



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

**PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN
INGENIERÍA**

FACULTAD DE INGENIERÍA

**“Influencia de la Microestructura en la Transformación
Martensítica Inducida por Esfuerzo en Aleaciones
Cu-Al-Be con Memoria de Forma”**

T E S I S

**QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRO EN INGENIERÍA**

Mecánica-Mecánica Aplicada

P R E S E N T A :

Ing. Fernando Néstor García Castillo



Tutor:

M. en I. Jacinto Cortés Pérez

2006

JURADO ASIGNADO:

Presidente: Dr. González Reyes José Gonzalo

Secretario: M. en I. Acosta Flores Mario

Vocal: M. en I. Cortes Pérez Jacinto

1^{er}. Suplente: Dr. Daniel Aldama Ávalos

2^{do}. Suplente: M. en I. Alberto Reyes Solís

Lugar o lugares donde se realizó la tesis:

Ciudad universitaria, México D.F.
San Juan de Aragón, Edo. de México.

TUTOR DE TESIS:

NOMBRE

M. en I. Jacinto Cortés Pérez

FIRMA

El presente trabajo es dedicado a:

Mis padres

Por que me siento el hombre más afortunado por tenerlos a mi lado, sintiendo su apoyo tanto en los momentos de alegría, como en los días más difíciles de mi vida.

Por que gracias ha ustedes siempre he realizado las metas y sueños que me he propuesto; puesto que, su ejemplo, honradez, humildad, sinceridad, fe y amor, junto con sus sabios consejos, me guían como una inmensa luz entre las sombras, fruto de la grandiosa labor y sacrificio que día a día han hecho a través de los años.

Por que me enorgullece verlos caminar juntos tomados de la mano como novios y amarse tanto, sin importar el tiempo ni quien este a su alrededor, detalle que he visto en muy pocas parejas de su edad.

Por que indudablemente, no hay nada más maravilloso que verlos cada que abro la puerta de regreso a casa, donde quisiera detener el tiempo, para nunca alejarnos y cuidarlos toda la eternidad que es poca contra lo que significan para mi.

Pero principalmente, por que los amo y por que no he encontrado nada con que pueda pagarles todos estos años de dicha y felicidad.

Por que cuando son así las cosas de perfectas, no que da más que agradecer al creador por todo esto llamado vida.

Guadalupe Castillo

Por que has luchado conmigo desde mis primeras clases hasta ahora, batallado con mi carácter y mi falta de comunicación. Por tus cuidados, atenciones y paciencia después de tantas cosas que me han sucedido, sobre todo por los largos meses después de mi operación, ya que gracias a ti estoy recuperado.

Por que tienes una capacidad enorme que por atendernos desgraciadamente no has podido explotar, lo que me recuerda tu sacrificio para dejar pasar tus sueños e ideas por nosotros, aun que pensándolo bien, creo que realmente no sacrificaste nada, por que has logrado lo que deseabas y me lo demuestran tus ojos llenos de brillo cuando me platicas como llegaste hasta donde estas, reflejando que eres completamente feliz.

Y además, por que de alguna forma, trato de corresponderte el infinito amor que me demuestras siempre.

Fernando Moisés García Ávila

Por que siempre has sido mi ejemplo a seguir, pues desde mis lejanos recuerdos apareces luchando por nosotros, desde que sale el sol hasta que muere la noche.

Por que aun no entiendo de donde te sale tanta fuerza para no frenar tu paso, para vencer tantos obstáculos y envidias e incluso a la misma enfermedad.

Por que simplemente eres el hombre que más admiro en esta tierra, ya que tus palabras, consejos, sabiduría y experiencia, no solo las transmites si no que las aplicas, que desde mi punto de vista es lo más difícil.

Y por que debes estar contento, debido a que a pesar de que no existe tu jeringa llena de tus experiencias que me querías inyectar cuando no te entendía, si dejaste muchas cosas en mi mente que me compromete a ser una persona mejor, aunque jamás podré alcanzarte.

Mis hermanos

Por que a pesar de que están muy cerca, los extraño todos los días cuando veos sus cuartos vacíos; además de que, no puedo imaginar mi vida sin ustedes.

Por que cada uno tiene virtudes e ideas tan grandes que los ha hecho sobresalir de los demás y que trato de aprenderles cada que los veo.

Por que quiero compartirles este nuevo logro para motivarlos a que continúen desarrollándose procesionalmente, pues los tres en algún tiempo de alguna forma dejamos los estudios parcialmente.

Y por que junto a sus familias son mi motivación para salir adelante.

Nancy García Castillo

Por que desde hace muchos años extraño tu presencia en casa a pesar de que estas bien y seguimos juntos, por tenerte como compañía en los primeros días de mi carrera y en los últimos de mi negocio, etapas donde sin ti no se que hubiera hecho.

C. Omar García Castillo

Por que pocas veces supe entenderte y defenderte, cosas que jamás sucederán, detalles que conmigo siempre has tenido. Por que en mis ratos de inseguridad me enseñaste lo valioso que soy y por que te siento cada vez más cerca gracias a la familia que has formado.

Mis cuñados

Por que día con día nos han enseñado a través de los años sus cualidades y por que se preocupan por mis hermanos y sobrinos. No encuentro otra manera de agradecerles más que diciéndoles que cuenten conmigo para lo que sea.

Mis sobrinos

Por que en ellos me doy cuenta de lo rápido que se va la vida, al verlos cada día más grandes, recordándome que hay que disfrutar cada segundo de ella.

Por que con sus risas, juegos e imaginación, me hacen viajar a su maravilloso mágico mundo cada que juego con ellos, mundo que a muchos de nosotros ya se nos ha olvidado.

Por que son el reto para toda la familia a llevarlos por mejor camino y seguir creciendo.

Mari

Por que definitivamente la vida es otra desde el momento en que estas conmigo y eso voy a agradeceréte siempre.

Jacinto Cortés Pérez

Por enseñarme caminos que por mi cuenta no hubiera encontrado.

Por que comparto muchos de sus ideales y no descansare hasta hacerlos realidad por el bien de nuestro país.

Por impulsarme a estudiar la maestría que ha cambiado mi vida por completo.

Por ayudarme en los momentos en que estuve inactivo por motivos de salud y por tenerme la confianza que hasta ahora me ha demostrado.

Por que por su humildad y exigencia hacia usted mismo, no se ha permitido ver la magnitud de sus logros; así como en lo grande que se ha vuelto y que como aquel veloz tren, a pesar de que le pongan el freno nadie podrá detenerlo para llegar a su destino.

Con cariño y admiración, por que su trayectoria es motivante para seguir adelante.

Dr. Ferrer Argote Luís Alejandro

Por sus grandes enseñanzas que jamás se me olvidaran y que aprovechare no solo en lo profesional sino en mi vida misma.

Por que me habría gustado mucho que formara parte de mi jurado para que me diera sus comentarios de mi trabajo, que estoy seguro me hubieran ayudado enormemente y que por motivos de salud no le fue posible.

Por que personas como usted deberían vivir siempre.

Guillermo

Por el apoyo que me brindas, por tu amistad, consejos y sabiduría que te pagare siempre que me necesites.

Reconocimientos

M. en I. Jacinto Cortés Pérez

Por sus comentarios, dominio del tema y por dirigirme el presente trabajo con esa visión y profesionalismo que lo caracteriza.

Raúl Rojo Viloría

Por ayudarme en la realización de la instrumentación de las muestras de la presente tesis, el cual se convirtió casi en un trabajo artesanal debido al tamaño de ellas.

