



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MEXICO

**PROGRAMA DE MAESTRIA Y DOCTORADO EN
INGENIERIA**

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Comportamiento Cíclico de Elementos con
Memoria de Forma y su Posible Uso en
Estructuras Ante Excitaciones Sísmicas**

T E S I S

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERIA

INGENIERÍA CIVIL - ESTRUCTURAS

P R E S E N T A:

JUAN MANUEL FUENTES GARCÍA

TUTOR:

DRA. SONIA E. RUIZ GÓMEZ

2005



ÍNDICE

INTRODUCCIÓN	1
---------------------------	---

CAPÍTULO 1: ASPECTOS FUNDAMENTALES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA

1.1. Metalurgia física de las aleaciones con memoria de forma.....	3
1.2. Aspectos de la transformación martensítica	5
1.3. Efectos de memoria de forma y superelasticidad	7
1.4. Tipos de AMF.....	9
1.5. Fase presente	10
1.6. Propiedades mecánicas de las AMF	11
1.6.1. <i>Temperatura</i>	11
1.6.2. <i>Orientación de los granos en las martensitas</i>	13
1.6.3. <i>Velocidad de aplicación de la carga</i>	14
1.6.4. <i>Tamaño de grano</i>	15
1.6.5. <i>Naturaleza de la deformación</i>	16
1.6.6. <i>Tratamientos térmicos</i>	18

CAPÍTULO 2: APLICACIÓN DE LAS AMF EN EL CONTROL SÍSMICO DE ESTRUCTURAS

2.1. Sistemas de control y protección estructural	19
2.2. Aleaciones con memoria de forma como sistemas de control.....	20
2.3. Revisión de la literatura sobre sistemas AMF para el control de vibraciones.....	21
2.3.1. <i>Comportamiento cíclico de las AMF</i>	21
2.3.2. <i>Dispositivos basados en AMF</i>	21

CAPÍTULO 3: SISTEMA DE ALEACIÓN Cu-Al-Be

3.1. Fundamentos del sistema de aleación Cu-Al-Be.....	25
3.2. Fabricación de la aleación CAB	26
3.2.1. <i>Preparación del material</i>	27
3.2.2. <i>Preparación de lingoteras</i>	27
3.2.3. <i>Fundición</i>	28
3.2.4. <i>Procesos termomecánicos</i>	30
3.2.5. <i>Procesos térmicos</i>	32

CAPÍTULO 4: DESARROLLO EXPERIMENTAL: PRIMERA ETAPA

4.1. Organización del proyecto.....	33
4.1.1. <i>Ensayes preliminares</i>	33
4.2. Muestras fabricadas para la primera etapa	35
4.3. Descripción de la primera etapa	35

4.4.	Resultados de la primera etapa	38
4.4.1.	<i>Fase Austenítica sin refinador</i>	38
4.4.2.	<i>Fase Martensítica sin refinador</i>	42
4.4.3.	<i>Interfase sin refinador</i>	45
4.4.4.	<i>Comparación de resultados correspondientes a las tres fases</i>	49
4.4.5.	<i>Muestras con refinador</i>	50
4.4.6.	<i>Comentarios sobre la primera etapa experimental</i>	52
CAPÍTULO 5: DESARROLLO EXPERIMENTAL: SEGUNDA ETAPA		
5.1.	Muestras fabricadas para la segunda etapa.....	53
5.2.	Descripción de la segunda etapa.....	54
5.3.	Resultados de la segunda etapa	55
5.3.1.	<i>Reducción del tamaño de grano</i>	56
5.3.2.	<i>Parámetros de rigidez y resistencia</i>	60
5.3.3.	<i>Disipación de energía y amortiguamiento</i>	63
CAPÍTULO 6: SIMULACIÓN DE ENSAYES CON ELEMENTOS FINITOS		
6.1.	Modelos de comportamiento histerético para AMF	67
6.2.	Descripción de la simulación.....	68
6.3.	Resultados de la simulación	72
6.3.1.	<i>Comparación entre el comportamiento experimental y el teórico</i>	72
6.3.2.	<i>Estado de esfuerzos en la probeta</i>	75
CAPÍTULO 7: CONCLUSIONES, ESTUDIO FUTUROS Y COMENTARIOS FINALES		
7.1.	Estudios futuros	78
7.2.	Comentarios finales	81
ANEXO A		83
ANEXO B		85
BIBLIOGRAFÍA		89

INTRODUCCIÓN

El ser humano a lo largo de su historia ha luchado por su supervivencia continuamente, tratando de mantenerse a salvo y preservando sus bienes contra los fenómenos naturales que los ponen en riesgo. Por tal motivo ha desarrollado diversas ciencias que le permiten conocer mediante su aplicación, el comportamiento de los fenómenos naturales y de que manera afectan su existencia y la de sus edificaciones.

Una de las disciplinas creadas por el hombre para tal motivo es la *Ingeniería Sísmica*, la cual proporciona los conocimientos y herramientas necesarias para el análisis, diseño, construcción y rehabilitación de estructuras civiles sometidas a fuerzas sísmicas o dañadas por este fenómeno natural (*San Francisco, 1910; Cd. de México, 1985; Kobe, 1995; etc.*) poniendo en grave riesgo la estabilidad de los sistemas estructurales y como consecuencia directa, la vida del ser humano.

El *Control Sísmico* de las estructuras se deriva del estudio de la Ingeniería Sísmica y permite como su nombre lo indica, controlar el movimiento de un sistema sometido a una excitación sísmica, evitando que se presenten daños excesivos que lo lleven al colapso.

El Control Sísmico se divide en dos grupos: *Control Activo* y *Control Pasivo*. El primer grupo corresponde a los mecanismos autónomos de control, es decir, aquellos sistemas que actúan de manera independiente al movimiento de la estructura y en los que la energía de alimentación también es independiente de la energía de entrada del sistema estructural. Al segundo grupo pertenecen los mecanismos que dependen del movimiento de la estructura y por lo consiguiente la energía de alimentación es parte de la energía de entrada del sistema estructural.

Los recientes avances en el campo de los materiales y los adelantos en las técnicas metalúrgicas han permitido el desarrollo de aleaciones metálicas con características diferentes, como las aleaciones con memoria de forma (AMF). Estos materiales desarrollan un comportamiento único debido a que son capaces de “recordar” su forma original una vez que han sido deformados.

El uso de este tipo de materiales se ha extendido en diversas áreas como la medicina, la ortodoncia, la óptica, la astronáutica y aeronáutica, la ingeniería mecánica, etc. Recientemente se han utilizado en la Ingeniería Civil, particularmente en el área del control de vibraciones.

En el campo del control de vibraciones producidas por excitaciones sísmicas, las AMF se han utilizado dentro del esquema de disipación pasiva en diferentes tipos de estructuras; por ejemplo, con estructuras históricas (Indirli et al., 2000), en edificios (Dolce et al., 2000a), en puentes (DesRoches 2002), etc.

En México se han desarrollado diversos sistemas de aleación con memoria de forma. Uno de ellos es la aleación CAB¹ que ha sido reproducida con éxito por investigadores mexicanos (Lara, 2004) en el Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM. Este sistema además de ser más económico que el resto de los sistemas utilizados en el mundo (p.e. NITINOL) está basado

¹ Cobre – Aluminio - Berilio

en cobre, lo que alienta la posibilidad de utilizarse en México, debido a que nuestro país es uno de los principales productores de este elemento a nivel mundial.

El objetivo de esta tesis es dar a conocer las características fundamentales y el comportamiento ante carga cíclica uniaxial de la aleación CAB; así como también, mostrar una propuesta de aplicación de este material como disipador de energía. Estos datos fueron obtenidos mediante el trabajo conjunto entre dos instituciones de la UNAM: el Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM) que participó en la producción y caracterización microestructural de la aleación y el Instituto de Ingeniería (II) encargado de la caracterización para fines de aplicación en el esquema de la disipación pasiva de energía.

En el primer capítulo de este trabajo se mencionan los aspectos fundamentales de las aleaciones con memoria de forma que incluye los conceptos básicos de la metalurgia física de las AMF, continuando con una breve explicación de la transformación martensítica y de los efectos de memoria de forma y superelasticidad. Finalmente, se explican los factores principales que afectan a las propiedades mecánicas de las AMF.

En el segundo capítulo se expone, de una manera breve el rol que juegan las aleaciones con memoria de forma dentro del esquema de los dispositivos disipadores de energía. Al final de este capítulo, se presenta una revisión de la literatura sobre sistemas AMF para el control de vibraciones.

En el tercer capítulo se explican brevemente los fundamentos del sistema de aleación CuAlBe, para continuar con una exposición detallada del proceso de fabricación de este sistema de aleación.

El cuarto capítulo corresponde a la explicación detallada del desarrollo experimental en su primera etapa, en donde se estudian tres fases del sistema CuAlBe: martensita, austenita e interfase. En este capítulo además se exponen las razones por las cuales se tomó la decisión para elegir a la fase austenita para proponerla como parte de un sistema disipador de energía.

En el quinto capítulo se expone el desarrollo experimental de la segunda etapa, en donde se estudió el comportamiento de la fase austenítica. En esta segunda etapa, se investigó además el comportamiento de material en fase austenítica al que le fue reducido el tamaño de grano por dos métodos: laminación en caliente e inclusión de un agente refinador (Titanio y Zirconio)

En el sexto capítulo se presentan los resultados obtenidos tras simular mediante elementos finitos en el programa ANSYS uno de los ensayos de laboratorio que se obtuvo de la segunda etapa. Se muestra además una comparación entre la curva de comportamiento esfuerzo – deformación de una probeta en fase austenítica y la curva de comportamiento correspondiente a un modelo matemático.

Finalmente, en el séptimo capítulo se exponen las conclusiones a las que se llegó tras el desarrollo de este trabajo de tesis. Además, se realizan recomendaciones para estudios futuros, y se presenta el bosquejo de una propuesta de aplicación de un dispositivo disipador basado en AMF. Al final de este trabajo, se presenta un análisis de precios que muestra el costo por la producción de un kilo de aleación CuAlBe en fase austenítica.

CAPÍTULO 1

ASPECTOS FUNDAMENTALES DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA

1.1. Metalurgia física de las aleaciones con memoria de forma

Una *aleación* es una sustancia que tiene propiedades metálicas y está constituida por dos o más elementos químicos, de los cuales por lo menos uno es metal. Por otro lado, un *sistema de aleación* contiene todas las aleaciones que pueden formarse por varios elementos combinados en todas las proporciones posibles. Si el sistema se forma por dos elementos, se llama sistema de *aleación binaria*; si se forma por tres elementos, se denomina sistema de *aleación ternaria*; etc. Las aleaciones se clasifican de acuerdo con su estructura, en tanto que los sistemas de aleación completos pueden clasificarse según el tipo de su equilibrio o diagrama de fase.

Las aleaciones pueden ser *homogéneas o mezclas*. En el primer caso, constarán de una sola fase, y en el segundo serán una combinación de varias fases. Una *fase* es cualquier estado homogéneo y físicamente distinto. Cualquier estructura que sea visiblemente distinta, desde el punto de vista físico al microscópico puede considerarse como una fase. Para la mayoría de los elementos puros, el término fase es sinónimo de estado; por tanto, para los elementos puros hay una fase gaseosa, líquida y sólida. Dentro del estado sólido y al tratarse de un sistema de aleaciones, se pueden presentar tres fases: de metal puro, de aleación intermedia o compuesta y de solución sólida.

Se ha acumulado una gran cantidad de información respecto a los cambios de fase en muchos sistemas de aleaciones, y se ha encontrado que la mejor manera de registrar estos datos es por medio de *diagramas de fase*, también conocidos como diagramas de equilibrio o constitucionales.

Para especificar por completo el estado de un sistema en equilibrio, o sea, bajo condiciones en las cuales no habrá cambio con el tiempo, es necesario especificar tres variables independientes, mismas que pueden controlarse externamente: *temperatura, presión y composición*. Si se supone que la presión permanece constante con valor atmosférico, el diagrama de equilibrio indicará los cambios estructurales debidos a la variación de temperatura y composición. Por lo general, en los diagramas de fase se grafica con la temperatura, como la ordenada y la composición de la aleación como la abscisa.

Los datos para construir diagramas de equilibrio se determinan experimentalmente por diversos métodos, entre los cuales los más comunes son: *análisis térmicos, métodos metalográficos o difracción de rayos X*.

Para entender de una manera sencilla la estructura de un diagrama de fases se muestra la Figura 1.1, en el eje de las ordenadas se tiene la temperatura en tanto que en el eje de las abscisas el porcentaje en peso del elemento B dentro de la composición de la aleación. Si nos ubicamos en el origen del cuadrante se tendrá al elemento A en estado puro. Conforme avanzamos hacia la derecha en el eje de las abscisas, se va formando una mezcla de los elementos A y B hasta llegar al 100 por ciento de B, en donde ahora se tendrá al elemento B en estado puro.

Si nos ubicamos en el punto T_0 , la aleación se encontrará en estado líquido, mientras que en el punto T_5 , la aleación se encontrará en estado sólido. Resulta evidente que en los puntos intermedios, la aleación es una combinación de los estados líquido y sólido. Las curvas representan la frontera para la incursión de la aleación en una combinación de estados. El estado sólido para esta aleación se denomina α , mientras que el estado líquido se denomina L. Por razones obvias, la combinación de los estados líquido y sólido está denominado por $L + \alpha$.

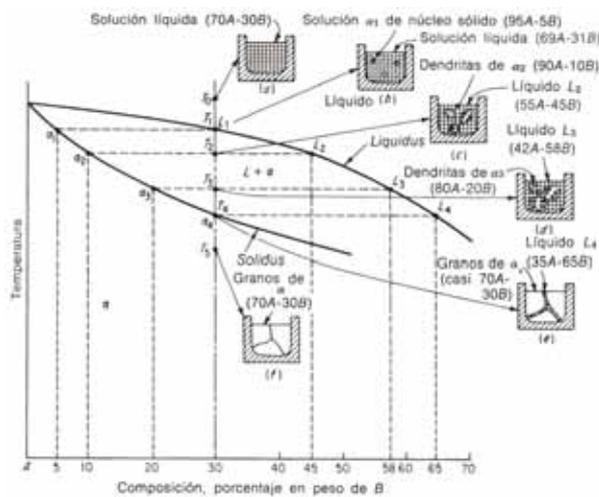


Figura 1.1. Diagrama de fases de una aleación compuesta por elementos A y B [Avner, 1979]

Es posible encontrar diagramas de fase en donde existan mas de dos estados o fases puras (ver Figura 1.2), es decir, es posible observar numerosas transformaciones dentro del estado sólido o dentro del estado líquido, como se muestra en el siguiente diagrama.

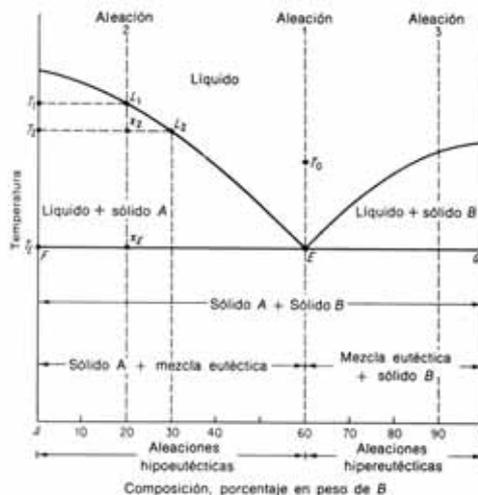


Figura 1.2. Diagrama de fases [Avner, 1979]

Tanto en los metales como en las aleaciones, se presentan cambios en la estructura de sus cristales, estos cambios se denominan *transformaciones de estado*. La mayoría de las transformaciones de fase que ocurren en el estado sólido son generadas por movimientos atómicos termoactivados. Sin embargo este tipo de transformaciones pueden ser producto de la aplicación de una fuerza exterior al sistema. Este tipo de transformaciones son comúnmente llamadas *transformaciones por esfuerzos*. En general, una transformación en el estado sólido (TSS)¹ es el producto de una modificación en la energía libre del sistema, también conocida como la *energía libre de Gibbs*.

1.2. Aspectos de la transformación martensítica

Las transformaciones en el estado sólido pueden ser de dos tipos: *difusivas* y *no difusivas*. Las transformaciones difusivas son aquellas en las que la nueva fase solo se puede formar por el movimiento aleatorio de los átomos en distancias relativamente grandes, esto implica que la nueva fase tendrá una composición química diferente a la de la fase inicial.

Las transformaciones no difusivas no requieren grandes movimientos atómicos; en esta transformación, los átomos se reordenan de forma cooperativa en una nueva estructura cristalina más estable, pero sin cambio en la naturaleza química de la composición.

Una transformación martensítica es una transformación de tipo no difusiva. Por la naturaleza de la transformación, generalmente es dependiente de la temperatura, pero no del tiempo. La fase martensítica se forma enfriando la muestra a partir de una fase de alta temperatura llamada *fase madre o austenita* (ver Figura 1.3)

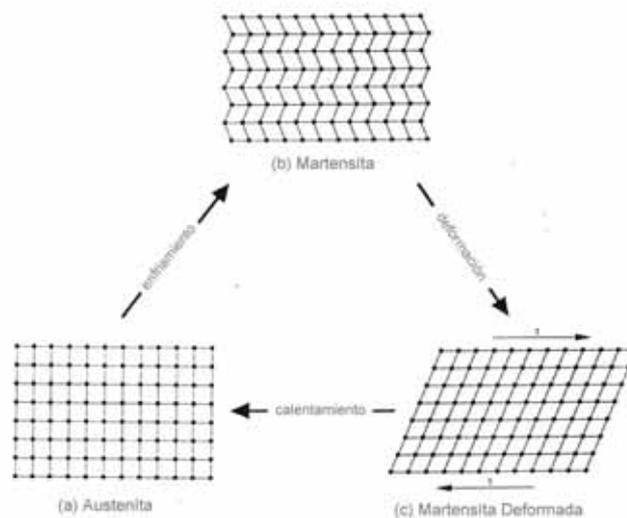


Figura 1.3 Transformación martensítica [Wayman et al., 1990]

Los términos martensita y austenita fueron inicialmente acuñados para fases encontradas en aceros; sin embargo, en la actualidad estos términos se han generalizado indicando la característica de la fase independientemente del material.

¹ Transformación sólido – sólido.

La fase martensítica en los aceros conjuga tanto un cambio de forma así como un cambio en el volumen, mientras que en las aleaciones con memoria de forma únicamente se da un cambio de forma. Es evidente que en cualquiera de los dos casos anteriores, la fase madre debe ser alterada para acomodar la nueva estructura; por esta razón, existen dos mecanismos a través de los cuales pueden ocurrir estos acomodamientos: *deslizamiento* y *geminación*.

El *deslizamiento* (ver Figura 1.4a) 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. La *geminación* (ver Figura 1.4b) no es capaz de acomodar cambios de volumen, pero en cambio puede acomodar cambios de forma reversibles. Para las aleaciones con memoria de forma (AMF), se requiere que el acomodamiento sea completamente reversible, por lo que el mecanismo predominante en la transformación debe ser el de geminación.

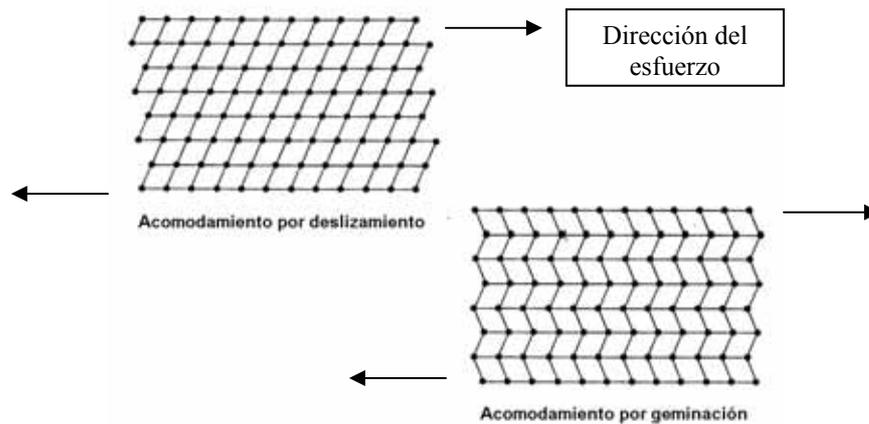


Figura 1.4 Tipos de acomodamiento [Wayman et al., 1990]

A diferencia del mecanismo de deslizamiento en donde todos los enlaces atómicos se deben romper para acomodar el cambio de forma y de volumen, en el mecanismo de geminación los enlaces permanecen intactos. Si se aplica un esfuerzo a una estructura generada a través de un mecanismo de geminación, las fronteras se moverán con mayor facilidad, produciendo una forma que se acomoda mejor al esfuerzo aplicado (ver Figura 1.4). Las variantes en las que se pueden desplazar las fronteras son ahora dependientes de la dirección del esfuerzo. El proceso de condensación de las variantes en una sola estructura con una orientación preferencial se conoce como *distorsión* (ver Figura 1.5).

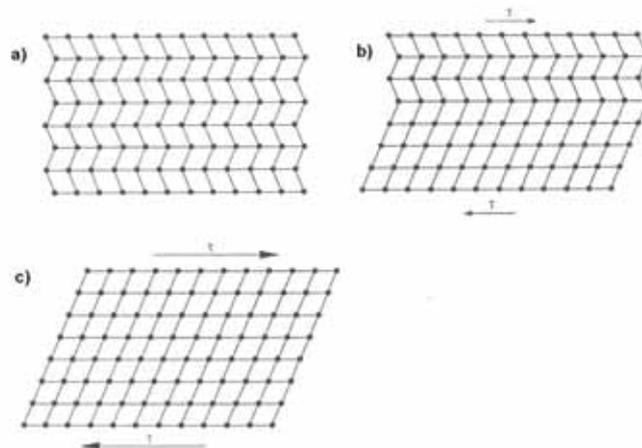


Figura 1.5 Proceso de distorsión (M_d) [Wayman et al., 1990]

La temperatura a la cual se comienza a dar la transformación martensítica está generalmente definida y es fácilmente reproducible. Esta temperatura es conocida como la temperatura de inicio de martensita y se representa con el símbolo M_s . La temperatura a la cual se ha dado toda la transformación martensítica, se define como temperatura final de martensita (M_f). De manera análoga, la temperatura que marca el inicio de la transformación austenítica o fase madre está dada por el símbolo A_s , mientras que la temperatura final de transformación de esta fase queda definida como A_f . Estas temperaturas están relacionadas con la composición química de la aleación mediante los diagramas de fase.

El proceso de distorsión genera una nueva fase definida por el símbolo M_d . En el proceso de transformación, si la fase anterior es la martensítica ($M_f \rightarrow M_d$), la transformación inversa ($M_d \rightarrow M_s$) se dará elevando la temperatura de la muestra hasta la temperatura A_s , en contraste, si la nueva fase se generó a partir de la fase austenítica ($A_f \rightarrow M_d$), la transformación inversa ($A_s \rightarrow M_d$) se produce al eliminar los esfuerzos que provocan la M_d .

1.3. Efectos de memoria de forma y superelasticidad

Cuando una AMF a temperatura ambiente se encuentra en la fase martensítica, se desarrolla el fenómeno de memoria de forma. Al ser esforzada una muestra en martensita, esta desarrollará un comportamiento similar al que presentaría el acero común, donde al llegar a un valor del esfuerzo igual al esfuerzo de fluencia, la muestra incursiona dentro del rango plástico y que tras eliminar el esfuerzo al que está sometida se tendrán como consecuencia de ese trabajo plástico, deformaciones residuales.

A diferencia del acero común en donde la transformación martensítica es difusiva, las AMF experimentan una transformación de fase no difusiva, esto es, aunque se presenten deformaciones residuales al final de la aplicación de esfuerzos, estas pueden ser eliminadas al incrementar la temperatura hasta la temperatura de transformación A_f . Por esta razón, a la etapa que prosigue al límite de proporcionalidad se le conoce como *Pseudoplasticidad*; en consecuencia, la etapa anterior a este límite se le llama *Pseudoelasticidad*. No obstante, si al finalizar la transformación de fase se continúa incrementando la deformación, la muestra incursionará dentro de un intervalo plástico verdadero con deformaciones residuales e incursión a la falla (ver Figura 1.6).

Durante el proceso plástico de un material común como el acero, la transformación de fase de un estado original sin deformaciones y con rigidez inicial mayor a cero a un estado deformado con rigidez nula o cercana a cero, es producto de la energía que el material absorbe del ambiente, específicamente de las deformaciones (energía de deformación). Para el caso del proceso Pseudoplástico, el efecto es el mismo, la energía necesaria para que se realice la transformación es tomada de las deformaciones pero, y a diferencia del proceso plástico, la transformación en el proceso Pseudoplástico es reversible, por las razones ya expuestas.

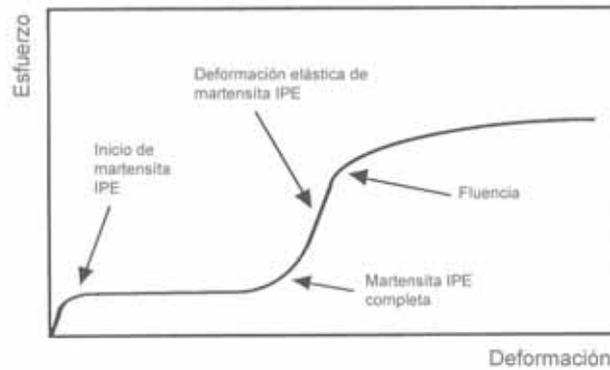


Figura 1.6 Curva típica de una AMF a tensión [Wayman et al., 1990]

El fenómeno de superelasticidad se presenta cuando la muestra se encuentra muy por encima de la temperatura final de transformación de la fase Austenítica (A_f). Una muestra en esta fase desarrolla niveles altos de resistencia, teniendo como característica principal un valor alto del esfuerzo de fluencia o *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 (ver Figura 1.7).

Al iniciar la transformación de fase (M_d), las deformaciones que se pueden presentar son muy pequeñas desarrollando bajas ductilidades resultando con facilidad, después de haber superado el alto valor de la resistencia y pasar por un pequeño rango pseudoplástico, llevar a la muestra a un rango de deformaciones permanentes y que al incrementar el valor de las deformaciones, a la falla generalmente de tipo cuasifrágil.

En la fase de memoria de forma y a diferencia de la fase superelástica, la energía consumida para la transformación es mayor, resultando esto en un incremento en la capacidad de disipación de energía.

Como una fase intermedia entre las dos anteriores, se encuentra un estado también conocido como superelástico con forma de bandera (SFB) (ver Figura 1.7), 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).

La capacidad de disipación de energía en una muestra SFB es menor que en el caso de una muestra en la fase de memoria de forma aunado a una disminución en la capacidad de resistencia relativa a la fase superelástica, pero que a diferencia de la muestra con memoria de forma, no es necesario aplicar un incremento en la temperatura para eliminar las deformaciones residuales, y aunque se tengan niveles bajos de resistencia, a diferencia de las superelásticas, se puede disipar energía. Estas ventajas, por un lado prácticas y por el otro necesarias, convierten a una muestra SFB en un prominente candidato para ser usado como dispositivo disipador de energía (DDE).

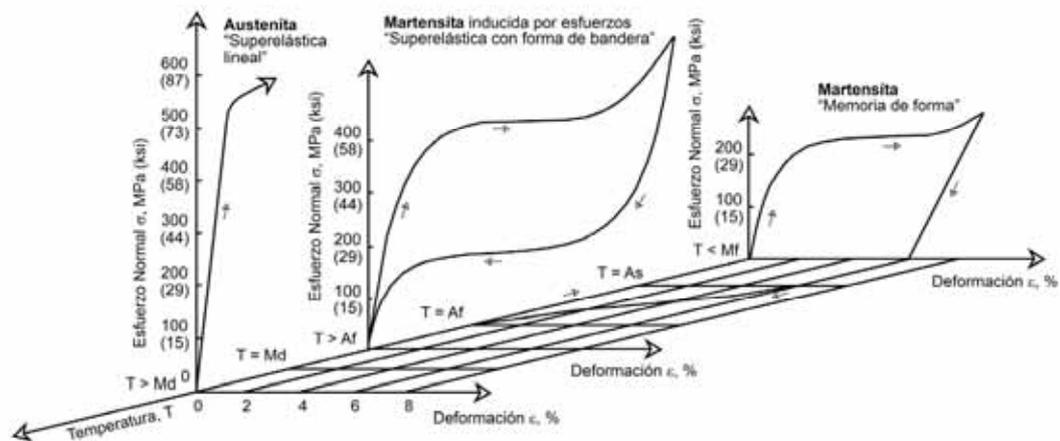


Figura 1.7 Comportamiento mecánico según la fase predominante [DesRoches et al., 2004]

1.4. Tipos de AMF

El comportamiento de memoria de forma fue encontrado por primera vez en una aleación Au-Cd por Chang y Read en el año de 1932 [Chang et al., 1932], y posteriormente exhibido en una aleación Ni-Ti, descubrimiento realizado en los Laboratorios de Artillería Naval (**NOL** por sus siglas en inglés) dando así origen al NITINOL [Buehler et al., 1961]. Actualmente, el NITINOL es la aleación más difundida en el mercado ya que además de presentar las características típicas de estas aleaciones (memoria de forma y superelasticidad) ofrece biocompatibilidad, lo que la hace atractiva en una gran cantidad de áreas (medicina, óptica, etc.). Sin embargo, el costo por su producción resulta elevado y aunque su popularidad en el mercado ha logrado en cierto modo abatir los costos, aun no ha sido suficiente frente al costo de producción de otro tipo de aleaciones, como las aleaciones de base cobre¹.

En la Tabla 1.1 se muestran algunos sistemas de aleaciones en las que se ha encontrado el fenómeno de memoria de forma [Wayman et. al, 1990].

Aleación	Referencia
Au-Cd	Chang et. al, 1951
Cu-Zn	Suoninen et. al, 1956
In-Ti	Burkart et. al, 1953
Ni-Ti	Buehler et. al, 1963
Cu-Zn-Al	Otsuka et. al, 1970
Ti-Nb	Baker, 1971
Au-Cu-Zn	Nakanishi et. al, 1971
Cu-Zn-Sn	Eisenwasser et. al, 1972
Cu-Zn-Si	Wield et. al, 1972
Cu-Al-Ni	Chen, 1957
Ag-Cd	Krishnan et. al, 1973
Cu-Sn	Arguzova et. al, 1973

¹ Ver Anexo A

Cu-Zn-Ga	Saburi et. al, 1974
Ni-Al	Enami et. al, 1971
Fe-Pt	Wayman, 1971
U-Nb	Pridgeion, 1970
Ti-Pd-Ni	Lotkov et. al, 1982
Fe-Mn-Si	Sato et. al, 1984

Tabla 1.1 Algunas aleaciones que exhiben efectos de memoria de forma [Wayman et al., 1990]

1.5. Fase presente

En general, una muestra de AMF en fase martensítica tiene un valor del esfuerzo crítico de transformación menor al de una muestra que se encuentra en fase austenítica, debido a que la muestra que está en la fase martensítica tiene una estructura que es fácilmente deformable, mientras que la estructura de la muestra en austenita opone mayor resistencia al desplazamiento (ver Figura 1.8).

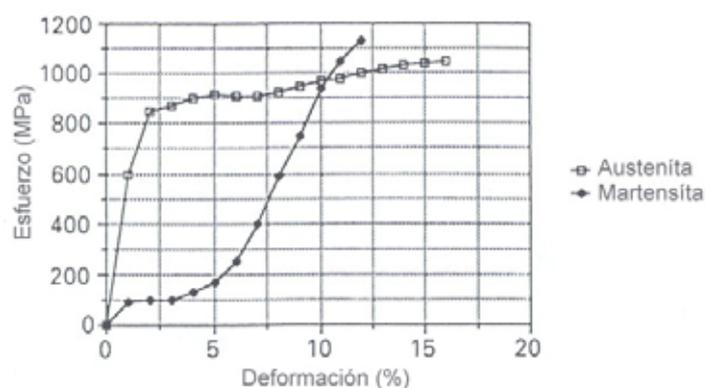


Figura 1.8 Curvas de tensión para una muestra Ni-Ti-10% Cu [Melton, 1990]

En la Tabla 1.2, se muestran las principales propiedades de dos sistemas de AMF. En esta tabla se puede observar la variación de las propiedades mecánicas de acuerdo a la fase presente.

	Cu-Zn-Al	Cu-Al-Ni
PROPIEDADES MECÁNICAS		
Módulo de Young (GPa)		
<i>austenita</i>	72	85
<i>martensita</i>	70	80
Variación anisotrópica	15	12
Esfuerzo de fluencia (MPa)		
<i>austenita</i>	350	400
<i>martensita</i>	80	130
Esfuerzo último (MPa)	600	500-800

Tabla 1.2 Propiedades mecánicas de los sistemas Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni [Wu, 1990]

1.6. Propiedades mecánicas de las AMF

En el apartado anterior se hizo una breve introducción al comportamiento mecánico de las AMF. A continuación se explicarán los factores principales que tienden a afectar a las propiedades mecánicas de las AMF: temperatura, orientación de grano, velocidad de aplicación de la carga, tamaño del grano, naturaleza de la deformación y tratamientos térmicos.

