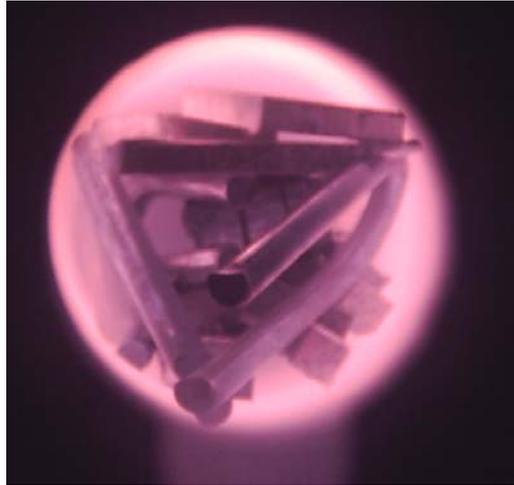


Fig. 3.4 Material dentro del crisol durante la fundición

3.2.1 Fundición de CuZnAl

Se utilizaron varias alternativas para encontrar el mejor método de fundición, debido a que esta aleación no se había fabricado antes en el IIM de la UNAM. A lo largo de las diferentes fusiones realizadas se fabricaron materiales intermetálicos, así como aleaciones en las cuales el zinc se perdió por completo (determinado mediante análisis de Microscopía Electrónica de Barrido, MEB).

Finalmente se encontró que el primer paso para realizar la fusión de esta aleación es colocar el cobre y el aluminio ya pesados y cortados dentro del crisol de grafito, procediendo a su fundición. El zinc se debe agregar al material antes aleado cuando la temperatura de la primera fusión haya disminuido hasta que el material empiece a ser pastoso pero que alcance a fundir por completo al zinc, evitando su evaporación (debido al bajo punto de fusión de este elemento), agregándose al crisol sin abrir la campana del horno evitando la entrada de oxígeno y, por ende, la oxidación del material. El vertido en la

lingotera del material fundido se realizó dentro de la misma cámara de vacío del horno.

3.2.2 Fundición de CuAlNi y CuAlBe

La fundición de estas aleaciones se realiza colocando el material ya cortado y pesado dentro del crisol, en atmósfera controlada, y la colada se lleva a cabo dentro de la cámara de vacío del horno.

La aleación CuAlBe ha sido fabricada varias veces en el IIM de la UNAM, por lo que el proceso sólo fue la reproducción del método usado anteriormente.

La aleación CuAlNi no se había realizado antes en la institución de investigación antes mencionada. Se siguió el mismo proceso que CuAlBe y la fusión resultó exitosa.

3.3 Procesos térmicos

Existen muchos tipos de procesos térmicos, cada uno para obtener características diferentes en los materiales. Los procesos que se utilizaron para la fabricación de las aleaciones fueron el homogeneizado y el betatizado.

El homogeneizado es para que las diferentes fases que se crean entre los límites de grano, así como las dendritas y el material no disuelto por completo en la fusión se difunda de manera total en todo el lingote directamente después de la fundición.

El betatizado se realiza ya teniendo las probetas listas para las pruebas en la máquina de Análisis Dinámico Mecánico (Dynamic Mechanical Analysis, DMA). Esto es para quitar los esfuerzos derivados del corte, pulido y demás procesos que se hayan seguido para su elaboración, y para dejar finalmente las probetas en fase β .

3.3.1 Procesos térmicos para CuAlBe

El homogeneizado para esta aleación se realizó durante 24 horas a una temperatura de 750°C en un horno de tubo marca Carbolite tipo STF 15/450. El betatizado se realizó durante 25 minutos a una temperatura de 750°C en un horno de resistencia térmica marca Lindberg tipo 51848 y templado en agua a temperatura ambiente.

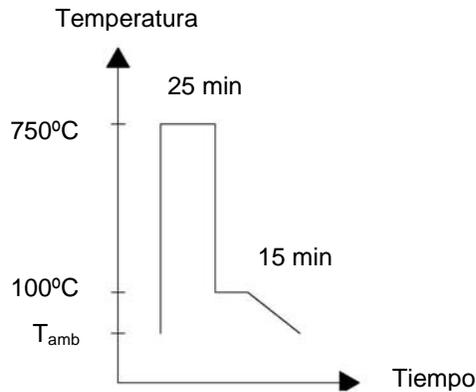


Fig. 3.5 Proceso de betatizado para la aleación CuAlBe

3.3.2 Procesos térmicos para CuZnAl

El homogeneizado se llevó a cabo en un horno de tubo marca Carbolite tipo STF 15/450 durante 24 horas a 850°C y el betatizado por 25 minutos a la misma temperatura en un horno de resistencia térmica marca Lindberg tipo 51848, seguido de un templado en agua a temperatura ambiente.

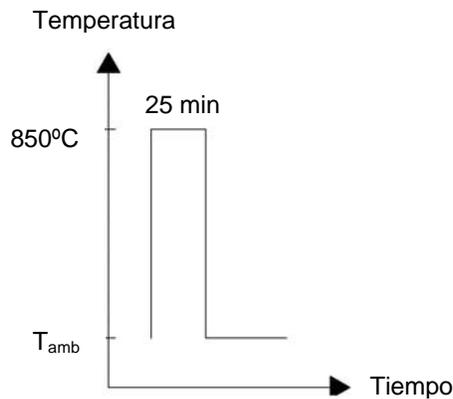


Fig. 3.6 Proceso de betatizado para la aleación CuZnAl

3.3.3 Procesos térmicos para CuAlNi

Durante 48 horas se realizó el homogeneizado de esta aleación a 1000°C en un horno de tubo marca Carbolite tipo STF 15/450. El betatizado se llevó a cabo a la misma temperatura pero durante 25 minutos en un horno de resistencia térmica marca Lindberg tipo 51848 y también fue templado en agua.

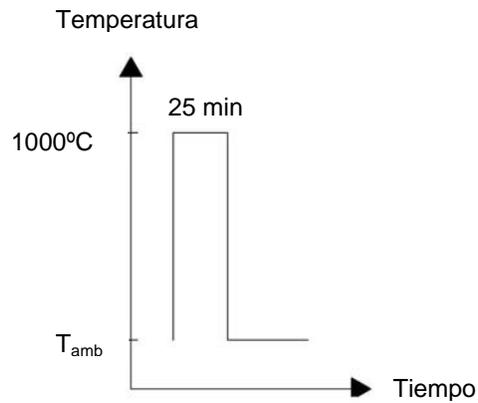


Fig. 3.7 Proceso de betatizado para la aleación CuAlNi



Fig. 3.8 Horno de tubo para proceso de homogeneizado

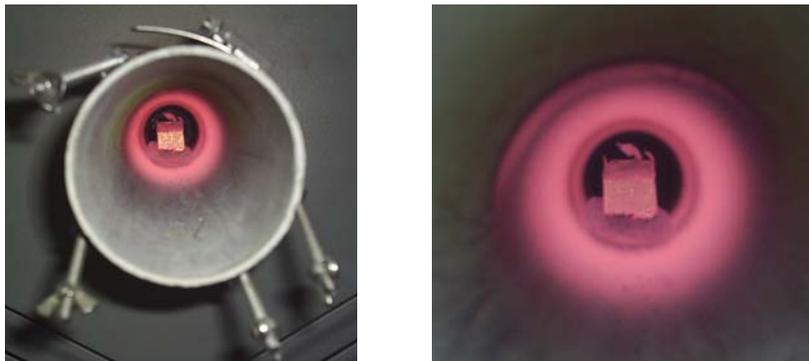


Fig. 3.9 Material dentro del tubo del horno en proceso de homogeneizado

3.4 Procesos termomecánicos

El proceso de laminación, también conocido como rolado en caliente, inicia con el calentamiento del material a 850°C en un horno de resistencia térmica marca Lindberg tipo 51848. Posteriormente se hace pasar entre un par de rodillos que giran en sentido inverso para reducir la sección formando láminas del material, además de reducir el tamaño de grano y orientarlo en una dirección preferencial. La laminadora utilizada es marca AMCA Internacional con rodillo de 5" de diámetro.



Fig. 3.10 Laminadora



Fig. 3.11 Trozo de material saliendo del rodillo de laminación

3.5 Elaboración de probetas

Las pruebas para caracterizar el material se realizaron en la máquina DMA (Dynamic Mechanical Analyzer), marca Texas Instrument, modelo Q800, perteneciente al Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM).

Las dimensiones de las probetas varían según las especificaciones del equipo, dependen del tipo de prueba que se vaya a realizar (cantilever simple o doble, apoyo en 3 puntos, tensión, compresión y torsión) y del módulo de elasticidad o de Young de cada material a probar. En la elaboración de las probetas se utiliza una cortadora marca Buehler modelo Isomet 200 con disco de carburo de silicio.

Las pruebas que se realizaron en esta tesis fueron tipo cantilever simple, por lo cual las probetas fueron cortadas con una longitud mínima de 17.5 mm., el ancho y el espesor no tiene dimensión mínima pero se limitó a 5 mm de ancho y 0.2 mm de espesor, y máximas de 6 mm y 0.3 mm, respectivamente.

Capítulo 4

Técnicas utilizadas para la caracterización de los sistemas utilizados

4.1 Observación microscópica

La importancia de examinar los elementos estructurales y los defectos que modifican las propiedades de los materiales radica, en primer lugar, en asegurar la idónea comprensión de la asociación entre propiedades y estructura (y defectos, como inclusiones y/o porosidades) y, en segundo lugar, en predecir las propiedades de los materiales una vez establecidas estas relaciones.

Algunos granos son de dimensiones macroscópicas y se observan a simple vista. Sin embargo, en la mayoría de los materiales, los granos constituyentes son de dimensiones microscópicas, con diámetros del orden de micrómetros ($1 \mu\text{m} = 1 \times 10^{-6} \text{ m.}$) y sus detalles se deben investigar usando algún tipo de microscopio. Como parte de la microestructura aquí sólo se analizarán el tamaño y la forma de los granos.

4.1.1 Microscopia óptica

Con el microscopio óptico se utiliza la luz para estudiar la microestructura; sistemas ópticos y de iluminación son los principales elementos. Las distintas regiones de la microestructura originan diferencias en la reflexión de la luz y éstas diferencias producen contrastes en la imagen. Este método suele denominarse *metalografía* porque los metales fueron los primeros en ser examinados.

Los detalles importantes de la microestructura son revelados después de preparar cuidadosamente las superficies. La superficie a observar debe

desbastarse y pulirse hasta que quede como un espejo. Esta condición se consigue utilizando papeles abrasivos (lijas) y polvos (pañó con óxido de aluminio, AlO_3) cada vez más finos. Se revela la microestructura tratando la superficie con un reactivo químico apropiado en un procedimiento denominado "ataque".

4.1.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

Este tipo de análisis es capaz de observar elementos estructurales demasiado finos o pequeños, es decir, la microestructura del material, por ser capaz de conseguir una magnificación del orden de 3000x hasta 30000x.

El microscopio electrónico de barrido (MEB) es una reciente innovación en la investigación. La superficie de la probeta a examinar se barre con un haz de electrones y el haz reflejado de electrones se recoge y se muestra con la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos. La imagen que aparece en la pantalla representa las características de la probeta. La superficie debe ser eléctricamente conductora, independientemente de que esté o no pulida y atacada. Mediante esta técnica, además de alcanzar aumentos de 10x a 50000x, también se logra el análisis químico elemental cualitativo de áreas superficiales muy localizadas.

4.2 Calorimetría diferencial de barrido

La calorimetría es un método de análisis térmico que registra y mide los cambios de una muestra ante una rampa de temperaturas controladas. Las dos técnicas calorimétricas más utilizadas son manteniendo la probeta bajo condiciones térmicas constantes (Differential Isothermal Calorimetry, DIC) o ante un cambio diferencial de temperatura (Differential Scanning Calorimetry, DSC); siendo ésta última la más utilizada. En los metales esta técnica es utilizada para conocer las transformaciones en estado sólido del material, así como para determinar precipitados, disoluciones y recristalizaciones, temperaturas de incipiente fundición y en estudios de solidificación^[77].