Dr. González Reyes José Gonzalo, Dr. Daniel Aldama Ávalos, M. I. Alberto Reyes Solís y Mario Acosta Flores

Por su grandioso ayuda y excelentes comentarios sobre la tesis.

Guillermo Espíndola Pantoja, Fernando París Delgado e Ing. Alberto Higuera García

Por su gran apoyo para la realización de las pruebas.

La Universidad Nacional Autónoma de México y
División de estudios de Postgrado de la Facultad de
Ingeniería

Por permitirme estudiar la maestría, que ha sido fundamental para formarme de una manera en que jamás hubiera imaginado y por que mis conocimientos académicos, son el resultado de los muchos profesores que me han transmitido su sabiduría desde el CC-H hasta ahora.

Agradecimientos

Al Centro Tecnológico Aragón (CTA) por las facilidades y oportunidades que me brindo durante la realización de mi tesis de licenciatura y ahora la de maestría.

A los compañeros del Laboratorio de Mecánica del CTA por su amistad apoyo y conocimientos que no solo hace posible la realización de la tesis, sino tantos proyectos que han surgido en este poco tiempo de existir:

Ing. José Antonio Souza Jiménez, Ing. David becerril García, Guillermo Espíndola Pantoja, Raúl Rojo Viloría, Fernando París Delgado Gómez, José Juan Llanito Patiño, Arturo Martínez Mendoza, Carlos Resendiz Rodea; Así como, a todos los que por alguna razón omití sin menospreciar su contribución y apoyo. Por que se que juntos podemos llegar bastante lejos, pues en ustedes veo muchas virtudes que nos harán crecer hasta dejar de depender, al menos en nuestra área, del extranjero por el bien de nuestro país.

ÍNDICE

Introducción	i
--------------	---

Capítulo I

Transformación Martensítica Inducida por Esfuerzos

1.1	Materiales con memoria de forma (MMF)	1
1.2	Transformación martensítica	3
1.3	Comportamiento mecánico de los MMF	7
1.4	Anisotropía de los MMF	9
1.4.1	Fase austenítica	10
1.4.2	Deformación transformacional	12
1.4.3	Esfuerzo transformacional	14
1.5	Estudios reportados	16

Capítulo II

Método Experimental

2.1	Preparación de las muestras	20
2.1.1	Arreglo de carga	21
2.1.2	Instrumentación y/o medición de deformación	22
2.1.3	Dispositivos de sujeción	23
2.2	Descripción de las pruebas	25
2.3	Cálculo de esfuerzos y fuerzas críticas	28

Capítulo III

Resultados y Discusión

3.1	Pruebas en arreglo 1	30
3.1.1	Comportamiento fuerza-deformación	30
3.1.2	Comportamiento esfuerzo-deformación	34
3.2	Pruebas en arreglo 2	44
	Conclusiones	48
	Referencias	49

Introducción

Los materiales con memoria de forma (MMF) han sido estudiados desde que se encontró este comportamiento en Au-Cd en 1951. Las características sobresalientes que presentan estas aleaciones son: la recuperación de su forma original, por medio de temperatura, después de haber sido deformados de manera aparentemente plástica, la posibilidad de transformar energía calorífica en movimiento y la de obtener grandes deformaciones recuperables. Actualmente se sabe que existen gran cantidad de materiales que presentan los efectos de memoria de forma: metales puros, aleaciones metálicas, polímeros e incluso microorganismos. Tales efectos tienen origen en una transformación de una fase austenita llamada fase madre a martensita, esta transformación es de tipo termoelástica la cual puede ser inducida por temperatura, esfuerzo o combinación de ambos y por campos magnéticos.

La aleación más utilizada hasta el momento es la de NiTi por sus buenas propiedades; sin embargo, es de alto costo. Debido a esto se han estudiado diferentes aleaciones dentro de las que se encuentran las de base cobre y más recientemente las de Cu-Al-Be, las cuales han demostrado tener buenas propiedades de memoria de forma y resultan ser más económicas. Por estas razones ambas aleaciones son de las más importantes dentro de esta área.

Entre los efectos asociados a los MMF quizá los más importantes, desde el punto de vista de las aplicaciones industriales, son el efecto superelástico y el efecto combinado. El aprovechamiento de estos efectos requiere contar con una adecuada caracterización del comportamiento mecánico de los MMF. Dicho comportamiento es especialmente complejo debido a que es no lineal, anisótropo y dependiente de la temperatura. En particular la anisotropía mecánica de los MMF se presenta en al menos tres formas particulares: en la fase madre, en la deformación transformacional y en el esfuerzo transformacional.

Los efectos anisotrópicos de los MMF se magnifican de manera especial en el caso de materiales policristalinos ya que, como se sabe, la microestructura altera considerablemente el comportamiento mecánico aún de materiales convencionales.

Considerando lo anterior, es claro que una adecuada caracterización del comportamiento mecánico de los MMF debe considerar los efectos asociados a la microestructura, sobre todo porque la aplicación industrial de éstos resulta mucho conveniente que en forma de monocristales.

En lo que se refiere a los efectos de la microestructura en el comportamiento de los MMF, se han realizado algunos trabajos que han brindado información al respecto; sin embargo, la mayoría de estos trabajos se han concentrado en estudiar muestras sujetas a tensión o bien en estados de esfuerzos biaxiales, en arreglos de carga que no corresponde con los que comúnmente se presentan en las aplicaciones.

En el presente trabajo se estudiaron muestras de Cu-Al-Be con diferentes tamaños relativos de granos, así como, una muestra monocristalina. Las pruebas realizadas consistieron en someter las muestras a cargas de flexión en cantilever en dos arreglos diferentes. Mediante la colocación de galgas extensométricas, se midieron las deformaciones generadas por la carga en regiones donde el material se encuentra sujeto esfuerzos tanto uniaxiales como biaxiales.

El objetivo del estudio es determinar el efecto de la microestructura en el esfuerzo (efectivo) transformacional, a través de la comparación del comportamiento de muestras con diferentes tamaños relativos de grano.

En el capítulo I se presentan algunos conceptos generales de los MMF, se detalla la transformación martensítica inducida por esfuerzo, el comportamiento mecánico y de lo estudiado actualmente sobre la anisotropía mecánica desde el punto de vista de la fase austenítica, esfuerzo y deformación transformacional.

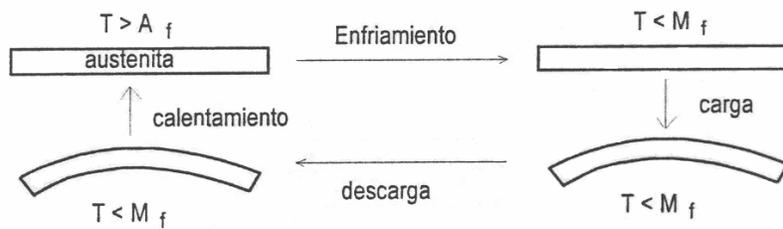
En el capítulo II se describe el método experimental, se detallan las muestras utilizadas, sus características generales (geometría y temperaturas de transformación), así como la instrumentación de ellas, las posiciones de los extensómetros y los dos tipos de arreglos utilizados.

En el capítulo III se presentan los resultados en forma de gráficas, fuerza y esfuerzo contra deformación, de cada una de las pruebas, fotografías donde se aprecia el tamaño de grano y las posiciones de los extensómetros, así como gráficas de esfuerzos principales y su discusión.