1.6.1. Temperatura

La variación de la temperatura juega un papel importante en la respuesta de las AMF. Inicialmente, la composición química de la aleación ubica a esta en algún lugar dentro del diagrama de fases de la aleación, en donde según la ubicación final, la AMF se encontrará en alguna de las fases predominantes (memoria de forma, superelasticidad o SFB). Cada una de estas fases se caracteriza por tener una temperatura de transformación diferente.

Además, la temperatura también está relacionada de gran manera con el *esfuerzo crítico de transformación* (σ_{cr}) 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 [Wayman et al., 1900] que permite determinar el esfuerzo crítico de transformación en función de la temperatura:

$$\frac{d\sigma}{dM_s} = -\frac{\Delta H}{T \cdot \varepsilon_0} \quad (1.1)$$

Donde:

σ = Esfuerzo crítico de transformación

M_s = Temperatura de la transformación martensítica

ΔH = Calor latente de transformación o entalpía de transformación¹

T = Temperatura ambiente

ε_0 = Deformación inicial de la transformación

De esta manera se puede observar que si el valor de la temperatura ambiente T se incrementa resultará en un aumento en el valor del esfuerzo crítico de transformación, como se puede observar en la Figura 1.9.

¹ Área encerrada bajo la curva de transformación en la gráfica de calorimetría (DSC)

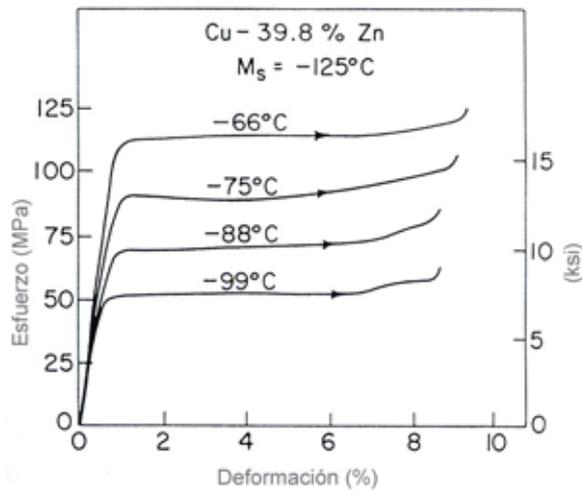


Figura 1.9 Variación en el valor del σ_{cr} [Wayman et al., 1990]

Resulta evidente que la temperatura de transformación de fase debe tomarse como relativa con respecto a la temperatura ambiente. Si la aleación será utilizada en un lugar donde la temperatura ambiente es relativamente controlable, la fase al final de la fabricación puede considerarse estable. Por otro lado, al utilizar la aleación en un lugar donde se tienen importantes variaciones de la temperatura ambiente, se tendrá un grado de incertidumbre en el comportamiento final de la muestra.

Lo anterior resulta relevante debido a que existen ciertas composiciones químicas en donde el espectro de temperaturas es corto, es decir, una variación pequeña de la temperatura ambiente puede hacer que la aleación se transforme de un estado a otro, lo que repercute en el comportamiento final.

El gráfico siguiente muestra una curva de escaneo diferencial por calorimetría o DSC por sus siglas en inglés, a partir de la cual se conocen las temperaturas representativas para una AMF (M_s , M_f , A_s y A_f). Esta curva se obtiene a través de la inducción de incrementos y decrementos de temperatura en la muestra.

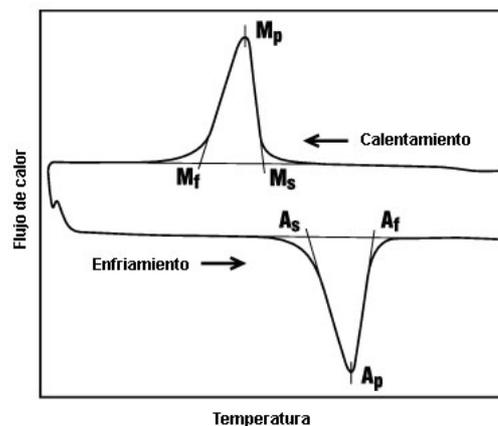


Figura 1.10 Curva DSC para una muestra de Ni-Ti [Johnson Matthey, 2004]

Este tipo de curvas son de gran utilidad debido a que mediante su análisis es posible determinar la histéresis o entalpía de transformación y la diferencia entre la vecindad de las fases.

Es posible controlar la variación en el comportamiento de la AMF debida a la temperatura, tomando en cuenta los siguientes puntos al momento de diseñar la aleación:

- ❖ La magnitud de la histéresis por calorimetría depende de la aleación. Para sistemas de AMF se pueden considerar valores entre 20-40° C.
- ❖ Al decidir en qué estado final se encontrará la aleación y una vez determinado el valor de la temperatura de transformación de la fase contigua, se deberá establecer un factor de seguridad que tome en cuenta las posibles variaciones del ambiente y así garantice la estabilidad de la aleación en el ambiente de uso.

1.6.2. Orientación de los granos en las martensitas

Durante la transformación martensítica, las placas de martensita, dependiendo de la orientación de los granos, crecerán en forma ordenada o en forma caótica. Este efecto influye directamente en el comportamiento de una muestra sujeta a una acción externa.

Para entender lo anterior, supongamos una tabla de madera sometida a esfuerzos de tensión. Las vetas de la madera se encuentran extendidas a lo largo de la longitud de la tabla. Si aplicamos los esfuerzos en dirección normal a la sección transversal de la tabla encontraremos mayor rigidez a la deformación que si aplicamos los esfuerzos en dirección ortogonal a la sección longitudinal. Resulta obvio que para el segundo caso, el esfuerzo se concentra en las uniones de las vetas que tienen una resistencia muy pequeña comparada con las vetas.

De manera análoga sucede en el caso de las AMF, si tenemos una muestra a la que se dio una orientación preferencial al crecimiento del grano se tendrá por tanto un crecimiento ordenado de las placas de martensita similares a las vetas en la madera. De esta manera, si se aplica un esfuerzo de tensión en dirección del crecimiento de las placas de martensita se tendrá una capacidad de deformación mayor que para el caso en el que se apliquen los esfuerzos en dirección ortogonal al crecimiento de las martensitas.

Lo anterior se puede ver de manera clara en el siguiente gráfico que corresponde a dos probetas de una muestra sometida a un proceso termomecánico (rolado en caliente o laminado) a través del cual se puede inducir una orientación preferencial a los granos. Resulta evidente que la probeta que desarrolló una deformación cercana al 6% corresponde a la obtenida en dirección longitudinal de la muestra laminada.

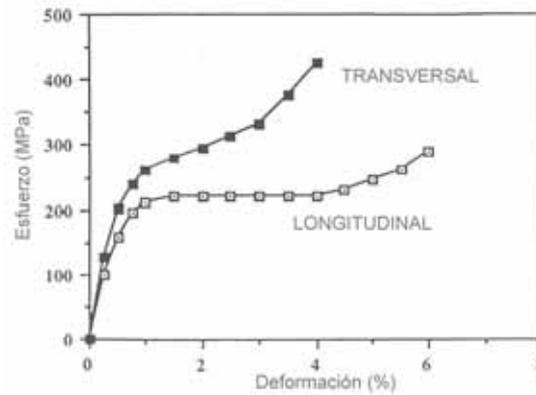


Figura 1.11 Muestra sometida a tensión [Melton, 1990]

1.6.3. Velocidad de aplicación de la carga

Es posible observar en algunas aleaciones una dependencia a la velocidad con la que son aplicadas las cargas lo que puede influir de manera importante en el comportamiento mecánico de estas. La mayoría de las aleaciones experimentan este efecto en las interfaces, es decir en el límite entre una fase pura y otra.

En la Figura 1.12 se muestra la respuesta de un espécimen de aleación Ni-Ti en fase martensítica sometida a ciclos de carga y descarga con deformación constante variando la velocidad de aplicación de la carga [Wolons et. al, 1998]. En la figura se puede notar claramente la dependencia de la AMF con respecto a la velocidad de aplicación de la carga.

Conforme se incrementa la velocidad de aplicación de carga se puede notar lo siguiente:

- ❖ El valor del esfuerzo máximo alcanzado en cada ciclo se incrementa
- ❖ La energía disipada disminuye al incrementar la velocidad de la carga
- ❖ La rigidez del material aumenta ligeramente tras incrementar la velocidad

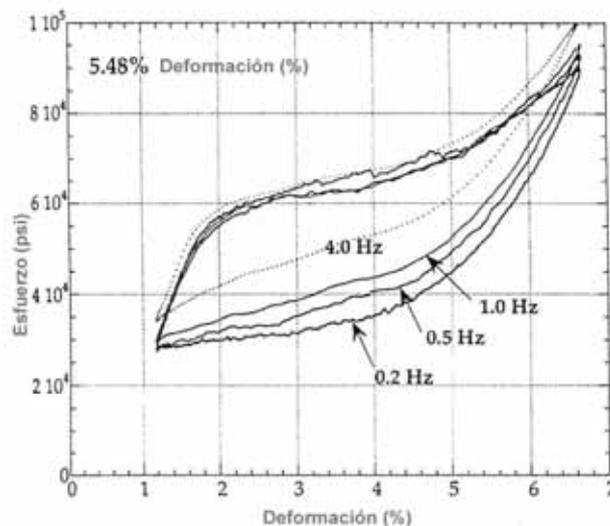


Figura 1.12 Respuesta de una probeta NiTi [Wolons et al., 1998]

1.6.4. *Tamaño de grano*

Como en cualquier material, el tamaño y orientación de su estructura interna, en particular de los granos que la forman, son factores importantes que influyen en el comportamiento final del material.

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 intergranular (en las fronteras). Ambas fallas no pueden coexistir, a excepción de casos raros, debido a que la falla intergranular es consecuencia de una mayor resistencia en 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 ($\ll 1$ 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 con granos de gran tamaño es causada por dos factores: la distribución de esfuerzos y el crecimiento de las martensitas. En el primer caso, es obvio que 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.

En el segundo caso, una vez que se comienzan a formar las placas de martensita la energía necesaria para continuar la formación resulta menor que al inicio. Esta energía está relacionada con la longitud de la planicie pseudoplástica de manera directa o en otras palabras con la ductilidad. De esta manera, en una muestra donde se tiene una menor densidad granular por sección, la energía requerida será menor que en una donde la densidad es mayor.

Existen diversas maneras de reducir el tamaño de grano de la microestructura. Una de las técnicas utilizadas para reducir el tamaño de grano 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.

La Figura 1.13 muestra el comportamiento del sistema de aleación Cu-Al-Mn. Las curvas de la izquierda corresponden a una muestra a la que se le añadió vanadio (V) como refinador de grano. Las curvas de la derecha pertenecen a una muestra a la que se agregó cromo (Cr) para el mismo objetivo. Los valores entre paréntesis indican la temperatura de transformación martensítica y el valor medio del tamaño de grano respectivamente. El valor a la izquierda del símbolo del elemento indica el porcentaje adicionado a la composición original.

En las curvas de la izquierda se puede observar claramente que la inclusión de vanadio, a la composición del sistema reduce de manera significativa el tamaño de grano con lo que se incrementa el esfuerzo de ruptura y la ductilidad de la muestra. Sin embargo, esta adición también modifica la temperatura de transformación (cuyo valor resultó inversamente proporcional al valor del porcentaje de vanadio agregado).

Para el caso de las curvas de la derecha, se puede observar que la adición de un elemento como refinador puede resultar nociva al comportamiento del sistema. Al adicionar 0.5% de cromo a la muestra, además de que se incrementa el tamaño del grano, se reduce la ductilidad como consecuencia directa lo que lleva a un comportamiento de baja ductilidad. La siguiente curva en orden ascendente, muestra que al agregar 2% aunque se reduce el tamaño de grano, la ductilidad de la muestra disminuye.

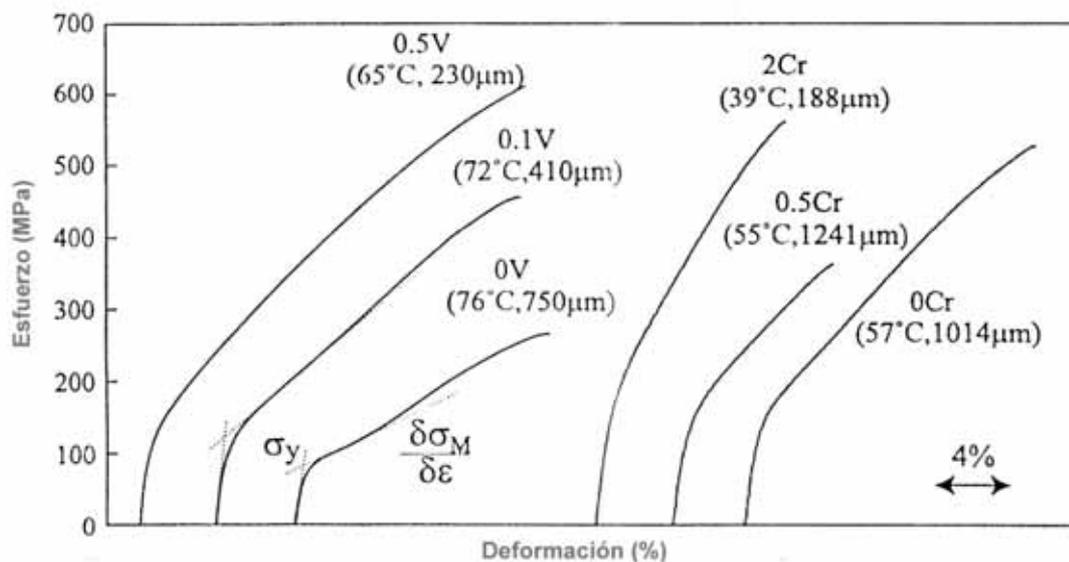


Figura 1.13 Comportamiento según tamaño de grano [Sutou et. al, 2001]

1.6.5. Naturaleza de la deformación

La respuesta de una muestra en AMF puede resultar diferente dependiendo de la naturaleza de la carga aplicada. Es decir, la respuesta obtenida al someter a la probeta a esfuerzos uniaxiales será diferente a la obtenida al aplicar esfuerzos torsionales o a esfuerzos de flexión.

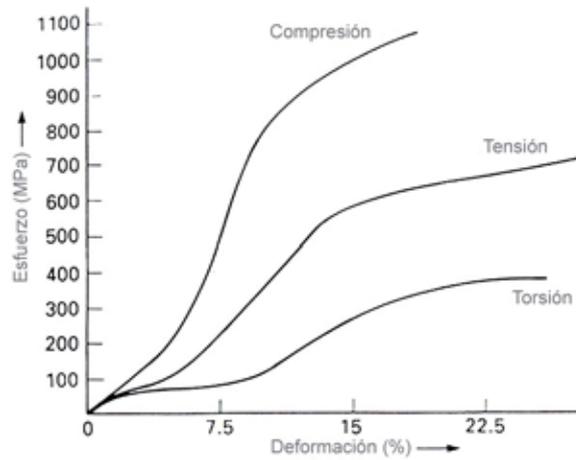


Figura 1.14 Respuesta de una AMF sometida a diferentes tipos de deformación [Melton, 1990]

En la Figura 1.14 se pueden notar diversos aspectos relevantes; de antemano se verifica que la respuesta, según la naturaleza de la deformación, es diferente. El valor de la resistencia resulta mayor a compresión. Sin embargo, la ductilidad es mayor cuando la muestra es sometida a tensión. La respuesta también varía ante cargas cíclicas como se muestra en las Figuras 1.15 y 1.16.

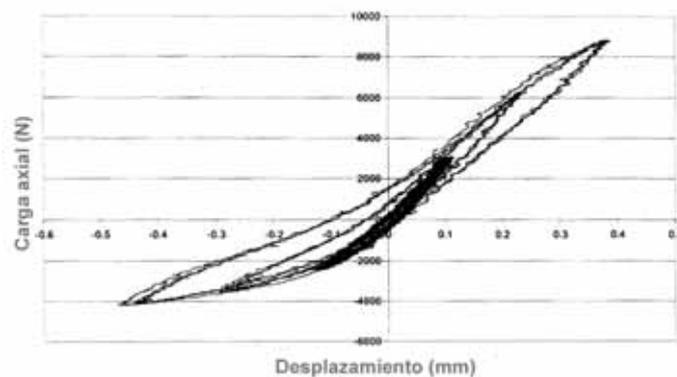


Figura 1.15 Respuesta cíclica en tensión y compresión [Casciati et. al, 2003]

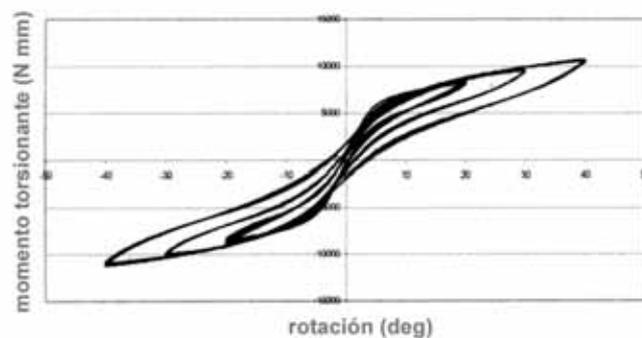


Figura 1.16 Respuesta cíclica en torsión [Casciati et. al, 2003]

En la Figura 1.15 se puede notar una asimetría en la respuesta. La energía disipada en compresión es ligeramente mayor que en tensión. Además, el valor de la deformación máxima se incrementa ante cargas de compresión. Sin embargo, el valor del esfuerzo máximo alcanzado resulta mayor

cuando el espécimen se somete a esfuerzos de tensión. En cambio, en la Figura 1.16 se observa claramente una simetría en el comportamiento.

1.6.6. Tratamientos térmicos

Como parte del proceso de manufactura de las AMF, se pueden aplicar diversos tratamientos térmicos y termomecánicos con distintas finalidades. El proceso térmico más común es el *betatizado* que tiene la finalidad de estabilizar la fase final del material y restituir a la muestra de esfuerzos residuales.

El proceso de betatizado consiste en elevar la temperatura de la muestra hasta 750° C y mantenerla así por 15 minutos con lo cual recrystaliza y alcanza una fase beta metaestable¹. Posteriormente se enfría la muestra hasta 100° C durante 15 minutos más con la finalidad de retener la fase metaestable beta y así garantizar la memoria de forma. Mediante este proceso también se restituyen los esfuerzos residuales que se pudieran tener tras algún tipo de trabajo mecánico realizado a la muestra.

La variación en los tiempos de calentamiento y de enfriamiento influye en el comportamiento mecánico de la aleación como se puede ver en la siguiente gráfica [Wu, 1990] en donde se observan cambios en la temperatura de transformación, lo que influye directamente en la fase final a la que se encuentre la muestra.

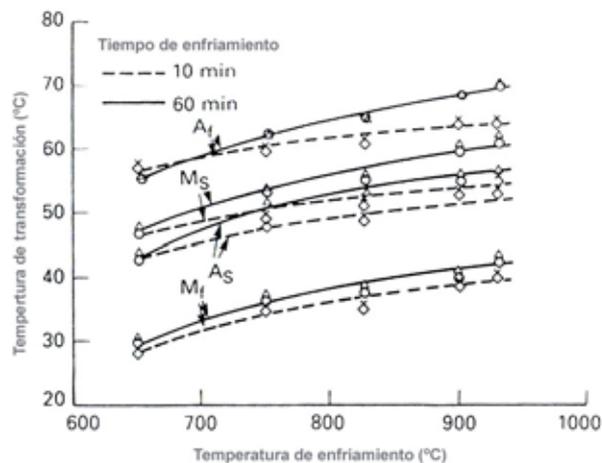


Figura 1.17. Efectos del metatizado [Wu, 1990]

¹ Fase que presenta el efecto de memoria de forma

CAPÍTULO 2

APLICACIÓN DE LAS AMF EN EL CONTROL SÍSMICO DE ESTRUCTURAS

2.1. *Sistemas de control y protección estructural*

La energía que le induce a un sistema estructural una excitación sísmica puede disiparse de diversas maneras: amortiguamiento en los materiales, elementos no estructurales, plastificación de los elementos estructurales, etc. Mediante los mecanismos plásticos es posible disipar una buena parte de la energía de entrada, no obstante, al existir un mecanismo plástico, es posible tener un nivel de daño en la estructura.

Actualmente, algunas filosofías de diseño permiten un nivel de daño controlado en la estructura ante cierto nivel de excitación sísmica. Las ventajas de este tipo de diseños inciden directamente en el costo del edificio; sin embargo, las configuraciones de daño que se plantean para la estructura están afectadas por diversas incertidumbres.

A través de la metodología de los sistemas de control, la energía que entra al sistema puede ser disipada o reorientada mediante mecanismos externos al sistema estructural, de esta manera no es necesario que se generen mecanismos plásticos en la estructura, lo cual tiene como consecuencia niveles de daño mínimos o nulos en el sistema.

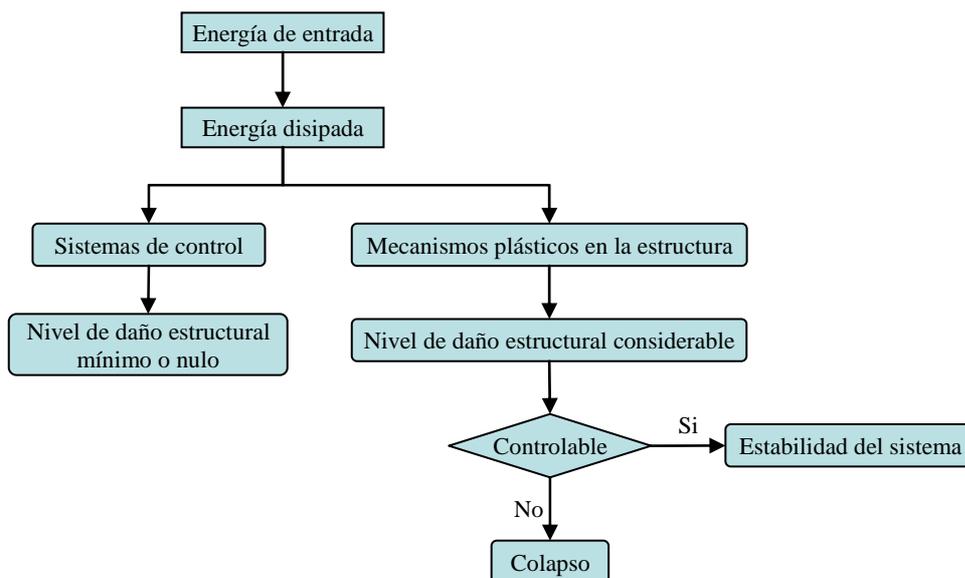


Figura 2.1 Flujo de energía dentro de un sistema estructural

La Figura 2.1 muestra un diagrama sobre la forma seleccionada para disipar la energía. Para el caso en el que la selección sea disipar la energía mediante la formación de mecanismos plásticos, se debe considerar la posibilidad de que el daño permitido en la estructura, pueda ser o no controlable, lo que sin duda repercutirá directamente en la estabilidad del sistema. Por otro lado, si la decisión es disipar la energía por medios externos (como sería el caso de los sistemas de control) la posibilidad de daño en el sistema principal se reduce.

2.2. Aleaciones con memoria de forma como sistemas de control

Una de las propiedades más importantes de un disipador pasivo de energía (DPE) es el material del que está elaborado. Antes de diseñar la forma óptima que disipará la mayor cantidad de energía posible, se debe pensar en que el material del cual está constituido tenga ciertas propiedades, como son:

- ❖ Altos niveles de ductilidad
- ❖ Resistencia a la fatiga
- ❖ Niveles mínimos de degradación en resistencia y rigidez
- ❖ Económicamente factible

El material que ha sido más usado para estos fines es el acero, debido a que cumple ampliamente con las propiedades antes mencionadas.

Sin embargo, el pensar en AMF como sistemas de control, específicamente en DPE's modifica en varios aspectos la ideología que se ha formado alrededor de los DPE's hasta ahora utilizados. La presencia de los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma permite abrir el panorama actual para pensar en nuevas aplicaciones e inclusive en la posibilidad de acuñar nuevos términos en la ingeniería del control.

Algunos investigadores [Dolce et al., 2000b; Valente et al., 2000] han propuesto agrupar a los sistemas de control basados en AMF de acuerdo a su comportamiento de la siguiente manera:

- ❖ Sistemas de disipación de energía
- ❖ Sistemas de recentreo

De manera general, estos autores colocan a las aplicaciones basadas en la fase martensítica en el primer grupo, en tanto que los sistemas desarrollados en la fase austenítica se localizan en el segundo grupo.

El uso de aleaciones con memoria de forma como sistemas de control está relacionado con los requerimientos de la estructuración propuesta. En algunos casos la fase más adecuada del material que se usará como disipador de energía será la martensítica, mientras que en otras ocasiones será la austenítica.

Las propiedades de la fase martensítica pueden semejarse a las que desarrolla el acero, pero sin duda la reversibilidad que tiene esta fase agrega más ventajas a las AMF. Hasta ahora, y haciendo comparaciones con los DPE's existentes, esta fase ha sido catalogada para usarse en situaciones en las que la prioridad es la disipación de energía; sin embargo, haciendo uso del efecto de transformación reversible se podría crear un sistema de control semi-activo en donde al final del evento y una vez deformada la AMF, esta pueda ser reutilizable y lleve consigo propiedades adicionales tales como control de rigidez.

Por otro lado, aunque la capacidad de disipación de energía no es la misma con respecto de la fase martensítica, la propiedad de recentreo que tiene la fase austenítica puede utilizarse en beneficio de la estabilidad del sistema estructural como sistemas de control de desplazamientos mediante cables postensados. Actualmente, la filosofía de diseño de edificios postensados contempla el uso de cables de acero, que para que regresen al sistema estructural a su posición original deben permanecer elásticos. La energía de entrada se disipa por medio de mecanismos independientes a los cables postensados [Ricles et al., 2001; Christopoulos et al., 2002a; Rojas et al., 2004]. En el caso de usar cables austeníticos de AMF además de recentrar al sistema, estos cables serían capaces de disipar energía.

De las alternativas propuestas anteriormente se pueden observar las ventajas de utilizar sistemas de control basados en AMF. En ciertos casos la comparación con disipadores de acero es inadecuada; por lo que es necesario establecer nuevos criterios de selección y diseño para los sistemas basados en AMF.

2.3. Revisión de la literatura sobre sistemas AMF para el control de vibraciones

En los últimos años se ha comenzado a integrar a estos sistemas con control de vibraciones mediante aplicaciones diversas que utilizan las propiedades de alguna de las fases características que presentan los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma. Se han diseñado sistemas de control tanto en fase martensítica como en fase austenítica, incluso se han conjugado ambos esquemas creando sistemas híbridos.

2.3.1. Comportamiento cíclico de las AMF

Algunos investigadores han realizado ensayos experimentales de sistemas AMF de NITINOL a nivel macroscópico en barras sometidas a torsión [Dolce et al., 2001a], cables deformados axialmente [Dolce et al., 2001b; DesRoches et al., 2004]. Paralelamente, se han realizado ensayos similares en AMF base cobre [Witting et al., 1992; Moroni et al., 2002].

2.3.2. Dispositivos basados en AMF

Las características de la fase martensítica relacionadas al efecto de memoria de forma dieron la pauta para iniciar a una serie de aplicaciones usando aleaciones con memoria de forma en el control de estructuras.

Witting y Cozzarelli [1992] propusieron un disipador pasivo de energía basado en la fase martensítica de un sistema de AMF ternario Cu – Zn – Al. El mecanismo desarrollado se muestra en la Figura 2.2.

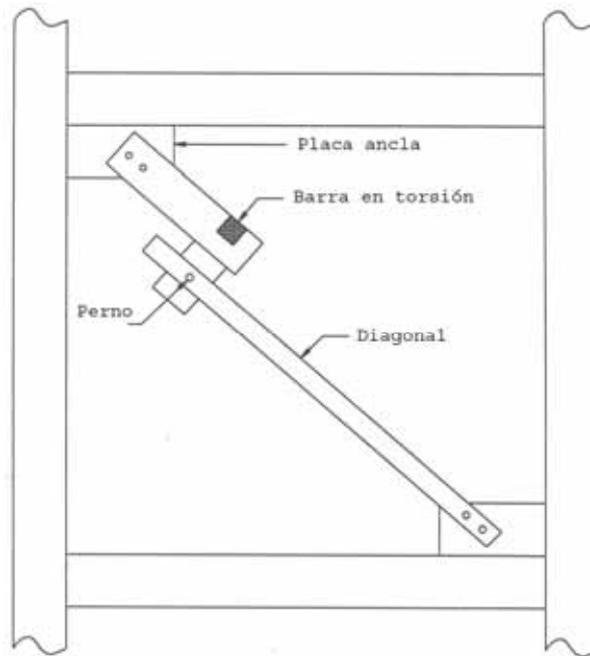


Figura 2.2 Aplicación de AMF [Witting et al., 1992]

El mecanismo mostrado en la Figura 2.2 consiste en que una vez que los marcos se distorsionan, la deformación resultante de ese desplazamiento se transmite a las barras de AMF por medio de las diagonales. Esta deformación se acomoda por medio de esfuerzos de torsión en las barras producto del mecanismo.

Un mecanismo un poco más complejo fue el propuesto por Dolce et al. [2000a]. El mecanismo mostrado en la Figura 2.3, es una combinación de sistemas disipadores de energía y sistemas de recentreo (fase martensítica y fase austenítica respectivamente).

El movimiento relativo de los tubos del sistema está restringido por cables; por una parte en fase martensítica encargados de la disipación de energía, por otro lado, están los cables en fase austenítica encargados del recentreo del sistema al que se acopló el mecanismo. Este mecanismo ha sido probado en dos sitios diferentes del sistema estructural: como protección en diagonales y como aislamiento en la base. Las estructuras se sometieron a excitaciones sísmicas con aceleraciones máximas de 0.36g y 0.6g aproximadamente. La respuesta estructural de los marcos equipados con dispositivos basados en AMF, comparada con sistemas reforzados con dispositivos de acero, fue muy similar en términos de la distorsión de entrepiso. Sin embargo, para la excitación correspondiente al valor máximo de 0.6g, se encontraron desplazamientos residuales importantes para las estructuras reforzadas con dispositivos de acero, mientras que, las distorsiones fueron prácticamente cero para las estructuras con dispositivos de AMF.

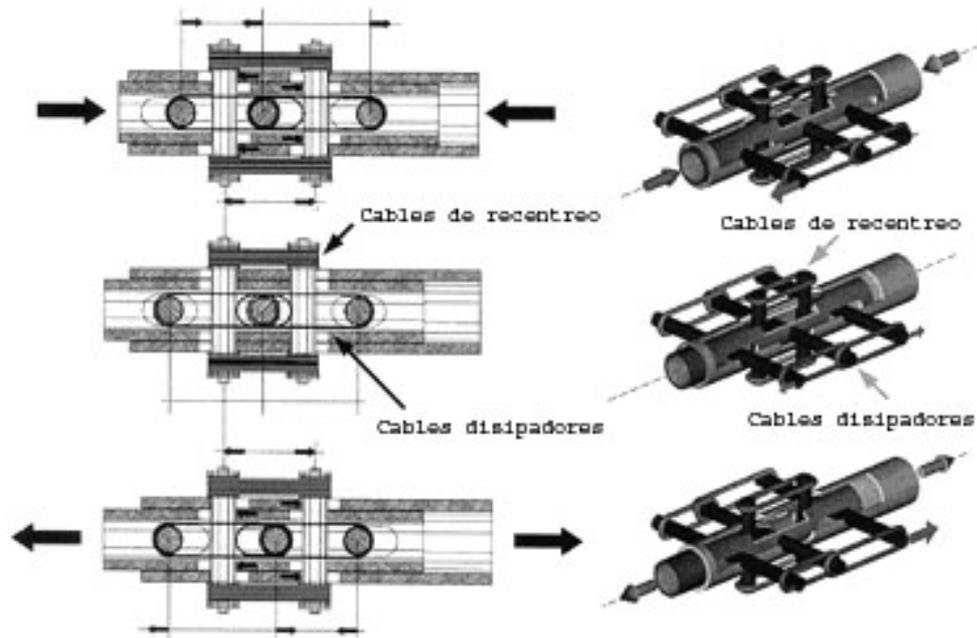


Figura 2.3 Sistema de control [Dolce et al., 2000a]

Por otro lado, Valente et al. [2000] reportaron los resultados obtenidos tras realizar ocho ensayos en mesa vibradora de marcos de concreto reforzado escala 1/3. Las variables estudiadas en este caso fueron: la influencia de un determinado sistema de control, el tipo de diseño y la adición de muros rigidizantes.

Los resultados obtenidos en los sistemas protegidos con dispositivos de AMF en diagonales mostraron, en términos de distorsiones de entrepiso, reducciones importantes comparados con los sistemas con dispositivos de acero. Para un caso particular de aceleración (0.36g), los valores residuales de distorsión de entrepiso para sistemas protegidos con disipadores de acero son aproximadamente 10% mayores a los de los sistemas con dispositivos de AMF. Para el caso de los sistemas con aislamiento en la base, los autores muestran los resultados obtenidos para excitaciones de 0.36g y 0.6g. En ambos casos, los sistemas protegidos con aisladores de AMF en la base tuvieron valores menores de distorsión de entrepiso que los sistemas con aisladores convencionales. Adicionalmente, se muestra un beneficio en estos mismos valores, al incluir marcos rigidizantes en los sistemas. De manera similar, otros investigadores se han dedicado al análisis de sistemas con diagonales con AMF [Han et al., 2003].