4.3 Análisis Dinámico Mecánico (ADM)

Los primeros intentos de aplicar una fuerza oscilatoria para medir la elasticidad de un material los reporta Poynting en 1909. Fue hasta los años 50's que surgieron los primeros instrumentos comerciales para conocer la estructura molecular y la rigidez del material. En 1955 surgió el Weissenberg Rheogoniometer, aparato que dominó la realización de estudios de caracterización de materiales durante cerca de 20 años. Alrededor de 1966, J. Gilham desarrolló el instrumento llamado Péndulo de Torsión (Torsional Braid Analyzer), iniciando la era moderna del Análisis Dinámico Mecánico, seguido de algunos aparatos más que eran complejos en su uso, lentos y con capacidad limitada para analizar los datos. A través de los años, y con el avance en la tecnología y las computadoras, el manejo de los equipos, aunado a la competencia entre las marcas, ha hecho que sea más fácil la interpretación de los resultados, haciendo esta técnica mucho más amigable y completa^[40,81].

El principio mediante el cual se realiza el Análisis Dinámico Mecánico se menciona a continuación:

Si se toma una muestra de cualquier material y se le aplica una carga sinusoidal, la deformación también será sinusoidal. Esto será reproducible si mantenemos al material en su región elástica. Para cualquier punto de la curva, el esfuerzo aplicado puede determinarse mediante la siguiente expresión:

$$\sigma = \sigma_o \text{sen}(\omega t)$$

donde σ es el esfuerzo en el instante de tiempo t , σ_o es el máximo esfuerzo, ω es la frecuencia de la oscilación y t es el tiempo. La curva de deformación dependerá tanto del amortiguamiento viscoso como elástico que presente el material.

La ecuación anterior también se puede escribir en función de la variación de σ con respecto al tiempo:

$$\frac{d\sigma}{dt} = \omega \sigma_o \cos(\omega t)$$

Un material elástico, lineal e isótropo responderá ante el esfuerzo oscilante que se le aplique de acuerdo con la ley de Hooke, siempre que no se le aplique un esfuerzo mayor que el correspondiente a su límite de fluencia. La deformación en cualquier instante de tiempo será:

$$\varepsilon(t) = E\sigma_o \text{sen}(\omega t)$$

donde $\varepsilon(t)$ es la deformación unitaria en cualquier instante de tiempo t , E es el módulo de Young o de elasticidad del material, σ_o es el máximo esfuerzo en la cresta de la onda sinusoidal y ω es la frecuencia de la oscilación. Debido a que el esfuerzo σ y la deformación unitaria ε están relacionadas linealmente por E , también se puede afirmar que:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_o \text{sen}(\omega t)$$

donde ε_o es la deformación correspondiente al máximo esfuerzo. La curva que generan estas deformaciones no está desfasada con respecto a la curva de esfuerzo, y se le llama como la porción “en-fase” de la curva.

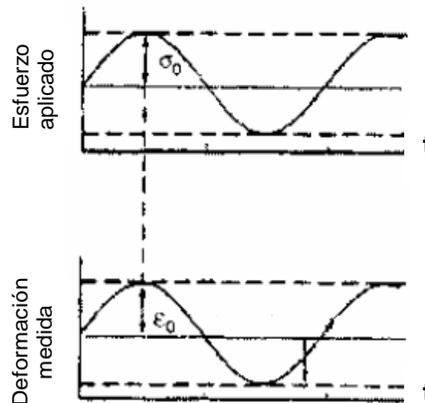


Figura 4.1 Respuesta de un material elástico ante un esfuerzo aplicado

En los materiales viscosos la respuesta se puede escribir en términos de la deformación:

$$\varepsilon(t) = \eta \frac{d\sigma_o}{dt} = \eta \omega \sigma_o \cos(\omega t)$$

o

$$\varepsilon(t) = \eta \omega \sigma_o \text{sen}\left(\omega t + \frac{\pi}{2}\right)$$

donde η es el coeficiente de viscosidad. Se pueden reemplazar términos, quedando la expresión de la siguiente manera:

$$\varepsilon(t) = \omega \varepsilon_o \cos(\omega t) = \omega \varepsilon_o \text{sen}\left(\omega t + \frac{\pi}{2}\right)$$

La curva que genera esta ecuación se muestra en la figura 4.2. Un material que no es completamente elástico ni viscoso, es decir viscoelástico, presenta una curva intermedia, como la mostrada en la figura 4.3.

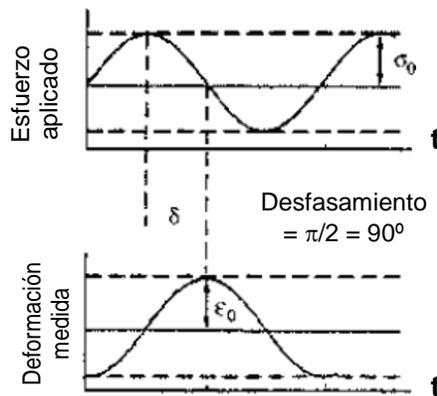


Figura 4.2 Respuesta de un material viscoso ante un esfuerzo aplicado

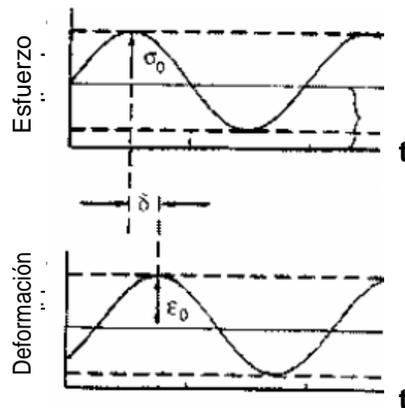


Figura 4.3 Respuesta de un material viscoelástico ante un esfuerzo aplicado

La diferencia entre el esfuerzo aplicado y la deformación resultante es un ángulo δ (ver Fig. 4.3) que puede ser integrado a las ecuaciones anteriores, de tal manera que la respuesta elástica en cualquier instante puede ser ahora escrita como:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_o \text{sen}(\omega t + \delta)$$

Haciendo uso de conocimientos de trigonometría básica la ecuación anterior se puede reescribir de la siguiente manera:

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_o [\text{sen}(\omega t) \cos \delta + \cos(\omega t) \text{sen} \delta]$$

donde se puede sustituir:

$$\varepsilon' = \varepsilon_o \text{sen}(\delta)$$

$$\varepsilon'' = \varepsilon_o \cos(\delta)$$

sabiendo que el vector suma de estas dos componentes da la deformación total o compleja de la muestra:

$$\varepsilon^* = \varepsilon' + i\varepsilon''$$

Esta relación se puede entender matemáticamente mediante el triángulo mostrado en la figura 4.7.

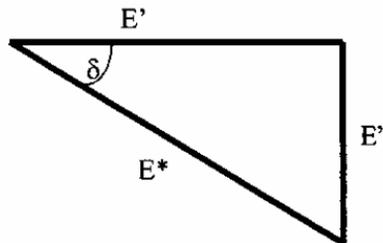


Figura 4.7 Relación entre el ángulo de fase δ ,

Físicamente esta aproximación separa un módulo simple (de viscosidad o elasticidad) en dos términos, uno relacionado con el almacenamiento de energía (módulo elástico) y otro relacionado con la pérdida o disipación de energía (módulo viscoso).

Un material que bajo esfuerzo sinusoidal tiene cierta deformación y un ángulo que define la separación entre el máximo esfuerzo y la máxima deformación, puede ser caracterizado mecánicamente mediante un Análisis Dinámico Mecánico. El módulo de almacenamiento (E') es una medida de la elasticidad del material e idealmente sería equivalente al módulo de Young. Se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$E' = \left(\frac{\sigma^o}{\varepsilon^o} \right) \cos \delta = \left(\frac{f_o}{bk} \right) \cos \delta$$

donde δ es el ángulo de fase, b es el factor geométrico de la muestra, f_o es la fuerza máxima aplicada y k es el máximo desplazamiento que la fuerza genera en la muestra.

La energía que pierde o disipa la muestra durante la prueba es debido a la fricción y movimientos internos en el espécimen. Esta cantidad se ve reflejada en el módulo de pérdida, E'' , también llamado módulo viscoso o imaginario. Este se calcula mediante la siguiente fórmula:

$$E'' = \left(\frac{\sigma^o}{\varepsilon^o} \right) \text{sen} \delta = \left(\frac{f_o}{bk} \right) \text{sen} \delta$$

donde δ es el ángulo de fase, b es el factor geométrico de la muestra, f_o es la fuerza máxima aplicada y k es el máximo desplazamiento que la fuerza genera en la muestra.

La tangente del ángulo de fase (δ), también llamada *amortiguamiento*, es una de las propiedades básicas medidas mediante este análisis. Es un indicador de la eficiencia del material para perder energía mediante el acomodamiento molecular y por fricción interna. Este valor es también un indicador de la relación entre el módulo de pérdida y el de almacenamiento, siendo independiente de la geometría utilizada en la probeta. Esta propiedad se define como:

$$\tan \delta = \frac{E''}{E'}$$

El *amortiguamiento* puede también obtenerse de una curva esfuerzo-deformación en una prueba de carga cíclica. Esta característica se obtiene mediante la normalización de la energía disipada en un ciclo histerético con respecto a la máxima energía potencial que puede liberar el material^[54].

Capítulo 5

Caracterización de los sistemas utilizados

El conocimiento un nuevo material parte del conocimiento de sus propiedades físicas, posteriormente las químicas y mecánicas. En este proceso se utilizarán tres técnicas diferentes: observación microscópica (óptica y electrónica de barrido, MEB), calorimetría diferencial de barrido (DSC) y análisis dinámico mecánico (ADM).

5.1 Observación microscópica

Mediante esta técnica es posible conocer de manera somera el probable comportamiento de cada una de las aleaciones o materiales utilizados a partir de la microestructura presente, para que, en caso de ser necesario, se realice otra fundición del material para corregir fallas en el proceso de fundición que generen inclusiones, poros, etc., antes de proceder al Análisis Dinámico Mecánico.

5.1.1 Microscopia óptica

5.1.1.1 CuAlBe

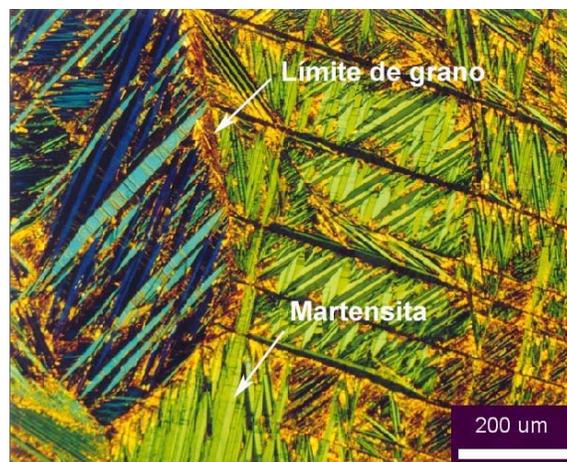


Fig. 5.1 CuAlBe visto en microscopio óptico

La aleación CuAlBe mostró la estructura anterior (Fig. 5.1) después de ser homogeneizada, laminada y betatizada. La estructura es martensítica.

5.1.1.2 CuZnAl

La aleación CuZnAl adquirió la estructura que se presenta en la Fig. 5.2 después de ser homogeneizada, laminada y betatizada. La estructura es martensítica. Las manchas en la frontera de grano son debido al “sobreataque” de la muestra para revelar la estructura.

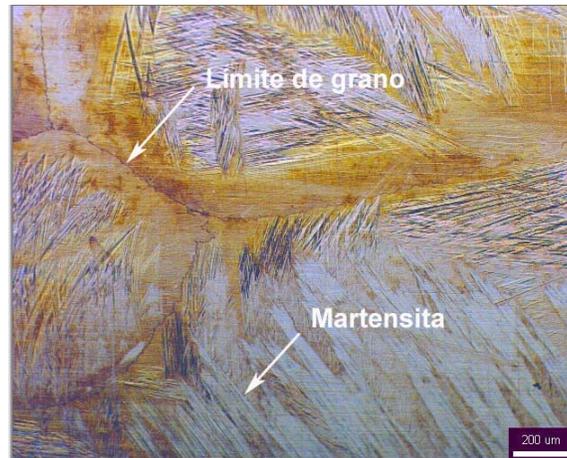


Fig. 5.2 CuZnAl visto en microscopio óptico

5.1.1.3 CuAlNi



Fig. 5.3 CuAlNi visto en microscopio óptico

La estructura obtenida en la aleación CuAlNi de tipo martensítica se muestra en la Figura 5.3, después de haber sido homogeneizada, laminada y betatizada.