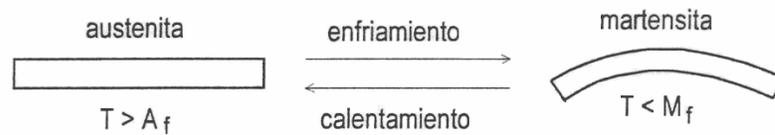
Finalmente en la última sección de este trabajo, se presentan las conclusiones generales derivadas de los estudios realizados en el presente estudio.

1.1 Materiales con Memoria de Forma

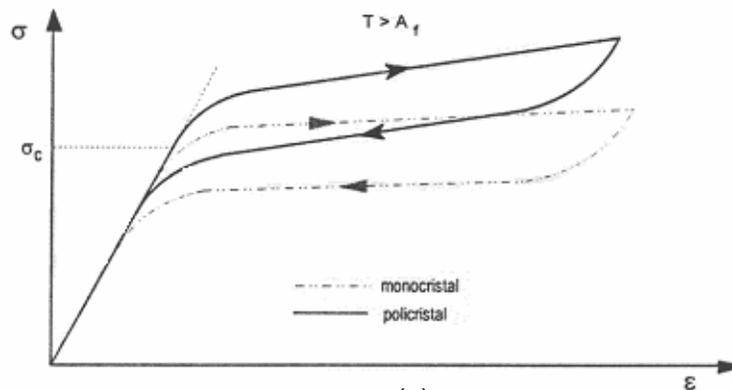
Los llamados Materiales con Memoria de Forma (MMF) entre los que se encuentran: metales puros, aleaciones metálicas, polímeros, etc, son aquellos que tiene la capacidad de tomar dos formas predeterminadas al pasar cierta temperatura crítica. Estos materiales presentan una serie de efectos entre los que destacan: el efecto memoria de forma simple, el doble efecto memoria de forma, el efecto superelástico entre otros [1]. En la figura 1.1 se muestran los esquemas de los efectos más comunes y una gráfica del comportamiento superelástico para un policristal y un monocristal.



(a)



(b)



(c)

Figura 1.1 a) Efecto memoria simple b) Doble efecto memoria de forma
c) Efecto superelástico para un policristal y monocristal

De las aleaciones metálicas que presentan propiedades de memoria de forma las más importantes son las de Ni-Ti [2] y las de base cobre [3], entre las que destacan las de Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al y más recientemente las de Cu-Al-Be [4-9]. El comportamiento mecánico de los MMF y los efectos asociados se deben a que en ellos se presenta una transformación martensítica, de tipo termoelástica, la cual puede ser inducida por temperatura, esfuerzo o una combinación de ambos. Debido a sus propiedades los MMF, principalmente las aleaciones metálicas, han sido empleados en una serie de aplicaciones, como termo-actuadores, en distintas áreas industriales tales como: la automotriz, la aeronáutica, la espacial, la médica, etc. [10].

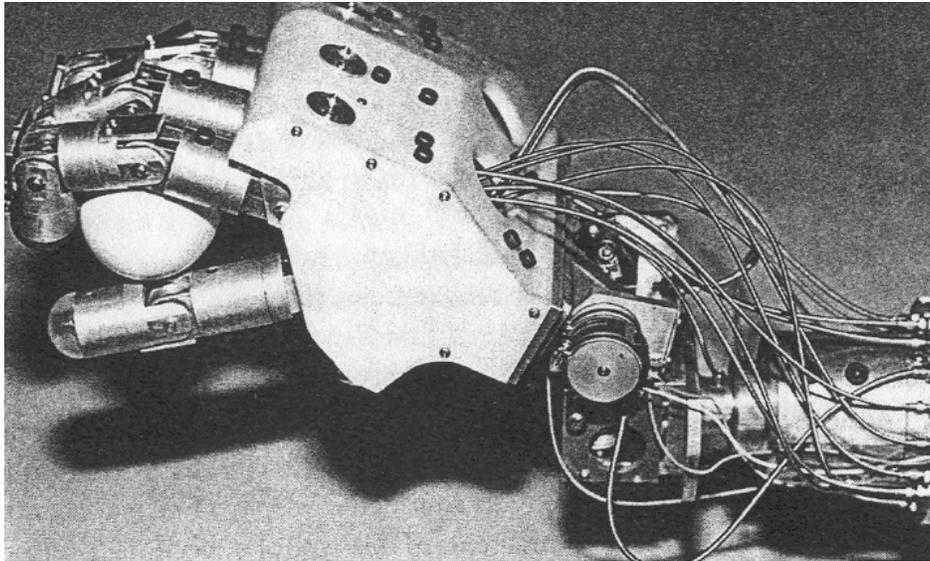


Figura 1.2 Mano robot manejada por múltiples alambres delgados de MMF [11]

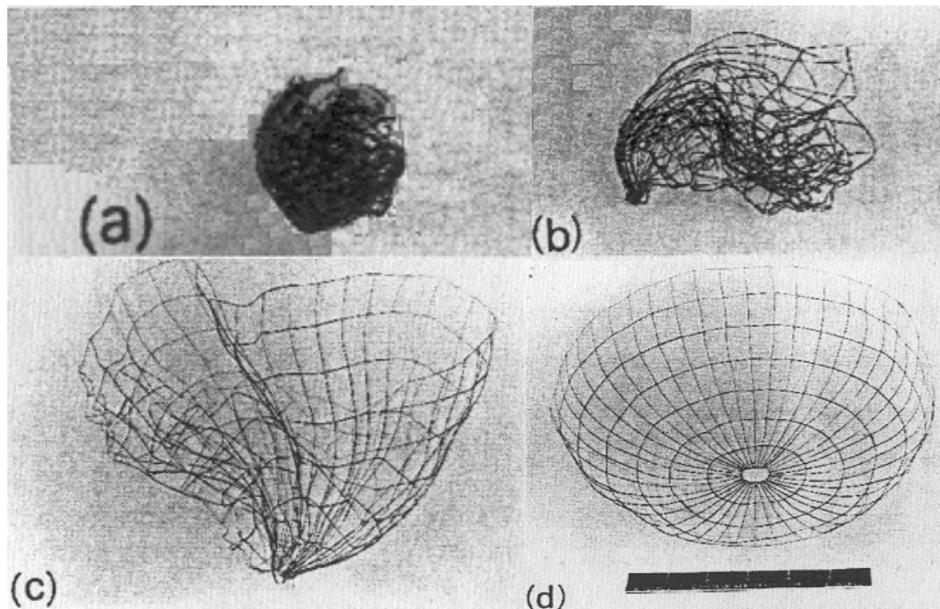


Figura 1.3 Demostración del efecto memoria de forma en una antena espacial de alambre de NiTi. (a) La antena se encuentra deformada en estado martensítico (b-d) retorna a su forma original por el calentamiento solar. [1]

1.2 Transformación martensítica

La transformación martensítica que caracteriza a los MMF y que puede ser inducida por enfriamiento, por esfuerzo o por combinación de ambos ha sido definida como una transformación displaciva, de primer orden, constituida principalmente por una deformación de corte [3]. Considerando lo anterior, se tiene que la transformación martensítica, cuando es inducida por enfriamiento, puede ser descrita mediante un diagrama como el que se muestra en la Figura 1.4 donde se muestra una gráfica fracción volumétrica transformada versus temperatura ($f - T$).

En esta misma figura se puede ver que existen cuatro temperaturas características para la transformación martensítica y su inversa. Dichas temperaturas son M_s , M_f , A_s y A_f las cuales representan el inicio y el fin de la transformación martensítica así como el inicio y fin de la transformación inversa, respectivamente. Claramente se ve que f (fracción volumétrica de martensita) varía en el intervalo $0 \leq f \leq 1$.