Ocel et al. [2002] propusieron el uso de barras de AMF en fase martensítica en conexiones de acero. Uno de los extremos de las barras se une al patín de la trabe mientras que el otro extremo se une al patín de la columna. La capacidad de disipación de energía se incrementa al adicionar dichas barras debido a que la rigidez y resistencia de la aleación en comparación con las propiedades equivalentes del acero son menores, el daño se concentra en las barras de AMF. Al finalizar la deformación inducida en la conexión, las barras permanecen deformadas (por la naturaleza de la fase martensítica). Esta deformación se elimina calentando las barras hasta la temperatura de transformación. La deformación permanente reportada en este trabajo es del orden del 30%.

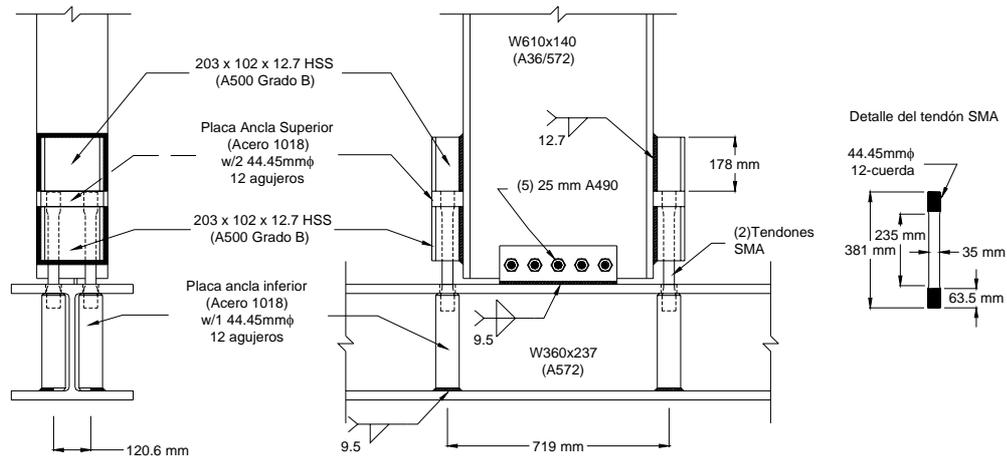


Figura 2.4 Conexión probada por Ocel et al. [2002]

Las AMF también se han aplicado en el control de vibración de puentes; tal es el caso del aislamiento de base utilizando AMF estudiado por Wilde et al. [2000]. Los autores muestran que los sistemas de aislamiento AMF proveen una conexión rígida entre las columnas y la calzada del puente para pequeñas cargas (vibración ambiental, pequeños sismos). Para sismos de mediana intensidad, los sistemas AMF incrementan la capacidad de disipación del aislamiento. En cuanto a sismos de gran intensidad, los beneficios encontrados al utilizar AMF son además del amortiguamiento histerético, el control de desplazamientos debido al endurecimiento de la aleación al final de la transformación.

Otra aplicación en puentes se muestra en el trabajo realizado por DesRoches et al. [2002] quienes proponen un sistema de recentreo por medio de barras de NITINOL colocadas en las conexiones entre la calzada y las coronas de las columnas. Una de las principales ventajas de utilizar este método es evitar el colapso debido al movimiento excesivo entre la calzada y los apoyos de esta. Los resultados muestran que los sistemas AMF propuestos son efectivos reduciendo los desplazamientos relativos entre las partes mencionadas, que para el registro del sismo El Centro escalado a 0.7g, dichos desplazamientos eran originalmente de 84.6 mm. y disminuyeron un 42% aproximadamente (49.0 mm.). Para el sismo JMA Kobe con una aceleración máxima de 0.82 g, la reducción en los desplazamientos relativos es de 134 mm., a 49.9 mm. lo que representa una reducción de 63%. Adicionalmente se muestran algunas ventajas como la habilidad del sistema AMF para mantener su rigidez tras repetidos ciclos de carga.

Una aplicación interesante es el control de vibraciones en edificaciones históricas mediante el uso de los sistemas AMF [Forni et al., 1997; Croci et al., 1998]. Adicionalmente, y con la misma finalidad se han realizado ensayos de estructuras de mampostería con refuerzo sísmico de AMF [Indirli et al., 2000] en donde se demuestra que el uso de fijadores de AMF puede incrementar la resistencia contra vibraciones fuera del plano de estructuras de mampostería (fachadas principalmente) en un 50% en términos de la máxima aceleración, sin la presencia de daño. Adicionalmente, a diferencia de los sistemas de refuerzo tradicional de acero, los sistemas AMF pueden prevenir el colapso de las estructuras tipo diafragma.

Los sistemas AMF se han aplicado también en estructuras especiales como plataformas marinas para el control de vibraciones [Saadat et al., 2001] e inclusive en aplicaciones con control semiactivo de vibraciones en vigas tipo “sandwich” [Chen et al., 1999], así como control activo [Williams et al., 2005].

CAPÍTULO 3

SISTEMA DE ALEACIÓN Cu-Al-Be

3.1. Fundamentos del sistema de aleación Cu-Al-Be

El sistema de aleación CuAlBe (CAB) fue desarrollado originalmente por Higushi et al. [1982]. Posteriormente fue estudiado y caracterizado desde el punto de vista metalúrgico (diagramas de fase) y de la transformación martensítica por Belkhala [1990], quien obtuvo la siguiente ecuación a través de la cual se puede determinar la temperatura de transformación:

$$M_s (^{\circ}C) = 1245 - 71(\%Al) - 893(\%Be) \quad (3.1)$$

La ecuación anterior se obtuvo tras estudiar diferentes variaciones en la composición del material. Esta ecuación es el resultado del ajuste realizado a las variaciones mostradas en la Figura 3.1a y la Figura 3.1b. La Figura 3.1a corresponde a los especímenes en los que se varió el porcentaje de aluminio teniendo el porcentaje de berilio constante, a diferencia de la Figura 3.1b donde se varió el porcentaje de berilio y se mantuvo constante el porcentaje de aluminio.

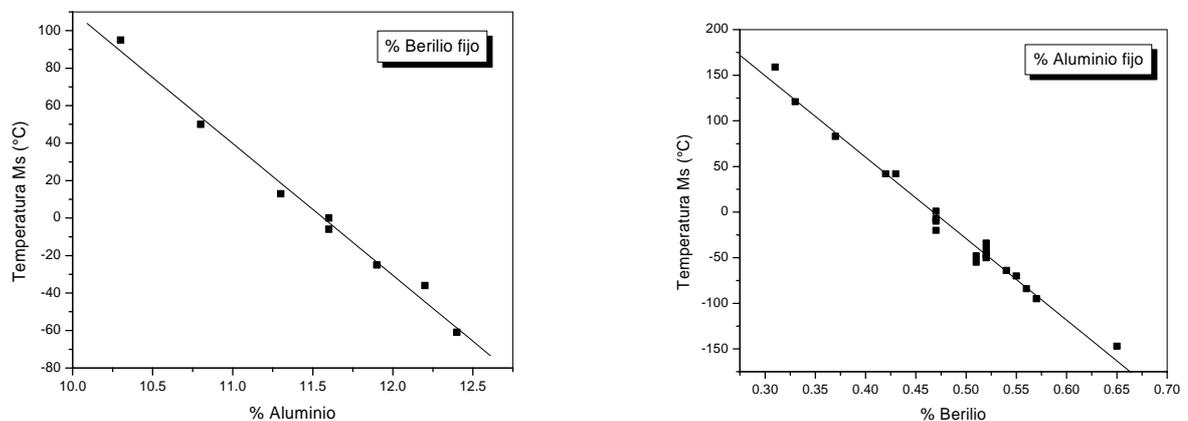


Figura 3.1 Variaciones de la temperatura Ms: a) modificando %Al, b) modificando %Be

La variación del porcentaje de aluminio fue de 10.3% wt¹ a 12.4% wt debido a que este porcentaje ubica al sistema Cu-Al-Be dentro de la fase β , que corresponde a la fase que presenta los efectos relacionados con el fenómeno de memoria de forma (ver Figura 3.2). Originalmente la fase β en el sistema Cu-Al se encuentra a altas temperaturas. La inclusión de berilio incrementa la

¹ Simbología para indicar porcentaje en peso (% wt)

En la presente investigación, el proceso de producción de la aleación CAB se realizó de la siguiente manera:

- ❖ Preparación del material
- ❖ Preparación de lingoteras
- ❖ Fundición
- ❖ Procesos termomecánicos
- ❖ Procesos térmicos

3.2.1. Preparación del material

Inicialmente se debe establecer la fase final en la que se encontrará la aleación a temperatura ambiente (austenítica o martensítica). La diferencia entre una fase y otra está dada por la temperatura M_s , esto es, si se requiere una fase martensítica, la temperatura M_s deberá ser del orden de la temperatura ambiente ($T \geq M_s$) para tener como resultado un comportamiento de memoria de forma; en caso de que la fase buscada sea la austenítica ($T > A_f$) (comportamiento superelástico), la temperatura M_s deberá ser menor que la temperatura ambiente (ver Figura 1.7).

Una vez determinada la temperatura M_s se obtiene el porcentaje de aluminio de la composición mediante la Ecuación 3.1. El porcentaje de berilio en este trabajo se mantuvo constante (0.579% wt) para evitar la aparición de fases distintas a las requeridas ya que la finalidad de este elemento es únicamente disminuir las temperaturas de transformación [Rodríguez, 2004].

La cantidad requerida de cobre se obtiene al restar del total (100% wt), el porcentaje calculado de aluminio menos el porcentaje de berilio (0.579% wt).

Una vez determinados los porcentajes finales (% por unidad de peso) de cada elemento en la composición, y conocida la cantidad de material a fabricar, se procede al corte y pesado de cada elemento.

3.2.2. Preparación de lingoteras

La función de una lingotera es principalmente actuar como molde a un material en estado líquido permitiendo su enfriamiento, que puede ser de manera rápida o lenta dependiendo de las características del material de la lingotera.

Existen diversos materiales que son buenos conductores de calor, que para el caso de una lingotera permiten un enfriamiento rápido del material fundido. Uno de los materiales que es buen conductor de calor es el cobre. Otro material que resulta adecuado para ser usado en lingoteras es la arena sílica, que a pesar de no ser tan buen conductor de calor, la porosidad que tiene, permite la salida de gases que de no ser desalojados correctamente, pueden provocar burbujas en el interior del material fundido y que una vez solidificado provocan discontinuidades en el material.

En el primer capítulo se mencionó la importancia del tamaño de grano en el comportamiento de una AMF. La velocidad de enfriamiento con la que el material pasa de un estado líquido a un estado sólido está estrechamente relacionada con el tamaño de grano, de tal manera que una

muestra que se enfría de manera lenta tendrá granos más grandes que una muestra enfriada rápidamente.

Para el cobre, el procedimiento de elaboración se reduce únicamente al maquinado de la pieza de cobre que servirá como lingotera. Para la arena sílica, el proceso de preparación es más complejo. La arena debe tener una humedad óptima, ya que se deben evitar disgregaciones de arena por falta de humedad; así como el exceso de humedad puede provocar explosiones de material candente al momento de ser vertido en la lingotera.



Figura 3.3 Lingotera de arena para obtención de pieza rectangular para laminación



Figura 3.4 Lingotera de arena para obtención de redondos

3.2.3. Fundición

Existen diversos métodos de fundición, tales como el de convertidores, el método Martin y la fundición en hornos eléctricos. En la actualidad son comúnmente usados los hornos eléctricos que pueden ser de inducción o de arco eléctrico.

Los hornos de inducción funcionan con una corriente eléctrica con frecuencia entre 500 y 2000 Hz. El material a fundir se introduce en un crisol, generalmente de grafito o cuarzo, que tiene un arrollamiento de cobre por el cual circula una corriente de alta frecuencia proporcionada por un generador especial y que excita en los metales corrientes parásitas que los calientan rápidamente hasta su fusión. Para evitar la oxidación de los elementos se utilizan atmósferas controladas dentro del horno, las cuales desplazan al oxígeno.



Figura 3.5 Horno de inducción Leybold – Heraus del IIM - UNAM



Figura 3.6 Matriz del horno

Por otro lado, los hornos de arco eléctrico funcionan utilizando el calor de un arco eléctrico. Se subdividen en hornos de calefacción de arco indirecto y directo. En los hornos del primer tipo los electrodos se sitúan por encima del espejo del baño y los materiales mezclados se funden por el calor del arco excitado. En los hornos de arco de calefacción directa la fusión se efectúa debido al calor del arco eléctrico que surge entre los electrodos y el baño metálico.



Figura 3.7 Componentes de la AMF dentro de la matriz del horno



Figura 3.8 Componentes fundidos



Figura 3.9 Retiro del crisol de la matriz del horno



Figura 3.10 Vaciado del material fundido en las lingoteras



Figura 3.11 Material fundido en la lingotera para obtención de pastilla para laminado



Figura 3.12 Lingotera para obtención de barras



Figura 3.13 Lingotes obtenidos

3.2.4. Procesos termomecánicos

Los procesos más comunes que se utilizan en la fabricación de AMF son: laminación y extrusión.

3.2.4.1. Laminación

Este proceso también conocido como rolado en caliente se desarrolla de la siguiente manera: el material se somete a una temperatura de recristalización, que para el caso de la aleación CAB es de 800°C (para este paso generalmente se utiliza un horno de resistencias eléctricas tipo mufla). Posteriormente se hace pasar al material a través de dos rodillos con movimiento acoplado con la finalidad de reducir la sección por la cual inciden los rodillos. Con este procedimiento además de formar hojas de material, es posible reducir el tamaño de grano e inducir una orientación preferencial durante su crecimiento.



Figura 3.14 Equipo de laminación y horno de resistencias eléctricas tipo mufla (IIM – UNAM)



Figura 3.15 Rodillos del equipo de laminación (IIM – UNAM)

3.2.4.2. *Maclado por impacto*

Uno de los métodos utilizados para reducir la sección del lingote para fines de laminación fue el maclado. Este proceso consiste en comprimir material en estado plástico (inducido por alta temperatura) mediante una prensa hidráulica.

El material que va a ser maclado se eleva a una temperatura de 800 °C en un horno de resistencias eléctricas tipo mufla. Posteriormente se coloca entre los ejes de la prensa hidráulica y se comprime hasta la dimensión deseada. Además de inducir al material a un estado plástico al elevar su temperatura, este paso lleva al material (en caso de una AMF) a un estado de recristalización. Este proceso también puede ser usado con fines de refinamiento del grano.



Figura 3.16 Pastilla dentro del horno a 800 °C



Figura 3.17 Colocación de la pastilla para el maclado



Figura 3.18 Maclado por impacto

3.2.4.3. *Extrusión*

De manera análoga al proceso anterior, durante este proceso se eleva la temperatura del material pero a diferencia del rolado en caliente, para que se pueda llevar a cabo la extrusión, el material deberá tener una consistencia tal que le permita al material contenido en la matriz, salir a través del orificio de esta por acción de la presión interna de un émbolo. Mediante este procedimiento, es posible obtener secciones que no son posibles mediante el laminado, tales como cables, redondos, etc.

3.2.5. Procesos térmicos

Al igual que los procesos termomecánicos, existe una variedad de procesos térmicos que se aplican a las AMF. Para efectos de este trabajo de tesis únicamente se utilizó el proceso de betatizado. Este proceso es necesario para que la aleación presente los fenómenos de memoria de forma requeridos

Como se mencionó en el capítulo 1, el proceso de betatizado (ver Figura 3.19) consiste en calentar la muestra hasta 750°C , manteniendo esta temperatura por 15 minutos durante lo cual, el material se encuentra en la fase β metaestable (ver Figura 3.2). Posteriormente se realiza un templado escalonado, llevando a la muestra hasta 100°C y manteniéndola así durante 15 minutos más con la finalidad de retener la fase β metaestable y así garantizar la memoria de forma. Finalmente, la muestra se enfría al aire hasta llegar a temperatura ambiente. Mediante este proceso también se restituyen los esfuerzos residuales que se pudieran tener tras algún tipo de trabajo mecánico sometido a la muestra.

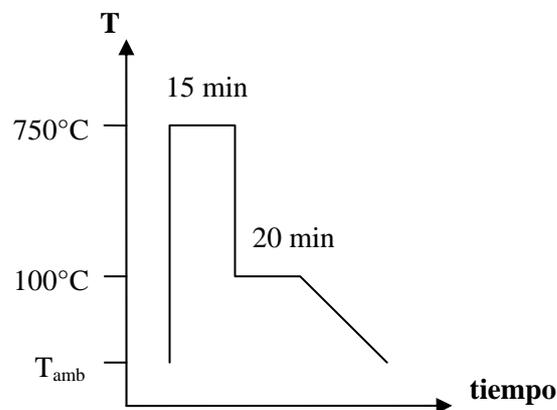


Figura 3.19 Proceso de metatizado

CAPÍTULO 4

DESARROLLO EXPERIMENTAL: PRIMERA ETAPA

4.1. Organización del proyecto

El presente trabajo fue organizado básicamente en dos etapas. En este capítulo se describen algunos ensayos preliminares, así como la primera etapa del desarrollo experimental; esta última tiene como objetivo principal la observación de las características fundamentales de la aleación CAB en las fases asociadas al fenómeno de memoria de forma: austenita, martensita e interfase.

4.1.1. Ensayes preliminares

Como parte de la primera etapa se realizaron diversas actividades con la finalidad de conocer el fenómeno de memoria de forma y encontrar la manera de aplicarlo como un DDE para el control sísmico de estructuras.

Primeramente se obtuvieron dos muestras de la aleación CAB, que se sometieron a cargas cíclicas uniaxiales con el fin de observar su comportamiento mecánico. Adicionalmente, para tener un patrón de comparación, se ensayaron probetas de acero R42. Esta fase preliminar se desarrolló en la máquina de pruebas MTS de control servohidráulico del laboratorio de estructuras del Instituto de Ingeniería (II) de la UNAM.



Figura 4.1 Máquina de pruebas MTS (II-UNAM)

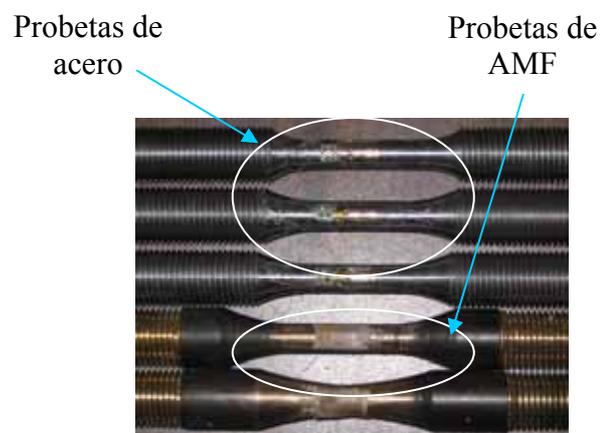


Figura 4.2 Probetas ensayadas

La adquisición de datos se realizó mediante la colocación de “strain gages” en las probetas. Los datos generados se capturaron mediante el sistema de adquisición de datos con que cuenta la máquina de pruebas.

Debido a que el objetivo de esta fase preliminar era conocer el fenómeno de memoria de forma, se decidió someter a las probetas a una carga dinámica uniaxial dada por una onda de tipo senoidal con amplitud y frecuencia variables. La amplitud de la onda se estableció dentro del rango de 0 a 800 unidades de carga para el caso del acero, y de 0 a 600 unidades aproximadamente para la probeta de AMF. Los límites máximos del intervalo de amplitudes estuvieron en función de la resistencia de cada uno de los materiales. El intervalo de frecuencias se estableció entre 0.2 y 2 Hz, para ambos materiales. Los intervalos de variación fueron de 50 unidades para la amplitud y de 0.2 Hz para la frecuencia por cada 100 ciclos. La muestra de acero falló a 830 ciclos, mientras que la de aleación falló a 790.

Se observó que la AMF desarrolló una falla por fatiga sin incursionar en el rango inelástico. Se encontró además, que la fatiga del material está en función de la frecuencia y amplitud de la onda, así como del número de ciclos. Al mantener constante la amplitud de la carga y variar la frecuencia, se obtuvo un número menor de ciclos para probetas sometidas a ondas de alta frecuencia, mientras que la vida de la probeta se incrementó cuando esta se sometió a ondas de baja frecuencia. Lo anterior resulta evidente ya que al tener un movimiento con mayor velocidad (ondas de alta frecuencia) se generan de forma más rápida dislocaciones por concentración de esfuerzos en la red espacial a nivel cristalográfico, mientras que los movimientos a baja velocidad (ondas de baja frecuencia) permiten una mejor distribución del esfuerzo inducido.

Esta fase preliminar de pruebas estuvo enfocada primordialmente a obtener las características pseudoelásticas del material, por lo que se decidió establecer los parámetros de las pruebas a manera de disminuir la posibilidad de una falla por fatiga. Por lo tanto, se estableció lo siguiente:

- ❖ Valor constante para la frecuencia de onda igual a 0.5 Hz.
- ❖ Intervalo de variación de la amplitud de onda igual a 100 unidades.
- ❖ Cambio en el valor de la amplitud cada 50 ciclos

Algunos resultados se presentan en las Figura 4.3a y b.

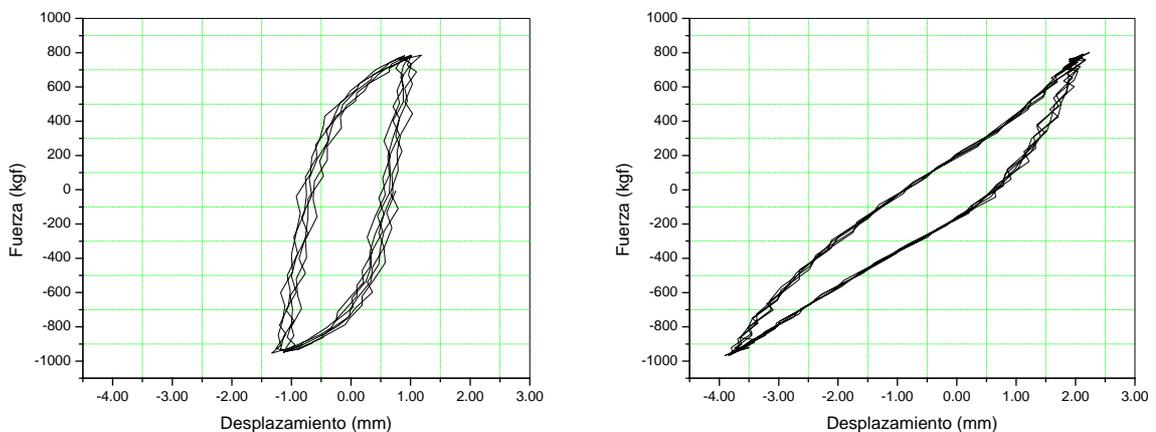


Figura 4.3 Resultados obtenidos durante la etapa preliminar: a) Acero; b) AMF

4.2. Muestras fabricadas para la primera etapa

Como parte de la primera etapa del proyecto se fabricaron 16 muestras. Debido a que la finalidad de esta etapa era conocer el comportamiento de cada una de las fases en donde se pueden presentar los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma, se diseñaron y obtuvieron muestras en fase: a) Martensítica, b) Austenítica y c) de Estado Intermedio o Mezcla de Fases. Además, y como resultado de los primeros ensayos, se conoció la afectación al comportamiento debida al tamaño de grano por lo que se realizó la primera inclusión de un refinador de grano, en este caso se agregó Zirconio al 0.6%wt.

Las muestras obtenidas se resumen en la Tabla 4.1. La clave del identificador contiene de izquierda a derecha las siglas CAB seguidas del símbolo que representa la fase presente además de la fecha de creación (DDMMAA), el número de colada, el identificador para las muestras que contienen refinador (S) o no contienen (N) y el número del espécimen respectivamente.

ID	Descripción
CABAF040204N001-1	CAB fase austenita sin refinador colada 1 espécimen 1
CABMF100204N002-1	CAB fase martensita sin refinador colada 2 espécimen 1
CABCF100204N003-1	CAB mezcla de fases sin refinador colada 3 espécimen 1
CABAF100204R004-1	CAB fase austenita con refinador colada 4 espécimen 1
CABMF110204R005-1	CAB fase martensita con refinador colada 5 espécimen 1
CABCF110204R006-1	CAB mezcla de fases con refinador colada 6 espécimen 1
CABAF260204N007-1	CAB fase austenita sin refinador colada 7 espécimen 1
CABAF260204R008-1	CAB fase austenita con refinador colada 8 espécimen 2
CABAF040204N001-2	CAB fase austenita sin refinador colada 1 espécimen 2
CABMF100204N002-2	CAB fase martensita sin refinador colada 2 espécimen 2
CABCF100204N003-2	CAB mezcla de fases sin refinador colada 3 espécimen 2
CABAF100204R004-2	CAB fase austenita con refinador colada 4 espécimen 2
CABMF110204R005-2	CAB fase martensita con refinador colada 5 espécimen 2
CABCF110204R006-2	CAB mezcla de fases con refinador colada 6 espécimen 2
CABAF260204N007-2	CAB fase austenita sin refinador colada 7 espécimen 2
CABAF260204R008-2	CAB fase austenita con refinador colada 8 espécimen 2

Tabla 4.1 Probetas obtenidas durante la primera etapa del proyecto

4.3. Descripción de la primera etapa

Las pruebas tanto para esta primera etapa como para la segunda, se realizaron en la máquina de pruebas INSTRON ubicada en el laboratorio de pruebas mecánicas del Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM. Esta máquina tiene una celda de carga con una capacidad de 10 Ton. El sistema de fijación es por medio de dos mordazas donde se atornilla la probeta. La transmisión de desplazamientos se induce por el vástago inferior de la máquina, el cual se mueve de forma relativa con respecto al vástago superior que transmite la carga a la celda

ubicada en el travesaño del marco de la máquina de pruebas. El sistema de control es digital lo que proporciona gran exactitud en la realización de las pruebas.



Figura 4.4 Máquina de pruebas INSTRON (IIM-UNAM)



Figura 4.5 Sistema de control y adquisición de datos (SAX)

Las probetas obtenidas para esta etapa se sometieron al protocolo de carga mostrado en la Tabla 4.2.

SECUENCIA	PRUEBA	% ϵ_{axial}	FRECUENCIA	CICLOS
1	1	1	0.0025	0.5
2	1	1	0.01	4
3	1	1	0.2	2
	2	1	0.5	2
	3	1	1	2
	4	1	1.5	2
	5	1	2	2
	6	1	2.5	2
	7	1	3	2
	8	1	3.5	2
	9	1	4	2
4	1, 2, ... 9	1.5	0.2, 0.5, ... 4	18
5	1, 2, ... 9	2	0.2, 0.5, ... 4	18
I	1, 2, ... 9	$\% \epsilon_{axial} (i-1) + 0.5$	0.2, 0.5, ... 4	18
n	1, 2, ... 9	$\% \epsilon_{axial}$ permisible del material	0.2, 0.5, ... 4	18

Tabla 4.2 Protocolo de carga para la primera etapa

El protocolo consistió básicamente de tres secuencias: tracción, estabilización de fase y carga cíclica reversible. El control de las pruebas fue a través de desplazamiento.

Durante la prueba de tracción, la probeta se somete a un desplazamiento equivalente a una deformación en tensión de 1%. Al llegar a este límite, la probeta se descarga hasta su posición original. La finalidad de esta secuencia es determinar las siguientes características:

- ❖ Módulo pseudoelástico (E_{pe})
- ❖ Esfuerzo crítico de transformación
- ❖ Fase presente

La secuencia de estabilización de fase consiste en aplicar cuatro ciclos de carga y descarga mediante una onda senoidal con una amplitud de desplazamiento equivalente al 1% de la deformación de la probeta en el área de prueba, con una frecuencia igual a 0.01 Hz. El objetivo de esta secuencia es estabilizar la estructura de la fase con la finalidad de que se presenten los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma [Dolce et al., 2001a].

La tercera secuencia está formada por nueve pruebas. En cada una de las pruebas que forman la secuencia, la probeta se somete a dos ciclos dados por una senoide. Al inicio de la secuencia se establece como constante el valor de la deformación. Este valor es igual a la amplitud de la senoide. La variable dentro de cada secuencia es la frecuencia. Durante la secuencia se barre un espectro de frecuencias entre 0.2 y 4 Hz con intervalos de 0.5 Hz. Al término de la secuencia se incrementa el valor de la amplitud en 0.5%, y se vuelve a barrer el espectro de frecuencias. La última secuencia está dada por la deformación máxima permisible del material como se muestra en la Tabla 4.2.

El objetivo de las secuencias de carga cíclica reversible fue determinar lo siguiente:

- ❖ Respuesta del material frente a distintas velocidades de aplicación de carga
- ❖ Incrementos en la deformación del material
- ❖ Disipación de energía

Para esta etapa del trabajo se diseñó un modelo de probeta basado en la norma ASTM 606 para pruebas de fatiga. El diseño final se muestra en la siguiente figura.

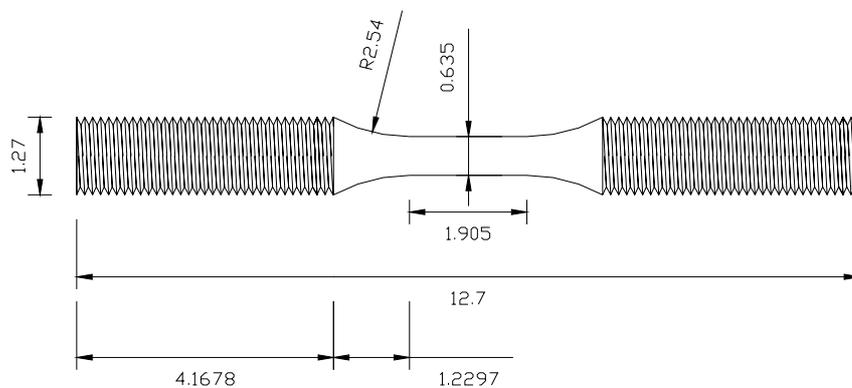


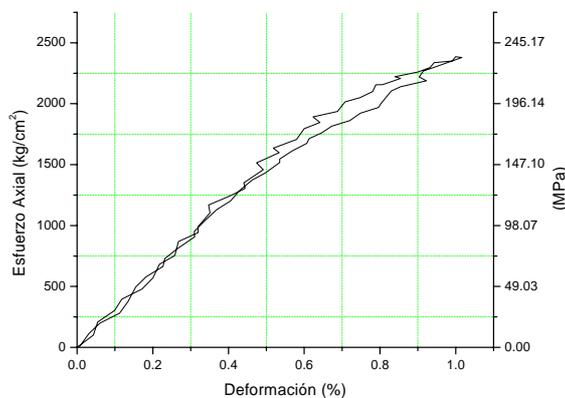
Figura 4.6 Probeta para ensayos en la primera etapa; unidades en cm. [ASTM, 1998a]

4.4. Resultados de la primera etapa

Los resultados que se muestran a continuación corresponden a los obtenidos en las pruebas de tracción y carga cíclica reversible. Primeramente se exponen los resultados de las muestras sin refinador, seguidos por los resultados de las muestras a las que se agregó Zirconio como refinador.

4.4.1. Fase Austenítica sin refinador

A continuación se presentan las características principales del material en esta fase.



Módulo Pseudoelástico	307,104.33 kgf/cm ² 30,117.72 MPa
Esfuerzo Crítico de transformación	1860 kgf/cm ² 182.41 MPa
Deformación Residual	0.0 %

Figura 4.7 Prueba de tracción en muestra en fase Austenítica

De las fases que presentan los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma, la fase Austenítica del sistema CAB es la que tiene mayor rigidez; sin embargo, el valor del módulo pseudoelástico es ligeramente superior al 15% del valor del módulo elástico del acero estructural (A36). Al igualar (para fines de comparación) los conceptos de esfuerzo crítico de transformación y esfuerzo de fluencia, el valor del esfuerzo crítico de transformación es de alrededor del 70% del valor del esfuerzo de fluencia del acero A36.

La deformación residual es nula tras llevar a la muestra hasta un desplazamiento equivalente al 1% de deformación en el área de prueba (1.905 cm.) y descargarla hasta su posición original; si una muestra similar de acero A36 se somete a la misma secuencia, se tendría una deformación residual mayor a 0.5%.