5.1.1.4 Acero A-36

El acero es uno de los materiales más usados en la construcción debido a la rapidez y facilidad en su colocación y terminado en la estructura. Este material se utilizó como comparativo en esta tesis debido a su amplia utilización no sólo estructural sino como parte de dispositivos que proporcionen mayor amortiguamiento a las construcciones, característica principal que se estudia en esta tesis.

El acero utilizado fue cortado de una placa laminada del tipo A-36. Según la norma ASTM para aceros estructurales al carbón, la composición debe ser:

98.04%wt Fe - 0.27%wt C - 1.20%wt Mn - 0.04%wt P - 0.05%wt S - 0.4%wt Si
donde Fe es la abreviación de Hierro, C de Carbono, Mn de Manganeso, P de Fósforo, S de azufre y Si de Silicio.

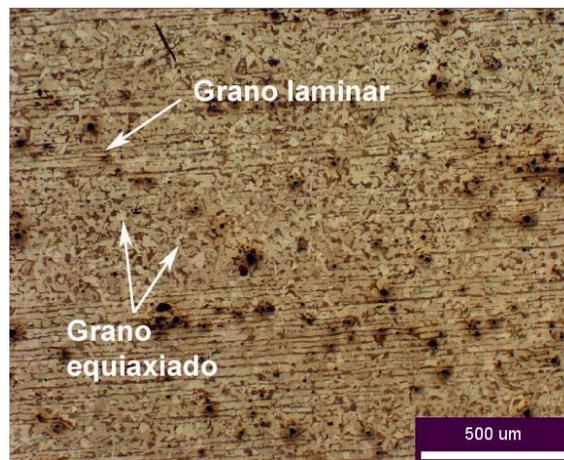


Fig. 5.4 (a) Acero A36 visto en microscopio óptico

En los extremos superior e inferior de la Figura 5.4 (a) correspondiente a una placa de acero, se observa que el grano está direccionado de manera horizontal, debido a la laminación. En el centro de la sección se observa un grano equiaxialado, lo que muestra que la deformación aplicada al acero durante el proceso de laminación no fue uniforme para todo el material, provocando un

comportamiento anisotrópico. Los puntos oscuros son poros o material no deseado, el cual oxida rápidamente y afecta el material cambiando su composición y, por lo tanto, su comportamiento, ya que deja de ser homogéneo.

En la Figura 5.4 (b) se señalan las tres fases que se presentan en el acero. Muchos de los granos son de color claro, los cuales son granos de hierro metálico con carbono, conocidos como la fase ferrita del acero. El carbono que no se integra a la ferrita forma un compuesto llamado carburo de hierro, Fe_3C , conocido como cementita, fase más dura del acero. La fase llamada perlita esta compuesta por láminas de ferrita y cementita alternadas. Cuando el contenido total de carbono es bajo, abundan los granos de ferrita. Los granos de perlita son escasos y dispersos. A medida que el contenido de carbono aumenta, la población de cementita sube.

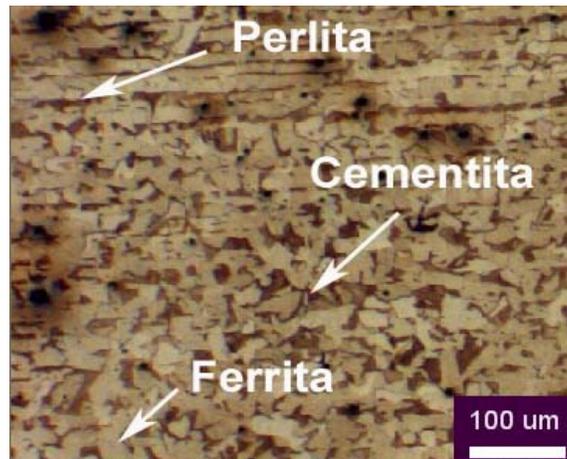


Fig. 5.4 (b) Acero visto en microscopio óptico, fases presentes en el acero

5.1.2 Microscopia electrónica de barrido

La microscopia electrónica de barrido fue realizada principalmente para obtener la composición química exacta de las aleaciones y determinar si había pérdidas de algún material debido a la oxidación o evaporación de los mismos.

Esta técnica requiere de la preparación de las muestras, también deben ser desbastadas y pulidas, aunque no necesariamente “atacadas” con algún

químico para revelar su estructura si sólo se requiere conocer la composición del material. Si es necesario conocer la estructura del material el revelado si es necesario para que el haz de electrones distinga las diferencias superficiales entre los granos.

5.1.2.1 CuAlBe

La composición teórica de la aleación CuAlBe fue la siguiente:

87.875%wt Cu - 11.525%wt Al - 0.6%wt Be

presentando pérdidas casi nulas durante la fundición y tratamientos subsecuentes. La composición final estudiada fue la siguiente:

90.937%wt Cu – 8.592%wt Al – 0.471%wt Be

5.1.2.2 CuZnAl

La composición teórica de la aleación CuZnAl se menciona a continuación:

72.63%wt Cu – 21.52%wt Zn – 5.85%wt Al

teniendo pérdidas muy pequeñas del material durante la fundición, quedando la composición final estudiada como sigue:

71.79%wt Cu – 22.83%wt Zn – 5.39%wt Al

5.1.2.3 CuAlNi

La composición teórica de la aleación CuAlNi fue:

82.8%wt Cu – 14%wt Al – 3.2%wt Ni

De manera similar que las anteriores aleaciones, presentó pérdidas, resultando la siguiente composición:

85.04%wt Cu – 12.955%wt Al – 2%wt Ni

5.2 Calorimetría diferencial de barrido

La caracterización de las aleaciones mediante esta técnica requiere de muestras homogeneizadas, laminadas y betatizadas, cortadas en pequeños cuadrados de 3 mm por lado.

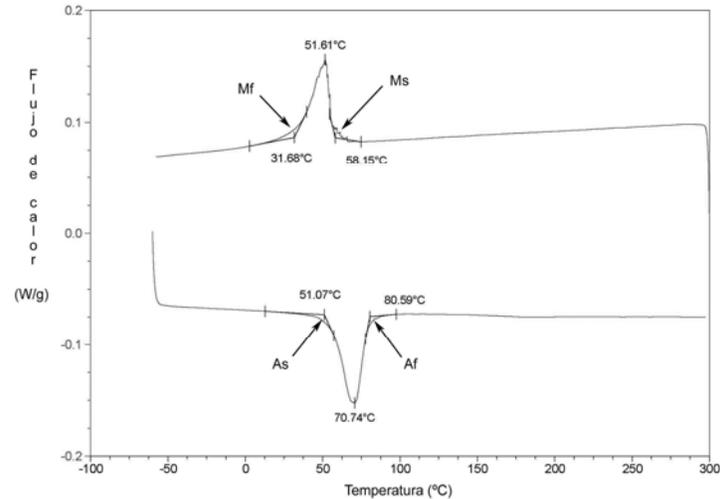


Fig. 5.5 DSC de CuAlBe

En la figura 5.5 se muestra una gráfica que da los resultados de la Calorimetría Diferencial de Barrido de la aleación CuAlBe. En el eje "X" se observa la variación en la temperatura y en el eje "Y" el flujo de calor de la muestra. La prueba se inició a una temperatura de -60°C y se empezó a elevar a una velocidad de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ hasta alcanzar 300°C . De igual manera se bajó la temperatura hasta alcanzar la inicial. La línea inferior del ciclo de calentamiento-enfriamiento en la gráfica muestra la elevación de temperatura de la muestra. El pico cóncavo señala una transformación endotérmica del material, es decir, absorción de energía en forma de calor para completar la transformación de martensita a austenita. En el enfriamiento de la muestra (línea superior de la gráfica) se observa un pico convexo, lo que indica una transformación exotérmica del material, es decir, que la aleación liberó calor para generar la fase martensítica. Las temperaturas que marcan el máximo o mínimo de los picos equivalen a las temperaturas M_{50} y A_{50} respectivamente (Capítulo 1, página 6).

5.2.1 CuAlBe

Las temperaturas de transformación para el sistema CuAlBe fueron obtenidas de la gráfica de DSC, siendo estas:

$$\begin{array}{ll} A_s = 51.07^\circ\text{C} & M_s = 58.15^\circ\text{C} \\ A_{50} = 70.74^\circ\text{C} & M_{50} = 51.61^\circ\text{C} \\ A_f = 80.59^\circ\text{C} & M_f = 31.68^\circ\text{C} \end{array}$$

Lo cual nos da una histéresis de temperatura de 19.13°C .

5.2.2 CuZnAl

El DSC de la aleación CUZnAl muestra que las temperaturas de transformación son:

$$\begin{array}{ll} A_s = 12.94^\circ\text{C} & M_s = 29.17^\circ\text{C} \\ A_{50} = 25.13^\circ\text{C} & M_{50} = 12.95^\circ\text{C} \\ A_f = 33.07^\circ\text{C} & M_f = -6.40^\circ\text{C} \end{array}$$

Generando una histéresis de temperatura de 12.18°C .

5.2.3 CuAlNi

Las temperaturas de transformación para esta aleación son:

$$\begin{array}{ll} A_s = 45.28^\circ\text{C} & M_s = 33.62^\circ\text{C} \\ A_{50} = 57.21^\circ\text{C} & M_{50} = 27.27^\circ\text{C} \\ A_f = 65.29^\circ\text{C} & M_f = 10.70^\circ\text{C} \end{array}$$

Lo cual nos da una histéresis de temperatura de 29.94°C .

5.3 Análisis Dinámico Mecánico (ADM)

Las composiciones de cada una de las aleaciones que se probaron mediante esta técnica son las siguientes:

$$\begin{array}{l} 90.937\% \text{wt Cu} - 8.592\% \text{wt Al} - 0.471\% \text{wt Be} \\ 71.79\% \text{wt Cu} - 22.83\% \text{wt Zn} - 5.39\% \text{wt A} \\ 85.04\% \text{wt Cu} - 12.955\% \text{wt Al} - 2\% \text{wt Ni} \end{array}$$

El análisis del comportamiento de cada una de las aleaciones, en esta etapa experimental, se basó en el *amortiguamiento* proporcionado por cada una. Los resultados se compararon con los obtenidos para especímenes de acero. Para analizar las ventajas de cada uno de los diferentes comportamientos que una aleación con memoria de forma puede presentar, se probó cada sistema en sus diferentes fases y en mezcla de las mismas.

El equipo utilizado, DMA Q800, realiza la prueba en una cámara que puede controlar la temperatura ambiente interna desde -150°C a 600°C , por lo que no es necesario fabricar varios lotes de cada aleación con diferentes composiciones para obtener cada una de las fases.



Fig. 5.6 Equipo DMA Q800

Las temperaturas a las cuales se realizaron cada una de las pruebas se obtuvieron de los resultados de DSC, asegurando que el material se encontrara en estado martensítico, austenítico o en mezcla de fases.

Las temperaturas a las cuales se realizó cada una de las pruebas se muestra en la Tabla 5.1.

	Temperatura (°C)		
	Martensita	Mezcla de fases	Austenita
CuAlBe	-30	70	130
CuZnAl	-50	25	130
CuAlNi	-30	56	115

Tabla 5.1 Temperaturas a las que se realizaron las pruebas de las aleaciones

Se realizaron pruebas de acero con la misma técnica (ADM) como material comparativo, por ser muy utilizado en la construcción. La variación de la temperatura ambiente en los climas donde hay estructuras con este material no es de gran importancia para afectar el comportamiento del mismo, por lo que la temperatura a la cual se realizaron las pruebas correspondientes al acero fue 25°C.