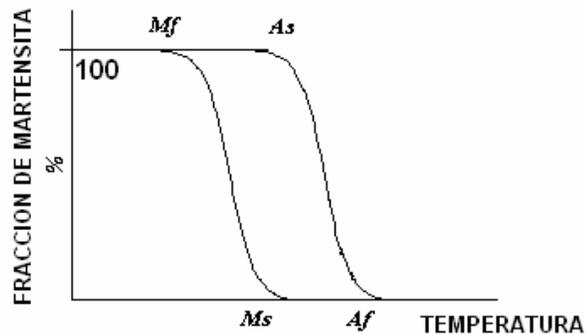


Figura 1.4 Curva fracción volumétrica-temperatura

Por otro lado, debido a que la transformación martensítica es de primer orden se presenta una entalpía de transformación (ΔH), la cual puede ser observada en una prueba de calorimetría diferencial de barrido. En la Figura 1.5 se muestra una curva típica de flujo de calor-temperatura que se obtiene en una calorimetría diferencial de barrido practicada a un MMF.

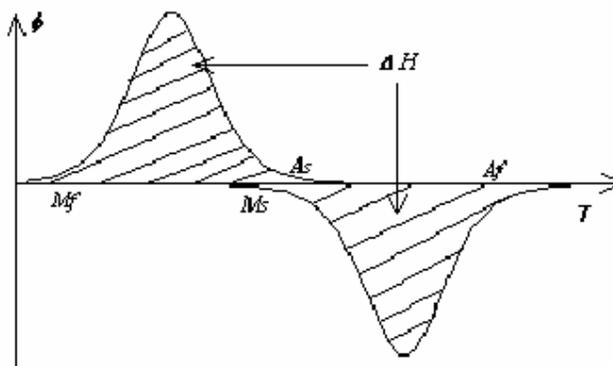


Figura 1.5. Curva flujo de calor-temperatura, típica que se obtiene al realizar calorimetría diferencial de barrido a un MMF.

La parte superior de la curva de esta última figura corresponde con el enfriamiento y la parte inferior con el calentamiento. Cabe destacar que en la figura 1.5 se muestran las temperaturas críticas representadas también en la Figura 1.4 así como la entalpía de transformación. Según se ha reportado en la literatura [1,12], la fracción volumétrica transformada (f) es proporcional a la entalpía de transformación (ΔH). Dicho parámetro es de gran importancia ya que es propio de cada tipo de transformación. Como se explicará posteriormente, existen varios tipos de martensitas, que pueden ser inducidas a partir de distintos tipos de austenitas.

Más adelante se describirá en detalle que existe una diferencia apreciable entre la estructura de la fase madre, también llamada austenítica, y la fase martensítica; sin embargo, cuando la transformación es inducida por enfriamiento el volumen del material se mantiene prácticamente constante. Lo anterior se debe a que en los MMF, a diferencia de lo que ocurre en otros tipos de transformaciones martensíticas, se presenta un mecanismo de auto-acomodo llamada formación de variantes autoacomodantes [1, 2].

Por otro lado, cuando la transformación es inducida por esfuerzo dicho mecanismo no se presenta y en cambio la transformación se caracteriza por una gran deformación elástica. Cabe destacar que cuando el material se encuentra en fase martensítica, se presenta un efecto llamado reorientación de variantes de martensita y en el caso de monocristales se observan transformaciones tipo martensita→martensita [13] cuya curva esfuerzo deformación tiene la forma que se muestra en la Figura 1.6 que fue obtenida en pruebas de tensión simple practicadas a una aleación de Cu-Al-Ni.

Por otro lado en la Figura 1.7 se muestra el diagrama presentado por A. Houtcocr[9], a partir de su trabajo sobre el comportamiento termomecánico de una muestra monocristalina orientada en la dirección [001], como puede apreciarse aparecen diferentes transformaciones martensita-martensita del tipo $\alpha' \rightarrow \beta'$ $\gamma' \rightarrow \beta''$ $\beta'' \rightarrow \alpha'$ y $\beta' \rightarrow \alpha'$ dependiendo de la temperatura de prueba y la magnitud del esfuerzo aplicado. Del diagrama de la Figura 1.6 se ve claramente que también en la aleación Cu-Al-Be se presentan transformaciones sucesivas martensita-martensita inducida por esfuerzo.

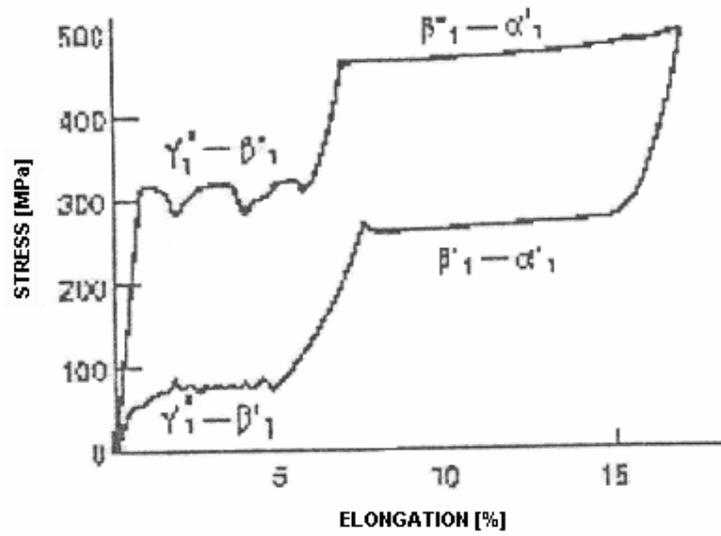


Figura 1.6 Multiestados de superelasticidad en un monocristal de Cu-Al-Ni [14]

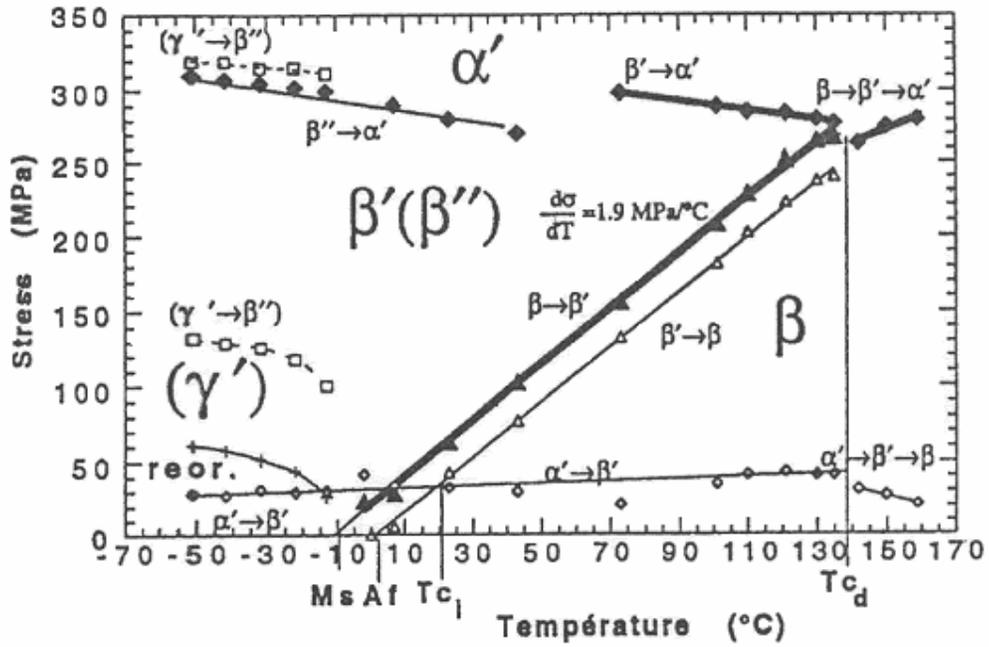


Figura 1.6 Diagrama esfuerzo crítico-temperatura de una aleación monocristalina de Cu-Al-Be orientada en la dirección [001] [9]

Como se mencionó anteriormente, la transformación martensítica puede ser inducida por esfuerzo o bien por una combinación de esfuerzo y enfriamiento. Los tres tipos de transformaciones se representan en las Figura 1.8 donde se muestra un diagrama esfuerzo-temperatura-transformación.