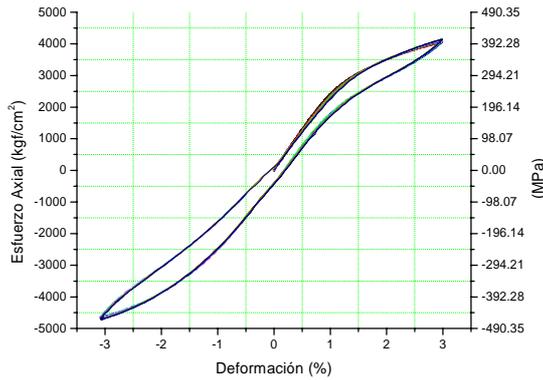


Figura 4.8 Respuesta del material a diferentes velocidades de aplicación de carga

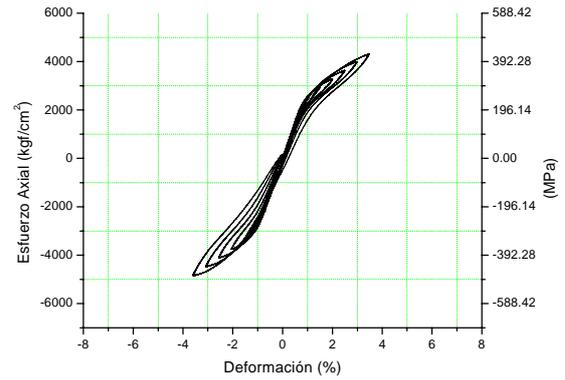


Figura 4.9 Curva típica esfuerzo – deformación de la muestra austenítica

Esta fase es prácticamente independiente de la velocidad de aplicación de carga como se puede apreciar en la Figura 4.8, en donde tanto las características tales como esfuerzo crítico de transformación y energía disipada permanecen constantes sin importar la velocidad con que se aplique la carga. Esta característica resulta benéfica para un material que se pretende utilizar en el control sísmico de estructuras debido a que la velocidad con que se aplicada la carga sísmica en un evento de este tipo es de naturaleza variable.

Para este ensayo, la probeta alcanzó una deformación máxima del 3.5% como se observa en la Figura 4.9 que describe la forma típica de la respuesta del sistema CAB en fase austenítica sometida a carga cíclica uniaxial. Es notable una mayor capacidad de disipación de energía al momento de la compresión con respecto a la zona de tensión; esta asimetría es evidente en la Figura 4.10a, expresada a través del cociente Beta que representa la relación entre los esfuerzos máximos en tensión y en compresión.

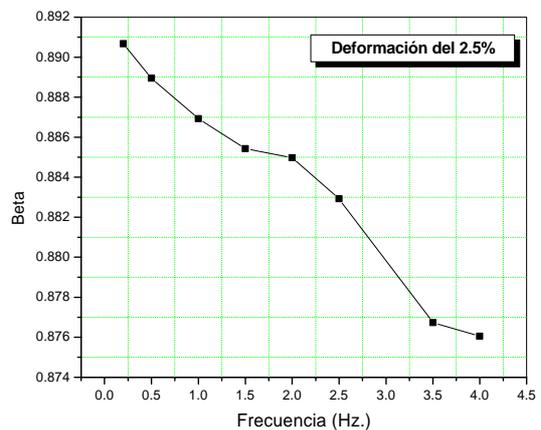
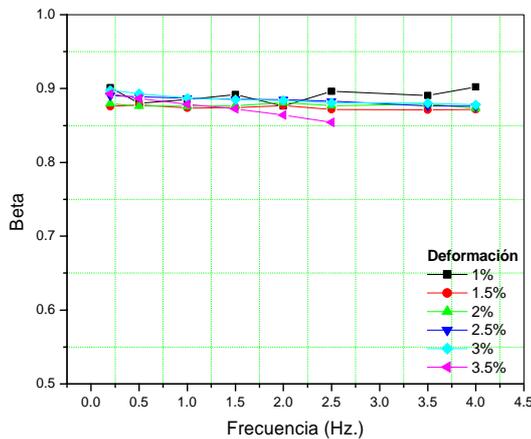


Figura 4.10 Asimetría de los esfuerzos máximos en tensión y compresión, donde $\text{Beta} = \text{Esfuerzo máximo en tensión} / \text{Esfuerzo máximo en compresión}$.

El valor del cociente Beta se puede establecer como constante (0.88) lo que significa que los esfuerzos máximos en tensión son aproximadamente 12% menores que los esfuerzos máximos en compresión.

Adicionalmente, con la Figura 4.10b se refuerza la propiedad de independencia a la velocidad de aplicación de carga, ya que como se puede observar el cociente Beta tiene muy poca variación ($\beta_{0.2} - \beta_4 = 0.014$) al modificar la frecuencia de la prueba.

La rigidez del material no varía al modificar la velocidad de aplicación de la carga; propiedad que en términos del módulo de rigidez secante se puede observar en las graficas de la Figura 4.11 correspondientes a la variación de la rigidez secante en compresión y tensión respectivamente. En las Figura 4.11a y b, es posible observar que para cada una de las deformaciones a las que se sometió la probeta, el valor de la rigidez tiene una variación mínima al modificar la velocidad de aplicación de la carga.

Una consecuencia directa de la asimetría muestra que la probeta desarrolló una rigidez mayor en compresión (ver Figura 4.11a) en comparación con la respuesta en tensión (ver Figura 4.11b) para cada uno de los valores de deformación. Esta asimetría finalmente, es causada por la formación selectiva de diferentes estados cristalográficos inducidos por esfuerzo durante la tensión y la compresión, donde para una deformación dada, el volumen de martensitas en la probeta es diferente en tensión y en compresión.

El módulo de rigidez secante tiene una tendencia decreciente conforme se incrementan las deformaciones. Este decremento en la rigidez secante obedece la misma tendencia tanto para la respuesta a compresión como para la respuesta a tensión. En ambos casos, la degradación máxima de la rigidez llega a ser del orden del 50% del valor inicial, sin embargo, el módulo pseudoelástico no sufre degradación.

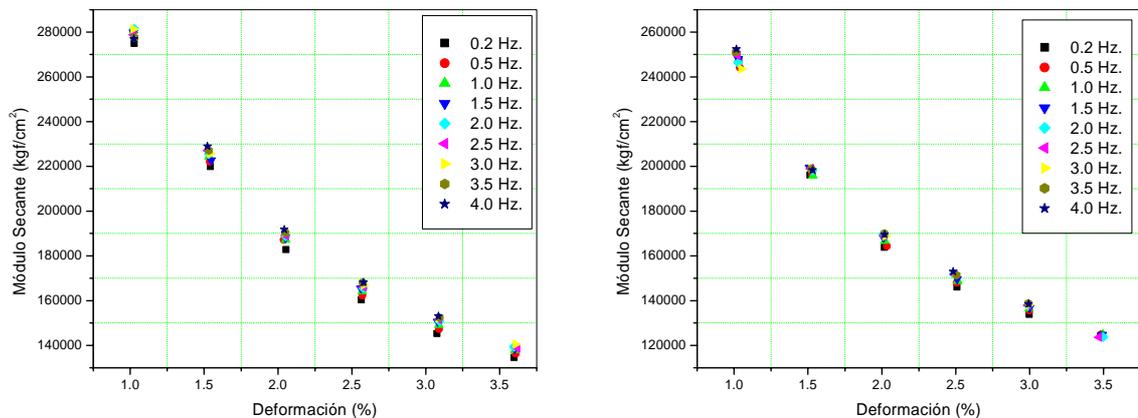


Figura 4.11 Rigidez secante en la muestra austenítica en compresión y tensión

La capacidad de disipación de energía, como se puede observar en la Figura 4.12, es también independiente frente a las variaciones en la velocidad de carga. Aunque esta capacidad es menor en comparación con las otras dos fases probadas, se debe tomar en consideración que esta probeta falló por fatiga lo que no permitió conocer el nivel máximo de disipación de energía.

La energía histerética disipada por unidad de volumen se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$E_{HDV} = \frac{E_D}{V_{plástico}} \quad (4.1)$$

donde:

E_D = Energía histerética por ciclo.

$V_{plástico}$ = Volumen de material que disipa energía.

Resulta interesante (ver Figura 4.12) que mientras los incrementos en los valores de deformación son lineales, los incrementos en la energía disipada por el material parecen seguir una tendencia de tipo no lineal.

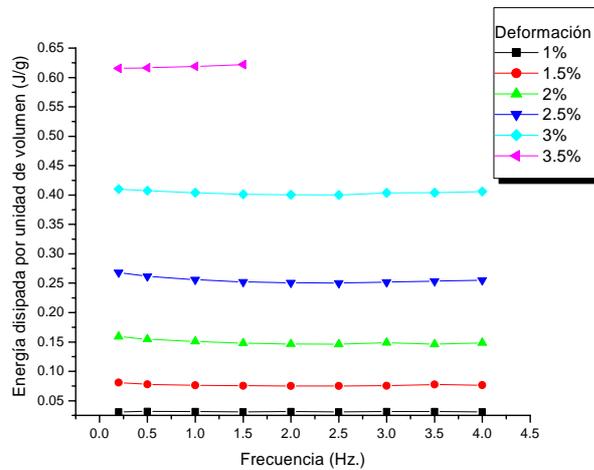


Figura 4.12 Energía disipada por la fase austenítica

El amortiguamiento que proporciona el material, ante carga cíclica se muestra en la Figura 4.13. Esta propiedad que también es insensitiva a las variaciones de velocidad de carga, se expresa en términos del amortiguamiento viscoso equivalente dado por la Ecuación 4.2:

$$AVE = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \frac{E_D}{K_S \cdot \delta^2} \tag{4.2}$$

donde:

E_D = Energía disipada por ciclo.

K_S = Rigidez secante equivalente a la máxima deformación en el ciclo.

δ = Deformación máxima en el ciclo.

Para este caso, la forma de crecimiento tanto para la sollicitación (deformación) como para la respuesta (amortiguamiento) es lineal. Para el nivel de deformaciones de 3.5%, no fue posible obtener el valor máximo de amortiguamiento que el material puede proporcionar.

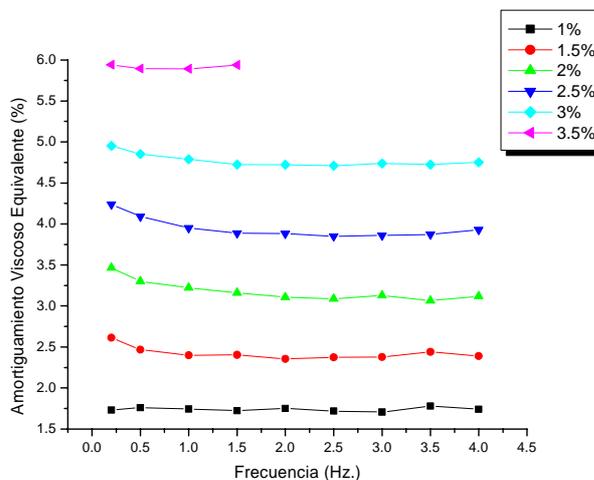
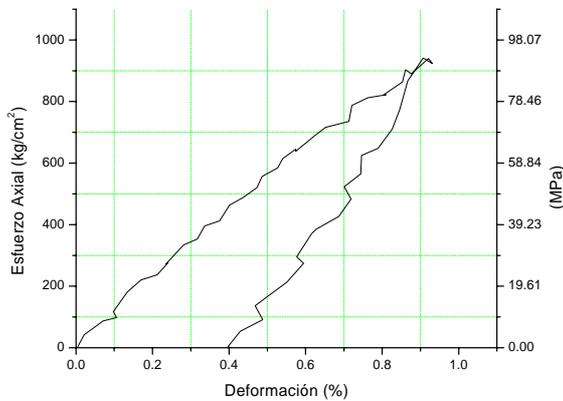


Figura 4.13 Amortiguamiento equivalente de la fase austenítica

4.4.2. Fase Martensítica sin refinador

A continuación se muestran las principales características de la fase martensítica sin refinador.



Módulo Pseudoelástico	123,719.28 kgf/cm ² 12133.14 MPa
Esfuerzo Crítico de transformación	334 kgf/cm ² 32.75 MPa
Deformación Residual	0.4 %

Figura 4.14 Prueba de tracción en muestra en fase martensítica

En esta fase, los parámetros de rigidez (módulo pseudoelástico) y resistencia (esfuerzo crítico de transformación) son menores con respecto a la fase austenítica, como se puede apreciar en la tabla a la derecha de la Figura 4.14. El valor del módulo es tan solo el 40% en comparación con el módulo de la fase austenítica. El esfuerzo crítico de transformación es 82% menor al de la fase austenítica. La deformación residual al eliminar la carga, es del 0.4% aproximadamente.

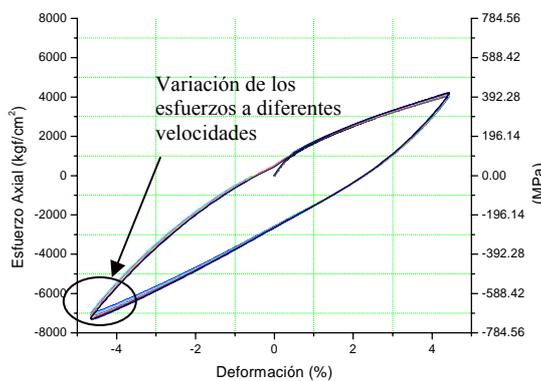


Figura 4.15 Respuesta del material a diferentes velocidades de aplicación de carga

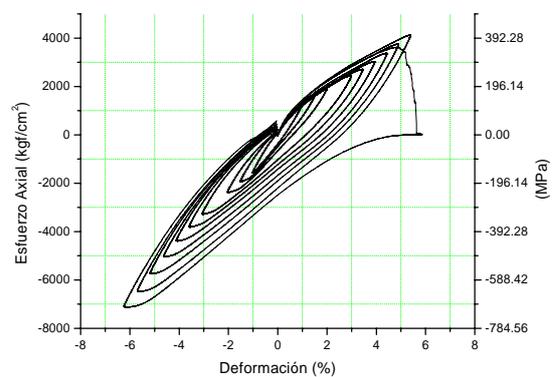


Figura 4.16 Curva típica esfuerzo – deformación de la muestra martensítica

A diferencia de la fase austenítica, la fase martensítica experimenta una ligera dependencia frente a variaciones en la velocidad de la carga como se muestra en la Figura 4.15, en donde se observa con una mayor claridad este fenómeno en la zona de los esfuerzos máximos. Se puede apreciar en la misma figura que la variación de los esfuerzos es mayor en la zona de compresión en comparación con la zona de tensión.

Comparando la asimetría en las fases austenítica y martensítica (ver Figura 4.10a y Figura 4.17a respectivamente) se encuentra que esta, indicada a través del cociente Beta de esfuerzos máximos, es más notoria en la fase martensítica llegando hasta un valor de 0.615, lo que indica que el esfuerzo máximo alcanzado en tensión es 40% menor al esfuerzo máximo alcanzado en compresión. Para una deformación igual al 2.5% en la fase martensítica (ver Figura 4.17b). Se tiene una diferencia de 0.06 entre el valor máximo y el mínimo del cociente Beta en comparación

con la relación calculada para la misma deformación en la fase austenítica (ver Figura 4.10b) donde la diferencia resulta ligeramente mayor a 0.01.

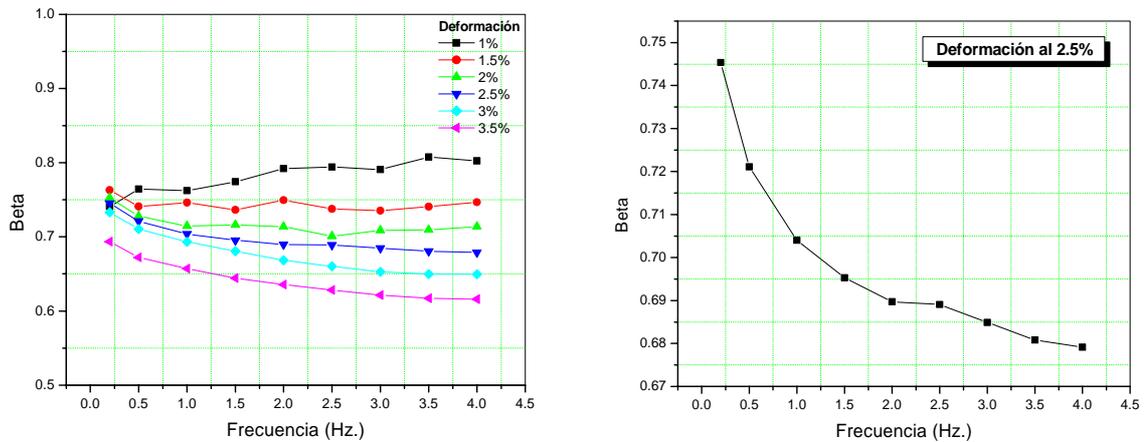


Figura 4.17 Asimetría en tensión y compresión en la fase martensítica

La Figura 4.17a es útil para mostrar el fenómeno de estabilización de la fase mediante el ciclado. La línea correspondiente a la deformación del 1% muestra una tendencia creciente tras incrementar la velocidad de carga; sin embargo, esta tendencia cambia durante la siguiente deformación y conforme se va avanzando en la secuencia, la tendencia finalmente se invierte con respecto a la inicial mostrando una estabilización a partir del ciclado correspondiente al 2.5% de deformación.

En comparación con la fase Austenítica, la fase Martensítica tiene una mayor capacidad de deformación como se puede observar en la Figura 4.16 que muestra la curva típica esfuerzo – deformación para una frecuencia de 2 Hz; además es notable una mayor capacidad de disipación de energía en este estado en comparación con la fase austenítica.

En esta fase del material, la rigidez puede llegar a ser dependiente de la velocidad de aplicación de la carga como se observa en la Figura 4.18a, que describe la variación de la rigidez del material en compresión. Para una misma deformación, el módulo secante varía para cada valor de velocidad con una relación directamente proporcional, es decir, conforme la carga adquiere mayor velocidad la rigidez secante del material se incrementa.

Este fenómeno no ocurre al momento de la tensión como se puede apreciar en la Figura 4.18b. Conforme se incrementa la deformación, la rigidez se degrada con una tendencia que se vuelve asintótica a un valor 30% menor que el valor inicial del modulo secante en compresión y para un valor 50% menor al momento de la tensión.

De manera análoga al caso de la fase austenítica, en la fase martensítica la rigidez del material en compresión es mayor que en tensión; sin embargo, y en contraste con la fase austenítica en donde la diferencia entre los valores de rigidez en compresión y en tensión no supera el 10%, en esta fase la diferencia es del orden del 20% para la deformación inicial llegando hasta un valor de 40% para la deformación final.

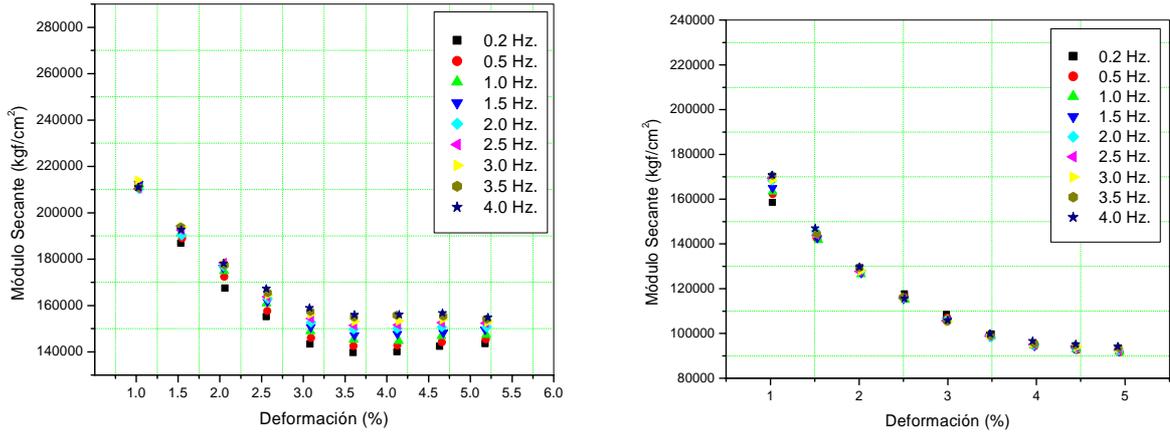


Figura 4.18 Variación de la rigidez secante en compresión y tensión en la muestra martensítica

La capacidad de disipación no varía conforme la velocidad de aplicación de la carga se modifica como se muestra en la Figura 4.19. La relación entre la disipación de energía y la deformación sigue siendo no lineal; sin embargo en esta fase para una deformación al 2.5% la energía disipada es del orden de 0.6 Joules por gramo mientras que para la misma deformación en la fase austenítica se disipan 0.26 Joules por gramo (ver Figura 4.12)

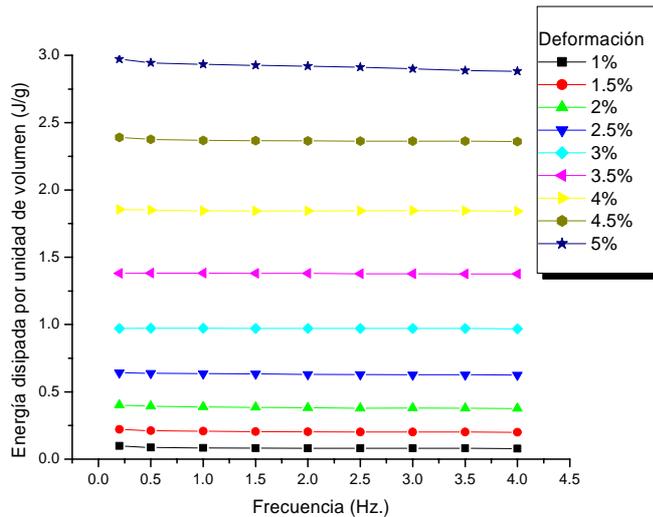


Figura 4.19 Energía disipada en la fase martensítica

En la Figura 4.20 se muestra el amortiguamiento equivalente que proporciona el material en fase martensítica, prácticamente se podría considerar que esta variable es independiente de la velocidad de aplicación de la carga con la única excepción de la línea correspondiente a la deformación de 1% donde es posible que ese comportamiento sea debido a la inestabilidad inicial de la fase.

De acuerdo con la Ecuación 4.2, el amortiguamiento equivalente que puede ofrecer el material es inversamente proporcional a la rigidez secante de este; así, conforme se degrada la rigidez del material el nivel de amortiguamiento se incrementa como se puede ver en la Figura 4.20; sin embargo, las líneas tienden a un valor promedio de amortiguamiento equivalente de 19%. Este estancamiento es consecuencia de que la degradación de la rigidez secante disminuya (ver Figura 4.18).

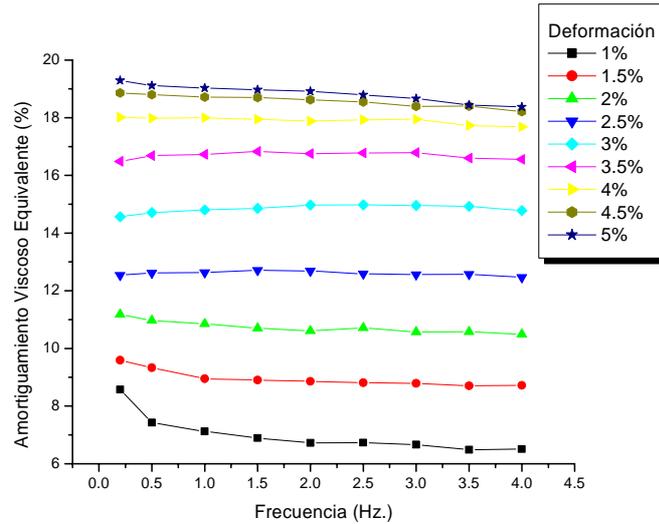
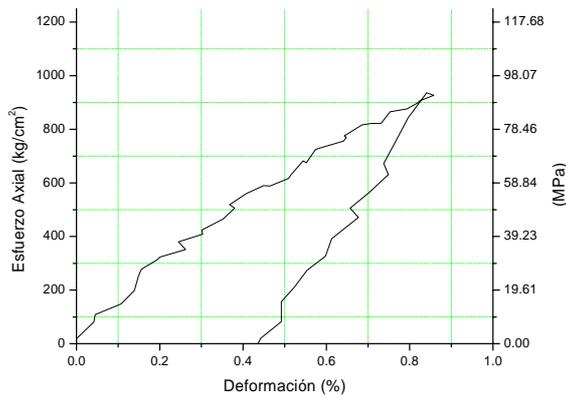


Figura 4.20 Amortiguamiento equivalente de la fase martensítica

4.4.3. Interfase sin refinador



Módulo Pseudoelástico	178.667.62 kgf/cm ² 17521.93 MPa
Esfuerzo Crítico de transformación	424.10 kgf/cm ² 41.59 MPa
Deformación Residual	0.44 %

Figura 4.21 Muestra en interfase sin refinador

El objetivo de la fabricación y ensaye de esta fase fue obtener una muestra que tuviera las propiedades de disipación de energía de la fase martensítica más las propiedades de recuperación de la fase austenítica; sin embargo y debido a la naturaleza inestable de esta fase, el resultado no tuvo las características esperadas. Lo anterior puede explicarse mediante el diagrama de fases del sistema binario Cu-Al mostrado en la siguiente figura.

Como se puede observar del diagrama de fases, las zonas que definen a los estados asociados al efecto de memoria de forma (austenita y martensita) están bien delimitadas y son fácilmente reproducibles (β para austenita y β' para martensita); sin embargo, si deseamos obtener una muestra que se encuentre en una frontera interfase el resultado podrá no ser el esperado debido a las variables inciertas que influyen en la elaboración del material.

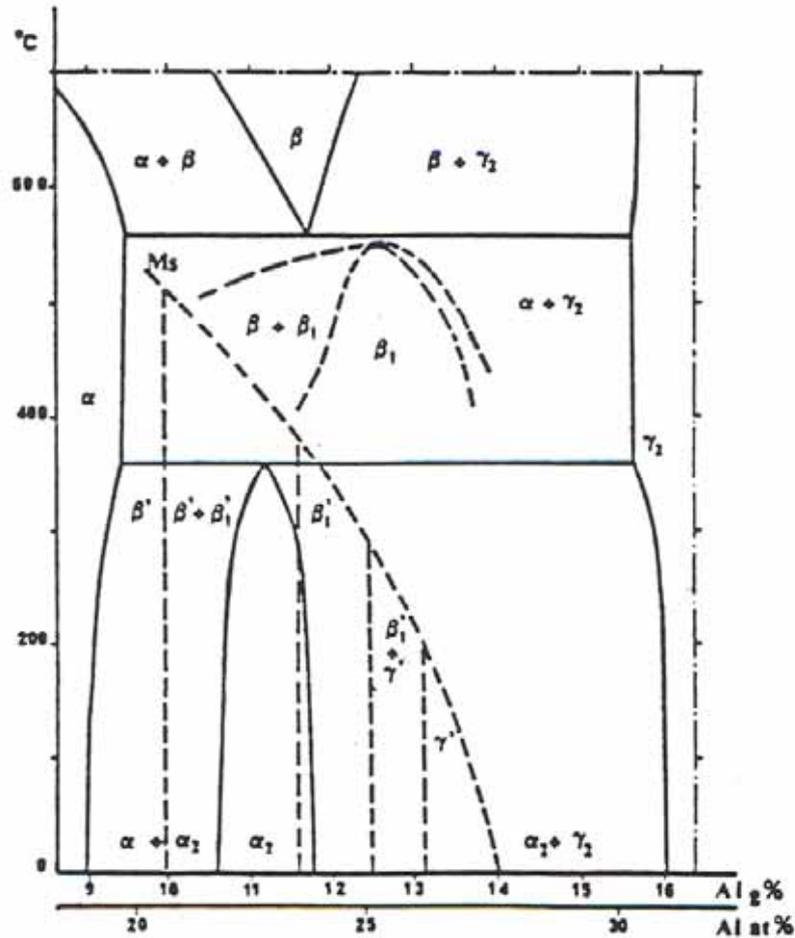


Figura 4.22 Transformaciones dentro de la fase metaestable β

En este caso, se obtuvieron muestras de interfase que presentaron un comportamiento similar a las muestras en fase martensítica. Los datos generados a partir de las pruebas de tracción se muestran en la tabla de la Figura 4.21. El módulo pseudoelástico así como el esfuerzo crítico de transformación son ligeramente menores los valores de los parámetros similares en la fase martensítica, sin embargo, la deformación residual es similar en ambas muestras.

La muestra en interfase es más sensible a los cambios de velocidad en comparación con las muestras anteriores como se puede observar en la Figura 4.23. De la figura se puede observar el mismo fenómeno que ocurrió en la muestra en fase martensítica: la dependencia frente a los cambios de velocidad es más notoria en la zona de compresión.

La curva típica esfuerzo – deformación se muestra en la Figura 4.24. Es evidente la similitud con la curva típica de la fase martensítica, sin embargo, es posible observar una mayor estabilidad en los ciclos en comparación con las curvas de respuesta de la fase martensítica. Del total de las muestras ensayadas, la interfase es la que presentó mayor capacidad de deformación.

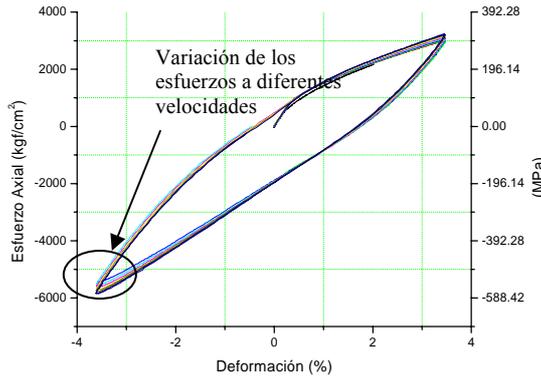


Figura 4.23 Respuesta de la interfase a diferentes velocidades de aplicación de carga

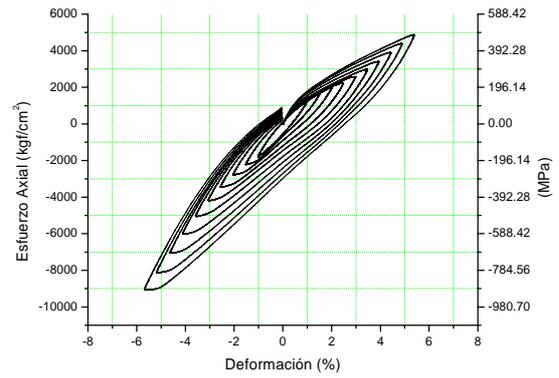


Figura 4.24 Curva típica esfuerzo – deformación alcanzada en la muestra en interfase

La asimetría expresada en términos del cociente Beta es más notoria en esta fase con un valor mínimo de 0.55, como se puede observar en la Figura 4.25a lo que expresa que el esfuerzo máximo alcanzado para la zona de tensión es solamente la mitad del esfuerzo máximo alcanzado en compresión. La dependencia del cociente Beta frente a la variación en la velocidad de carga llega en esta fase a una diferencia máxima de 9.3% entre el valor máximo y el mínimo del cociente, es por lo tanto, la muestra que presentó mayor dependencia frente a esta variable.

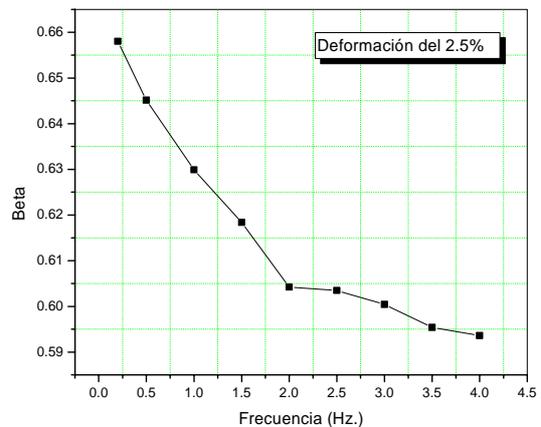
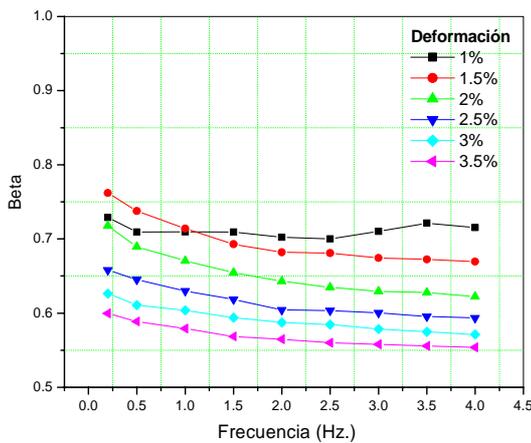


Figura 4.25 Cociente Beta de asimetría para la interfase

La rigidez en esta fase del material es más sensible a la variación de la velocidad de carga como se puede ver en la Figura 4.26a. De manera análoga al caso de la fase martensítica, la rigidez para un mismo valor de deformación varía en forma proporcional a la velocidad de la carga; sin embargo, en este caso la diferencia máxima entre el valor máximo y mínimo de rigidez para un mismo valor de deformación es de 24,580 kgf/cm² en comparación con 16,308 kgf/cm² en la fase martensítica.

En la Figura 4.26a se puede observar que a partir de la deformación del 2.5%, la degradación de la rigidez secante se detiene y comienza a incrementarse después de llevar a la muestra a una deformación equivalente al 3%. Este incremento en la rigidez puede ser como consecuencia de un endurecimiento por deformación en el material. Este fenómeno, aunque en menor grado, también ocurre en el estado de tensión (ver Figura 4.26b).

De igual manera que en las dos fase anteriores, la rigidez es mayor al momento de la compresión (ver Figura 4.26a) que al momento de la tensión (ver Figura 4.26b). En este caso, la rigidez promedio que ofrece el material al momento de la tensión equivale al 70% de la rigidez que proporciona el material en compresión.