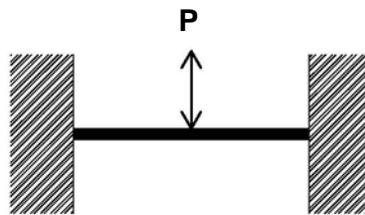


Fig. 5.7 Diagrama de cuerpo libre de una viga en cantiliver doble



Fig. 5.8 Arreglo de las pinzas para una prueba en cantiliver doble. Para cantiliver simple únicamente la probeta se hace mas corta y se empotra de un sólo lado.

Las pruebas realizadas fueron en cantiliver, bajo control de la amplitud del desplazamiento del extremo libre de la probeta. Se genera un archivo de salida

donde menciona la temperatura a la cual se realizó la prueba, los módulos de almacenamiento y pérdida, el esfuerzo provocado en la probeta, el amortiguamiento del material, la frecuencia ante la cual se aplica la carga, la rigidez del material, entre otros parámetros.

5.3.1 Relación esfuerzo-deformación

El equipo en el cual se realizaron las pruebas, DMA Q800, proporciona los valores de las características arriba mencionadas medidos en los picos de la onda sinusoidal de carga aplicada a la probeta. Por esta razón, las gráficas solo presentarán esfuerzos, deformaciones, etc. de valor positivo.

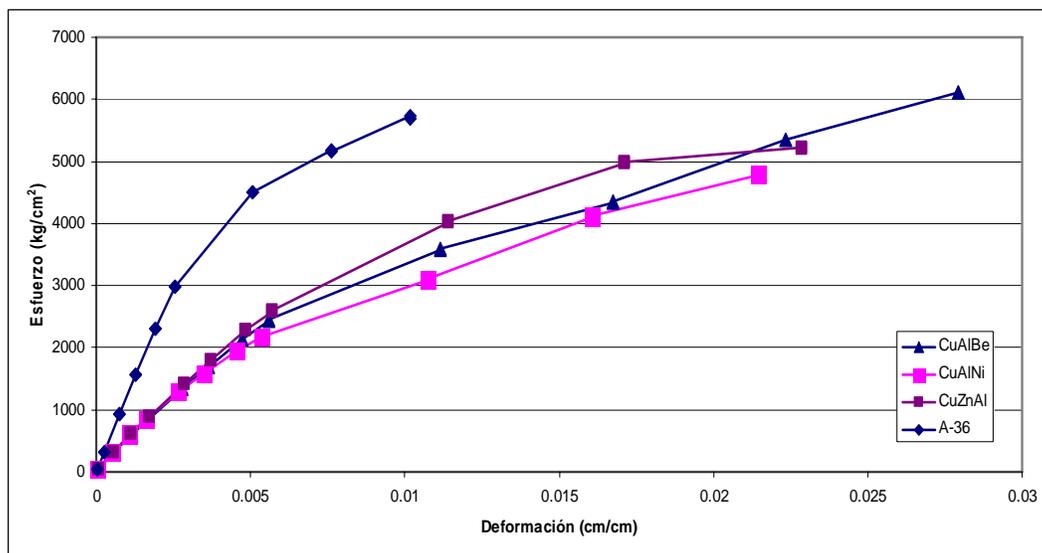


Fig 5.9 Curva esfuerzo – deformación (martensita)

En la Fig. 5.9 se presentan la relación esfuerzo-deformación del acero y de las aleaciones en su fase martensítica. Los tres sistemas utilizados presentan un módulo elástico similar entre sí, pero menor al del acero. Aún la aleación con menor deformación de fractura (CuAlNi) entre los tres sistemas estudiados presentó una capacidad de deformación mayor que la del acero. En cierto intervalo de deformaciones (0.005-0.02) la resistencia de la aleación CuZnAl es mayor que la de las otras aleaciones, pero a partir del 2% de la deformación la resistencia de la aleación CuAlBe aumenta.

En la Fig. 5.10 se muestran los resultados de las pruebas realizadas a las aleaciones en mezcla de fases y su comparación con los del acero. El módulo de Young para las aleaciones en mezcla de fases, al igual que en estado martensítico, es similar. Dicho módulo resulta menor que el del acero. La aleación CuAlNi falló de manera frágil, desarrollando un esfuerzo y una deformación de fractura menor que la de los otros dos sistemas, en cualquier fase. La capacidad de deformación de las aleaciones CuAlBe y CuZnAl fue mayor que las desarrolladas por los mismos sistemas en martensita, aunque presentan una resistencia ligeramente más baja (para una misma deformación).

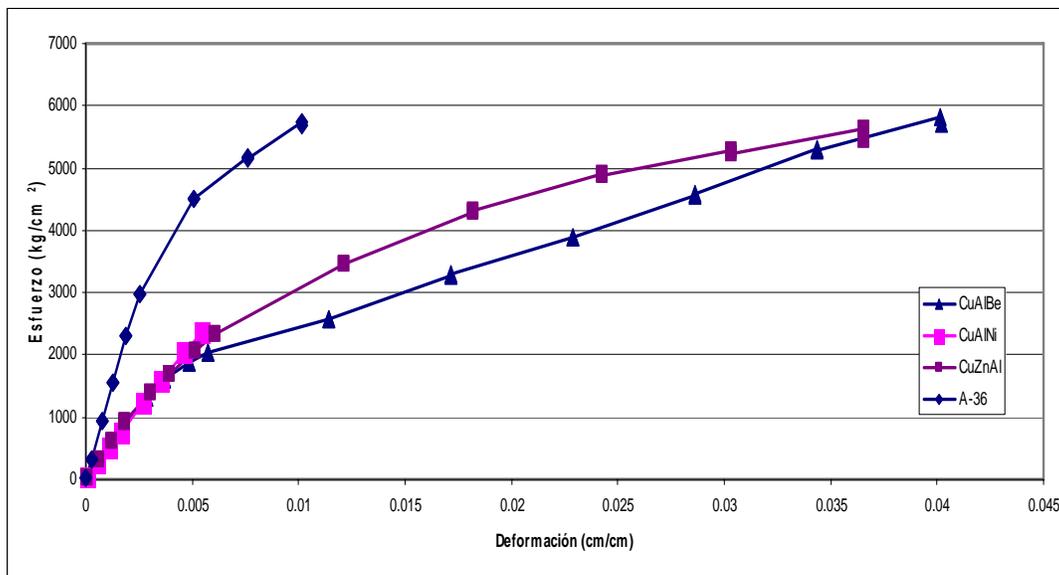


Fig 5.10 Curva esfuerzo – deformación (mezcla de fases)

Las tres aleaciones en su estado austenítico presentaron baja resistencia y capacidad de deformación. La aleación CuAlNi es la que desarrolló el menor módulo de Young de los sistemas y fases probadas. Estos resultados se muestran en la Fig. 5.11.

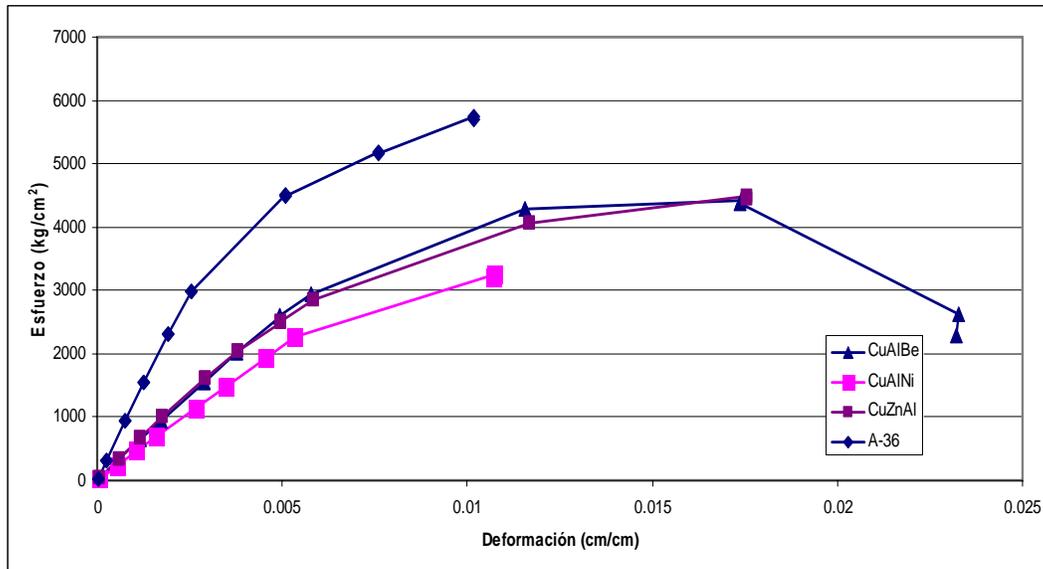


Fig 5.11 Curva esfuerzo – deformación (austenita)

En la Tabla 5.4 se muestran los valores del módulo de Young de cada una de las aleaciones en sus diferentes fases y en mezcla de ellas.

	Módulo de Young, E (kg/cm ²)		
	Martensita	Mezcla de fases	Austenita
CuAlBe	527611.40	516364.96	547847.39
CuZnAl	553882.87	517000.05	583670.90
CuAlNi	597892.02	473233.42	429639.76

Tabla 5.4 Módulos de Young de las aleaciones

	Módulo de Young, E (kg/cm ²)	
	Teórico	Experimental
Acero	1225944	1265000

Tabla 5.5 Módulo de Young del acero

En base a las gráficas anteriores (Figs. 5.9-5.11), se puede concluir lo siguiente:

- La resistencia del acero es mayor que la resistencia de cualquiera de las aleaciones estudiadas.

- La resistencia de la aleación CuAlNi es menor que el resto de los sistemas estudiados, al igual que su capacidad de deformación, esto debido a que resultó ser la más frágil.
- A excepción de CuAlNi en mezcla de fases, las demás aleaciones en sus diferentes fases presentaron mayor capacidad de deformación que la correspondiente al acero.

5.3.2 Amortiguamiento

El valor del amortiguamiento ($\tan \delta$) de las aleaciones en su fase austenítica fue el menor obtenido en las pruebas realizadas (dos fases y la mezcla de ellas para las tres aleaciones) por lo que en la Figuras 5.11 y 5.12 se presentan los valores de amortiguamiento obtenidos para las tres aleaciones únicamente en fase martensítica y en mezcla de fases.