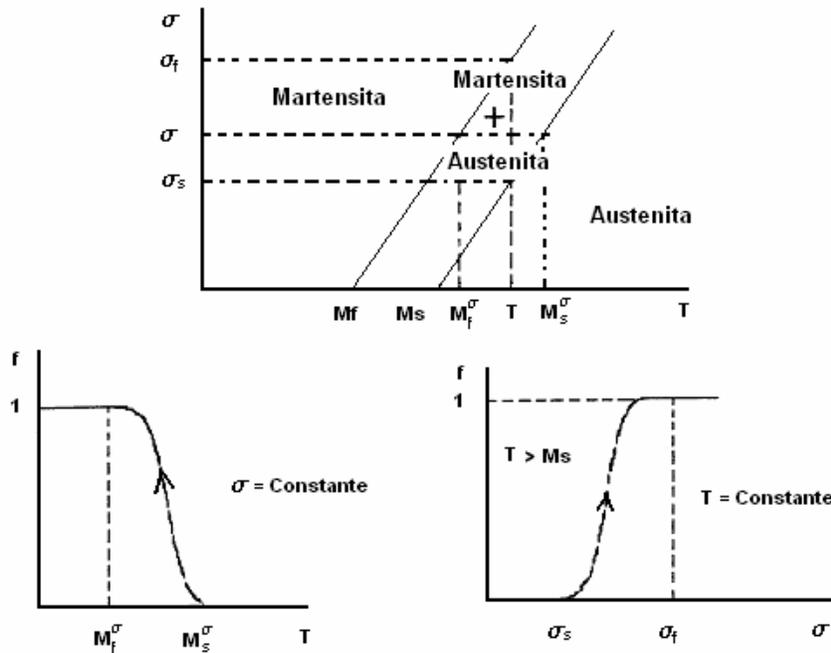


Figura 1.8. Diagrama esfuerzo-Temperatura-Transformación típico de un material con memoria de forma [12].

En esta figura se aprecia que cuando la transformación martensítica es inducida por enfriamiento ($\sigma = 0$), esta inicia en $T = Ms$ y finaliza en $T = Mf$ lo cual es consistente con los diagramas mostrados en las Figuras 1.4 y 1.5. Por otro lado, en la misma figura, también se puede ver que cuando la transformación martensítica es inducida por esfuerzo ($T = \text{constante} > Ms$) ésta inicia cuando el esfuerzo alcanza un cierto valor crítico (σ_c) y termina cuando el esfuerzo es igual a σ_f y que ambos dependen de la temperatura a la cual se realiza la prueba.

Como se puede apreciar también en esta última figura, y como se ha reportado en la literatura [2,12], la magnitud del esfuerzo crítico (σ_c) depende de la temperatura y sigue la relación de Calssius-Clapeyron, la cual puede ser escrita como:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial M_s} = -\frac{\Delta H}{T \varepsilon_0} \quad (1)$$

donde:

$\frac{\partial \sigma}{\partial M_s}$ es la razón de esfuerzo el cual es diferente para el tipo de transformación que se presente en el material, T es la temperatura a la cual se induce la transformación y ε_0 es la deformación transformacional, la cual depende de la orientación cristalográfica del material.

Como se describe posteriormente, el valor del esfuerzo crítico y de la deformación transformacional depende de la orientación del material, así como del estado de esfuerzos al que está sujeto y para el caso de materiales policristalinos, se ven influidos fuertemente por los parámetros microestructurales tales como: el tamaño de grano y la posible textura cristalina.

1.3 Comportamiento mecánico de los MMF

Los MMF han sido ampliamente estudiados en los últimos años, sin embargo, aún no se ha podido determinar con toda precisión el comportamiento mecánico que presentan, principalmente en el caso de materiales policristalinos. Lo anterior es debido a que dicho comportamiento es anisótropo, histerético y dependiente de la temperatura [1, 2, 3, 13, 14]. En la Figura 1.9 y 1.10 se presentan dos gráficas que muestran los comportamientos típicamente observados en MMF sometidos a tensión uniaxial.

En la Figura 1.9 se muestran diferentes curvas esfuerzo-deformación obtenidas a diferentes temperaturas ($T > A_f$) donde se aprecia el llamado lazo superelástico. Así mismo, en la misma figura se muestra el comportamiento asociado al llamado efecto memoria de forma simple, que se obtiene al deformar el material a una temperatura menor que M_f y calentarlo por encima de A_f .

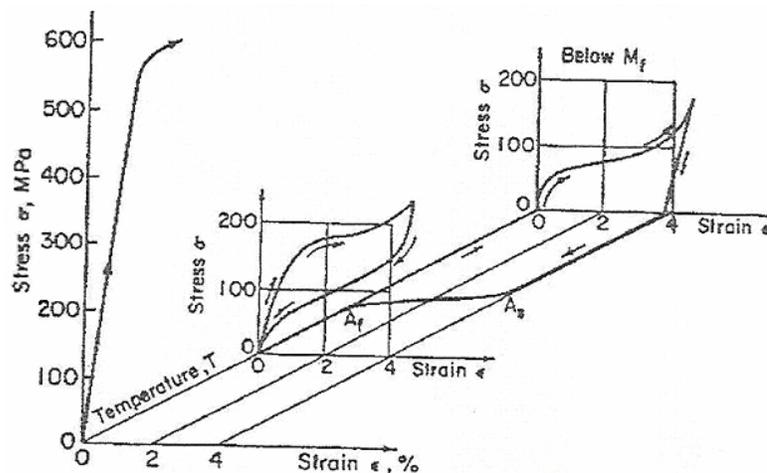


Figura 1.9 Comportamiento esfuerzo-deformación a diferentes temperaturas [16].

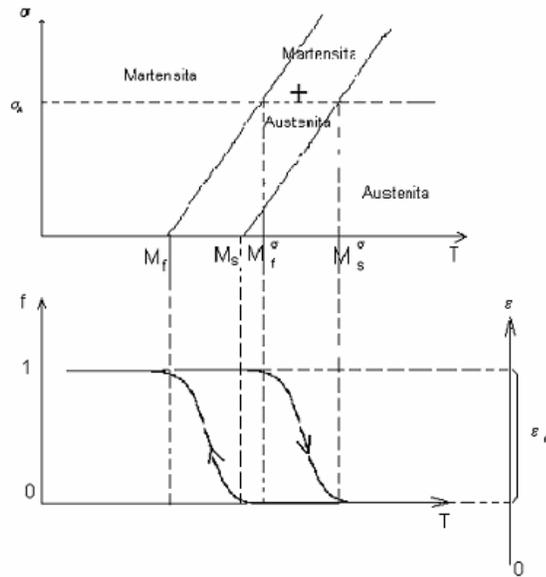


Figura 1.10 Comportamiento deformación-temperatura [16].

Por otro lado en la Figura 1.10 se muestra una curva deformación-temperatura que se obtiene al someter el material a un esfuerzo constante y variar la temperatura.