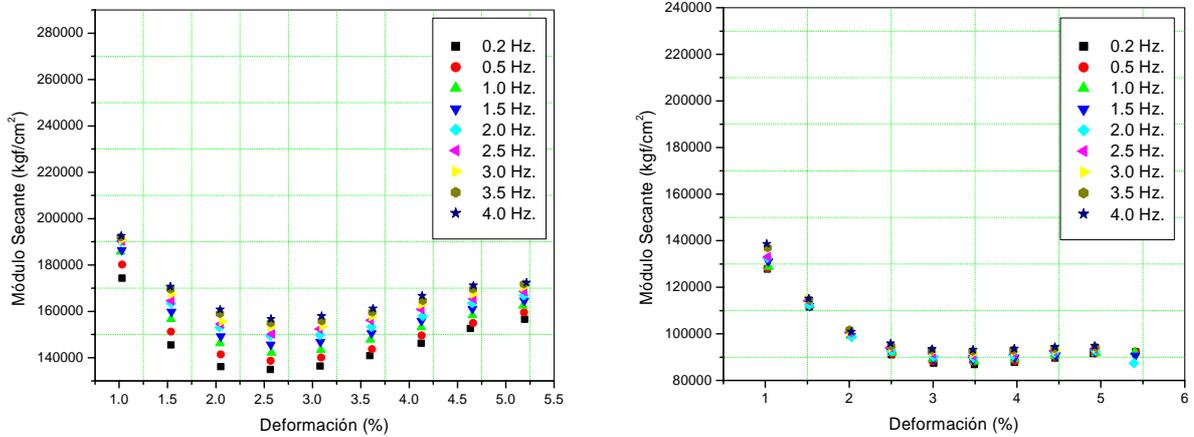


Figura 4.26 Variación de la rigidez secante en compresión y tensión en la muestra en interfase

La capacidad de disipación de energía que tiene el material en esta fase es similar a la que tiene en la fase martensítica, como se muestra en la Figura 4.27. Esta propiedad (al igual que en las dos fases anteriores) no se ve afectada por los cambios en la velocidad de la carga, a pesar de la variación en los valores de esfuerzos máximos dada por el cociente Beta (ver Figura 4.25), ya que el área de histéresis es la misma al modificar la velocidad para un mismo valor de deformación.

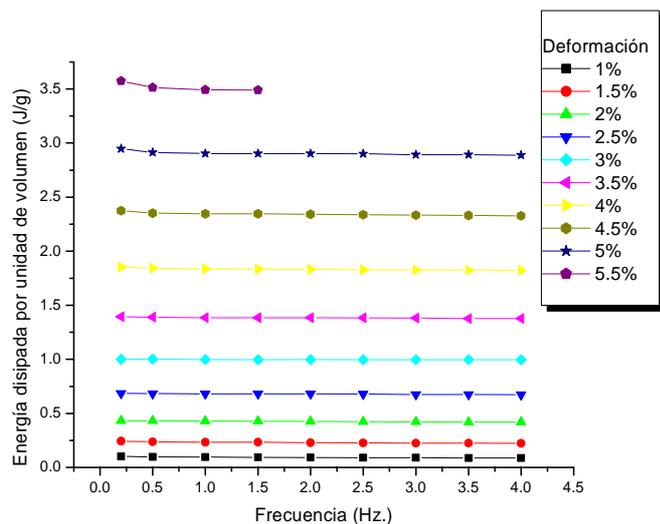


Figura 4.27 Energía disipada en la interfase

Debido a que la rigidez secante en esta fase resulta menor que en la fase martensítica, el amortiguamiento equivalente que ofrece el material en esta fase es el mayor de las tres fases analizadas en este trabajo. Sin embargo, el valor de amortiguamiento que esta fase puede

proporcionar depende de la velocidad con que la carga se transmite al material, como se puede observar en la Figura 4.28, donde para una misma deformación se tiene una diferencia promedio de 1% entre el valor máximo y mínimo de amortiguamiento.

A partir de la deformación del 3.5%, las líneas tienden a valores máximos de amortiguamiento que varían, como se mencionó anteriormente, según la velocidad de aplicación de carga. Este fenómeno de estancamiento, que también es posible notar en la fase martensítica (ver Figura 4.20), puede ser consecuencia directa de endurecimiento por deformación en la muestra, lo que puede provocar inclusive, una disminución en el nivel de amortiguamiento del material por un incremento en la rigidez (ver Figura 4.26).

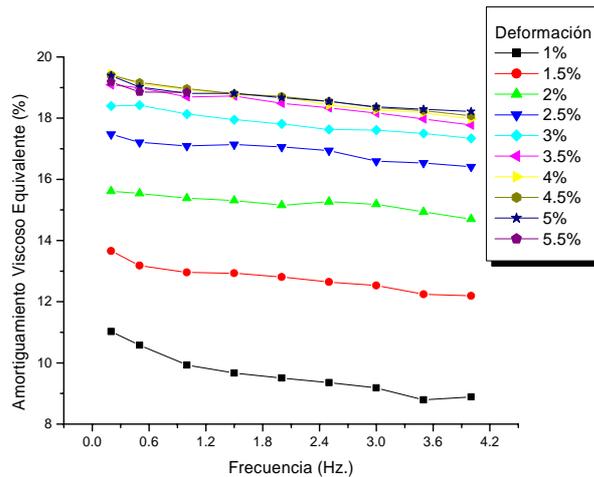


Figura 4.28 Amortiguamiento equivalente en la interfase

4.4.4. Comparación de resultados correspondientes a las tres fases

En la Figura 4.29 se muestra a manera de comparación, la energía disipada por cada fase para una velocidad de 2 Hz. En la gráfica se observa que la capacidad de disipación de energía tanto en la fase martensítica como en la interfase es similar, no así en la fase austenítica donde conforme se incrementa la deformación, la diferencia en la capacidad de disipación de energía entre esta fase y las otras dos fases se incrementa de manera exponencial.

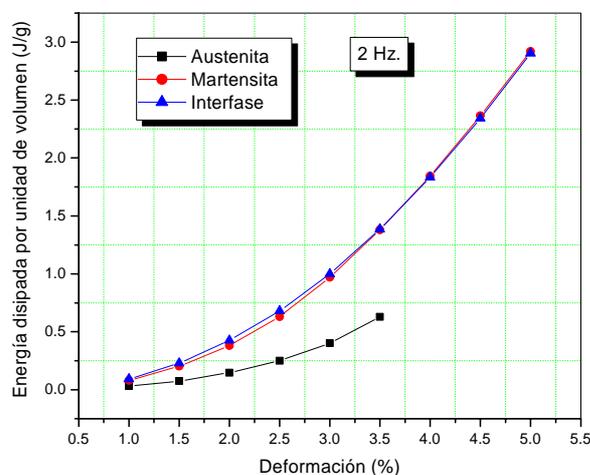


Figura 4.29 Energía disipada en cada fase del material, correspondiente a una frecuencia de 2 Hz.

Debido a que la rigidez secante es mayor en la fase austenítica, el nivel de amortiguamiento es el menor como se observa de la Figura 4.30; por el contrario, al tener la menor rigidez secante de las tres fases, la muestra en interfase ofrece un mayor nivel de amortiguamiento.

Tanto para la muestra en fase martensítica como para la muestra en interfase, el nivel de amortiguamiento máximo alcanzado es del orden del 19% para una deformación de 5%. El amortiguamiento máximo que puede proporcionar la muestra en fase austenítica no se pudo conocer en esta etapa debido a que como se mencionó anteriormente, la muestra falló por fatiga. Extrapolando los valores de la Figura 4.30, se esperaría un amortiguamiento máximo del orden de 6.5%

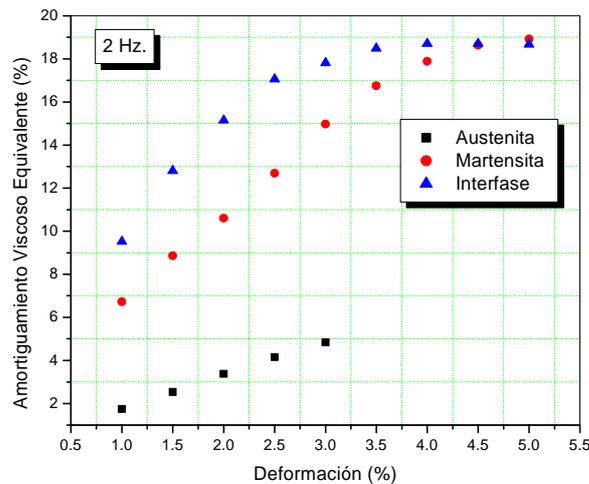


Figura 4.30 Amortiguamiento equivalente de cada fase del material, correspondiente a una frecuencia de 2 Hz.

4.4.5. Muestras con refinador

De la revisión de la literatura así como de los ensayos preliminares, es conocida la afectación que puede inducir el tamaño de grano en la respuesta del material, debido a esto se decidió incluir dentro del sistema ternario CAB un cuarto elemento como agente refinador: el zirconio. Este elemento fue incluido en un 0.6%wt. en la fórmula química.

Como resultado de esta inclusión se obtuvieron muestras en fase austenítica, martensítica y en interfase, sin embargo, las probetas al ser ensayadas presentaron un comportamiento frágil. Los resultados obtenidos se muestran a continuación para cada una de las fases.

Al someter a la probeta al ensayo de tracción falló de manera frágil al llegar al límite máximo de la secuencia (1%) como se puede apreciar en la Figura 4.31. El valor máximo del esfuerzo disminuyó al igual que el módulo pseudoelástico con respecto de la muestra a la que no se agregó zirconio.

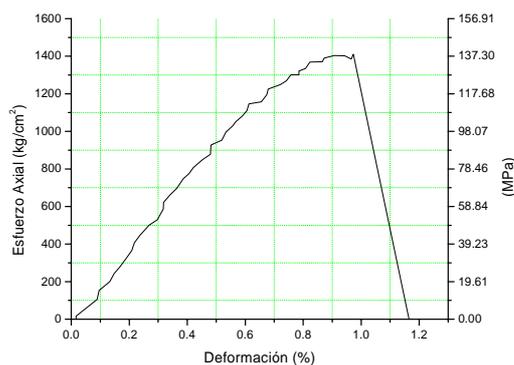


Figura 4.31 Respuesta de la fase austenítica dopada

De la Figura 4.32 se puede observar la respuesta de la probeta dopada en fase martensítica. De manera análoga al caso anterior, los parámetros de rigidez y resistencia se vieron afectados por la inclusión del agente refinador.

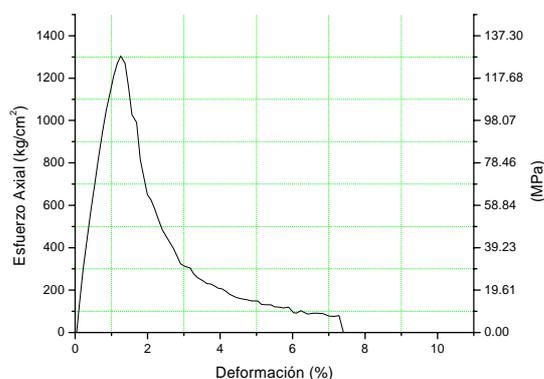


Figura 4.32 Respuesta de la fase martensítica dopada

La muestra que resultó más afectada por la inclusión del refinador fue la de interfase, como se observa en la Figura 4.33. Esto se debe a la misma naturaleza inestable de la fase.

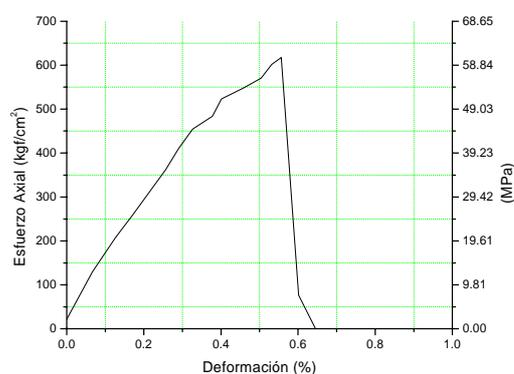


Figura 4.33 Muestra dopada en interfase

4.4.6. Comentarios sobre la primera etapa experimental

En la fase Austenítica del material aunque el nivel de energía disipada es menor que para los casos anteriores, a un nivel de deformación que para los otros dos casos genera deformaciones permanentes, para un espécimen en esta fase las deformaciones remanentes son nulas o próximas a cero. Aunado a esto, la resistencia de un espécimen en fase Austenítica es mayor que para los casos anteriores, por lo que mientras que para un nivel de deformaciones la muestra en fase Martensítica ya ha comenzado a transformar, la muestra en fase Austenítica aun continúa en la rama pseudoelástica, lo que sin duda podría permitir mayor capacidad de deformación con un nivel menor de daño.

La fase Martensítica, aunque tienen una buena capacidad para disipar energía, al final de un evento grande donde se haya llevado al espécimen a un estado de Pseudoplasticidad, será necesario aplicar un incremento de temperatura para regresar a un estado original sin deformaciones a este. Además, el nivel de resistencia que se observa en esta fase resulta ser menor que en el resto de las fases estudiadas, esto puede llevar a una incursión temprana dentro del rango pseudoplástico que se refleja directamente en deformaciones excesivas.

Para el caso del estado o fase intermedia se tiene un comportamiento similar al de la fase martensítica, y aunque la resistencia para este caso sea mayor que en la fase martensítica, esta fase por sí sola resulta inestable, lo que hace difícil su obtención y caracterización.

El método de inclusión del agente refinador en esta etapa no tuvo éxito (para los fines perseguidos por este trabajo). En la segunda etapa de este trabajo se continúa con el estudio del refinamiento de grano tomando en consideración las siguientes hipótesis:

- ❖ Se disminuirá el porcentaje del agente refinador a 0.4%wt.
- ❖ Se probará el titanio como agente refinador.
- ❖ Se buscará disminuir el tamaño de grano mediante el rolado en caliente.

CAPÍTULO 5

DESARROLLO EXPERIMENTAL: SEGUNDA ETAPA

5.1. Muestras fabricadas para la segunda etapa

Una vez finalizada la primera etapa del proyecto se concluyó que la fase Austenítica del material tuvo características (p.e. recentreo) tales que llevaron a la decisión de un estudio más detallado sobre dicha fase.

En la primera etapa se estudió una alternativa para disminuir el tamaño de grano incluyendo un refinador como agente reductor (Zirconio al 0.6%wt.); sin embargo, esta inclusión generó muestras de comportamiento frágil. En la segunda etapa se trató, de manera un poco más extensa la influencia de la disminución del tamaño de grano.

En esta segunda etapa del proyecto se continuó con el estudio de la reducción en el tamaño del grano. Sin embargo a diferencia de la etapa anterior, además se investigó la influencia del proceso de rolado en caliente como mecanismo de refinación y orientación de la estructura. Adicionalmente, se trató un elemento más como agente refinador de grano: el Titanio. Fueron elaboradas nuevamente probetas con inclusión de Zirconio, a diferencia de la primera etapa se incrementó el porcentaje de este elemento en la composición del sistema CAB.

Tomando en cuenta lo anterior, en esta segunda etapa se estudiaron 15 muestras, todas en fase Austenítica (a temperatura ambiente). La relación de las muestras obtenidas en esta etapa se muestra en la Tabla 5.1.

ID	Descripción	Laminada
P1	CAB A _f sin refinador fundición 1 espécimen 1	
P2	CAB A _f sin refinador fundición 1 espécimen 2	
P3	CAB A _f sin refinador fundición 1 espécimen 3	
P4	CAB A _f Titanio fundición 2 espécimen 1	
P5	CAB A _f Titanio fundición 2 espécimen 2	
P6	CAB A _f Titanio fundición 2 espécimen 3	
P7	CAB A _f Zirconio fundición 3 espécimen 1	
P8	CAB A _f Zirconio fundición 3 espécimen 2	
P9	CAB A _f Zirconio fundición 3 espécimen 3	
P10	CAB A _f sin refinador fundición 1 espécimen 1	Si
P11	CAB A _f sin refinador fundición 1 espécimen 2	Si
P12	CAB A _f Titanio fundición 2 espécimen 1	Si
P13	CAB A _f Titanio fundición 2 espécimen 2	Si
P14	CAB A _f Zirconio fundición 3 espécimen 1	Si
P15	CAB A _f Zirconio fundición 3 espécimen 2	Si

Tabla 5.1 Muestras obtenidas en la segunda etapa

5.2. Descripción de la segunda etapa

Se realizó un nuevo diseño de la probeta debido a que se observó que para deformaciones mayores a 2% se generaban problemas de inestabilidad por pandeo al momento de la compresión. La nueva probeta quedó como se muestra en la Figura 5.1

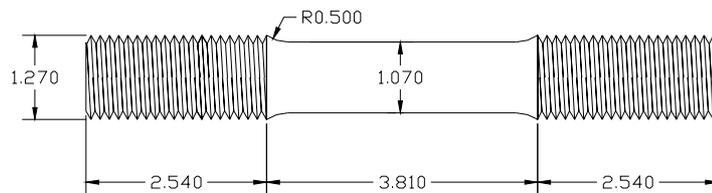


Figura 5.1 Probeta modificada (unidades en cm.)

Se observó que durante el desarrollo de la primera etapa la mayoría de las probetas fallaron por fatiga y dado que uno de los objetivos de esta segunda etapa fue la determinación de la deformación máxima permisible del material, fue conveniente modificar el protocolo de carga. El nuevo protocolo de carga quedó como se muestra en la Tabla 5.2.

SECUENCIA	PRUEBA	% ϵ_{axial}	FRECUENCIA	CICLOS
1	1	1	0.01	4
2	1	1	0.2	1
3	1	1.5	0.2	1
4	1	2	0.2	1
i	1	% $\epsilon_{axial} (i-1) + 0.5$	0.2	1
n	1	% ϵ_{axial} permisible del material	0.2	1

Tabla 5.2 Protocolo de cargas para la segunda etapa

A partir de los resultados obtenidos en la primera etapa, se concluyó que la influencia de la velocidad de carga en la fase Austenítica del sistema CAB es mínima por lo que se puede despreciar. Así, para permitir una mayor capacidad de deformación se estableció como constante el valor de 0.2 Hz para la frecuencia, ya que como referencia a los ensayos preliminares se pudo determinar que para velocidades pequeñas de aplicación de carga la vida de la probeta se incrementa. Con base en esto, el número de ciclos por secuencia se redujo de 18 ciclos a 1 ciclo. Se eligió la frecuencia de 0.2 Hz debido a la cercanía de este valor a los periodos fundamentales de los edificios más vulnerables en la zona blanda del valle de México.

Para el desarrollo de esta segunda etapa, el trabajo se dividió en dos subetapas:

- ❖ Propiedades microestructurales
- ❖ Propiedades macroestructurales

Como parte del proceso de caracterización fue necesario investigar la microestructura del sistema para observar parámetros representativos tales como tamaño de grano, fase presente, composición final y temperaturas de transformación. Para determinar el tamaño de grano se utilizaron técnicas de microscopía de barrido, en donde además fue posible observar la fase predominante en la estructura. Para verificar la composición final del sistema se realizaron análisis de difracción o rayos X. Finalmente, mediante la técnica DSC, se obtuvieron las temperaturas de transformación.

Adicionalmente, se estudió la influencia en el tamaño de grano por: a) inclusión de agentes refinadores, y b) rolado en caliente.

La siguiente subetapa consistió en la determinación de las siguientes propiedades macroestructurales:

- ❖ Módulo pseudoelástico (E_{pe})
- ❖ Esfuerzo crítico de transformación
- ❖ Capacidad de deformación
- ❖ Disipación de energía

5.3. Resultados de la segunda etapa

En el desarrollo de la primera etapa se expuso con detalle una descripción de las características que se observan en las fases austenítica, martensítica e interfase del sistema CAB, mostrando el comportamiento que siguen los parámetros de resistencia, rigidez, disipación de energía, amortiguamiento, etc.

De los resultados obtenidos se llega a las siguientes observaciones:

- ❖ Aunque la fase martensítica tiene una mayor capacidad de disipación de energía, la resistencia y la rigidez son menores que en el caso de la austenita.
- ❖ La fase martensítica puede llegar a ser dependiente frente a la velocidad con que se aplica la carga, no así la fase austenítica que resultó ser insensible a esta variable.
- ❖ En el régimen de carga llevado a cabo en este trabajo (carga cíclica uniaxial) la fase martensítica demostró una mayor asimetría en el comportamiento en tensión y compresión a diferencia de la fase austenítica, en donde esta asimetría puede desprejarse ($\beta \approx 0.9$).
- ❖ La deformación residual en la fase austenítica es prácticamente nula, mientras que la fase martensítica conserva deformaciones al eliminar la acción.

Por otro lado y desde el sentido práctico, el funcionamiento de la fase austenítica con forma de bandera supera a la fase martensítica ya que en esta última se vuelve necesario aplicar un incremento en la temperatura del material (hasta A_f) para eliminar las deformaciones remanentes. Por otro lado, la recuperación en esta fase es proporcional a la cantidad de masa. En este sentido, la fase austenítica con forma de bandera, además de tener deformaciones residuales nulas o muy pequeñas tiene la característica de reversibilidad, es decir, al eliminar la acción que produce la deformación en el material, este regresa a su estado original sin necesidad de aplicar alguna carga externa. La recuperación por reversibilidad es independiente de la cantidad de masa.

5.3.1. Reducción del tamaño de grano

Uno de los problemas observados en la primera etapa de este trabajo fue la falla súbita por fatiga que se presentó como consecuencia del tamaño de los granos del material. Debido a esto, uno de los objetivos de la segunda etapa fue la reducción del tamaño de grano a través de dos procedimientos diferentes: inclusión de agentes refinadores y laminado en caliente.

Se utilizaron dos elementos como refinadores de grano: zirconio y titanio. En ambos casos, fueron probadas dos proporciones equivalentes a 0.1%wt. y 0.4%wt. El tamaño de grano en cada una de las muestras anteriores fue registrado a través de fotografías obtenidas mediante microscopía óptica.

En la Figura 5.2 se muestran los resultados obtenidos para las probetas que no fueron laminadas seguidas de los resultados obtenidos para las probetas laminadas. En ambos casos, las fotografías de las probetas dopadas se comparan con las fotografías de la probeta base. Todas las fotografías fueron tomadas a la misma escala (5x).

En la Figura 5.2a se muestra el tamaño de grano de la muestra base. Al agregar Zr al 0.1%wt. se alcanzó la reducción de grano mostrada en la Figura 5.2b; de igual manera, al agregar Ti al 0.1%wt. se logró reducir el grano hasta el tamaño mostrado en la Figura 5.2c. En este último caso se alcanzó la mayor reducción hasta este momento.

Al incrementar la cantidad de refinador se logró una mayor reducción de tamaño de grano como se puede observar en las Figura 5.2d y e, para zirconio y titanio respectivamente, siendo este último el que produjo una mayor reducción de tamaño de grano del total de las cuatro variantes hasta ahora tratadas. El grano en este caso llegó a ser aproximadamente 20 veces más pequeño que en la muestra base de la Figura 5.2a.

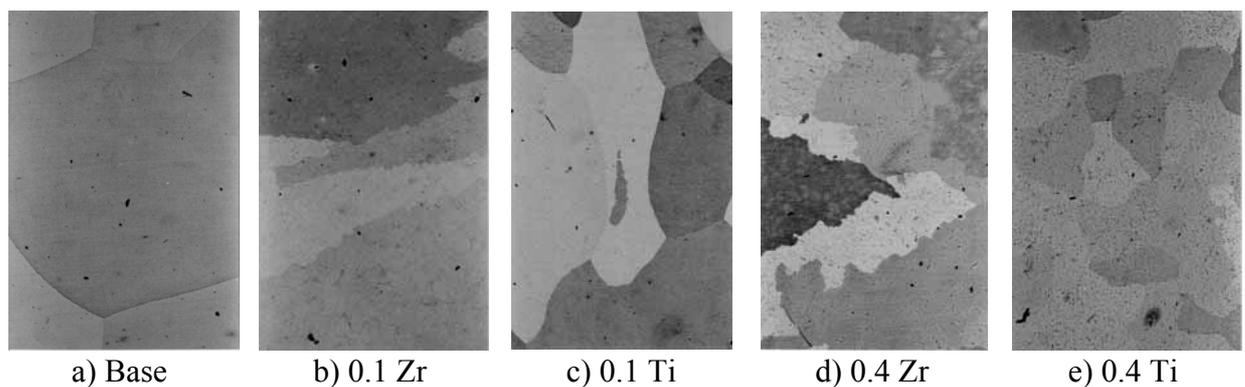


Figura 5.2 Tamaño de grano para las muestras sin laminar

Posiblemente si se continua incrementando la proporción de refinador en la composición química se logre una reducción mayor del grano; sin embargo cabe recordar que el sistema tiene una composición ternaria cobre-aluminio-berilio, donde el berilio se encuentra en una proporción de 0.5%wt. Si alguno de los dos elementos refinadores rebasará la proporción a la que se encuentra el berilio, el sistema tendría una composición diferente a la que originalmente se ha estudiado. Esto tendría como consecuencia un cambio en el comportamiento de la aleación que

traería consigo nuevas fases que no necesariamente presenten los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma.

Sin embargo, existe una posibilidad de reducir aun más el tamaño del grano sin tener que intervenir necesariamente en la composición química de la aleación. Esta es una alternativa que permite el proceso de laminado en caliente.

Las muestras originales (de fundición) se laminaron en tres distintos espesores con respecto al espesor original: 33%, 50% y 80%. A manera de comparación se presentan las fotografías que muestran el tamaño original de grano de la muestra base (Figura 5.3a, Figura 5.4a y Figura 5.5a).

En la Figura 5.3 se muestran los resultados al laminar las muestras dopadas a un espesor del 33%. A este nivel de deformación (asociando el término a la reducción por laminación) se observa una considerable reducción del tamaño de grano tanto en las muestras con proporciones de refinador al 0.1%wt. (Figura 5.3b y c) como en aquellas con proporciones al 0.4%wt. (Figura 5.3d y e).

Las muestras en las que el tamaño del grano tuvo una mayor reducción corresponden a aquellas con contenido de refinador al 0.4%wt. (Figura 5.3d y e); sin embargo, la mayor reducción alcanzada al deformar por laminación las muestras es la de en la Figura 5.3e correspondiente a la muestra con contenido de titanio al 0.4%wt. En comparación con la muestra base, el grano en esta muestra equivale al 0.1% del área del grano de la muestra base.

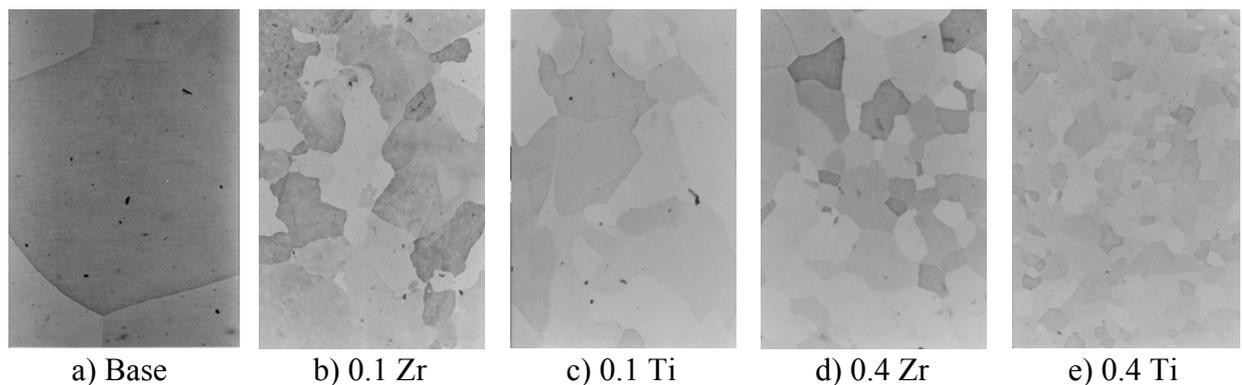


Figura 5.3 Muestras laminadas al 33%

En la Figura 5.4 se muestran los resultados obtenidos al laminar las probetas hasta una deformación máxima del 50%. En general, se obtuvieron resultados similares que en el caso anterior (deformación al 33%) excepto para la muestra con contenido de titanio al 0.4%wt. (Figura 5.4e). En este caso, el grano obtenido equivale aproximadamente a 0.01% del área del grano de la muestra base.

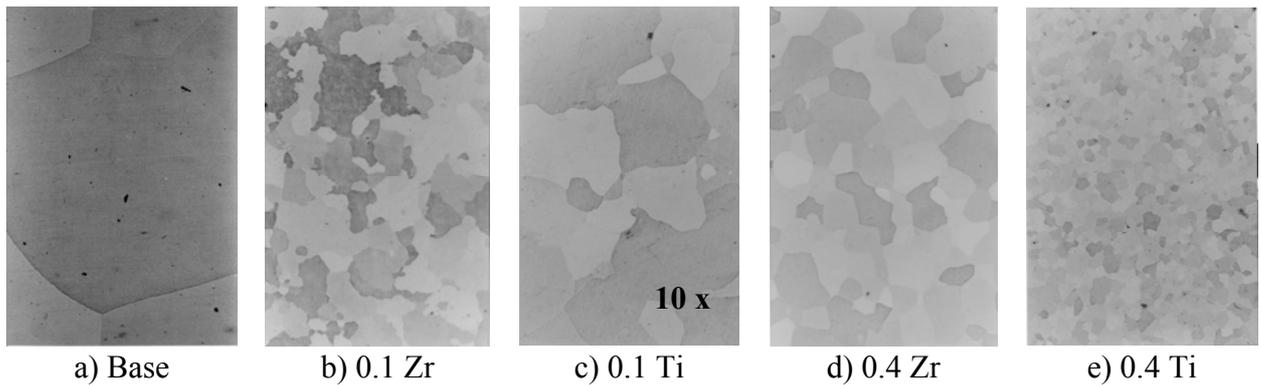


Figura 5.4 Muestras laminadas al 50%

Para las probetas que fueron laminadas hasta un espesor máximo de 80%, los resultados obtenidos se muestran en la Figura 5.5. De manera similar que en los dos casos anteriores, las muestras con mayor contenido de refinador alcanzaron una mayor reducción en el tamaño de grano (Figura 5.4d y e).

Desde un punto de vista práctico, la diferencia entre el caso anterior, donde las muestras fueron deformadas hasta un 50% máximo de espesor, no es considerable, por lo que es posible establecer un límite máximo de deformación por laminación del 50% para este sistema de aleación, garantizando así un tamaño mínimo de grano equivalente al 0.01% del área de la muestra base.

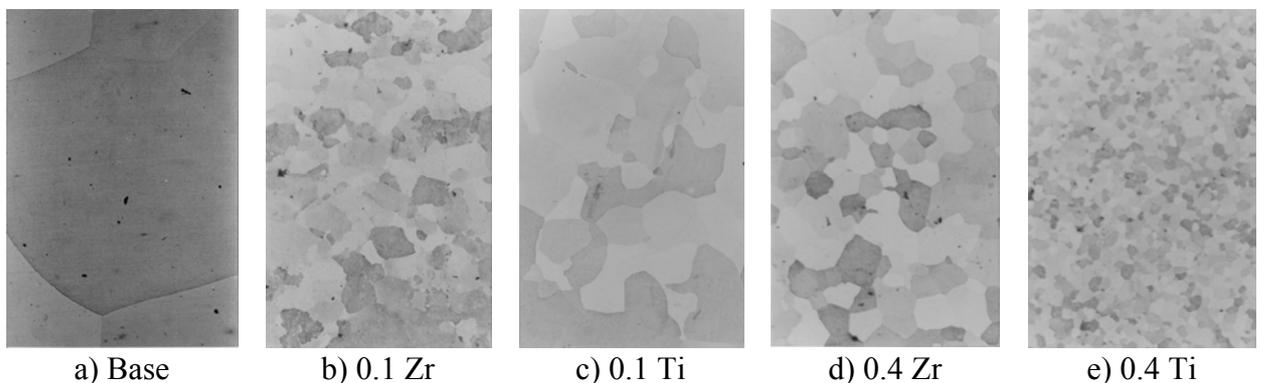


Figura 5.5 Muestras laminadas al 80%

La inclusión de un elemento adicional, en este caso con fines de reducir el tamaño de grano, dentro de la composición química del sistema así como el proceso de laminación, provocan variaciones en la temperatura de transformación característica de la aleación (M_s).

Para asegurar que una aleación se encuentra en fase austenítica, la temperatura de transformación (M_s) deberá ser menor que la temperatura ambiente; sin embargo si esta diferencia llega a ser muy grande, se tendrá como resultado un material en fase superelástica con baja o nula capacidad de disipación de energía (ver Figura 1.7). Así, es posible deducir que la capacidad de energía es proporcional a la magnitud de la diferencia entre la temperatura ambiente y la temperatura de transformación (M_s).

La muestra base de fundición (Base) originalmente tiene una temperatura de transformación $M_s = -16.6 \text{ }^\circ\text{C}$ como se puede observar en la Figura 5.6; de acuerdo con esto, es posible garantizar que la muestra se encuentra en fase austenítica en temperatura ambiente ($13 \text{ }^\circ\text{C} < T_a < 25 \text{ }^\circ\text{C}$)¹

La inclusión de Zr al 0.4%wt. disminuye súbitamente la M_s hasta $-49.5 \text{ }^\circ\text{C}$, lo que provocará un decremento en la capacidad de disipación de energía debido a que la diferencia de temperaturas es mayor en este caso que en la muestra base de fundición. De manera análoga pero en menor grado, la inclusión de titanio al 0.1%wt. y al 0.4%wt. disminuyó la temperatura de transformación M_s .