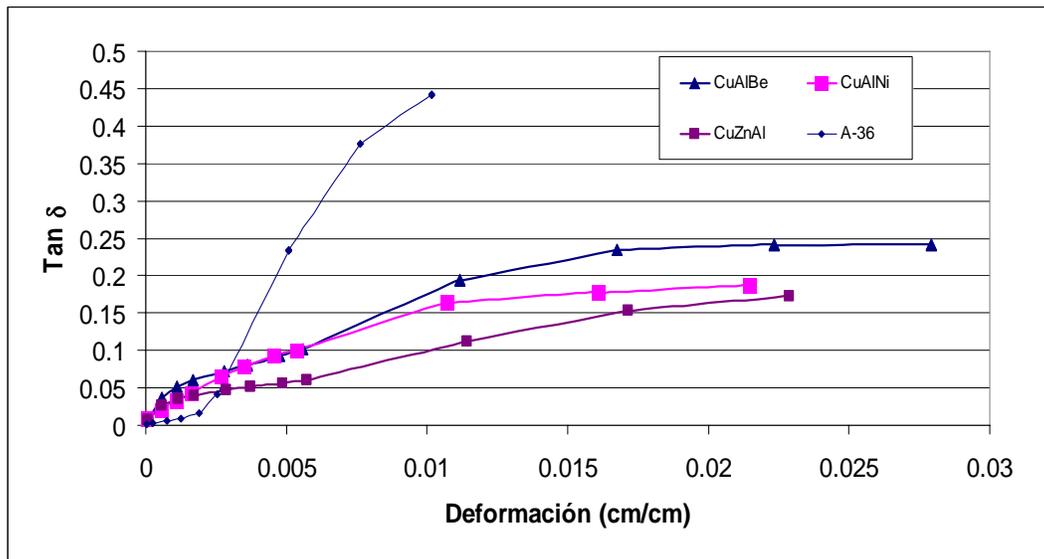


Fig. 5.11 Amortiguamiento de las aleaciones en fase martensítica

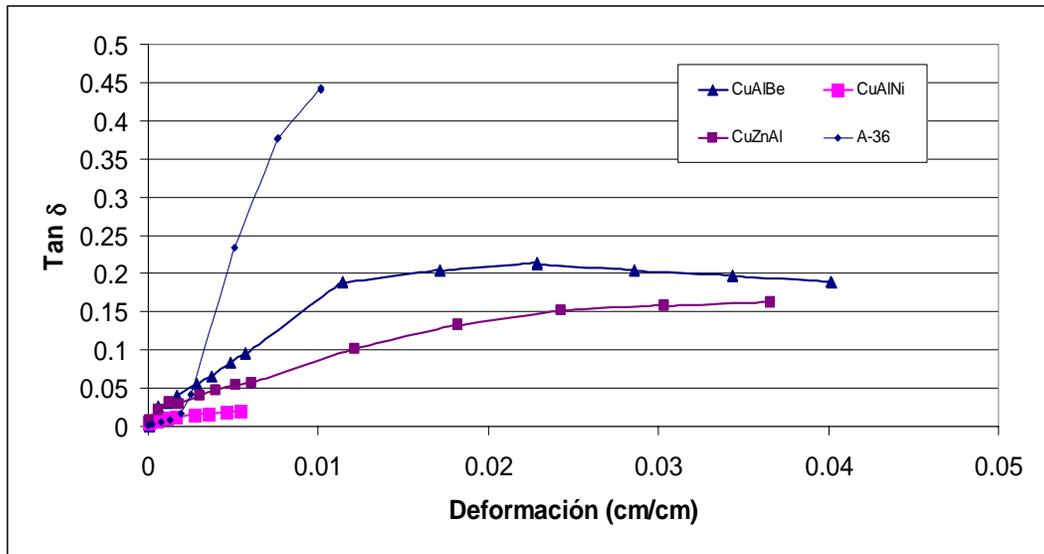


Fig. 5.12 Amortiguamiento de las aleaciones en mezcla de fases

De las gráficas $\tan \delta$ – deformación se pueden obtener las siguientes conclusiones:

- El acero presenta mayor capacidad de amortiguamiento que las aleaciones estudiadas; sin embargo, éstas superan el amortiguamiento proporcionado por el acero ante deformaciones muy pequeñas (<0.0030).
- El acero, a pesar de ser un metal, presenta amortiguamiento viscoso, lo cual se refleja en el bajo pero presente amortiguamiento que provee aún antes de su fluencia.
- La aleación con mayor amortiguamiento resultó ser la constituida por CuAlBe tanto en su fase martensítica como en mezcla de fases.

Capítulo 6

Pruebas cíclicas

En base a los resultados obtenidos a través del Análisis Dinámico Mecánico, y habiendo concluido que la aleación de mejor comportamiento era la constituida por CuAlBe en su fase martensítica y en mezcla de fases, se decidió comparar resultados de un estudio realizado por Fuentes et al. (2005) con pruebas realizadas al acero ante desplazamiento controlado.

Las probetas utilizadas para las pruebas de acero fueron elaboradas en según la norma ASTM 606 para pruebas de fatiga. Las dimensiones finales de las probetas utilizadas se muestran en la siguiente figura:

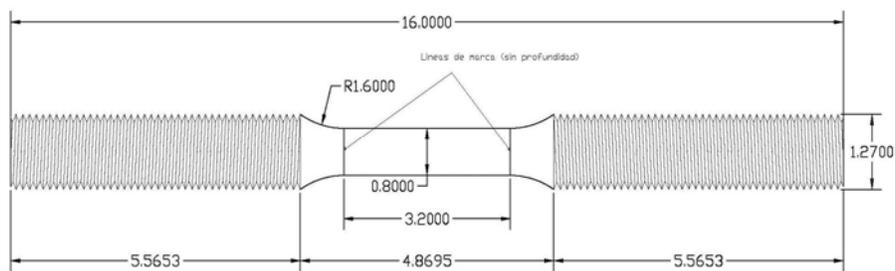


Fig. 6.1 Probeta utilizada para pruebas cíclicas (cotas en centímetros)

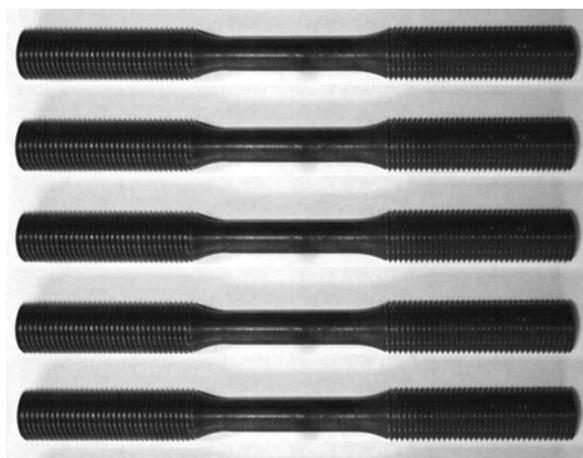


Fig. 6.2 Probetas de acero A36



Fig. 6.3 Máquina MTS del Instituto de Ingeniería de la UNAM

Las pruebas se realizaron en la máquina MTS modelo 810 con celda de carga de 25 Ton perteneciente al Instituto de Ingeniería de la UNAM, a una frecuencia de 0.5 Hz. Se probaron ante distintas deformaciones constantes (0.5%, 1%, 1.5%, 2%, 2.5%).

Enseguida se mencionarán los resultados de las pruebas a 2.5% de deformación.

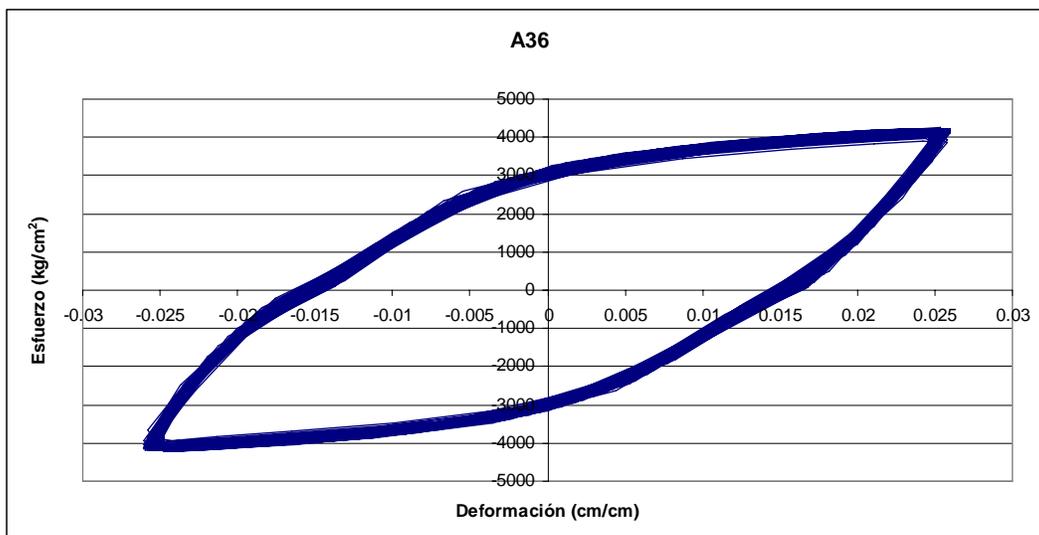


Fig. 6.4 Curva esfuerzo-deformación de acero A36

Los resultados de las pruebas cíclicas a la aleación constituida por CuAlBe en sus dos fases y en mezcla de ellas, realizadas por Fuentes (2005) se muestran a continuación. Todas las gráficas fueron obtenidas ante los mismos parámetros, es decir, deformación constante del 2.5% y frecuencia de 0.5 Hz.

Fuentes estudió únicamente la aleación CuAlBe en sus dos fases y en mezcla de ellas, realizando pruebas de carga uniaxial de tensión y cíclicas. Concluye que la fase austenítica es la de menor capacidad de disipación de energía con deformaciones residuales casi nulas y que presenta el menor nivel de disipación de energía. Considera que es este sistema en fase austenítica es la que podría presentar mayores beneficios en la ingeniería de la construcción pues permite gran capacidad de deformación y sobretodo de recentreo.

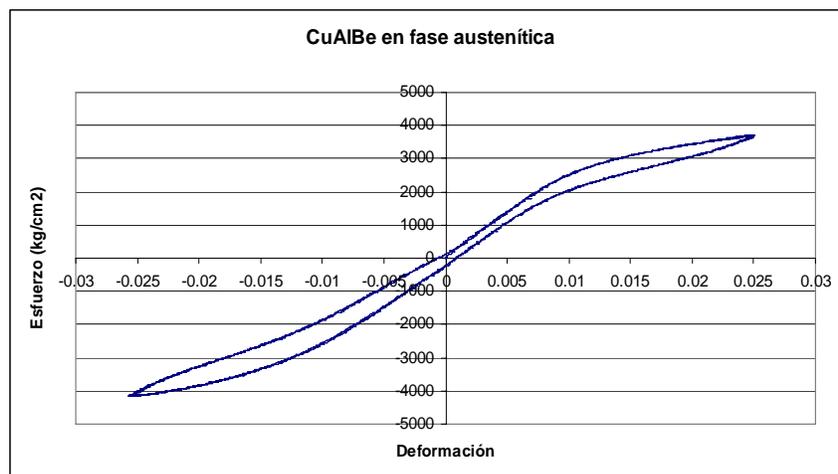


Fig. 6.5 Resultados de CuAlBe en estado austenítico (Fuentes et al., 2005)

La fase martensítica no la considera ideal para uso estructural debido a que presentaría deformaciones residuales después de un evento sísmico fuerte. También considera que la mezcla de fases tiene un comportamiento inestable, debido a la dificultad en su obtención y caracterización. Por otro lado se afecta el comportamiento debido a la variación en la frecuencia de aplicación de carga, a pesar de tener amplia capacidad de disipación de energía. Fuentes tampoco recomienda el sistema CuAlBe en mezcla de fases para uso estructural.

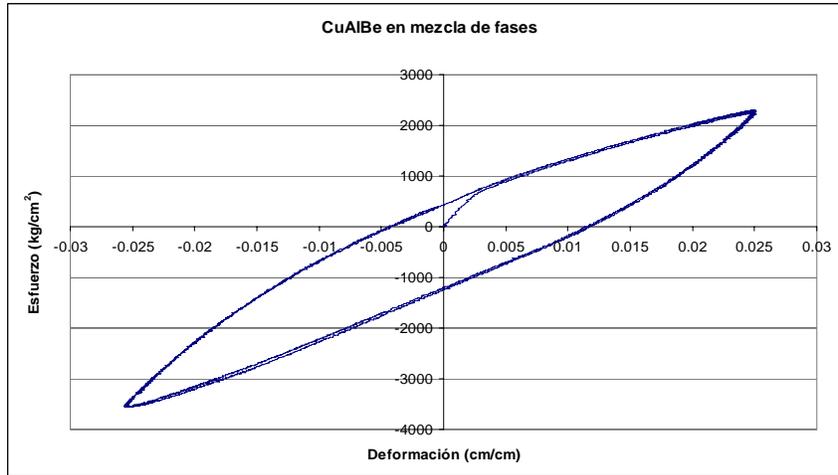


Fig. 6.6 Resultados de CuAlBe en mezcla de fases (Fuentes et al., 2005)

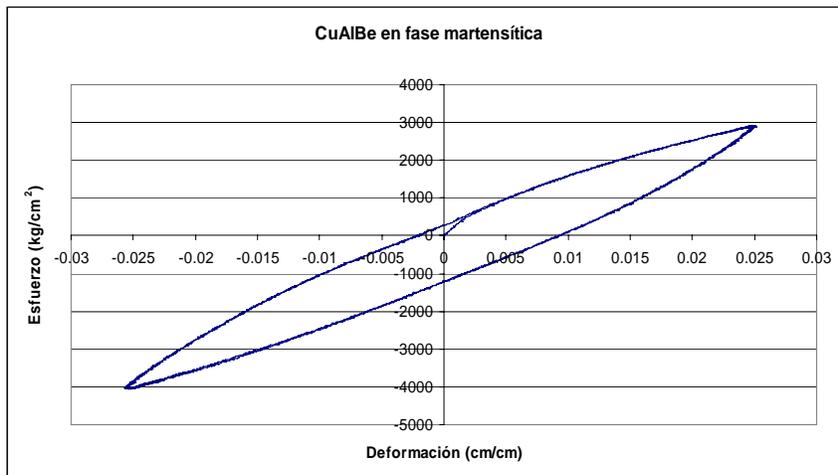


Fig. 6.7 Resultados de CuAlBe en estado martensítico (Fuentes et al., 2005)

Las diferentes capacidades de disipación de energía así como la diferencia en la resistencia entre las diferentes fases y mezcla de ellas, concuerdan con los datos obtenidos mediante el Análisis Dinámico Mecánico realizado durante la elaboración de esta tesis.