Es claro que en las curvas de ambas figuras se aprecia la no linealidad del comportamiento del material. Sin embargo, no se aprecian los efectos asociados a la anisotropía mecánica. En realidad, la anisotropía mecánica de los MMF se manifiesta en al menos los siguientes aspectos: a) las propiedades elásticas de la fase austenítica, b) el esfuerzo transformacional y c) la deformación transformacional.

Como se discutirá posteriormente en los MMF monocristalinos, algunos de estos aspectos han sido estudiados; sin embargo, aún no ha sido posible emplear estos resultados para predecir el comportamiento de materiales policristalinos. De hecho una buena cantidad de trabajos reportados en la literatura, muestran estudios sobre: anisotropía mecánica relacionados con la fase austenítica en aleaciones de cobre [1, 6], la deformación transformacional en aleaciones de cobre bajo pruebas uniaxiales [1,13] y sobre el esfuerzo crítico de transformación de MMF monocristalinos bajo estados de esfuerzos uni y biaxiales [17-21].

Algunos otros estudios, más recientes, han abordado el mismo tema para policristales empleando técnicas de análisis experimental de esfuerzos (TAEE) tales como extensometría eléctrica y correlación de imágenes [22-26]. Así mismo, han sido publicados algunos estudios experimentales donde se evalúa la influencia de los parámetros microestructurales, como el tamaño de grano, en el comportamiento “macroscópico” de MMF policristalinos [27-32].

A pesar de que hoy en día existen modelos matemáticos [33-37] que lo simulan, en el comportamiento mecánico de los MMF aún no han sido integrados todos los parámetros que influyen en dicho comportamiento, es decir, los termodinámicos, los estructurales y los microestructurales, por lo tanto, dichos modelos no son lo suficientemente poderosos para predecir con gran precisión el comportamiento de estos materiales, especialmente en forma policristalina.

Contar con modelos matemáticos capaces de predecir el comportamiento mecánico de MMF, es indispensable para diseñar dispositivos en los que se aprovechen sus propiedades de manera eficiente. Es importante que dichos modelos sean capaces de considerar todos los aspectos relevantes del material tales como: la no linealidad del comportamiento, la anisotropía mecánica, las propiedades del material, estado de esfuerzos así como los aspectos microestructurales.

1.4 Anisotropía mecánica de los MMF

Como se mencionó anteriormente, existen al menos tres aspectos relevantes de la anisotropía mecánica que presentan los MMF. Dichos aspectos están relacionados con la estructura, tanto de la base austenítica como de los diferentes tipos de martensita que pueden ser inducidas en Aleaciones con Memoria de Forma (AMF), aunque en el caso de la deformación transformacional la anisotropía se asocia más bien al cambio con el observador.

Según se ha reportado en la literatura, la fase austenítica de las AMF posee generalmente una estructura de simetría cúbica centrada en el cuerpo, en sus distintas modalidades; B2, L2 y DO₃. como se puede apreciar en la figura 1.11.

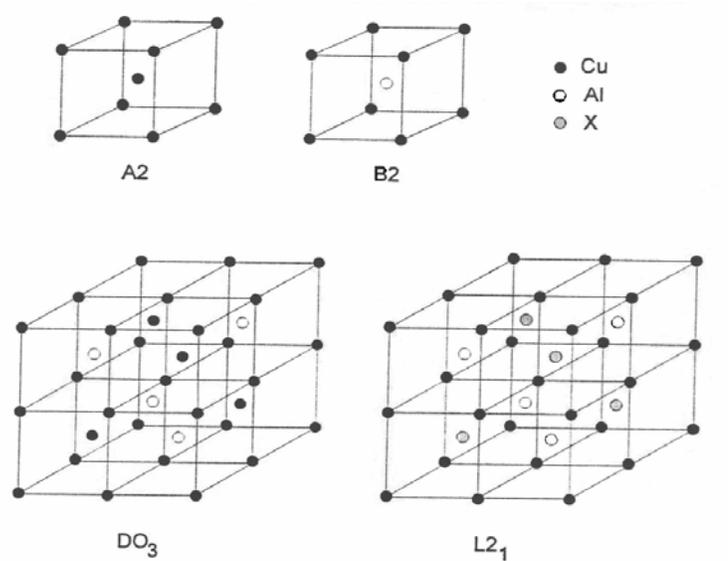


Figura 1.11. Ordenamientos atómicos de la fase beta [8]

Por su parte, la estructura de la fase martensítica es generalmente de largo período con celdas unitarias que pueden ser: ortorrómbica, monoclinica, triclinica, entre otras [1], Figura 1.12.

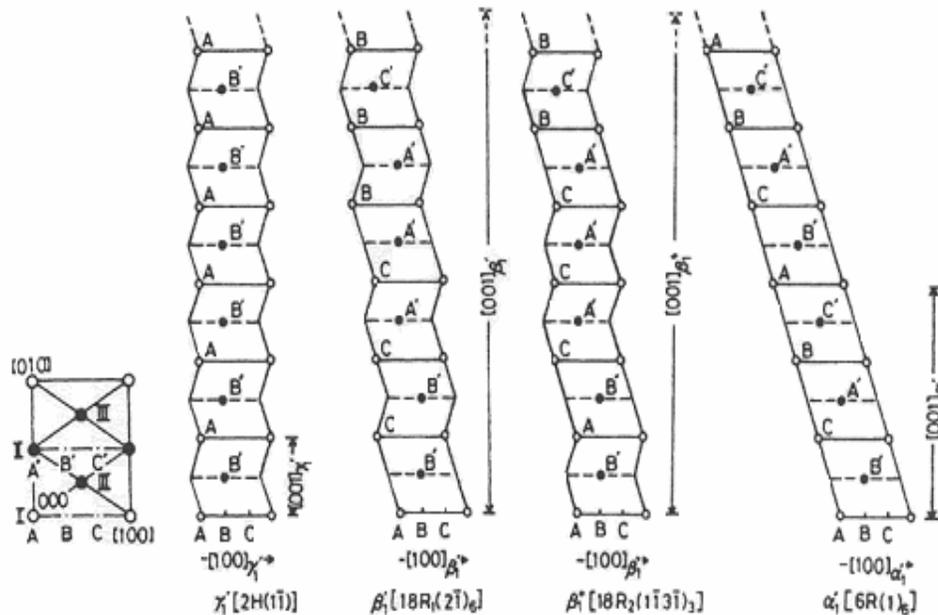


Figura 1.12. Estructuras de la fase martensita típicamente encontradas en AMF base cobre [1].

A continuación, se presenta una breve descripción de los tipos de anisotropía mecánica mencionados anteriormente, destacando los estudios que han sido realizados en cada caso.

1.4.1 Fase austenítica.

Como se sabe, la fase austenítica en AMF presenta una estructura del tipo cúbico centrada en el cuerpo, por lo que asumiendo que su comportamiento responde a la ley de Hooke, se sabe bien que se requieren 3 constantes elásticas independientes para describir su comportamiento puesto que posee 3 ejes de simetría rotacional como se muestra en la Figura 1.13.