El proceso de laminado en caliente influye también en la temperatura M_s como se puede ver en la Figura 5.6. Para el caso de la muestra base, la probeta que se laminó tiene una temperatura mayor de transformación ($-11.98 \text{ }^\circ\text{C}$). Para las muestras dopadas con zirconio, el efecto que produce el proceso de laminado es notable. En el primer caso (0.1%wt.) la temperatura disminuye de $-16.9 \text{ }^\circ\text{C}$ a $-48 \text{ }^\circ\text{C}$, mientras que para el segundo caso tiene un efecto contrario, la temperatura aumenta de $-49.5 \text{ }^\circ\text{C}$ a $-19 \text{ }^\circ\text{C}$

En el caso de las muestras dopadas con titanio, la influencia del proceso de laminado sobre el material se da en menor grado, similar al de la muestra base, pero que en comparación con las muestras dopadas con zirconio reaccionan de manera inversa: las probetas con menor contenido de titanio tienen una mayor temperatura al ser laminadas mientras que las que tienen un mayor contenido de titanio tienen una menor temperatura después de ser laminadas.

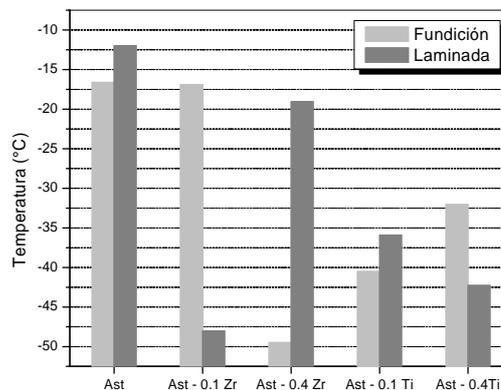


Figura 5.6 Temperaturas de transformación

De acuerdo con las observaciones anteriores, es posible deducir, únicamente basándose en el criterio de la temperatura de transformación (M_s), que las muestras que tendrán niveles mayores de disipación de energía son aquellas que tienen un valor mayor de la temperatura de transformación (ver Figura 5.6). Por otro lado, cabe mencionar que el tamaño del grano, además de tener influencia sobre la capacidad del material contra la fatiga, influye también en la capacidad de disipación de energía de tal manera que la muestra que tiene un mayor contenido de granos por sección tiene también una mayor capacidad de disipación de energía.

De esta manera, tomando en cuenta ambos criterios, las muestras que tendrán las mejores propiedades en cuanto a resistencia a la fatiga y disipación de energía serán aquellas que tengan

¹ Temperatura ambiente diurna registrada para el Valle de México en verano (<http://smn.cna.gob.mx/>)

la mayor cantidad de granos por sección y la menor diferencia entre la temperatura ambiente y la temperatura de transformación.

Evidentemente, aquella probeta que tiene una temperatura de transformación similar a la temperatura ambiente se encontrará en fase martensítica. Por razones ya mencionadas, el objetivo de esta segunda etapa es estudiar el comportamiento de la fase austenítica, así es necesario establecer un límite para la diferencia entre la temperatura de transformación M_s y la temperatura ambiente para evitar la aparición de alguna fase diferente a la austenítica; así, para asegurar la existencia de la fase austenítica con forma de bandera, la diferencia entre las temperaturas de transformación y la temperatura ambiente se estableció del orden de ± 30 °C aproximadamente [Rodríguez, 2004].

Para esta segunda etapa fueron seleccionadas de entre el total de muestras analizadas (de fundición y laminadas al 33, 50 y 80%), aquellas en las que se logró una reducción importante del tamaño de grano. En este caso el criterio de selección por temperatura no se tomó en cuenta ya que es posible modificar la temperatura de transformación iterando sobre la proporción de aluminio en la ecuación 3.1 para obtener la temperatura de transformación deseada.

Las probetas seleccionadas para el estudio de propiedades mecánicas se muestran en la Tabla 5.3. Se incluyeron las muestra base de fundición y laminada para fines de comparación. El espesor máximo alcanzado de laminación fue de 50%

Af1	Muestra Base
Af2	Muestra con Titanio al 0.4%
Af3	Muestra con Zirconio al 0.4%
Af1+	Muestra Base Laminada
Af2+	Muestra con Titanio al 0.4% Laminada
Af3+	Muestra con Zirconio al 0.4% Laminada

Tabla 5.3 Variantes de la fase austenítica estudiadas en la segunda etapa

En lo que sigue se muestran resultados de las seis variantes de la Tabla 5.3 los cuales corresponden a los siguientes parámetros:

- ❖ Rigidez y resistencia
- ❖ Disipación de energía y amortiguamiento

5.3.2. *Parámetros de rigidez y resistencia*

Para definir la resistencia de un sistema AMF es posible utilizar dos parámetros que dependen del nivel de deformación: el esfuerzo crítico de transformación y el esfuerzo de fluencia. El primero, como su nombre lo indica, define el momento a partir del cual se comienza a dar la transformación que en ambos casos (fase austenítica y fase martensítica) es reversible. El segundo parámetro define el punto en el cual el material, que ya ha transformado por completo, comienza su incursión dentro del rango plástico.

Para la aplicación de las AMF en el control de las vibraciones es importante especificar la resistencia del sistema mediante el esfuerzo crítico de transformación, ya que a partir de este punto las deformaciones en el material se incrementan de manera excesiva (pseudoplasticidad) lo

que puede poner en riesgo a la estructura si fuera el caso de que la resistencia estuviera definida a través del esfuerzo de fluencia. Sin embargo, esta sobrerresistencia del material puede utilizarse para el control de deformaciones en situaciones en las que existan grandes desplazamientos.

En la Figura 5.7 se muestran los valores de la resistencia en términos del esfuerzo crítico de transformación para cada una de las seis variantes. De manera inicial, es evidente que los valores de resistencia para las variantes que no fueron laminadas son mayores que para las variantes laminadas, esto indica que el proceso de laminado afecta la resistencia del material en esta fase.

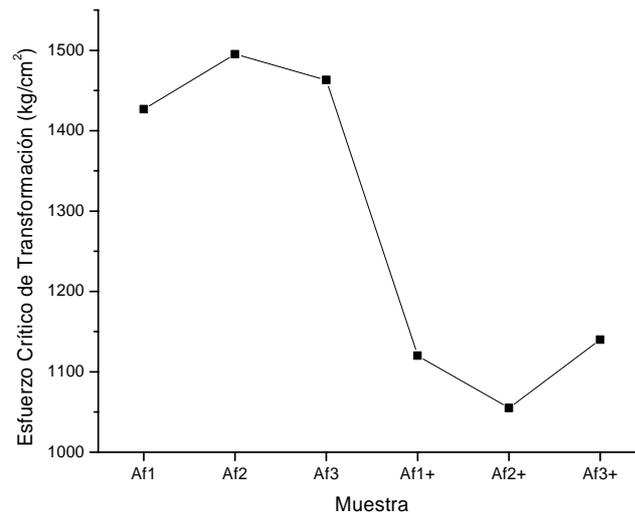


Figura 5.7 Variación del esfuerzo crítico de transformación

De las seis variantes, la muestra Af2 (Tabla 5.3) tuvo la mayor resistencia de todas, sin embargo, al ser laminada (Af2+) además de que la resistencia disminuyó. Esta (Af2+) resultó con el menor valor de resistencia de las seis variantes, no así para las muestras Af1 y Af3 en donde la tendencia se mantuvo una vez que fueron laminadas.

Muestra	Módulo Pseudoelástico (kg/cm ²)
Af1	250176.12
Af2	254603.58
Af3	251354.20
Af1+	249556.61
Af2+	263430.95
Af3+	218700.71

Tabla 5.4 Módulo Pseudoelástico

La Tabla 5.4 muestra los valores del módulo pseudoelástico para las seis variaciones. La muestra Af2+ resultó la más rígida; por otro lado la variante Af3+ es la que tiene menor rigidez. Estos mismos valores se pueden observar en la Figura 5.8, los cuales corresponden a una deformación inicial del 1%. Aunque para este nivel de deformación la variante Af2+ resultó la más rígida, para el siguiente valor de deformación (1.5%) el módulo disminuyó de manera súbita, conservando una tendencia de disminución más uniforme para los siguientes valores de deformación; este comportamiento en particular supone la falta de estabilización por ciclaje.

La curva que corresponde a la variante Af1, sigue una tendencia de degradación diferente al resto de las curvas. Esta degradación puede ser provocada por el tamaño de grano, recordando que esta variante corresponde a la fase sin agentes refinadores y sin proceso de laminado, lo que conduce a un tamaño de grano mayor con respecto a las demás variantes.

En general, el resto de las curvas presentan tendencias de disminución muy similares entre si. Esta disminución en la rigidez es debida, de acuerdo al principio de reversibilidad de la fase austenítica, a la estabilización de la fase por ciclado; así, se supone que para deformaciones mayores, seguramente la disminución en la rigidez se estabilice en líneas asintóticas a un valor fijo del módulo pseudoelástico.

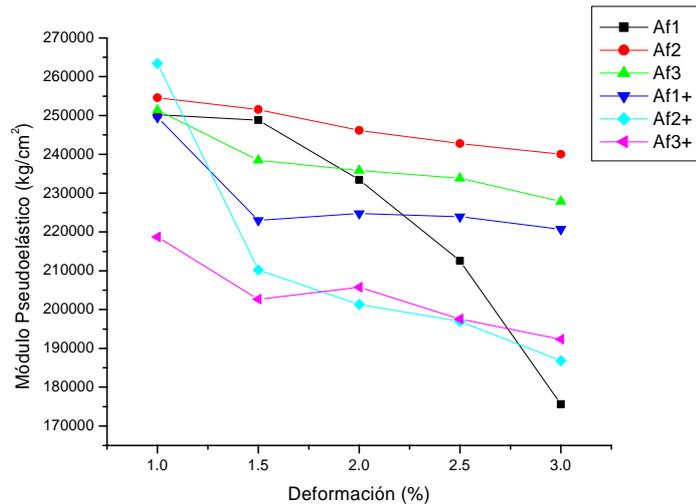


Figura 5.8 Variación del módulo pseudoelástico

En la Figura 5.9 se muestra la variación de la rigidez secante en compresión y en tensión. De ambas figuras es posible observar un comportamiento simétrico aproximadamente al rebasar el 3% de deformación, el cual es más notable en las curvas correspondientes a las variantes Af1, Af2 y Af3. Adicionalmente de entre las tres muestras, la variante Af2 desarrolló una mayor ductilidad como se puede apreciar en las figuras.

La forma en que se degrada la rigidez puede dar una idea de la estabilidad de los ciclos en la gráfica esfuerzo – deformación. En particular esta secuencia de degradación describe un comportamiento estable de los ciclos.

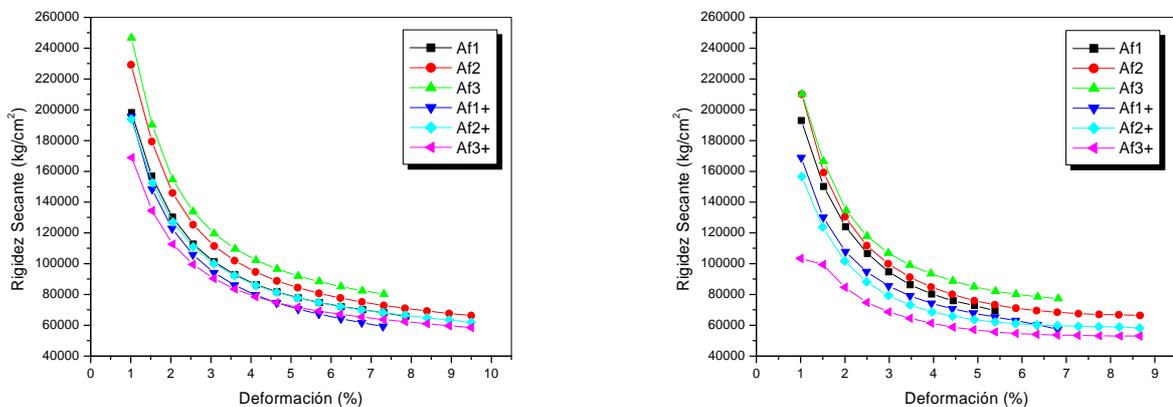


Figura 5.9 Variación de la rigidez secante a) compresión, b) tensión

5.3.3. Disipación de energía y amortiguamiento

La capacidad de disipación de energía es similar en la mayoría de los casos, como se puede apreciar en la Figura 5.10 a excepción de la variante Af1+ que tiene una capacidad de disipación de energía evidentemente menor que el resto de las curvas.

La curva correspondiente a la variante Af3 muestra una capacidad ligeramente mayor de disipación de energía; sin embargo, esta variante falló por fatiga a una deformación equivalente de 7%.

Las variantes que tienen las mejores propiedades, desde el punto de vista de disipación de energía y tomando como un segundo criterio la capacidad dúctil, son las variantes Af2, Af2+ y Af3+. Es importante notar que la variante Af2 no fue laminada.

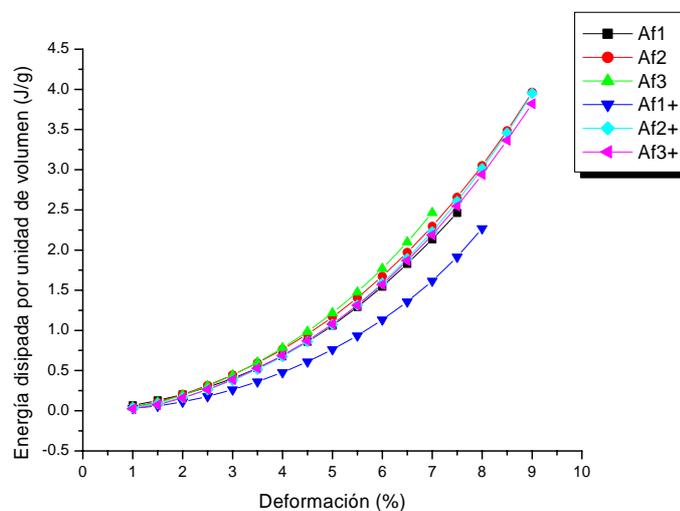


Figura 5.10 Energía disipada para las seis variantes

El amortiguamiento viscoso equivalente de cada una de las 6 variantes se muestra en la Figura 5.11. La curva correspondiente a la variante Af1 muestra un nivel de amortiguamiento mayor sobre todos para deformaciones desde 1% a 2%, pero que más allá de estas deformaciones, el nivel de amortiguamiento disminuye en comparación con el resto de las variantes. Esto es consecuencia de una inestabilidad en el ciclo, es decir, existe una fase parásita al inicio de la prueba, pero que conforme la muestra es ciclada, la fase austenítica se estabiliza.

De acuerdo con la Ecuación 4.2 el amortiguamiento es proporcional a la energía histerética disipada e inversamente proporcional a la rigidez secante. Esto se puede observar de manera clara en la Figura 5.11, en donde a pesar de que las variantes Af2, Af2+ y Af3+ tienen la misma capacidad de disipación de energía, las dos últimas tienen una menor rigidez secante, lo que influye en el nivel de amortiguamiento que estas pueden proporcionar.

En este caso, la variante Af1+, a pesar de tener valores menores de rigidez secante en comparación con el resto de las variantes, su baja capacidad de disipación de energía (Figura 5.10) la coloca por debajo de todas las variantes en cuanto al amortiguamiento que puede generar.

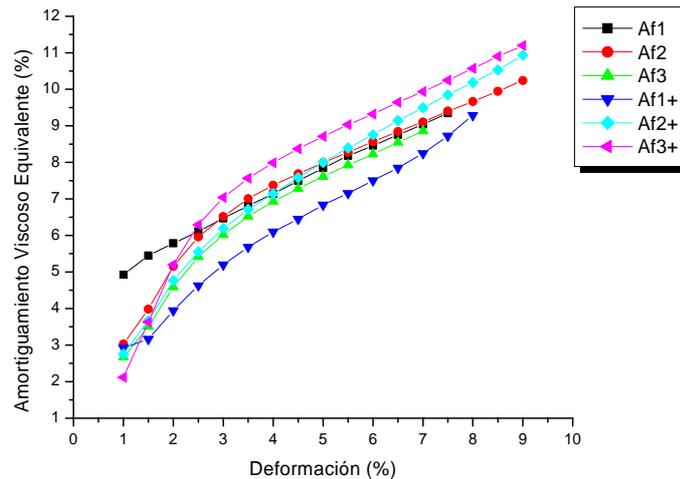


Figura 5.11 Amortiguamiento viscoso equivalente para las seis variantes

Con base en los resultados mostrados se llegó a las siguientes observaciones:

- ❖ Las variantes que no fueron laminadas presentan mayores valores de resistencia en comparación con las variantes laminadas.
- ❖ De manera análoga, las variantes no laminadas son más rígidas en términos tanto del módulo pseudoplástico como de la rigidez secante, a diferencia de las variantes laminadas.
- ❖ La mayoría de las variantes presentan niveles similares de disipación de energía, con excepción de la variante Af1+.
- ❖ Debido a que el amortiguamiento está en función de la capacidad de disipación de energía y de la rigidez secante, las variantes que tuvieron un mayor nivel de disipación de energía, pero valores bajos de rigidez secante, en comparación con el resto de las variantes, muestran los mayores niveles de amortiguamiento.

De acuerdo con las observaciones anteriores las variantes que mostraron las mejores propiedades de acuerdo a su comportamiento mecánicos son las que se muestran en la siguiente tabla:

Af1	Muestra Base
Af2	Muestra con Titanio al 0.4%
Af3	Muestra con Zirconio al 0.4%
Af1+	Muestra Base Laminada
Af2+	Muestra con Titanio al 0.4% Laminada
Af3+	Muestra con Zirconio al 0.4% Laminada

Tabla 5.5 Variantes seleccionadas tras el estudio de comportamiento mecánico

Desde el punto de vista del amortiguamiento, las variantes que fueron laminadas tienen una mayor capacidad en comparación con la variante Af2 que no fue laminada. Esta diferencia en la capacidad de amortiguamiento se debe a que las variantes laminadas tienen una rigidez menor que la variante Af2.

El funcionamiento de una aleación con memoria de forma como sistema de control está dividido básicamente en dos etapas:

- ❖ Restricción (recentreo)

❖ Disipación de energía

Ambas etapas están relacionadas con el nivel de deformaciones que se induce en la estructura. La *etapa restrictiva* está relacionada con niveles pequeños de deformación y su objetivo es regresar a la estructura a su posición original (recentreo). Debido a que las deformaciones son pequeñas, los niveles de energía que entran a la estructura son por consecuencia bajos, disipándose en los elementos estructurales y no estructurales por fricción y amortiguamiento interno. De esta manera, el sistema de control (AMF) en esta etapa, únicamente aporta rigidez al sistema más no amortiguamiento.

La *etapa de disipación de energía* está relacionada con altos niveles de deformación, y en este sentido, además de recentrar a la estructura, contribuye con amortiguamiento al sistema, disipando parte de la energía que ingresa al sistema.

Las variantes laminadas (Af2+ y Af3+) proporcionan un mayor amortiguamiento debido a que tienen una menor rigidez en comparación con la variante Af2. Sin embargo, y pesar de que la variante Af2 tiene una capacidad ligeramente menor de amortiguamiento que las variantes laminadas, esta no pasó por el proceso de laminación lo que la aventaja de manera importante con respecto de las otras dos variantes, ya que el proceso de laminación incrementa el costo de producción del material.

Por esta razón, la variante que se recomienda utilizar, de acuerdo al estudio realizado en probetas sometidas a carga cíclica uniaxial, como sistema de control es la mostrada en la Tabla 5.6

Af1	Muestra Base
Af2	Muestra con Titanio al 0.4%
Af3	Muestra con Zirconio al 0.4%
Af1+	Muestra Base Laminada
Af2+	Muestra con Titanio al 0.4% Laminada
Af3+	Muestra con Zirconio al 0.4% Laminada

Tabla 5.6 Variante recomendada como sistema de control

Una curva típica de comportamiento histerético de la variante Af2 sometida a carga cíclica uniaxial se muestra en la Figura 5.12. En la zona de compresión se observa una deformación residual al finalizar la secuencia a partir de la secuencia equivalente al 5% de deformación. Esta deformación residual fue causada por una sobrecarga remanente al final de la secuencia, causada por el funcionamiento propio del equipo de pruebas.

Un problema adicional que se descubrió tras examinar los resultados de las pruebas fue la capacidad de la bomba que proporciona la potencia a la máquina de pruebas. Dicha bomba tiene una capacidad menor a la que se requiere para operar este equipo de pruebas. Este inconveniente trajo como consecuencia un pandeo en la muestra que se estaba ensayando, particularmente para deformaciones mayores al 5%, debido a que la rigidez del espécimen era mayor que la rigidez del eje de transmisión de la máquina de pruebas (falta de potencia) lo que provocaba que los ejes se desplazaran fuera del eje perdiendo la colinealidad entre sí.

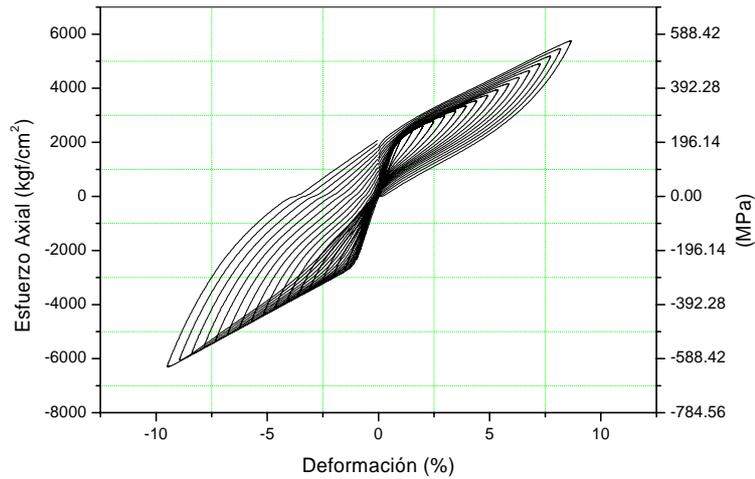


Figura 5.12 Curva típica esfuerzo – deformación de la variante Af2

La combinación de los dos efectos antes mencionados, provocó la deformación residual observada en la Figura 5.12. Sin embargo, en la Figura 5.13 se observa la reversibilidad del material, lo que sumado a la reversibilidad mostrada en la zona de tensión verifica el principio de funcionamiento de la fase austenítica.

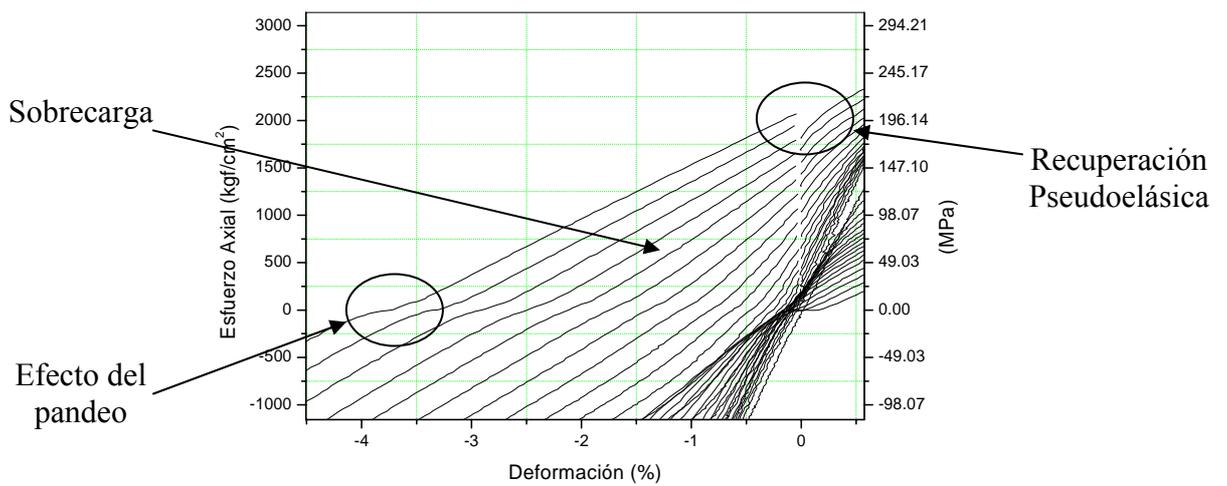


Figura 5.13 Efectos de pandeo y sobrecarga en la muestra

CAPÍTULO 6

SIMULACIÓN DE ENSAYES CON ELEMENTOS FINITOS

6.1. Modelos de comportamiento histerético para AMF

Se han propuesto diversos modelos para tratar de representar el comportamiento histerético de las aleaciones con memoria de forma. Algunos de los modelos contemplan los cambios en las propiedades del material como consecuencia de la temperatura (cambios de fase); sin embargo, hay modelos que se han propuesto para una fase específica.

Por otro lado, la mayoría de los modelos están orientados a representar el comportamiento del NITINOL debido a que es la AMF más conocida y con mayor uso en la actualidad. Algunos de estos modelos, aunque no son apropiados para AMF de constitución química diferente a la composición níquel-titanio, pueden ser usados para representar otros sistemas AMF con una buena aproximación

Graesser y Cozzarelli [1991] proponen un modelo para el comportamiento de las AMF basado en una versión del modelo de Bonc y Wen propuesto por Ozdemir [1976]. El modelo puede simular tanto el comportamiento de las AMF en fase martensítica (Figura 6.1a) como en fase austenítica (Figura 6.1b). Esta propuesta fue verificada a través de pruebas experimentales en donde se encontró que dicho modelo es capaz de predecir la capacidad de disipación de energía del NITINOL con un error máximo de 35%.

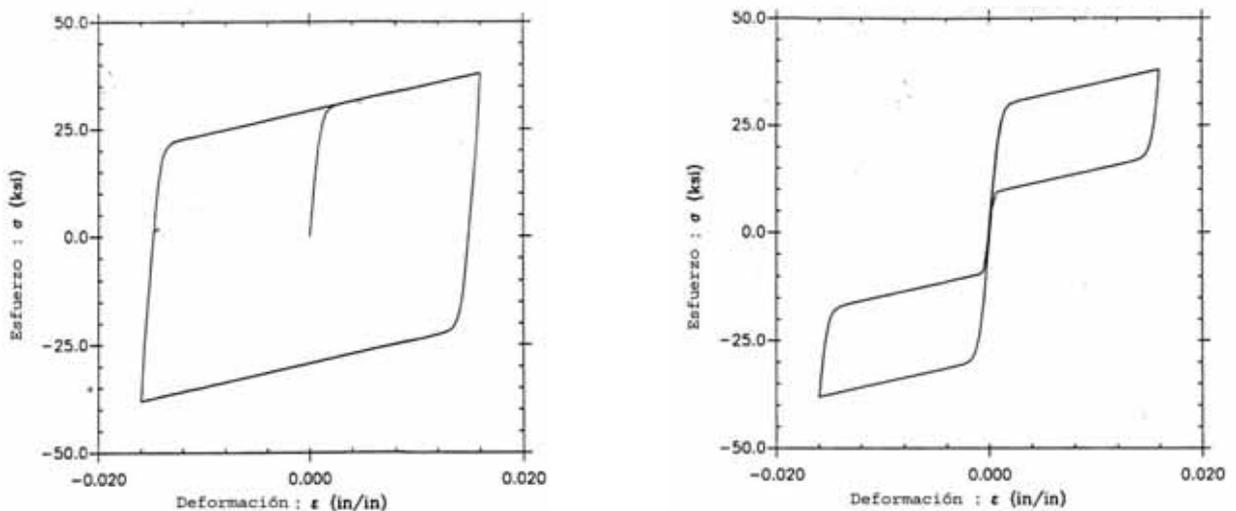


Figura 6.1 Modelos de comportamiento propuesto por Graesser y Cozzarelli [1991]

Como consecuencia del desarrollo de nuevos sistemas de aleaciones distintos al NITINOL, han surgido también otros modelos para representarlos como el propuesto por Siredey et al., para el sistema Cu-Al-Be [1999]. Tokouda et al., [2002] proponen un modelo que describe el comportamiento bajo cargas multiaxiales (carga axial y torsión simultáneas) para el sistema Cu-Al-Mn-Zn. Por otra parte Huang [1999] propone una fórmula general para determinar las superficies de fluencia de AMF cuyos parámetros se pueden determinar a partir de los esfuerzos de fluencia de una AMF particular sometida a tensión y compresión.

Liang y Rogers [1990] proponen un modelo de comportamiento unidimensional que toma en cuenta características importantes del material debida a la transformación de fase. Dichas características no se han tomado en cuenta en algunos otros modelos como la relación esfuerzo – deformación – temperatura para el fenómeno pseudoelástico (ver Figura 6.2a). Este modelo es un reensamble del modelo típico elasto-plástico y es más adecuado para simular el comportamiento del NITINOL.

Ivshin y Pence [1994] propusieron un modelo que se adecua mejor al comportamiento típico de las AMF en fase austenítica o de alta temperatura. Este modelo toma en cuenta la asimetría en tensión y compresión que existe en una probeta sometida a esfuerzos axiales (Figura 6.2b).

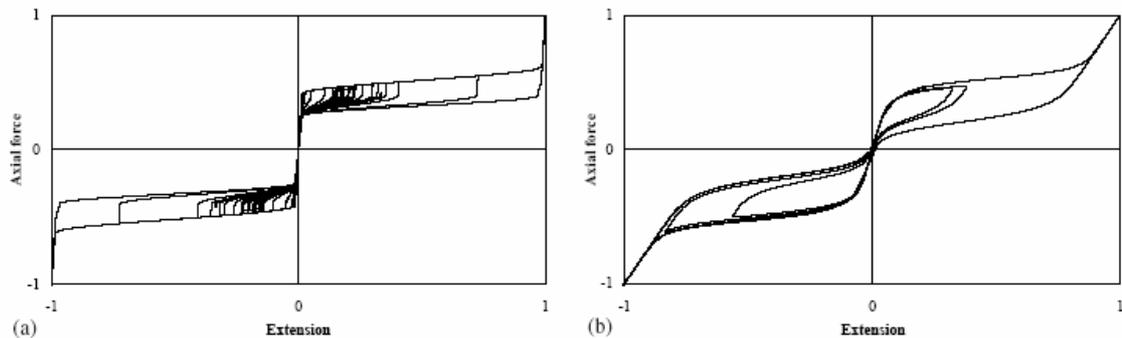


Figura 6.2 Modelos constitutivos: a) Liang-Rogers [1990], b) Ivshin-Pence [1994]; Bruno y Valente [2002]

6.2. Descripción de la simulación

Como parte de este trabajo de tesis se aplicó un modelo analítico con elementos finitos para simular las pruebas experimentales. Esta simulación tiene como objetivo determinar el estado de esfuerzos que se desarrolla en la probeta al ser sometida a carga cíclica uniaxial.

La simulación se desarrolló en el programa ANSYS 8.1 el cual simula las propiedades de la AMF mediante un modelo lineal de comportamiento histerético propuesto por Auricchio et al. [1997] (ver Figura 6.3). El modelo reproduce algunas de las características típicas de las aleaciones con memoria de forma, tales como la superelasticidad y la asimetría en el comportamiento del material en tensión y en compresión.

El modelo de comportamiento considera dos transformaciones de fase:

- ❖ Conversión de austenita a martensita ($A \rightarrow S$)
- ❖ Conversión de martensita a austenita ($S \rightarrow A$)

Una hipótesis adicional del modelo es la independencia frente a las variaciones en la velocidad de aplicación de carga. Esta consideración es válida para la fase austenítica en diversos sistemas AMF, tal como se pudo observar en los capítulos anteriores. Otra hipótesis del modelo es que considera al material como isotrópico.

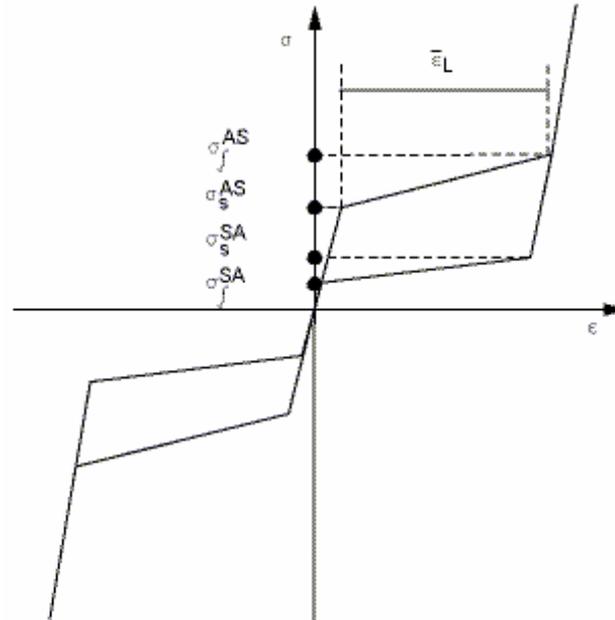


Figura 6.3 Diagrama esfuerzo – deformación idealizado del comportamiento superelástico [ANSYS, 2004]

donde:

- σ_s^{AS} = Esfuerzo de inicio de transformación A → S
- σ_f^{AS} = Esfuerzo de término de transformación A → S
- σ_s^{SA} = Esfuerzo de inicio de transformación S → A
- σ_f^{SA} = Esfuerzo de término de transformación S → A
- $\bar{\epsilon}L$ = Deformación máxima desarrollada

La asimetría en el comportamiento del material en tensión y compresión se define por el coeficiente α . Este se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$\alpha = \sqrt{\frac{2}{3}} \cdot \frac{(\sigma_s^{AS})_C - (\sigma_s^{AS})_T}{(\sigma_s^{AS})_C + (\sigma_s^{AS})_T} \quad (6.1)$$

Los subíndices C y T corresponden a los valores de esfuerzo en compresión y tensión, respectivamente.