En conclusión, se puede afirmar que para fines de recentreo se recomienda el uso de la aleación CuAlBe en su fase austenítica y para amortiguamiento en su fase martensítica. Se observa que la capacidad disipadora de energía es menor que la del acero, como se puede ver al comparar las figuras 6.4 y 6.7.

Capítulo 7

Aplicaciones de las AMF en el control sísmico de estructuras

En la ingeniería sismorresistente una importante tendencia actual consiste en implementar dispositivos de control de la respuesta, que se pueden clasificar en dos grandes grupos: denominados control pasivo y control activo. Los primeros de materialización más sencilla y económica y en consecuencia de mayor aplicación, son en general proyectados teniendo en cuenta el espectro de respuesta del sismo de diseño y son accionados por los desplazamientos o deformaciones del sistema estructural. Los dispositivos de control activo se diseñan aplicando técnicas basadas en conceptos y métodos propios de control automático de sistemas, Estas técnicas reducen la respuesta de la estructura a través de la implementación de mecanismos actuadores, alimentados por una fuente de energía exterior, capaces de ejercer un conjunto de fuerzas de control. La mayor complejidad y costo de la materialización de estos sistemas resulta un inconveniente importante, lo que se ve reflejado en la escasa cantidad de estructuras donde se hayan aplicado esta tecnología.

El estudio de los sistemas de control pasivo de las estructuras ha visto, durante los últimos 30 años, el surgimiento de nuevas tecnologías para la modificación de la respuesta sísmica de las estructuras mediante aisladores de base (modificando el período de respuesta de la estructura) o mediante la disipación de energía (aumentando el amortiguamiento de la estructura).

A partir de los años 70's se inició la investigación en dispositivos formados por acero y caucho, con el caucho como aislador y el acero proveyendo amortiguamiento. Actualmente, este tipo de mecanismos se usan en todo el mundo pues ha sido comprobada su eficacia en muchos sismos que afectan las regiones donde se encuentran localizadas las estructuras.

Los años 80's vieron el surgimiento de un nuevo dispositivo llamado sistema de péndulo friccionante que provee aislamiento y disipación de energía debido a una base deslizante en una superficie cóncava. Este mecanismo ha sido instalado en puentes y edificios de Estados Unidos, tanto en construcciones nuevas y en la modificación de otras ya existentes.

Recientemente ha surgido el interés en investigar nuevos materiales, de los llamados inteligentes, para su uso y mejoramiento del comportamiento sísmico estructural. Entre los materiales recientemente explorados se encuentran las aleaciones con memoria de forma. Hasta el día de hoy se pueden considerar escasos los dispositivos que incluyan elementos hechos a base de estas aleaciones. A partir de los años 80 la aleación NiTi fue considerada como la de mayor uso potencial y empezó a ser estudiada. Es a partir de entonces que se pueden encontrar los primeros reportes de pruebas mecánicas de este material.

Bondonet y Filiatrault (1996) dirigieron un estudio analítico usando un sistema de dos grados de libertad, que consistía en dos masas, representando la subestructura y la superestructura de un puente, unidas por un dispositivo hecho a base de la aleación NiTiNOL. La subestructura fue modelada como un resorte lineal y un sistema amortiguador. El modelo de Graesser y Cozzarelli (1991) fue usado para el comportamiento superelástico de la aleación. El modelo fue sometido a un registro sísmico con aceleración máxima de 0.21g. El puente aislado con la aleación desarrolló aceleraciones menores que aquel que estaba sujeto a la subestructura y el dispositivo redujo ampliamente los desplazamientos debido al recentreo que presenta.

DesRoches (1999) diseñó un sistema de unión entre los marcos de un puente. Cada marco fue modelado como un sistema de un grado de libertad (S1GL); el golpeteo entre los marcos también fue considerado en el análisis. Un modelo de tensión uniaxial trilineal de un dispositivo a base de cables de NiTi se usó para conectar los marcos. El comportamiento de los marcos se comparó con un modelo tradicional bilineal usado en estos diseños. Se encontró que la aleación NiTi redujo los desplazamientos de la estructura.

Wilde et al. (2000) y Bondonet y Filiatrault desarrollaron a la par un estudio que consistía en un sistema de aislamiento de base para puentes elevados conformado por láminas de caucho con barras de AMF's. El sistema fue modelado y estudiado analíticamente para aceleraciones sísmicas de 0.2g, 0.4g y 0.6g. Para el sismo más pequeño el sistema funcionó como una conexión rígida entre el muelle y la cubierta. Durante el sismo mediano las barras aumentaron la capacidad de amortiguamiento del sistema debido a la transformación martensítica inducida por esfuerzo. El sismo mas fuerte comprobó que las barras aportaron amortiguamiento histerético a la estructura y actuaron como un dispositivo de control de desplazamientos, debido al endurecimiento de la aleación después de completar la transformación de fase.

Krumme et al. (1995) examinó el comportamiento de un dispositivo deslizante de elementos de NiTi sujetos a tensión. El mecanismo fue diseñado con una capacidad de 53.4 kN, deformación máxima de 75 mm., masa de 13.6 kg., y dimensiones de 250 x 1000 mm. El dispositivo se utilizó para mejorar el comportamiento de marcos de concreto. El comportamiento esfuerzo-deformación fue modelado en DRAIN-2DX y la respuesta estructural fue examinada bajo condiciones de base aislada y no aislada. Los resultados mostraron que, para la base no aislada, un sismo moderado o severo provocaría daños grandes estructurales. Caso contrario al análisis con base aislada que mostró marcada mejoría con las demandas en las distorsiones de entrepiso y en las rotaciones de columnas. Este mecanismo es similar al diseñado por Sweeney y Hayes (1995).

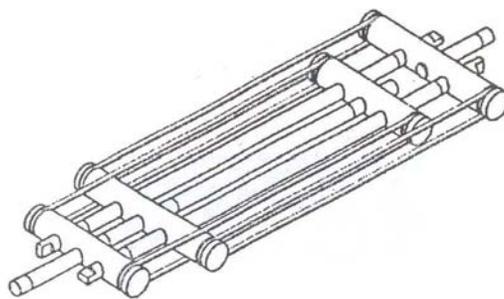


Fig. 7.1 Sistema deslizante aislador propuesto por Krumme et al.

Higashino et al. (1996) analizó el comportamiento de un dispositivo de AMF para el control de un edificio de varios niveles, el cual consistía en un alambre de la aleación NiTiNOL arrollado en un contraviento excéntrico colocado en cada nivel. El modelo fue sujeto al sismo registrado en Northridge escalado para 0.2g, 0.4g y 0.6g. Las distorsiones de entrepiso disminuyeron cerca del 50% para cada nivel de aceleración mientras que las distorsiones del primer nivel fueron aún menores. La energía absorbida por el marco fue menor en un 15% comparada con la absorbida por el que no tenía integrado el dispositivo. El inconveniente de este mecanismo es que se observó un incremento en las aceleraciones, cerca del 200% en algunos entrepisos, atribuido a un incremento en la rigidez inicial debido a la fase austenítica del material. También se reportó que, para tener un mayor control en el comportamiento de la estructura, el dispositivo colocado en el primer entrepiso debería tener el doble del esfuerzo de fluencia que los colocados en el resto de los entrepisos. Colocados de esta manera los mecanismos, la disipación de energía en los primeros cinco entrepisos fue efectiva, aunque a partir del sexto entrepiso, aún con la mayor aceleración, no se presentó disipación de energía.

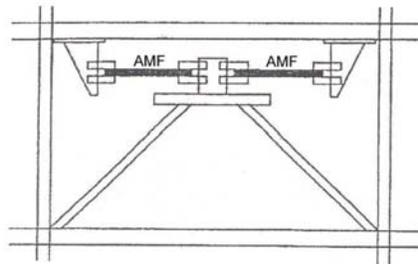


Fig. 7.2 Sistema estudiado por Higashino et al. (1996)

Tirelli y Mascelloni (2000) realizaron pruebas en mesa vibradora de muros de mampostería sin refuerzo y, posteriormente, de muros reforzados con cables de NiTiNOL. Los muros no reforzados colapsaron durante la prueba, mientras que los muros reforzados presentaron un daño menor aún en aceleraciones 60% mayores que las usadas para la prueba de los muros sin refuerzo.

Una de las pocas implementaciones actuales de AMF en dispositivos sísmicos a escala real es la que reportan Forni et al. (1997, 1998), Castellano et al.

(2001) e Indirli et al. (2001), quienes describen el trabajo realizado en un campanario en Italia. La torre de 18.5 metros de altura fue construida en 1302, y modificada en los años 1800's, principalmente para agregar muros de mampostería y aumentar la altura del campanario. Los muros agregados fueron no reforzados lo cual hizo a la estructura aun más vulnerable ante movimientos sísmicos. En octubre de 1996 la torre fue severamente dañada por un sismo.

Además de reemplazar los muros de mampostería y las losas dañadas, cuatro barras de acero preesforzadas con dispositivos de NiTiNOL fueron localizadas en las esquinas internas del campanario para incrementar la resistencia a flexión de la estructura. Los dispositivos hechos de las aleaciones fueron hechos de 60 alambres de 1 mm. de diámetro y 300 mm. de longitud. Las barras fueron ancladas en la base y en la cubierta de la torre. Estos dispositivos fueron diseñados para limitar la fuerza aplicada a la mampostería debido al postensado, garantizando que la fuerza de compresión que resistiría la estructura sería menor siempre a 20 kN. El 18 de junio de 2000 se registró un sismo de 4.5° Richter con el mismo epicentro del evento que daño a la iglesia en el año 1996. Después de ser revisado el edificio no se encontraron evidencias de daño en la estructura.

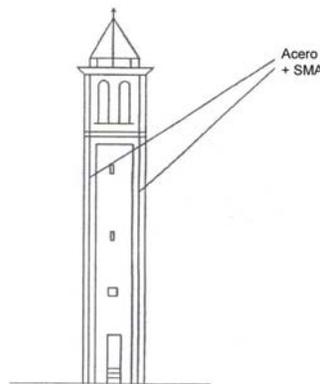


Fig 7.3 Refuerzo de la torre de la iglesia San Giorgio

Croci y Castellano (2001) estudiaron el fuerte daño en la Basílica de San Francisco en Asís, Italia, causado por el sismo que afectó la región en 1997. El principal reto de la restauración era obtener un adecuado nivel de seguridad manteniendo el concepto original de la estructura, para lo cual se usó NiTiNOL

en fase superelástica. Los dispositivos colocados mostraron propiedades estructurales diferentes para fuerzas horizontales variables. Bajo bajas fuerzas horizontales la aleación se comporta de manera rígida y no modifica de manera significativa los desplazamientos. Ante cargas horizontales grandes, como las de un sismo, la rigidez de las aleaciones reduce y controla los desplazamientos de las paredes de mampostería. La rigidez de la aleación ayuda a prevenir el colapso ante cargas extremadamente intensas.

Witting y Cozzarelli (1992) propusieron un dispositivo a base de CuZnAl que disipaba energía por torsión, debido a barras colocadas en las diagonales de los marcos de una estructura.

Leon et al. (2001) reportó la utilización de cables de NiTi en una conexión viga-columna. Se probaron especímenes a escala real con los dispositivos de la aleación. Los tendones colocados en la conexión fueron diseñados para trabajar en estado martensítico puro. Los cables mostraron que después de realizar varias veces pruebas a 4% de deformación y recuperar la deformación de la aleación mediante el calentamiento, los ciclos histeréticos fueron idénticos, permitiendo concluir que la conexión reforzada con la aleación no presenta degradación de resistencia.