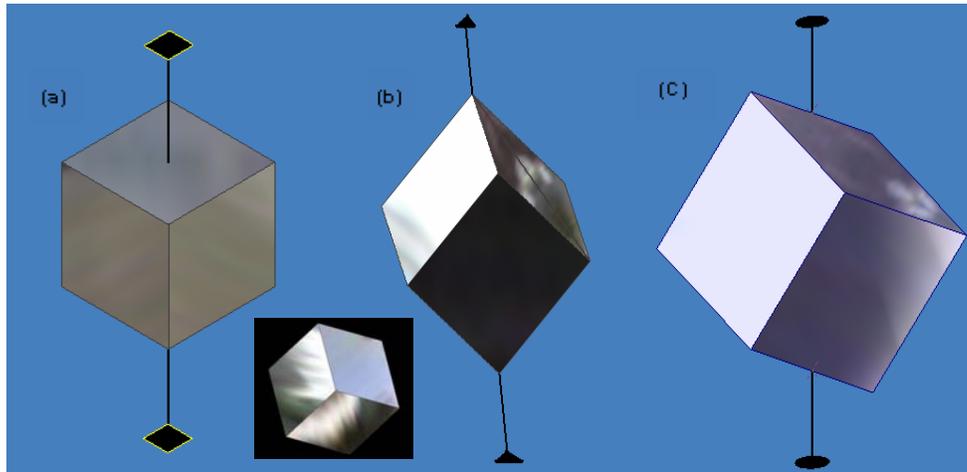


Figura 1.13. Ejes de simetría de la celda cúbica de la fase austenítica en MMF: a) Cuaternario. b) Ternario. C) Binario

Según se ha reportado en la literatura [6], diversas AMF de cobre presentan anisotropía en su fase austenítica del orden de 15 a 17. Lo anterior tiene implicaciones severas en el valor de los módulos elásticos (ingenieriles) tales como los módulos de Young o de corte, puesto que varían considerablemente con la orientación del material. De hecho se han reportado en la literatura, para AMF de Cu-Al-Ni, variaciones del módulo de Young de entre 17 y 70 MPa [1]. En general, este efecto de variación no ha sido considerado por los autores que proponen modelos para simular el comportamiento de los MMF a pesar de que puede ser significativo.

En la tabla 1 se presentan algunas constantes elásticas de algunas aleaciones base cobre con memoria de forma más empleadas.

Tabla 1 Constantes elásticas de algunas aleaciones base cobre con memoria de forma mas empleadas [6]

ELASTIC CONSTANT AT 293K $\times 10^{10}$ Pa	Cu-Al-Be Ms = 260K	Cu-Al-Be Ms < 30K	Cu-19.32n -15.0Al Ms = 280K	Cu-15.12n -16.9Al Ms = 220K	Cu-20.82n -12.7Al Ms = 158K	Cu-14Al-4.2Ni Ms = 264K
C ₁	22.87	22.76	20.3	23.1	19.4	23.1
C ₁₁	14.16	14.28	13.0	14.2	11.6	13.4
C ₁₂	12.74	12.54	11.8	12.8	10.2	11.7
C ₄₄	9.42	9.35	8.6	9.6	8.4	9.7
C'	0.71	0.87	0.54	0.70	0.71	0.87
A	13.2	10.7	15	13.5	11.8	11.0

1.4.2 Deformación transformacional

La magnitud de la deformación transformacional (ε_0), que se observa en las curvas esfuerzo-deformación en pruebas de tensión simple, que corresponde con la TMIE, presenta también un efecto anisotrópico severo que se ha reportado en la literatura por diversos autores [13, 15, 17, 19-21 y 35]. Según los estudios realizados por Otzuka et. al. en aleaciones monocristalinas de Cu-Al-Ni sujetas a tensión simple [13 y 15], la deformación transformacional para transformaciones del tipo: $\beta \rightarrow \beta'$ varía entre 8.6% cuando la orientación del eje de aplicación de la carga es cercana a la dirección [001] y disminuye hasta menos de 1% cuando la orientación correspondiente es cercano a la dirección [111].¹ De manera similar para el mismo material, Otzuka encontró que para una transformación del tipo $\beta \rightarrow \gamma'$ la deformación transformacional varía entre 4.7 y 1% para las mismas orientaciones. El mismo efecto ha sido reportado para AMF tales como Ni-Ti y Ni-Al [19 y 20] entre otras. Cabe destacar que la anisotropía de la deformación transformacional ha sido correlacionada con el factor de Schmid, por lo cual es en general asociada también a la estructura.

Algunos autores [1], han empleado para calcular la deformación transformacional en la dirección de aplicación de la carga, una ecuación típicamente empleada para calcular la deformación debida a una macla:

$$\begin{aligned} \varepsilon_o &= \sqrt{\left[m_1^p (R \cdot p_1) \right]^2 + 2m_1^p (R \cdot p_1) (R \cdot d_1^p) + 1 - 1 + m_1^n (R \cdot p_1)} \\ &= \sqrt{\left(m_1^p \sin \chi_0 \right)^2 + 2m_1^p \sin \chi_0 \cos \lambda_0 + 1 - 1 + m_1^p \sin \chi_0} \end{aligned} \quad (2)$$

donde: ε_0 es la deformación debida a la transformación. λ_0 es el ángulo entre el eje de aplicación de la carga y la dirección del esfuerzo cortante (d_1^p), χ_0 es el ángulo entre el eje de aplicación de la carga y el plano de hábito, p_1 es un vector unitario normal al plano de hábito y R es un vector unitario paralelo a la orientación del cristal.

Por otro lado Otzuka et. al. [1] y otros autores, basados en la Teoría Fenomenológica de la Transformación Martensítica (TFTM), han propuesto un diagrama como el que se muestra en la Figura 1.14 en cual se muestra la deformación de corte a partir del plano de hábito que caracteriza a la TM, donde se involucran los parámetros estructurales del material, los cuales son empleados en una ecuación que se escribe como:

$$P = I + m(d \otimes p) \quad (3)$$

Donde: P es la deformación del material, $(d \otimes p)$ es el producto tensorial de los vectores normal al plano de hábito (p) y paralelo al cortante (d), m es la magnitud del cortante.

¹ Ambas direcciones están referidas a la estructura de la fase austenítica la cual, es generalmente de simetría cúbica.

Para una mejor aclaración, en la figura 1.15 se muestra el plano de hábito y las componentes de corte normales al mismo cuando un cristal a transformado, donde se puede apreciar la forma original en líneas punteadas y la forma deformada, también se puede apreciar claramente las dos zonas de fase madre y la zona de martensita generada por un esfuerzo de corte, donde se toma como referencia una raya testigo.

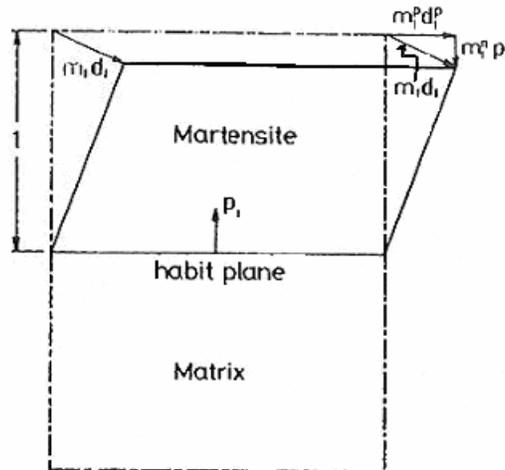


Figura 1.14 Deformación de corte a partir de un plano de Hábito durante la TM.

Cabe destacar que empleando nuevamente la TFTM, han sido determinados la magnitud del cortante para diferentes aleaciones; así como, los tensores de deformación correspondientes a diferentes aleaciones con memoria de forma y tipos de transformación tales como: Cu-Al-Ni, Cu-Zn-Al y Ni-Ti [1 y 22].