Debido a las características del problema (carga uniaxial y geometría del espécimen) se realizó un análisis axisimétrico de la mitad de la probeta como se puede observar en la Figura 6.4. El modelo se restringió de acuerdo con lo siguiente:

- ❖ Se consideró la vecindad del modelo con el resto de la probeta (Figura 6.4 partes C y B)
- ❖ Se tomó en cuenta la acción confinante de la mordaza (Figura 6.4 parte A)
- ❖ El modelo se empotró para tomar en consideración el efecto del poste fijo (Figura 6.4 parte B)

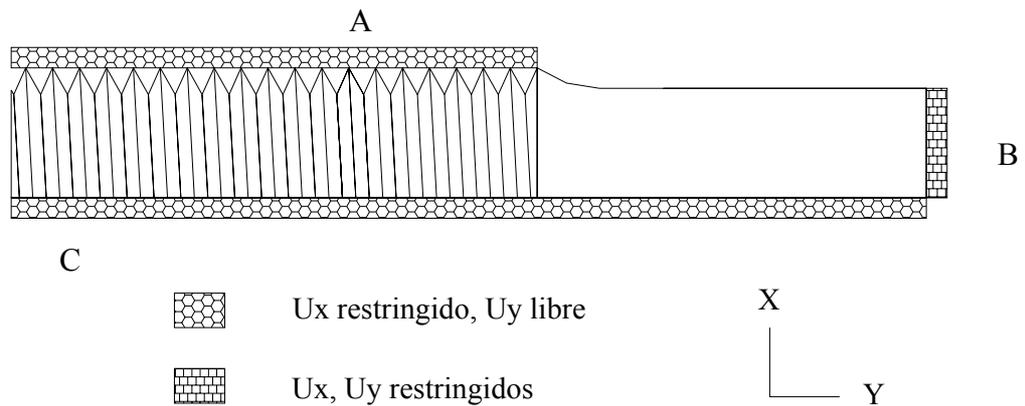


Figura 6.4 Modelación de la probeta (restricciones)

Esta simplificación en el análisis ahorra recursos computacionales y por lo tanto tiempo de cálculo.

El modelo se construyó usando un elemento bidimensional de segundo orden denominado PLANE183 (ver Figura 6.5). El elemento está definido por ocho nodos cada uno de los cuales tiene dos grados de libertad: traslación en las direcciones nodales x y y. Este elemento puede usarse como un elemento plano (esfuerzo plano, deformación plana y deformación plana generalizada) o como un elemento axisimétrico.

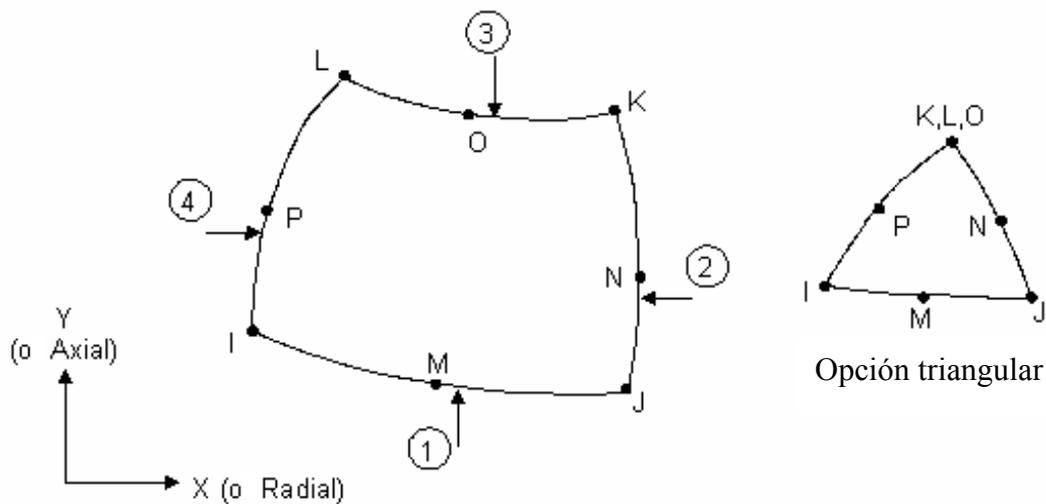


Figura 6.5 Geometría del elemento PLANE183 [ANSYS, 2004]

Las direcciones de esfuerzo en el elemento son paralelas al sistema coordenado del elemento (ver Figura 6.6). Los esfuerzos de superficie están definidos de manera paralela y perpendicular a la cara IJ (y a la cara KL) y a lo largo del eje Z para un análisis plano o en la dirección perimetral para un análisis axisimétrico.

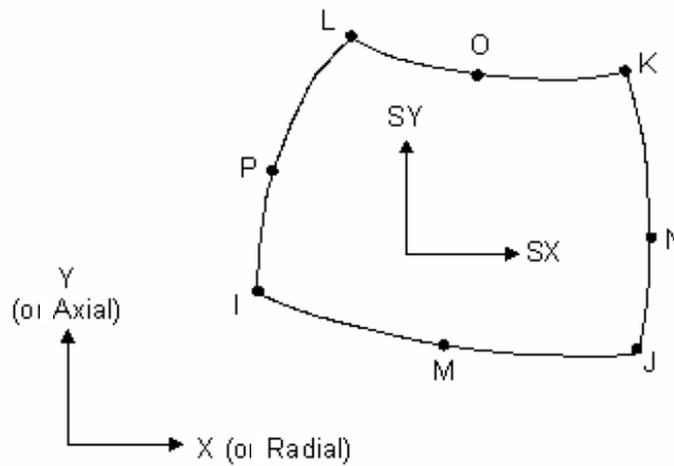


Figura 6.6 Dirección de los esfuerzos en el elemento PLANE183 [ANSYS, 2004]

En la Figura 6.7 se muestra el espécimen modelado con elementos finitos. Para la modelación se utilizaron 400 elementos PLANE183 con comportamiento axisimétrico. Las constantes del modelo de comportamiento se seleccionaron con base en la variante Af2 (ver Capítulo 5). Sus características se muestran en la Tabla 6.1.

E	256,000 kg/cm ²
σ_s^{AS}	2,500 kg/cm ²
σ_s^{AS}	5,800 kg/cm ²
σ_s^{AS}	2,500 kg/cm ²
σ_s^{AS}	500 kg/cm ²
ϵ_L	8 %

Tabla 6.1 Constantes para el modelo de comportamiento

Con base en los resultados obtenidos en la primera etapa ($\beta^1 \approx 0.9$) No se consideró asimetría en el comportamiento en tensión y compresión de la fase austenita de tal manera que el coeficiente α se adoptó igual a 0.

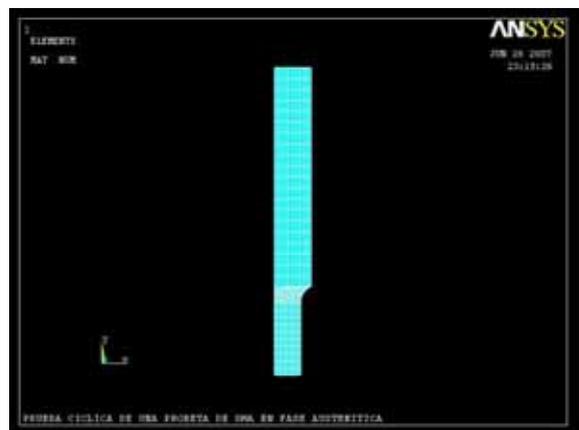


Figura 6.7 Especimen modelado

¹ Cociente de asimetría

El espécimen modelado fue sometido a desplazamientos equivalentes con valores de deformación desde 1% hasta 9%, mediante una función senoide con frecuencia constante de 2 Hz.

Durante la simulación, se trató de abarcar la mayor parte de las condiciones reales del problema. Sin embargo, debido a que en la parte experimental no se obtuvo información con respecto a la capacidad de fatiga del material, no fue posible incluir este efecto dentro de la simulación.

Una desventaja del modelo de comportamiento, en este programa de cómputo, es que considera los esfuerzos de transformación y no las temperaturas de transformación. Este hecho limitaría el estudio del efecto de la variación de temperatura sobre el material.

6.3. Resultados de la simulación

A continuación se muestran los resultados obtenidos mediante la simulación. Primeramente se muestra una comparación entre las curvas esfuerzo – deformación experimental y teórica para una deformación máxima de 9%; más adelante, se expone el análisis del estado de esfuerzos que se da en la probeta al ser sometida a la misma deformación.

6.3.1. Comparación entre el comportamiento experimental y el teórico

Como parte de la calibración del modelo de comportamiento utilizado [Auricchio et al., 1997] se compararon los resultados obtenidos para la variante Af2 de manera experimental (segunda etapa) con los resultados obtenidos para las mismas propiedades mediante la simulación.

Los parámetros que definen el modelo teórico (Tabla 6.1) se tomaron a partir de la observación de la curva experimental para la variante Af2 (ver Figura 5.12). El espécimen modelado se sometió a una deformación máxima en tensión y compresión de $\pm 9\%$, dada por una senoide. Debido a que el modelo de comportamiento es independiente de la velocidad de aplicación de la carga, esta se aplicó a una razón de 0.2 Hz debido a que a velocidades pequeñas (relativamente) el algoritmo de solución tiene una convergencia más rápida.

En la Figura 6.8 se pueden observar las curvas experimental y teórica para una deformación muestra de 4%. Visualmente, existe una diferencia notable entre ambas curvas ya que el modelo teórico es lineal a diferencia del comportamiento real que obedece una tendencia no lineal; sin embargo, las propiedades de resistencia, rigidez, disipación de energía y amortiguamiento entre el modelo teórico y los resultados experimentales son similares, lo que genera una buena confiabilidad sobre el modelo de comportamiento utilizado.

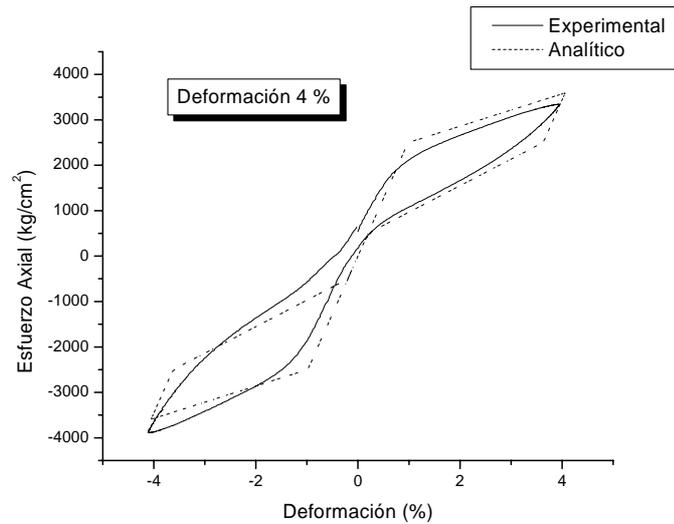


Figura 6.8 Comparación entre las curvas experimental y teórica

La Figura 6.9 muestra una comparación de la tendencia de degradación seguida por la rigidez secante tanto en compresión (Figura 6.9a) como en tensión (Figura 6.9b) para los resultados experimentales (variante Af2) y para el modelo teórico. En ambas figuras se observa una similitud en los valores de la rigidez secante tanto en compresión como en tensión.

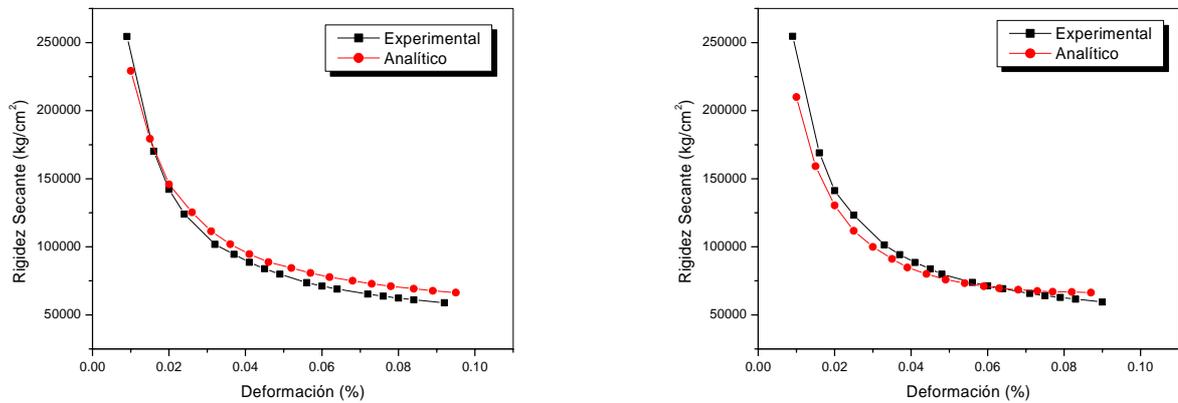


Figura 6.9 Comparación entre la rigidez secante en: a) compresión y b) tensión

En cuanto a la capacidad de disipación de energía, la Figura 6.10 muestra una comparación entre el modelo teórico y la capacidad de disipación de energía de la variante Af2. Se puede observar a partir de la Figura 6.10 que la capacidad de disipación de energía dada por el modelo teórico es muy similar a la capacidad de disipación real.

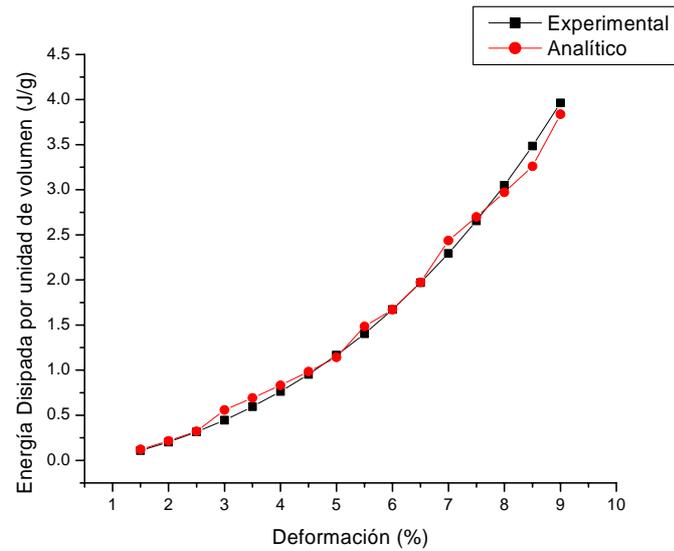


Figura 6.10 Comparación entre la EHD para el modelo teórico y los resultados experimentales para la variante Af2

Debido a que las dos propiedades anteriores son similares en ambos casos (experimental y analítico) resulta obvio que el amortiguamiento que puede proporcionar el modelo teórico será similar al que proporciona el material, como se puede apreciar en la Figura 6.11. Esta muestra la comparación entre el amortiguamiento calculado para los resultados experimentales y para los teóricos.

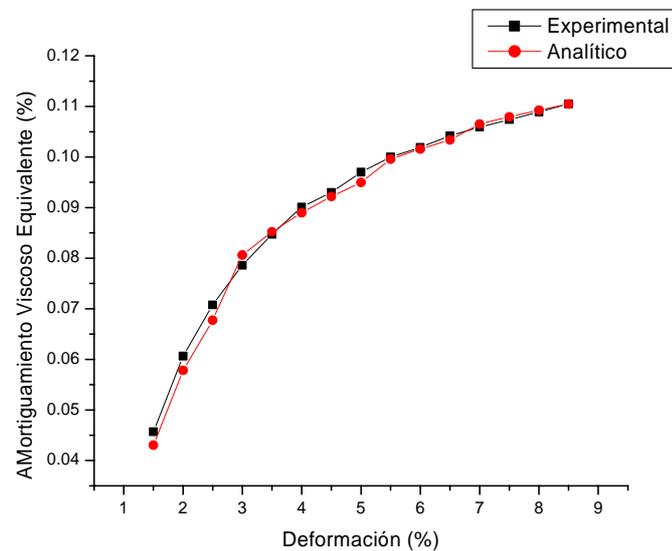


Figura 6.11 Amortiguamiento viscoso experimental y teórico

Por lo anterior, es evidente que este modelo constitutivo da lugar a resultados suficientemente aproximados para simular el comportamiento de la fase austenítica del sistema Cu – Al- Be.

6.3.2. Estado de esfuerzos en la probeta

El análisis del estado de esfuerzos en el modelo del especimen tiene básicamente dos objetivos. El primero consiste en determinar las curvas de comportamiento para la calibración del modelo teórico con los resultados experimentales. El segundo objetivo es estimar el volumen de material que disipa la mayor cantidad de energía.

En el primer objetivo, las curvas de comportamiento definen la evolución del estado de esfuerzos y deformaciones en la dirección normal a la sección de la probeta, es decir en la dirección en la cual se aplica la carga. Las curvas se obtienen de un elemento localizado en la sección más deformada de la probeta como se indica en la Figura 6.12:

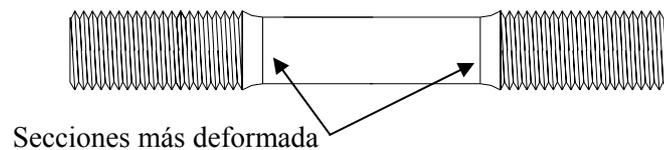


Figura 6.12 Sección analizada para la obtención de las curvas de comportamiento

El análisis del estado de esfuerzos (pero ahora visto de una manera global), permite estimar el volumen de material que disipa la mayor cantidad de energía. Este dato permite elaborar las gráficas de energía disipada absoluta (energía disipada por unidad de volumen) para fines de análisis y diseño.

Para considerar la cantidad de material que disipa la mayor cantidad de la energía inducida en la probeta se establecieron las siguientes hipótesis:

- ❖ Para un cierto nivel de deformaciones, los elementos cuyo esfuerzo axial sea mayor o igual al esfuerzo crítico de transformación (σ_{cr}) disipan parte de la energía total.
- ❖ El esfuerzo σ_{cr} en cada elemento está relacionado con el nivel de deformación que este tenga (deformación local). Para un cierto nivel global de deformaciones, no todos los elementos tendrán el mismo nivel de deformación local.
- ❖ La cantidad de energía que cada elemento disipa está relacionada con la magnitud del esfuerzo en este. Los elementos que estén más esforzados (relativamente) disiparán una mayor cantidad de energía, por lo que cada elemento tendrá una participación diferente en la capacidad de disipación de energía.
- ❖ Las participaciones de cada elemento en la capacidad de disipación de energía serán determinadas a través del cociente γ :

$$\gamma = \sigma_{\text{elemento}} / \sigma_{cr}$$

- ❖ Los elementos que tengan un cociente γ mayor o igual a 2.5 serán considerados como parte del volumen que disipa energía.

En la Figura 6.13 se muestra el estado de esfuerzos de la probeta al someterla a una deformación máxima de 9%. En la figura se puede apreciar una zona de concentración de esfuerzos ($\gamma > 2.5$) que equivale aproximadamente al 50% de la longitud del “gage” (sección más delgada de la probeta). Evidentemente en esta zona de concentración de esfuerzos la cantidad de energía que se disipe será mayor que en cualquier otra zona.

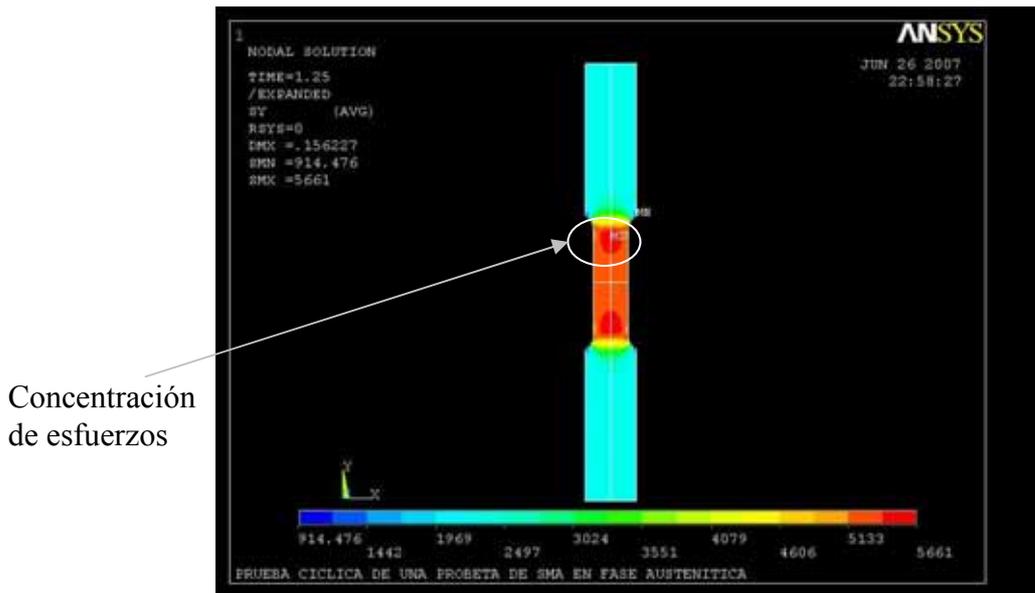


Figura 6.13 Estado de esfuerzos en tensión (9%)

En la Figura 6.14 se puede observar el estado de esfuerzos de la probeta al momento de la compresión (deformación de 9%). En la figura se observa nuevamente una zona de concentración de esfuerzos ($\gamma > 2.5$) que equivale al 50% de la longitud de “gage” aproximadamente. Esta zona al igual que para el caso anterior, tiene una mayor participación en la capacidad de disipación de energía propia del material.

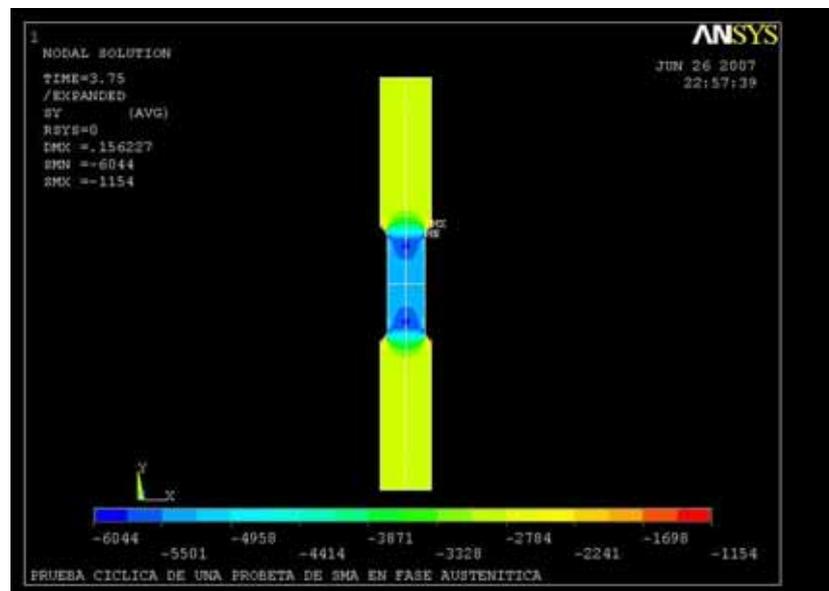


Figura 6.14 Estado de esfuerzos en compresión (9%)

Finalmente, y debido a lo anterior, para la simulación de las pruebas de la segunda etapa se estableció que el 50% de la longitud del “gage” tiene una mayor participación en la capacidad de disipación de energía de la muestra, por lo tanto, el volumen considerado para determinar la energía disipada por unidad de volumen se consideró igual a la mitad del volumen del “gage”.

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES, ESTUDIO FUTUROS Y COMENTARIOS FINALES

En el presente trabajo de tesis se estudió el comportamiento del sistema de aleación Cu-Al-Be en su fase β metaestable, la cual presenta el fenómeno de memoria de forma, con la finalidad de determinar las propiedades de amortiguamiento y disipación de energía para la posible aplicación de este material en el control sísmico de estructuras.

Como parte de la primera etapa, se realizaron ensayos cíclicos en probetas en fase: martensítica, austenítica y de interfase, en donde se verificaron las formas típicas de las curvas histeréticas para este material en las fases mencionadas. Se observó que la fase martensítica tiene una mayor capacidad de disipación de energía en comparación con la fase austenítica.

Las curvas histeréticas de la fase martensítica y de la interfase resultaron influenciadas por la velocidad con que se aplica la carga, particularmente al momento de la compresión. El comportamiento histerético de la fase austenítica no se afectó por la velocidad de aplicación de carga.

Las propiedades de resistencia y rigidez fueron mayores en la fase austenítica en comparación con las otras dos fases. El material en interfase tuvo los menores valores de rigidez y resistencia. Esto puede ser debido a la inestabilidad de la fase misma. Por esta razón, la interfase, no se consideró en los estudios posteriores.

A través del cociente β se determinó la asimetría entre la respuesta a tensión y la respuesta a compresión. Las fases martensítica e interfase tuvieron valores de asimetría importantes ($\beta \approx 0.6$ para la fase martensítica y $\beta \approx 0.5$ para la interfase). En la fase austenítica, el valor del cociente β fue del orden de 0.9 por lo que se verificó que esta fase tiene comportamiento esencialmente simétrico.

En todas las fases del material sin refinador se observó una baja resistencia a la fatiga, particularmente en la fase austenítica. La consecuencia de este fenómeno fue el tamaño de grano (> 1 mm.) en el material. Debido a esto, se estudió la reducción del tamaño de grano a través de la inclusión de zirconio como refinador en un porcentaje de 0.6%wt. Sin embargo, la inclusión del zirconio en el porcentaje señalado provocó un comportamiento frágil en todas las probetas.

Se observó que las fases martensítica e interfase tuvieron valores mayores de amortiguamiento en comparación con la fase austenítica. Esto resulta lógico debido a que la fase austenítica tiene menor capacidad de disipación de energía y es más rígida.

A pesar de que las propiedades de disipación de energía y amortiguamiento fueron menores en la fase austenítica, esta desarrolló la característica de recentreo. Desde un punto de vista práctico,

esta propiedad es una ventaja de la fase austenítica ya que además de disipar energía al final de un cierto nivel de deformación, esta regresa a su estado original con deformación remanentes nulas o muy pequeñas a diferencia de la fase martensítica que conserva deformaciones residuales al final de la deformación (de manera similar al comportamiento del acero; sin embargo este último tiene una mayor capacidad de disipación de energía y amortiguamiento).

Con base en las observaciones del párrafo anterior, en la segunda etapa se estudió más a fondo la fase austenítica del sistema Cu-Al-Be al que se le agregaron dos elementos (independientemente) con la finalidad de reducir el tamaño de grano: zirconio y titanio. Se observó una mayor ductilidad en las probetas de la segunda etapa en comparación con las probetas de la primera etapa, en particular, en las probetas a las que se les agregó titanio.

Las variantes laminadas tuvieron una reducción importante del tamaño de grano; sin embargo, desde el punto de vista del comportamiento, la variante no laminada con titanio desarrolló un comportamiento similar al de las probetas laminadas a pesar de tener un grano mayor a estas últimas, lo que indica que es posible prescindir del proceso de laminado debido a que la variante no laminada con titanio (Af2) cumple con las propiedades perseguidas en esta investigación.

Por las razones expuestas anteriormente, se recomienda utilizar la variante Af2 (no laminada con titanio) que tiene las siguientes proporciones para una cantidad unitaria (1 kg):

Cobre = 879.10 gr. Aluminio = 115.25 gr. Berilio = 5.65 gr. Titanio¹ = 4 gr.

Esta composición química genera una fase austenítica a temperatura ambiente con una $M_s \approx -77.82$ °C de acuerdo con la ecuación de Belkhala [1990].

En la segunda etapa, las probetas para niveles altos de deformación (> 6%) tuvieron problemas de inestabilidad por pandeo al momento de la compresión. Esto fue como consecuencia de falta de presión en la maquina de pruebas debido a que esta cuenta con una bomba de potencia menor a la requerida. El pandeo en las probetas fue generado por una excentricidad en los postes de transmisión de la máquina, esto a su vez fue provocado por la falta de potencia debido a que al nivel de deformaciones señalado, la rigidez en el material es mayor que en la transmisión, la cual al tratar de acomodar el desplazamiento inducido provoca que los postes salgan de su plano.

El modelo matemático [Auricchio et al., 1997] utilizado para la simulación de los ensayos representó de una manera adecuada el comportamiento de la fase austenítica de la aleación. Mediante la simulación se determinó que el volumen que disipa la mayor cantidad de energía es equivalente a la mitad del volumen total del “gage” específicamente para las probetas diseñadas en la segunda etapa.

7.1. Estudios futuros

A continuación se dan algunas recomendaciones a partir de lo observado durante la realización de este trabajo de tesis:

- ❖ Se recomienda realizar curvas de fatiga del sistema Cu-Al-Be.

¹ El titanio se considera como excedente de tal modo que la cantidad final es de 1004 gr.

- ❖ Como se menciona en el primer capítulo, la temperatura es determinante sobre el comportamiento de las aleaciones de memoria de forma, por lo que es deseable realizar ensayos mecánicos con temperatura variable.
- ❖ En este trabajo únicamente se caracterizó la respuesta del material frente a carga cíclica uniaxial; sin embargo, es recomendable caracterizar la respuesta del material frente a otro tipo de acciones: flexión, torsión, cortante y acciones combinadas.

Adicionalmente se pueden investigar otros sistemas de AMF diferentes al tratado aquí tales como: Cu-Zn-Al y Cu-Al-Ni, que también presentan en su fase β los efectos asociados al fenómeno de memoria de forma (memoria de forma y superelasticidad).

Desde el punto de vista de la aplicación en el control de estructuras sometidas ante excitaciones sísmicas, durante el transcurso de este proyecto se planteó un sistema de control basado en un dispositivo disipador de energía colocado en una conexión post-tensada de acero.

La Figura 7.1 muestra el dispositivo propuesto. Dicho dispositivo consiste en una barra biarticulada conectada por un extremo al patín de la columna y por el otro extremo al patín de la trabe. La finalidad de los extremos articulados es que la barra trabaje únicamente a carga axial. Este sistema proporciona a la conexión post-tensada la capacidad momento resistente debido a que no existe una unión rígida entre la columna y la trabe.

Para soportar el cortante por gravedad, se coloca una placa de cortante, la cual se conecta mediante pernos al alma de la trabe. Los pernos que conectan a la placa de cortante con el alma de la trabe tienen una holgura en la dirección longitudinal de la trabe para permitir el giro de la trabe con respecto de la columna. Esta holgura debe estar determinada por el giro máximo permitido en el código de diseño vigente, en términos de distorsión máxima de entrepiso.

A la altura en donde el patín de la trabe incide sobre el patín de la columna se deben colocar atiesadores por el lado del alma de la columna, con el fin de evitar pandeo local en esa sección de la columna.

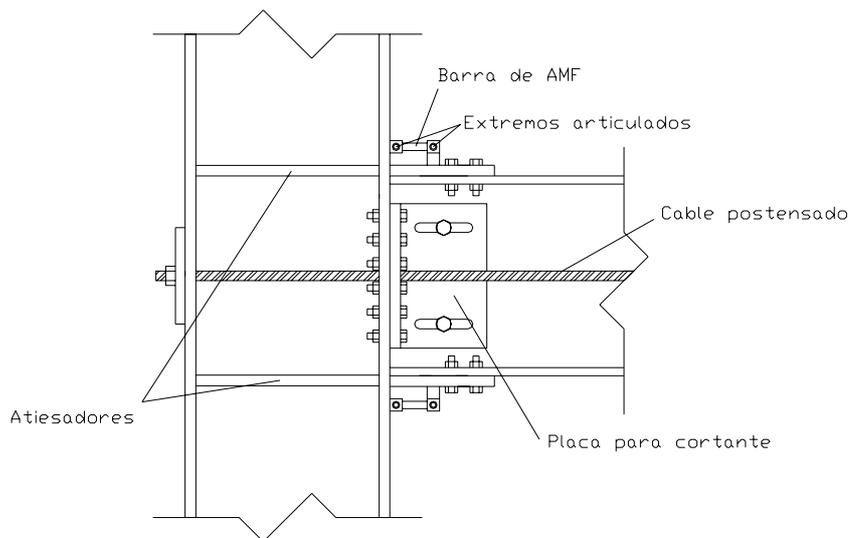


Figura 7.1 Diagrama de la conexión propuesta

En la Figura 7.2 se puede observar el mecanismo de trabajo de la conexión. Al girar la trabe con respecto de la columna, se transmite una carga axial sobre las barras de AMF que al deformarse

(por acción de esta carga) disipan parte de la energía que entra en el sistema. Las barras trabajan de manera inversa, mientras una está sometida a tensión la otra trabaja en compresión.