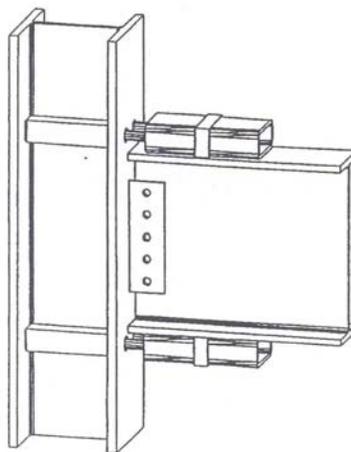


Fig. 7.4 Conexión viga-columna (Leon et al., 2001)

Dolce et al. (2000) presentó un estudio sobre las pruebas y aplicaciones de dos prototipos a escala real de aisladores hechos de una aleación con memoria de forma. Este dispositivo tiene propiedad de recentreo y poca capacidad de disipación de energía, así como alta resistencia a la fatiga. El sistema tiene 2 grupos separados de alambres de memoria de forma, uno diseñado para el recentreo de la estructura y el otro grupo para la disipación de energía, lo cual implica combinar la aleación en sus diferentes fases. Este mecanismo fue aplicado en un pequeño edificio italiano, formado por 3 entresijos de concreto equipado con dispositivos que únicamente proveían recentreo a la estructura, así como sistemas deslizantes formados por acero y teflón. Para probar el dispositivo se le aplicó a la estructura un desplazamiento de azotea de 140 mm. Después de dos oscilaciones, el edificio regresó a su posición original y no tuvo desplazamientos residuales^[78].

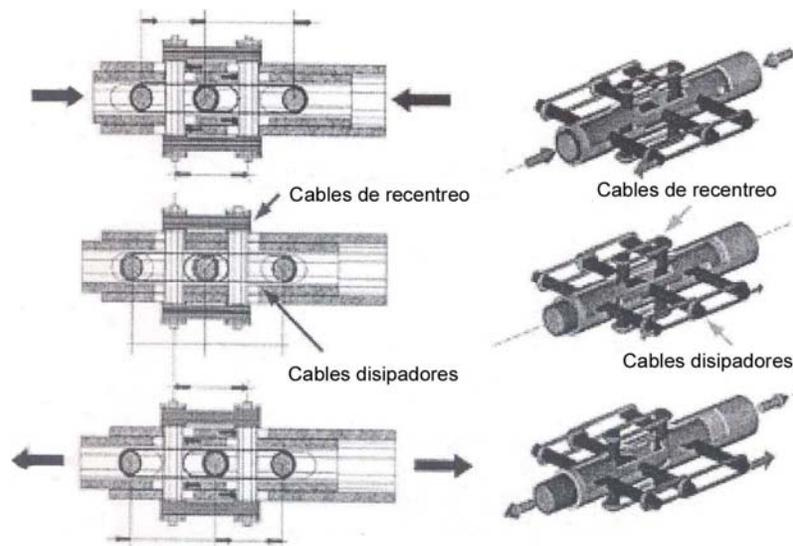


Fig 7.5 Dispositivo de recentreo y disipación de energía de Dolce et al.

Capítulo 8

Conclusiones y recomendaciones

En el presente trabajo se analizaron las aleaciones formadas por Cobre-Aluminio-Berilio (CuAlBe), Cobre-Zinc-Aluminio (CuZnAl) y Cobre-Aluminio-Níquel (CuAlNi), en sus dos fases (austenítica y martensítica) y en mezcla de ellas, para analizar el comportamiento mecánico de cada una de ellas y conocer el grado de amortiguamiento que pueden presentar, beneficiando el comportamiento sismorresistente de una estructura.

En base al conocimiento que ya se tenía sobre el comportamiento característico de cada fase, se realizaron pruebas de especímenes en cantiliver simple mediante un Análisis Dinámico Mecánico. A partir de los parámetros obtenidos se pudo obtener el módulo de elasticidad y el amortiguamiento de cada una de ellas.

Las relaciones empíricas obtenidas en anteriores investigaciones no muestran correspondencia entre las proporciones utilizadas y las temperaturas de transformación obtenidas en el DSC, probablemente debido al grado de pureza de los materiales utilizados en la fabricación de las aleaciones.

El níquel fue el material que presentó mayores pérdidas durante la fundición de la aleación CuAlNi, por lo que, al estar el sistema fuera de la composición sugerida para reducir la fragilidad del material, no presentó el comportamiento esperado, es decir, a baja deformación fallaba de manera frágil.

Se observó que al aumentar la cantidad de zinc en el sistema CuZnAl el nivel de fracturas intergranulares se reduce, beneficiando el comportamiento de la aleación.

Entre los tres sistemas analizados, la aleación CuAlNi, en sus dos fases y en mezcla de ellas, fue la que presentó menor capacidad de deformación y resistencia,

El sistema CuAlBe en fase martensítica presentó la mayor resistencia y, en mezcla de fases, la mayor capacidad de deformación. La aleación CuZnAl en mezcla de fases, también mostró alta capacidad de resistencia y deformación, aunque menor al sistema antes mencionado.

La fase austenítica de los tres sistemas fue la que presentó menor capacidad de deformación y resistencia. En las pruebas cíclicas se comprobó su capacidad de recentreo.

El amortiguamiento de los materiales fue obtenido mediante el parámetro $\tan \delta$. El estado martensítico de la aleación CuAlBe fue el que presentó mayor capacidad de amortiguamiento, seguido del mismo sistema en mezcla de fases. La fase martensítica del CuZnAl también presentó características de amortiguamiento favorables.

El acero, al ser comparado con los materiales estudiados, presentó la mayor capacidad de amortiguamiento y resistencia.

En estudios futuros es recomendable realizar pruebas de las fases martensítica y austenítica de manera conjunta, del sistema CuAlBe, para conocer los beneficios de cada una de las fases trabajando al mismo tiempo, una proporcionando recentreo y otra amortiguamiento al sistema.

Es recomendable hacer pruebas de fatiga de los materiales, así como analizar el comportamiento mecánico de los sistemas ante otro tipo de carga, como torsión, cortante, etc. Así como pruebas de especímenes en diferentes fases trabajando de manera conjunta, proporcionando recentreo y amortiguamiento. Esto puede hacerse mediante un Análisis Dinámico Mecánico, que además de ser confiable, proporciona parámetros que ayudan a caracterizar los materiales.

Referencias

1. Abrahamson P. y Møster E. (1997) "*Demands on shape memory alloys from the application designer's point of view*", Journal of physics IV, Vol. C5, pp. 667-672.
2. Arneodo-Larochette P. y Ahlers M. (2003) "*Grain-Size dependence of the two-way shape memory effect obtained by stabilization in Cu-Zn-Al crystals*", Materials Science and Engineering, Vol. A361, pp.249-257.
3. Arneodo-Larochette P., Condó A.M., Pelegrina J.L. y Ahlers M. (2006) "*On the stability of the martensitic phases in Cu-Zn-Al, and its relationship with the equilibrium phases*", Artículo sometido a Materials Science and Engineering.
4. Avner S. (1979) "*Introducción a la metalurgia física*", 2ª Edición, McGraw Hill.
5. Aydogdu A., Aydogdu Y. y Adiguzel O. (2004) "*Long-term ageing behaviour of martensite in shape memory Cu-Al-Ni alloys*", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 153-154, pp. 164-169.
6. Baratta A. y Corbi O. (2002) "*On the dynamic behaviour of elastic-plastic structures equipped with pseudoelastic SMA reinforcements*", Computational materials Science, Vol. 25, pp. 1-13.
7. Baron M-P. (1998) "*Etude du comportement des interfaces austenite/martensite et martensite/martensite de deux alliages a effet memoire de forme: le CuZnAl et le CuAlBe*", Tesis de doctorado, Instituto Nacional de Ciencias Aplicadas, Lyon, Francia.
8. Belkhala S. (1990) "*Elaboration et caracterisation de nouveaux alliages a memoire de forme basse temperatura type CuAl-Be*", Tesis de Doctorado. Instituto Nacional de Ciencias Aplicadas. Lyon, Francia.
9. Belkhala S., Flores-Zúñiga H. y Guenin G. (1993) "*Elaboration and characterization of new low temperature shape memory Cu-Al-Be alloys*", Materials Science and Engineering, Vol. A169, pp. 119-124.
10. Bruno S. y Valente C. (2002) "*Comparative response analysis of conventional and innovative seismic protection strategies*", Earthquake Engineering and Structural Dynamics, No. 31, pp. 1067-1092.

11. Callister W.D. (2000) "*Fundamentals of materials science and engineering*", J. Wiley.
12. Castro M.L. y Romero R. (2000) "*Transformations during continuous cooling of β -Cu-22.72Al-3.55Be(at.%) alloy*", Scripta Materialia, Vol. 42, pp. 157-161.
13. Černoch T., Landa M., Novák V., Deslák P. y Sittner P. (2004) "*Acoustic characterization of the elastic properties of austenite phase and martensitic transformations in CuAlNi shape memory alloy*", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 378, pp. 140-144.
14. Chen C.H. y Liu T.F. (2002) "Phase transformations in a Cu-14.2Al-15.0Ni alloy", Materials Chemistry and Physics, Vol. 78, pp. 464-473.
15. Chen C.H., Yang C.C. y Liu T.F. (2003) "*Phase transition in a Cu-14.1Al-9.0Ni alloy*", Materials Science and Engineering, Vol. A354, pp. 377-386.
16. Choi E., Nam T.H., Oh J.T. y Cho B.S. (2006) "*An isolation bearing for highway bridges using shape memory alloys*", Artículo sometido a Material Science and Engineering.
17. Covarel G., Pelosin V. y Rivière A. (2002) "*Influence of annealings on CuAlNi martensite studied by internal friction*", Scripta Materialia, Vol. 46, pp. 319-324.
18. Desroches R. y Smith B. (2003) "*Shape memory alloys in seismic resistant design and retrofit: a critical review of the state of the art, potential, and limitations*", Journal of Earthquake Engineering, Vol. 7, No. 3, pp. 1-15.
19. Dolce M. y Cardone D. (2001) "*Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 2. Austenite NiTi wires subjected to tension*", International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 43, pp. 2657-2677. Aplicación
20. Friend C.M. (1986) "*The effect of applied stress on the reversible strain in CuZnAl shape memory alloys*", Scripta Metallurgica, Vol. 20, pp.995-1000.
21. Fuentes-García J.M. (2005) "*Comportamiento cíclico de elementos con memoria de forma y su posible uso en estructuras ante excitaciones sísmicas*", Tesis de Maestría, DEPMI-UNAM. 92 pp.