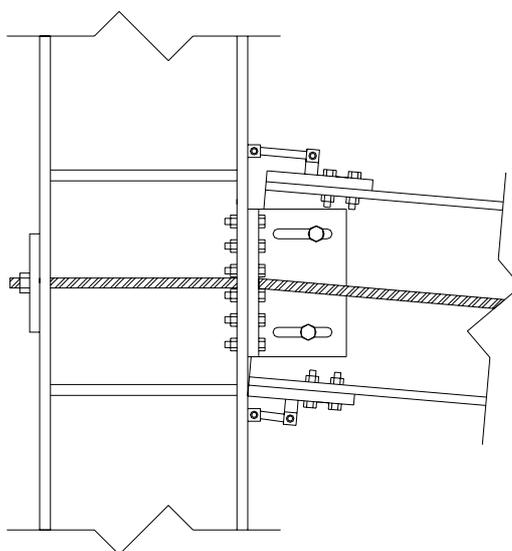


Figura 7.2 Mecanismo de la conexión propuesta

El mecanismo propuesto para la conexión está basado en material que se encuentra en fase austenítica debido a que como se ha visto, además de que tiene capacidad de disipar energía, esta regresa a su forma original una vez que son eliminadas las deformaciones.

A pesar de que la capacidad de disipación de energía de la fase austenítica del sistema Cu-Al-Be hasta este momento de la investigación no sea lo suficientemente grande (como para disipar la mayor parte de la energía de entrada al sistema), puede colaborar a disipar parte de la energía y además a recentrar al sistema. El resto de la energía que no sea disipada por estos dispositivos se transmitiría a la base de las columnas del sistema, en donde se disiparía por la formación de articulaciones plásticas (ver Figura 7.3). A pesar de la formación de articulaciones plásticas en la base del sistema, este permanecería estable.

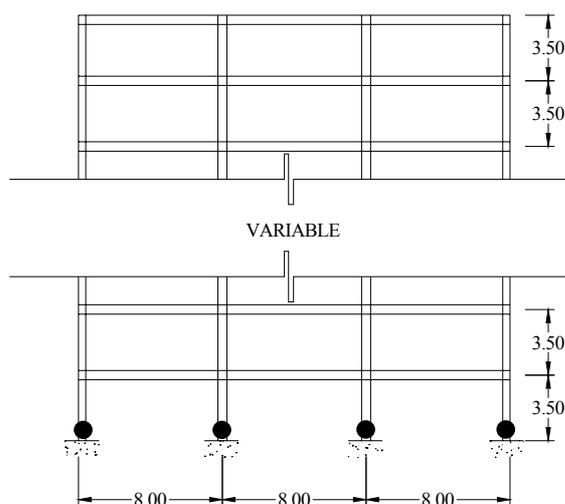


Figura 7.3 Configuración de daño para edificios con conexiones propuestas

7.2. Comentarios finales

Se debe tomar en cuenta que la aleación que aquí se describe (Cu-Al-Be), se trata de un nuevo material y que por lo tanto el costo inicial puede ser elevado con respecto a otros materiales usados, pero que a diferencia de estos, este material tiene propiedades adicionales que deben ser contempladas en nuevos esquemas de diseño, no solo en el control sísmico de edificios sino en un panorama más amplio de control de vibraciones (viento, oleaje, etc.).

Habrà un momento en el que, siguiendo la ley de la oferta y la demanda, el costo final del material disminuirà de tal forma que se pueda pensar en aplicaciones que hasta este momento no resultarían económicamente factibles, pero que explotando las propiedades que este material puede proporcionar (disipación de energía y recentreo) resultarían beneficiosas para el control de vibraciones, como la propuesta de la Figura 7.4 donde se muestra una aplicación de AMF en el control de estructuras sometidas a excitaciones sísmicas como parte componente de una trabe en un sistema de estructuración basada en marcos momento resistentes.

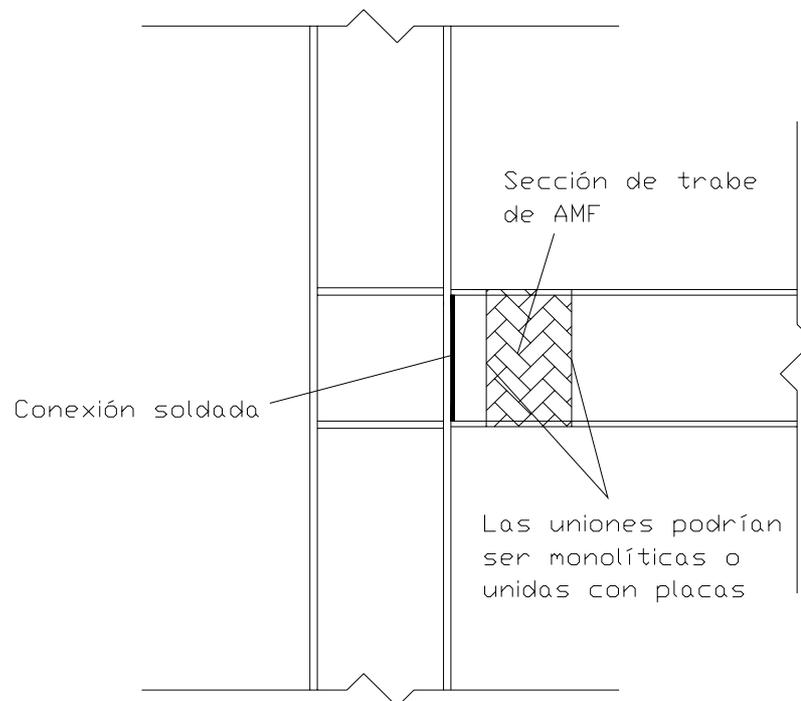


Figura 7.4 Propuesta de estructuración usando AMF

ANEXO A

ANALISIS DE COSTOS

COSTO DEL MATERIAL¹

Concepto	Cantidad	Unidad	P. U.	Importe
<i>Cobre Electrolítico pureza al 99.9%</i>	0.602	Kg	\$38.61	\$23.24
<i>Aluminio pureza al 99.9%</i>	0.115	Kg	\$18.59	\$2.14
<i>Cobre-Berilio aleado al 2%</i>	0.283	Kg	\$5.20	\$1.47
<i>Titanio pureza al 99.99%</i>	0.004	Kg	\$25.00	\$0.10
TOTAL				\$26.95

COSTO DE MANO DE OBRA²

Concepto	Cantidad	Unidad	P.U.	Importe
<i>Moldero en fundición de metales³</i>	0.125	Jda	\$64.70	\$8.09
<i>Hornero fundidor de metales</i>	0.250	Jda	\$68.60	\$17.15
<i>Oficial mecánico tornero⁴</i>	0.500	Jda	\$66.25	\$33.13
TOTAL				\$58.36

COSTO DE EQUIPO Y/O HERRAMIENTA

Concepto	Cantidad	Unidad	P.U.	Importe
<i>Gas argón ultra alta pureza⁵</i>	0.125	Tanque	\$3,500.00	\$437.50
<i>Electricidad⁶</i>	100.000	Kwh	\$2.54	\$254.00
SUBTOTAL				\$691.50
<i>Desgaste del equipo (20% Subtotal)⁷</i>				\$138.30
TOTAL				\$829.80

COSTO POR LA FABRICACION DE 1 KILO

\$915.12

ESPECIFICACIONES

De la producción de un kilo de Cu-Al-Be es posible obtener 4 barras lisas de ½” de diámetro por 7½” de longitud, tomando en cuenta pérdidas al final del proceso de fundición por escoria equivalentes a 50 gramos y pérdidas al momento del maquinado equivalentes al 50% del volumen de cada barra debido a que en este proceso esta se reduce de ¾” a ½” en el diámetro.

¹ Fuente: **LONDON METAL EXCHANGE, Daily stocks and prices: Metals**
http://www.lme.co.uk/dataprices_daily_metal.asp

*Precios en dólares americanos.

Fuente para la conversión a pesos mexicanos: <http://www.banamex.com>

1 Dólar = 11.25 pesos (Domingo, 3 de Julio de 2005)

² Salarios Mínimos Profesionales vigentes a partir de 1º. de Enero de 2005

Fuente: **Comisión Nacional de los Salarios Mínimos**

<http://www.cnsm.gob.mx>

Rendimientos obtenidos por observación en talleres de fundición

³ El rendimiento del moldero considera Corte y Preparación de material para fundición

⁴ El rendimiento del tornero considera la preparación de 4 barras de ½” de diámetro por 5” de longitud

⁵ El rendimiento del tanque del gas argón por colada determinado por observación

Fuente: **Taller de laminación del Instituto de Investigación en Materiales**

Fuente del precio del tanque: **INFRA S.A.** <http://www.infra.com.mx>

⁶ Gasto energético determinado por observación

Fuente: **Taller de laminación del Instituto de Investigación en Materiales**

⁷ El desgaste del equipo está considerado en función de la temperatura máxima que se debe alcanzar para fundir todos los materiales contenidos en la matriz del horno.

ANEXO B

En el presente anexo se muestran los códigos fuente de los programas creados en ANSYS 8.1 para la simulación de ensayos experimentales.

El código que se muestra a continuación (SMA.inp) genera la geometría, propiedades, mallado y grados de libertad de la probeta bajo la norma ASTM – 606.

```

! ARCHIVO DE ENTRADA PARA ANALISIS CICLICO DE UNA PROBETA ASTM-606 NOVIEMBRE ***2004 JUMA***
! -----
! GAGE: DIAMETRO = 0.635 CM, LONGITUD = 1.905 CM, RADIO = 2.54 CM.
! -----
/CONFIG,NRES,1000000
FINISH
/CLEAR
/FILNAME,SMA
/TITLE,PRUEBA CICLICA DE UNA PROBETA DE SMA EN FASE AUSTENITICA
! -----
! PROPIEDADES GRAFICAS
/color,pbak,off
/triad,lbot
/AUTO ! DETERMINA AUTOMATICAMENTE EL FOCO Y DISTANCIA
/PBC,U,1 ! MUESTRA LAS CONDICIONES DE FRONTERA (TRASLACIONALES)
! -----
! DEFINICION DE PARAMETROS
Dgage=0.635 ! DIAMETRO DEL GAGE = 0.635 CM
Lgage=1.905 ! LONGITUD DEL GAGE = 1.905 CM
RGAGE=4*DGAGE ! RADIO DEL GAGE = 4 * DGAGE
! -----
! PREPROCESADOR
/PREP7
ET,1,PLANE183 ! DEFINICION DE ELEMENTO SOLIDO PLANO 183
KEYOPT,1,3,1 ! COMPORTAMIENTO AXISIMETRICO
KEYOPT,1,6,0
KEYOPT,1,10,0
! -----
! PROPIEDADES DEL MATERIAL
MP,EX,1,256000 ! PROPIEDADES ELASTICAS DEL MATERIAL E = 256000 KG/CM2 (SI
! SE USA TEMPERATURA
MP,PRXY,1,0.3 ! CAMBIAR A MPDATA) POISSON = 0.3
TB,SMA,1,1,6, ! SHAPE MEMORY ALLOY EN FASE AUSTENITA
TBTEMP,0 ! SIN TEMPERATURA
TBDATA,,2500,4500,2500,1000,0.1,0 ! AS = 2500, AF = 4500, MS = 2500, MF = 1000, DEF = 0.1
! -----
! GEOMETRIA DEL ESPECIMEN
! KEYPOINTS
K,1,0,0,0, ! RECTANGULO DEL GAGE
K,2,DGAGE/2,0,0, !
K,3,DGAGE/2,LGAGE/2,0, !
K,4,0,LGAGE/2,0, !
K,5,0,(LGAGE/2)+1.2297,0, ! RECTANGULO DE LA PARTE ROSCADA
K,6,DGAGE,(LGAGE/2)+1.2297,0, !
K,7,DGAGE,10*DGAGE,0, !
K,8,0,10*DGAGE,0, !
! LINEAS
L,1,2 ! LINEAS PRINCIPALES
L,1,4 !
L,4,5 !
L,5,8 !
L,8,7 !
L,7,6 !
L,2,3 !

```

ANEXO B

```

LARC,3,6,2,RGAGE,          ! ARCO DEL GAGE
L,4,3                      ! LINEAS DIVISORIAS (PARA CREAR AREAS
L,5,6                      !
! AREAS
AL,4,5,6,10
AL,3,8,9,10
AL,1,2,7,9
! -----
! PARTICION DE LINEAS
! LINEAS VERTICALES
LESIZE,4,,,40,,,,,1
LESIZE,3,,,20,,,,,1
LESIZE,2,,,20,,,,,1
LESIZE,6,,,40,,,,,1
LESIZE,8,,,20,,,,,1
LESIZE,7,,,20,,,,,1
! LINEAS HORIZONTALES
LESIZE,5,,,20,,,,,1
LESIZE,10,,,20,,,,,1
LESIZE,9,,,20,,,,,1
LESIZE,1,,,20,,,,,1
! -----
MSHAPE,0,2D                ! ESPECIFICACIONES DEL MALLADO
MSHKEY,1
! MALLADO DE LAS TRES AREAS
AMESH,1,3,1
! -----
! APLICACION DE LOS GRADOS DE LIBERTAD
DL,4,,UX,0.0              ! APLICACION DE LOS GDL (LINEA VERTICAL INT. UX = 0.0)
DL,3,,UX,0.0
DL,2,,UX,0.0
!*
DL,1,,UY,0.0             ! APLICACION DE LOS GDL (LINEA HORIZONTAL UY = 0.0)
!*
DL,6,,UX,0.0             ! APLICACION DE LOS GDL (LINEA VERTICAL EXT. UX = 0.0)
! -----
SAVE
EPLOT

```

El siguiente código (tablas.mac) genera el protocolo de cargas mostrado en la Tabla 4.2.

```

!MACRO PARA GENERACION DE TABLAS ***JUMA 2004***
!-----
! ESTE MACRO CONTIENE LOS PARAMETROS PARA LA CREACION DE LAS TABLAS PARA EL ANALISIS
! REALIZA LOS ARREGLOS DE AMPLITUD Y FRECUENCIA PARA LA CREACION POSTERIOR DE LAS TABLAS
! DE LA FUNCION F(t) = A*SEN(PI*F*t) PARA 4 CICLOS
!-----

! *****CREACION DE LA TABLA FUNCION SENO*****

*DIM,AMP,ARRAY,41
*DIM,FREC,ARRAY,9
*VFILL,AMP(1),RAMP,0.01,0.005          !VALOR INICIAL 1% CON INCREMENTOS DE 0.5% HASTA 21%
FREC(1)=0.2                            !PRIMER VALOR 0.2 HZ
*VFILL,FREC(2),RAMP,0.5,0.5            !SEGUNDA CELDA 0.5 HZ CON INCREMENTOS DE 0.5 HZ HASTA 4 HZ.
PI=3.14159265359
DT=0.01
!AFUN,                                  !COLOCAR DEG O RAD SEGUN SEA EL CASO *RAD POR DEFAULT
*DO,I,AMP(1),AMP(41),0.005
    *DO,J,FREC(1),FREC(1)
        TFINAL=4/J
        PUNTOS=TFINAL/DT
        *DIM,FSEN_%I*1000%_%J*100%,TABLE,PUNTOS,,,TIME,Y          !DIVIDIR A/1000 Y F/100
        *VFILL,FSEN_%I*1000%_%J*100%(1,0),RAMP,0,DT
            *DO,K,0,TFINAL,DT
                COUNTER=PUNTOS-(K*100)
                *IF,COUNTER,GE,1,THEN
                    FSEN_%I*1000%_%J*100%((K*100)+1,1)=(LGAGE/2)*I*SIN(2*PI*J*K)
                *ENDIF
            *ENDDO
        *ENDDO
    *ENDDO
*DO,I,AMP(1),AMP(41),0.005
    *DO,J,FREC(2),FREC(9),0.5
        TFINAL=4/J

```

ANEXO B

```
PUNTOS=TFINAL/DT
*DIM,FSEN_%I*1000%_%J*100%,TABLE,PUNTOS,,,TIME,Y           !DIVIDIR A/1000 Y F/100
*VFILL,FSEN_%I*1000%_%J*100%(1,0),RAMP,0,DT
  *DO,K,0,TFINAL,DT
    COUNTER=PUNTOS-(K*100)
    *IF,COUNTER,GE,1,THEN
      FSEN_%I*1000%_%J*100%((K*100)+1,1)=(LGAGE/2)*I*SIN(2*PI*J*K)
    *ENDIF
  *ENDDO
*ENDDO
SAVE
CORR                                     !LLAMARA AL MACRO CORR.MAC
```

El siguiente código (corr.mac) llama a cada uno de los códigos que contienen las instrucciones de ejecución para el análisis cíclico de la probeta, en función de la amplitud y la frecuencia.

```
! MACRO PARA EL ANALISIS CICLICO DE UNA PROBETA ASTM - 606 ***2004 JUMA***
! -----
! ESTE PROGRAMA CONTIENE LOS COMANDOS NECESARIOS PARA REALIZAR EL ANALISIS CICLICO
! AXISIMETRICO DE UNA PROBETA ASTM 606, TOMA LAS TABLAS YA GENERADAS POR SMA.INP
! Y APLICA LOS VALORES DE TIEMPO Y FUNCION A LA PROBETA
! -----
/SOLU
DELTIM,8E-4,0,0           ! DURACION DEL SUBPASO DE CARGA
AMP1
AMP15
AMP2
AMP25
AMP3
AMP35
AMP4
AMP45
AMP5
AMP55
AMP6
AMP65
AMP7
AMP75
AMP8
AMP85
AMP9
AMP95
AMP100
AMP105
AMP110
AMP115
AMP120
AMP125
AMP130
AMP135
AMP140
AMP145
AMP150
AMP155
AMP160
AMP165
AMP170
AMP175
AMP180
AMP185
AMP190
AMP195
AMP200
AMP205
AMP210
SAVE
```

A continuación, se muestra un archivo tipo (Amp9.mac) que es llamado por el código anterior y que contiene las instrucciones para ejecutar según el valor de la amplitud (para este caso 9%) el análisis cíclico variando la frecuencia de la onda.

```
! -----
      TIME, (1/0.2)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_20%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/0.5)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_50%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/1)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_100%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/1.5)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_150%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/2)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_200%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/2.5)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_250%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/3)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_300%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/3.5)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_350%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
      TIME, (1/4)*CICLOS
      DL, 5, ,UY,%FSEN_50_400%
      SOLVE
      LSWRITE
! -----
```

BIBLIOGRAFIA

- Abrahamsson, P., y Møster, E. (1997). “*Demands on Shape Memory Alloys from the Applications Designer’s Point of View*”. Journal de Physique IV, Colloque C5, pp. 615 - 620
- Andrawes, B., y DesRoches, R. (2004). “*Comparison of different methods for seismic retrofit of bridges using smart materials*”. Proceedings of the 13th World Conference on Earthquake Engineering. Vancouver, Canada. Art. 274
- ANSYS. (2004). *Ansys, Inc. Theory Reference*. ANSYS 8.1 Release Documentation
- ASTM. (1998a). *Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. American Society for Testing and Materials, Norma E8
- ASTM. (1998b). *Test Methods for Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature*. American Society for Testing and Materials, Norma E9
- ASTM. (1998c). *Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing*. American Society for Testing and Materials, Norma E606
- Auricchio, F., Taylor, R., y Lubliner J. (1997). “*Shape-memory alloys: Macromodelling and numerical simulations of the superelastic behavior*”. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Vol. 146, No. 3-4, pp. 281-312
- Avner, S. (1979). *Introducción a la metalurgia física 2da edición*. Ed. McGraw – Hill
- Belkhala, S. (1990). *Elaboration et caracterisation de nouveaux alliages a memoire de forme basse temperatura type Cu-Al-Be*. Tesis de Doctorado. Instituto Nacional de Ciencias Aplicadas. Lyon, Francia.
- Bruneau, M. (2004). “*Seismic retrofit of steel structures*”. Memorias del VII Simposio Nacional de Ingeniería Sísmica. Tlaxcala, México
- Bruno, S., y Valente, C. (2002). “*Comparative response analysis of conventional and innovative seismic protection strategies*”. Earthquake Engineering and Structural Dynamics, Vol. 31, pp. 1067 - 1092
- Casciati, S., y Faravelli, L. (2003). “*Thermo-mechanical properties of a Cu-based shape memory alloy*”. AMAS Workshop on Smart Materials and Structures, SMART’03, pp. 343 – 352
- Chen, Q., y Levy, C. (1999). “*Vibration analysis and control of flexible beam by using smart damping structures*”. Composites Part B: engineering, Vol. 30, pp. 395 – 406
- Christopoulos, C., Filiatrault, A., y Folz, B. (2002a). “*Seismic response of self-centering hysteretic SDOF systems*”. Earthquake Engineering and Structural Dynamics, Vol. 31, pp. 1131 – 1150
- Christopoulos, C., Filiatrault, A., Uang, C., y Folz, B. (2002b). “*Posttensioned energy dissipating connections for moment-resisting steel frames*”. Journal of Structural Engineering, Vol. 128, No. 9, pp. 1111 – 1120
- DesRoches, R., y Delemont, M. (2002). “*Seismic retrofit of simple supported bridges using shape memory alloys*”. Engineering Structures, Vol. 24, pp. 325 – 332
- DesRoches, R., y Smith, B. (2003). “*Shape Memory Alloys in Seismic Resistant Design and Retrofit: A Critical Assessment of the Potential and Limitations*”. Journal of Earthquake Engineering, Vol. 7, No. 3, pp. 1 – 15

- DesRoches, R., McCormick, J., y Delemont, M. (2004). “*Cyclic Properties of Superelastic Shape Memory Alloy Wires and Bars*”. Journal of Structural Engineering, Vol. 130, No. 1, pp. 38 - 46
- Dolce, M., Cardone, D., y Marnetto, R. (2000a). “*Implementation and testing of passive control devices based on shape memory alloys*”. Earthquake Engineering and Structural Dynamics, Vol. 29, pp. 945 – 968
- Dolce, M., y Marnetto, R. (2000b). “*Passive seismic devices based on shape memory alloys*”. Proceedings of the 12th World Conference on Earthquake Engineering, Auckland, NZL. Art. 2386
- Dolce, M., y Cardone, D. (2001a). “*Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 1. Martensitic and austenite NiTi bars subjected to torsion*”. International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 43, pp. 2631 – 2656
- Dolce, M., y Cardone, D. (2001b). “*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
- Dunne, D., Morin, M., Gonzales, C., y Guenin, G. (2004). “*The effect of quenching treatment on the reversible martensitic transformation in CuAlBe alloys*”. Materials Science & Engineering, A 378, pp. 257 – 262
- Garlock, M., Ricles, J., Sause, R. (2004). “*Experimental studies on full-scale post-tensioned steel moment connections*”. Proceedings of the 13th World Conference on Earthquake Engineering. Vancouver, Canada. Art. 2514
- Garlock, M., Sause, R., y Ricles, J. (2004). “*Design and behaviour of post-tensioned steel moment frames*”. Proceedings of the 13th World Conference on Earthquake Engineering, Vancouver, CAN. Art. 2560
- Graesser, E., y Cozzarelli, F. (1991). “*Shape memory alloys as new materials for aseismic isolation*”. Journal of Engineering Mechanics, Vol. 117, No. 11, pp. 2590 – 2608
- Higushi, A., Susuki, K., Matsumoto, Y., Sugimoto, K., Komatsu, S., y Nakamura, Y. (1982). “*Shape memory effect in Cu-Al-Be ternary alloys*”. Proceedings of the 1th International Conference on Martensitic Transformations, ICOMAT, Leuven, BEL, pp. 767 -772
- Hodgson, D., y Brown, J. (2000). Using Nitinol Alloys. Reporte técnico, Shape Memory Applications Inc.
- Hornbogen, E. (1990). “*Fatigue of Copper-Based Shape Memory Alloys*”. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth – Heinemann Ltd, Inglaterra, pp. 267 - 280
- Huang, W. (1999). “*Yield surfaces of shape memory alloys and their applications*”, Acta Metallurgica, Vol. 47, No. 9, pp. 2769 - 2779
- Indirli, M., Carpani, B., Martelli, A., Castellano, M., Infanti, S., Croci, G., Biritognolo, M., Bonci, A., Viskovic, A., y Viano, S. (2000). “*Experimental tests on masonry structures provided with shape memory alloy antiseismic devices*”. Proceedings of the 12th World Conference on Earthquake Engineering. Auckland, Nueva Zelandia. Art. 1773
- Ivshin, Y., y Pence, T. (1994). “*A termo-mechanical model for a one-variant shape memory material*”. Journal of Intelligent Materials, Systems and Structures. Vol. 5, No. 4, 455 - 473
- Kaouache, B., Berveiller, S., Inal, K., Eberhardt, A., y Patoor, E. (2004). “*Strees analysis of martensitic transformation in Cu-Al-Be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy*”. Materials Science & Engineering, A 378, pp. 232 – 237
- Kelly, J., Moroni, M., Sarrazin, M., y Sepúlveda, A. (2000). “*Use of Copper-Based Shape Memory Alloys in Earthquake Resistant Structures*”. Reporte Técnico para la Universidad de Chile
- Lee, J., y Wayman, C. (1986). “*Grain Refinement of Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys*”. Metallography, Vol. 19, pp. 401 – 419

- Liang, C., y Rogers, C. (1990) “*One-dimensional thermo-mechanical constitutive relations for shape memory materials*”. Journal of Intelligent Materials, Systems and Structures. Vol. 8, No. 4, 207 - 234
- Liu, X., Zeliang, X., y Van Humbeeck, J. (1999). “*Cyclic deformation of NiTi shape memory alloys*”. Materials Science and Engineering, A 273 – 275, pp. 673 – 678
- Liu, Y., y Van Humbeeck, J. (1997). “*On the Camping Behaviour of NiTi Shape Memory Alloy*”. Journal de Physique IV, Colloque C5, pp. 519 – 524
- Melton, K. (1990). “*Ni-Ti Based Shape Memory Alloys*”. Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth – Heinemann Ltd, Inglaterra, pp. 21 -35
- Moroni, M., y Sarrazin, M. (2001). “*State-of-the-art on applications, r&d and design rules for seismic isolation and passive energy dissipation for civil and industrial structures in Chile*”. Proceedings of the 7th International Seminar on Seismic Isolation, Passive Energy Dissipation and Active Control of Vibrations of Structures. Assisi, Italia.
- Moroni, M., Saldivia, R., Sarrazin, M., y Sepúlveda, A. (2002). “*Camping characteristics of a CuZnAlNi shape memory alloy*”. Materials Science & Engineering, A 335, pp. 313 – 319
- Moroni, M., Golott, P., Sarrazin, M., y Sepulveda, A. (2004). “*Use of copper-base shape memory alloys in seismic energy dissipation devices*”. Proceedings of the 13th World Conference on Earthquake Engineering. Vancouver, Canada. Art. 3344
- Novak, V., Sittner, P., y Van Humbeeck, J. (2001). “*Martensitic transformations of Cu-Al-Ni single crystals in tension/compression*”. Journal de Physique IV, Vol. 11, pp. 191 – 196
- Ocel, J., Leon, R., DesRoches, R., Krumme, R., Hayes, J., y Sweeney, S. (2002). “*High Damping Steel Beam-Column Connections Using Shape Memory Alloys*,” Proceedings of the 7th US National Conference on Earthquake Engineering. Boston, E.U.A.
- Orgéas, L., y Favier, D. (2001). “*Stress state effect on mechanical behaviour of shape memory alloys: Experimental characterisation and modelling*”. Journal de Physique IV, Vol. 11, pp. 67 – 74
- Otsuka, K., y Wayman, C. (1998). *Shape memory materials*. Cambridge University Press
- Ozdemir, H. (1976). “*Nonlinear transient dynamic analysis of yielding structures*”. Tesis de Doctorado, University of California at Berkeley, E.U.A.
- Piedboueuf, M., y Gauvin, R. (1998). “*Damping behaviour of shape memory alloys: strain amplitude, frequency and temperature effects*”. Journal of Sound and Vibration, Vol. 214, No. 5, pp. 885 – 901
- Porter, D., Easterling, K. (1987). *Phase Transformation in Metals and Alloys*. Berkshire, Inglaterra, Van Nostrand Reinhold
- Ricles, J., Sause, R., Garlock, M., Zhao, C. (2001). “*Posttensioned seismic-resistant connections for steel frames*”. Journal of Structural Engineering, Vol. 127, No. 2, pp. 113 – 121
- Ríos, D. (1987). “*Aleaciones con memoria de forma*”. Información Científica y Tecnológica, Vol. 9, No. 134, pp. 35 – 39
- Rodríguez, G. *Comunicación Personal*. Instituto de Investigaciones en Materiales de la UNAM
- Rojas, P., Garlock, M., Ricles, J., y Sause, R. (2004). “*Seismic Rehabilitation of steel moment resisting frames with post-tensioned friction damped connections*”. ”. Memorias del VII Simposio Nacional de Ingeniería Sísmica. Tlaxcala, México
- Sánchez, F. (2004). *Estudio de la deformación en materiales policristalinos que presentan memoria de forma, mediante una técnica de análisis de imágenes*. Tesis de Maestría, División de Estudios de Posgrado de la Facultad de Ingeniería de la UNAM, México
- Saadat, S., Noori, M., Davoodi, H., Hou, Z., Susuki, Y., y Masuda, A. (2001). “*Using NiTi SMA tendons for vibration control of coastal structures*”. Smart Materials and Structures, Vol. 10, pp. 695 – 704
- Siredey, N., Patoor, E., Berveiller, M., y Eberhardt, A. (1999). “*Constitutive equations for polycrystalline thermoelastic shape memory alloys. Part I. Intragranular interactions and*

- behaviour of the grain*". International Journal of Solids and Structures, Vol. 36, pp. 4289 - 4315
- Strnadel, B., Ohashi, S., Ohtsuka, H., Ishihara, T., y Miyazaki, S. (1995). "Cyclic stress-strain characteristics of Ti-Ni and Ti-Ni-Cu shape memory alloys". Materials Science and Engineering, A 202, pp. 148 – 156
- Sutou, Y., Omori, T., Okamoto, T., Kainuma, R., y Ishida, K. (2001). "Effect of grain refinement on the mechanical properties of Cu-Al-Mn base alloys". Journal de Physique IV, Vol. 11, pp. 185 – 190
- Tokouda, M., Sittner, P., Takakura, M., y Haze, M. (2002). "Multi-Axial Constitutive Equations of Polycrystalline Shape Memory Alloy (Experimental Background)". JSME International Journal, Vol. 45, No. 2, pp. 276 - 281
- Torra, V., Isalgue, A., y Lovey, F. (2002). "Difusion Effects on Transformation and Deformation Behaviour in Copper-Based Shape Memory Alloys". Special Issue on Smart Materials-Fundamentals and Applications, The Japan Institute of Metals, pp. 926 – 932
- Tourabi, A., Wack, B., y Favier, D. (1990). "Experimental determination of the hysteretic properties in shape memory alloys". Materials Science Forum, Vol. 56 – 58, pp. 535 – 540
- Valente, C., Cardone, D., Dolce, M., y Ponzo, F. (2000). "Manside: shaking table test of R/C frames with various passive control systems". Proceedings of the 12th World Conference on Earthquake Engineering. Auckland, Nueva Zelandia. Art. 2271
- Van Humbeeck, J. (1997). "Shape Memory Materials: State of the Art and Requirements for Future Applications". Journal de Physique IV, Colloque C5, pp. 3 – 12
- Verhoeven, J. (1975). *Fundamentals of Physical Metallurgy*. John Willey & Sons Editores
- Wayman, C. (1990). "The growth of martensite since E.C. Bain (1924) – some milestones". Materials Science Forum, Vol. 56 – 58, pp. 1 -32
- Wayman, C., y Duerig, T. (1990). "An Introduction to Martensite and Shape Memory". Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth – Heinemann Ltd, Inglaterra, pp. 3 - 20
- Wilde, K., Gardoni, P., y Fujino, Y. (2000). "Base isolation system with shape memory alloy device for elevated highways bridges". Engineering Structures, Vol. 22, pp. 222 – 229
- Williams, K., Chiu, G., y Bernhard, R. (2005). "Dynamic modelling of a shape memory alloy adaptive tuned vibration absorber". Journal of Sound and Vibration, Vol. 280, pp. 211 – 234
- Wilson, J., y Wesolowsky, M. (2005). "Shape Memory Alloys for Seismic Response Modification: A State-of-the-Art Review". Earthquake Spectra, Vol. 21, No. 2, pp. 569 - 601
- Witting, P., y Cozzarelli, F. (1992). "Shape memory structural dampers: material properties, design and seismic testing". Reporte Técnico NCEER-92-0013, National Center for Earthquake Engineering Research. State University of New York at Buffalo, E.U.A.
- Wolons, D., Gandhi, F., y Malovrh, B. (1998). "Experimental Investigation of the Pseudoelastic Hysteresis Damping Characteristics of Shape Memory Alloy Wires". Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Vol. 9, pp. 116 – 126
- Wu, M. (1990). "Cu-Based Shape Memory Alloys". Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, Butterworth – Heinemann Ltd, Inglaterra, pp. 69 - 88
- Yu-Lin, H., Li, Q., Li, A., Leung, A., Lin, P. (2003). "Structural vibration control by shape memory alloy damper". Earthquake Engineering and Structural Dynamics, Vol. 32, pp. 483 – 494
- Zeliang, X., Yong, L., y Van Humbeeck, J. (1998). "Microstructure of NiTi shape memory alloy due to tension-compression cyclic deformation". Acta Metallurgica, Vol. 46, No. 6, pp. 1989 – 1990
- Johnson Matthey. http://www.jmmedical.com/html/transformation_temps.html