22. Fuentes-García J.M., Lara-Rodríguez G.A. y Ruiz-Gómez S.E. (2005) “Estudio experimental de aleaciones con memoria de forma para control pasivo de estructuras”, Memoria del XV Congreso Nacional de Ingeniería Sísmica, México, D.F.
23. Gastien R., Corbellani C.E., Sade M. y Lovey F.C. (2005) “*Thermal and pseudoelastic cycling in Cu-14.1Al-4.2Ni (wt%) single crystals*”, Acta Materialia, Vol. 53, pp. 1685-1691.
24. Guenin G. (1986) “*Alliages à mémoire de forme*”, Techniques de l'Ingenieur.
25. Harris J.N. (1987) “*Trabajo mecánico de los metales. Teoría y práctica*”, CECSA.
26. Higushi A., Susuki K., Matsumoto Y., Sugimoto K., Komatsu S., Nakamura S. y Nakamura Y. (1982) “*Shape memory effect in Cu-Al-Be ternary alloys*”, Proceedings of the 1st International Conference on Martensitic Transformations, ICOMAT, Leuven, Bélgica, pp. 267-280.
27. Hodgson D.E., Wu M.H. y Bierman J.R. (1990) “*Shape memory alloys*”, ASM International, Metals Handbook, Tenth Edition. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Vol. 2, pp. 897-902.
28. Ibarra A., San Juan J., Bocanegra E.H. y Nó M.L. (2006) “*Thermo-mechanical characterization of Cu-Al-Ni shape memory alloys elaborated by powder metallurgy*”, Materials Science and Engineering, Vol. A438-440, pp. 782-786.
29. Kannarpady G.K. y Bhattacharyya A. (2006) “*Cyclic isothermal stress-induced transformations in high temperature Cu-13.1Al-4.0Ni (wt.%) shape memory alloy single crystal wires*”, Artículo sometido a Materials Science and Engineering.
30. Kannarpady G.K., Bhattacharyya A., Pulnev S. y Vahhi I. (2006) “*The effect of isothermal mechanical cycling on Cu-13.3Al-4.0Ni (wt%) shape memory alloy single crystal wires*”, Artículo sometido a Journal of Alloys and Compounds.
31. Lakes R.S. (1998). “*Viscoelastic solids*”, CRC Mechanical Engineering Series

32. Lara-Rodríguez G.A. (2000) “*Efecto de la solidificación rápida sobre la microestructura y propiedades de memoria de forma en aleaciones del tipo Cu-Al-Be*”, Tesis de Maestría, DEPI-UNAM.
33. Lara-Rodríguez G.A., Gonzalez G., Flores-Zúñiga H. y Cortés-Pérez J. (2006) “*The effect of rapid solidification and grain size on the transformation temperatures of Cu-Al-Be melt spun alloys*”, *Materials Characterization*, Vol. 57, pp. 154-159.
34. Lee J.S. y Wayman C.M. (1986) “*Grain refinement of a Cu-Al-Ni shape memory alloy by Ti and Zr additions*”, *Transactions of the Japan Institute of Metals*, Vol. 27, No. 8, pp.584-591.
35. Lee J.S. y Wayman C.M. (1986) “*Grain refinement of Cu-Zn-Al shape memory alloys*”, *Metallography*, Vol. 19, pp. 401-419.
36. Lojen G., Anžel I., Kneissl A., Križman A., Unterweger E., Kosec B. y Bizjak M. (2005) “*Microstructure of rapidly solidified Cu-Al-Ni shape memory alloy ribbons*”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 162-163, pp. 220-229.
37. López-Cuellar E. (2002) “*Una introducción a las aleaciones con memoria de forma. Parte I*”, *Ingenierías*, Vol. V, No. 16, pp. 5-11.
38. López-Cuellar E. (2002) “*Una introducción a las aleaciones con memoria de forma. Parte II*”, *Ingenierías*, Vol. V, No. 17, pp. 14-19.
39. Massalski T.B., Murray J.L., Bennet L.H. y Baker H. (1986) “*Binary Alloy Phase Diagrams*”, American Society for Metals, Metals Park, OH
40. Menard K.P. (1999) “*Dynamic Mechanical Analysis. A practical Introduction*”, CRC, 205 pp.
41. Montecinos S., Moroni M. y Sepúlveda A. (2006) “*Superelastic behavior and damping capacity of CuAlBe alloys*”, Artículo sometido a *Materials Science and Engineering*.
42. Moroni M.O., Saldivia R., Sarrazin M. y Sepúlveda A. (2002) “*Damping characteristics of a CuZnAlNi shape memory alloy*”, *Materials Science and Engineering*, Vol. A335, pp.313-319.
43. Motoyasu G., Kaneko M., Soda H. y Malean A. (2001) “*Continuously cast Cu-Al-Ni shape memory wires with a unidirectional morphology*”, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 32A, pp. 585-593.

44. Pelegrina J.L. y Ahlers M. (2004) "*Influence of a constant stress during isothermal β phase transformation in Cu-Zn-Al shape memory alloy*", Scripta Materialia, Vol. 50, pp. 423-427.
45. Pelegrina J.L. y Romero R. (2000) "*Calorimetry in Cu-Zn-Al alloys under diferente structural and microstructural conditions*", Material Science and Engineering, Vol. A282, pp. 16-22.
46. Peng Z., Jin X., Fan Y., Hsu T.Y., Allen S.M. y O'Handley R.C. (2004) "*Internal friction and modulus changes associated with martensitic and reverse transformations in a single crystal $Ni_{48.5}Mn_{31.4}Ga_{20.1}$ alloy*", Journal of Applied Physics, Vol. 95, No. 11, pp. 6960-6962.
47. Pérez-Landazábal J.I., Recarte V., Sánchez-Alarcos V., Nó M.L. y San Juan J. (2006) "*Study of the stability and decomposition process of the β phase in Cu-Al-Ni shape memory alloys*", Artículo sometido a Materials Science and Engineering.
48. Piedboeuf M.C. y Gauvin R. (1998) "*Damping behaviour of shape memory alloys: strain amplitude, frequency and temperatura effects*", Journal of Sound and Vibration, Vol. 214, No. 5, pp. 885-901.
49. Raniecki B., Rejzner J., Lexcellent C. (2001) "*Anatomization of hysteresis loops in pure bending of ideal pseudoelastic SMA beams*", International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 43, pp. 1339-1368.
50. Recarte V., Pérez-Landazábal J.I., Ibarra A., Nó M.L. y San Juan J. (2004) "*High temperatura β phase decomposition process in a Cu-Al-Ni shape memory alloy*", Materials Science and Engineering, Vol. A378, pp. 238-242.
51. Recarte V., Pérez-Landazábal J.I., Nó M.L. y San Juan J. (2004) "*Study by resonant ultrasound spectroscopy of the elastic constants of the β phase in Cu-Al-Ni shape memory alloys*", Materials Science and Engineering, Vol. A370, pp. 488-491.
52. Rejzner J., Lexcellent C. y Raniecki B. (2002) "*Pseudoelastic behaviour of shape memory alloy beams under pure bending: experiments and modeling*", International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 44, pp. 665-686.

53. Ríos-Jara D. (1987) "*Aleaciones con memoria de forma*", Información Científica y Tecnológica, Vol. 9, No. 134, pp. 35-39.
54. Rivièrè A. (2003) "*Measurement of high damping: techniques and analysis*", Journal of alloys and Compounds, Vol. 355. pp. 201-206.
55. Ruiz-Larrea I., López-Echarri A., Bocanegra E.H., Nó M.L. y San Juan J.M. (2006) "*The specific heat of Cu-Al-Ni shape memory alloys*", Artículo sometido a Materials Science and Engineering.
56. San Juan J. y Nó M.L. (2003). "*Damping behavior during martensitic transformation in shape memory alloys*", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 355, pp. 65-71.
57. Sánchez-Arévalo F.M. (2004) "*Estudio de la deformación en materiales policristalinos que presentan memoria de forma mediante una técnica de análisis de imágenes*", Tesis de Maestría, DEPI-UNAM.
58. Sanguinetti-Ferreira R.A., Rocha-Lima E.P., Aquino-Filho A., de Cuadros N.F., Olimpio de Araújo y Yadava Y.P. (2000) "*Microestructural evolution in a CuZnAl shape memory alloy: Kinetics and morphological aspects*", Materials Research, Vol. 3, No. 4, pp. 119-123.
59. Sari U. y Aksoy İ. (2006) "*Electron microscopy study of 2H and 18R martensites in Cu-11.92wt%Al-3.78wt%Ni shape memory alloy*", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 417, pp. 138-142.
60. Shimizu K. (1985) "*Ageing and thermal cycling effects in shape memory alloys*", Journal of Electron Microscopy, Vol. 34, No. 4, pp. 277-288.
61. Siredey N. y Eberhardt A. (2000) "*Fatigue behavior of Cu-Al-Be shape memory crystals*", Materials Science and Engineering, Vol. A290, pp. 171-179.
62. Song G., Ma N. y Li H-N. (2006) "*Applications of shape memory alloys in civil structures*", Engineering Structures, Vol. 28, pp. 1266-1274.
63. Stalmans R. Van Humbeeck J. y Delaey L. (1992) "*Thermomechanical cycling, two way memory and concomitant effects in Cu-Zn-Al alloys*", Acta Metallic Materials, Vol. 40, No. 3, pp.501-511.
64. Starink M.J. (2004) "*Analysis of aluminium based alloys by calorimetry: quantitative analysis of reactions and reaction kinetics*", International Materials Reviews, Vol. 49, No. 3-4, pp. 191-225.

65. Stipcich M. y Romero R. (2006) "*Vacancy influence on the stabilization of martensitic Cu-Zn-Al single crystals*", Artículo sometido a Materials Science and Engineering.
66. Sugimoto K., Mori T., Otsuka K. y Shimizu K. (1974) "*Simultaneous measurements of internal friction, Young's modulus and shape change associated with thermoelastic martensite transformation in Cu-Al-Ni single crystals*", Scripta Metallurgica, Vol. 8, pp. 1341-1348.
67. Tamai H. y Kitagawa Y. (2002) "Pseudoelastic behavior of shape memory alloy wire and its applications to seismic resistance member for building", Computational Materials Science, Vol. 25, pp. 218-227.
68. Tourabi A., Wack B. y Favier D. (1990) "*Experimental determination of the hysteretic properties in shape memory alloys*", Material Science Forum, Vols. 56-58, pp. 535-540.
69. Valencia-Giraldo Asdrúbal (2003) "*Los avances de la metalurgia física*", DYNA, Vol. 70, No. 140, pp.45-59.
70. Van Humbeeck J. (2003) "*Damping capacity of the thermoelastic martensite in shape memory alloys*", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 355, pp. 58-64.
71. Van Humbeeck J. y Kustov S. (2005) "*Active and passive damping of noise and vibrations through shape memory alloys: applications and mechanisms*", Vol. 14, pp. S171-S185.
72. Van Humbeeck J., Stalmans R., Chandrasekaran M. y Delaey L. (1990) "*On the stability of shape memory alloys*", Engineering aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth-Heinemann Ltd., Inglaterra.
73. Vivet A., Orgéas L., Lexcellent C., Favier D. y Bernardini J. (2001) "*Shear and tensile pseudoelastic behaviours of CuZnAl single crystals*", Scripta Materialia, Vol. 45, pp. 33-40.
74. Wang Z.G., Zu X.T., Wu J.H., Liu L.J., Mo H.Q. y Huo Y. (2004) "*Electron irradiation-induced evolution of the martensitic transformation characteristics in CuZnAl shape memory alloy*", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 364, pp. 171-175.
75. Wang Z.G., Zu X.T., Yu H.J., He X., Peng C. y Huo Y. (2006) "*Temperature memory effect in CuAlNi single crystalline and CuZnAl*

- polycrystalline shape memory alloys*", Thermochemica Acta, Vol. 448, pp. 69-72.
76. Wayman C.M. y Duering T.W. (1990) "*An introduction to martensite and shape memory*", Engineering aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth-Heinemann Ltd., Inglaterra, pp. 3-20.
77. Wei Z.G. y Sandström R. (1999) "*Characterization of the phase transformations in shape-memory alloys by modulated differential scanning calorimetry*", Materials Science and Engineering, Vol. A273-275, pp. 352-356.
78. Wilson J.C. y Wesolowsky M.J. (2005) "*Shape memory alloys for seismic response modification: A state-of-the-art review*", Earthquake Spectra, Vol. 21, No. 2, pp.569-601.
79. Woo-Kim H. (2004) "*A study of the two-way shape memory effect in Cu-Zn-Al alloys by the thermomechanical cycling method*", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 146, pp. 326-329.
80. Wu M.H. (1990) "*Cu-based shape memory alloys*", Engineering aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth-Heinemann Ltd., Inglaterra, pp. 69-88.
81. www.tainstruments.com
82. Zhang X.M., Fernández J. y Guilemany J.M. (2006) "*Role of external applied stress on the two-way shape memory effect*", Materials Science and Engineering, Vol. A 438-440, p. 431-435.
83. Zhang X.M., Liu M., Fernández J. y Guilemany J.M. (2006) "*Effect of small g-precipitates on the two-way shape memory effect in Cu-Zn-Al alloys*", Materials and Design, Vol. 21, pp. 557-559.
84. Zhang Y., Ma N., Le Y., Li S. y Wang H. (2005) "*Mechanical properties and damping capacity after grain refinement in A356 alloy*", Materials Letters, Vol. 59, pp. 2174-2177.