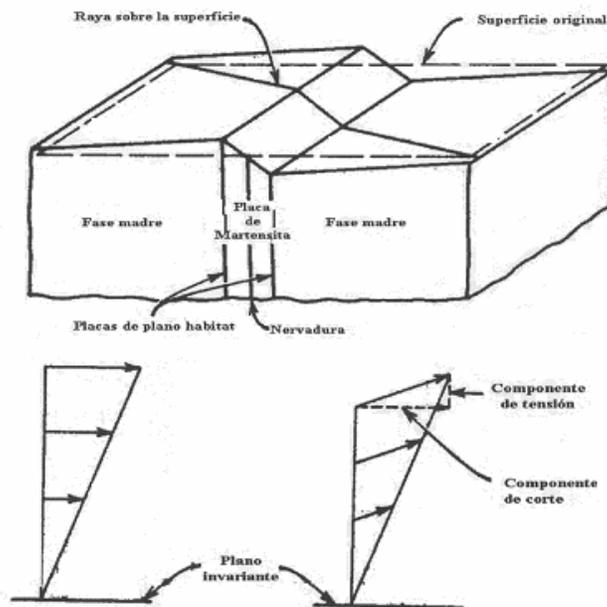


Figura 1.15. Diagrama que muestra la deformación que sufre un cristal durante la TM [38].

Por otro lado, la anisotropía mecánica de la deformación transformacional ha sido discutida por Patoor et. al. [12], quien ha propuesto una teoría que establece las condiciones que debe cumplir la deformación transformacional basadas en el equilibrio termodinámico durante la TM. En su teoría, Patoor considera el componente de la deformación en la dirección de esfuerzo aplicado y establece que su magnitud depende de la orientación del material. Dicho modelo, resulta de gran utilidad debido a que asegura el equilibrio termodinámico durante la transformación.

A pesar de que la anisotropía asociada a la deformación transformacional ha sido estudiada por diversos autores, los resultados obtenidos se limitan al caso uniaxial y no consideran la naturaleza evolutiva de la TM. El estudio de la deformación en casos bi y triaxiales es importante debido a que, como se mencionó anteriormente, recientemente se ha comenzado a emplear técnicas de análisis experimental de esfuerzos (TAE) para estudiar casos de estados de esfuerzos biaxiales. Como se sabe, dichos estados de esfuerzos son generalmente encontrados en elementos mecánicos típicos sujetos a arreglos de flexión, torsión, flexión-torsión, etc. los cuales son comúnmente empleados en dispositivos mecánicos.

1.4.3 Esfuerzo transformacional

Como ha sido reportado en la literatura [1], existe un plano que se mantiene invariante durante la transformación martensítica, dicho plano es llamada plano de hábito o basal representado en la figura 1.15. Como ya se mencionó, la transformación martensítica está constituida principalmente por una deformación de corte paralela al plano de hábito. Cuando la transformación es inducida por esfuerzo, ésta iniciará cuando la(s) componente(s) cortante(s) paralela(s) a dicho plano alcanzan un valor crítico. Una vez iniciada la transformación progresará ya sea al disminuir la temperatura, si la transformación es inducida a esfuerzo constante, o bien con ligeros incrementos del esfuerzo aplicado, si la transformación es inducida por esfuerzo, hasta cubrir todo el material.

Se han encontrado que en AMF existen 6 planos de hábito con 4 posibles direcciones de deslizamiento cada uno, con lo cual es posible obtener 24 variantes de martensita en el material [1]. Como se mencionó anteriormente, cuando la transformación es inducida por enfriamiento, sin esfuerzo aplicado, se presenta un mecanismo de autoacomodo que permite que la forma del material se mantenga prácticamente constante; sin embargo, cuando la transformación es inducida por esfuerzo o por combinación de esfuerzos y temperatura, la o las variantes que se formarán serán aquellas más favorecidas por el esfuerzo aplicado.

En pruebas de tensión uniaxial, se ha encontrado que la variante que aparecerá será aquella que posea el máximo valor del factor de Schmid para la orientación del cristal. De hecho, estudios recientes realizados en aleaciones de Cu-Ni-Al [20] y Ni-Ti[19] han revelado que de las 24 posibles variantes de martensita que pueden ser inducidas por esfuerzo existen grupos de 4

equiprobables, es decir que tienen el mismo factor de Schmid para una orientación fija del material. La formación de variantes favorecidas por la dirección del esfuerzo aplicado es especialmente importante para la determinación del esfuerzo crítico (σ_C) sobre todo para estados de esfuerzos biaxiales o triaxiales. Como se sabe [39], para el caso de una prueba en tensión simple, el Factor de Schmid (FS) se define como el producto del coseno de los ángulos que forman el eje de aplicación de la carga con: a) un vector normal al plano en el cual se proyecta el esfuerzo normal y b) un vector paralelo a la dirección de deslizamiento o de corte. Físicamente, el FS representa la componente de esfuerzo de corte, generado por un esfuerzo normal en la dirección de aplicación de la carga, en la dirección de deslizamiento. En la Figura 1.16, se muestra un diagrama en el que se muestran los parámetros que definen el FS.

De la definición del FS, éste se puede expresar en términos de los Índices de Miller (IM) como:

$$FS = \frac{\left(\begin{pmatrix} f_1 \\ f_2 \\ f_3 \end{pmatrix}, \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix} \right) * \left(\begin{pmatrix} f_1 \\ f_2 \\ f_3 \end{pmatrix}, \begin{pmatrix} H \\ K \\ L \end{pmatrix} \right)}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \sqrt{H^2 + K^2 + L^2} (f_1^2 + f_2^2 + f_3^2)} \quad (3)$$

Donde: f_1, f_2, f_3 son los IM del eje de aplicación de la carga, h, k, l son los IM de la dirección del deslizamiento y H, K, L son los IM del plano de deslizamiento.

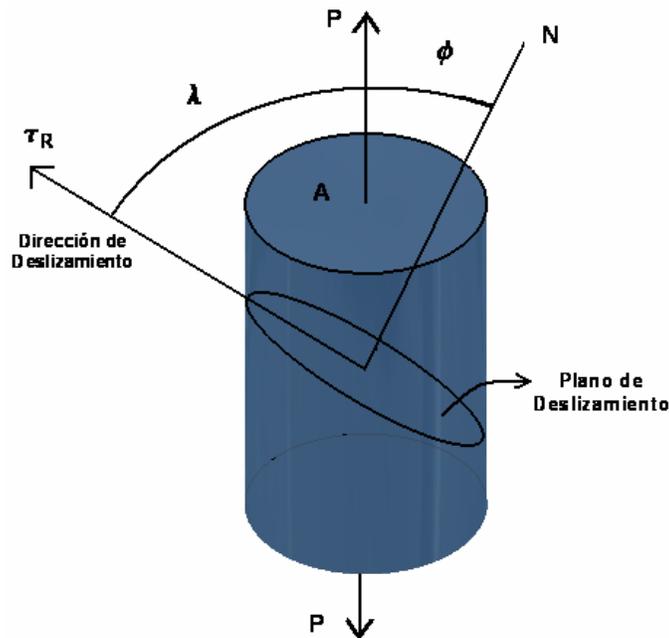


Figura 1.16. Factor de Schmid

El FS fue inicialmente empleado en el estudio de la cedencia de materiales cristalinos, en particular en la llamada teoría de deslizamiento. Para el estudio de MMF, el FS es retomado cambiando los términos: plano de deslizamiento por “plano de transformación”, dirección de deslizamiento por “dirección de cortante” y sistema de deslizamiento por “sistema de transformación”.

Como se mencionó anteriormente, se han reportado en la literatura un buen número de trabajos en los que se estudia la anisotropía asociada al esfuerzo transformacional en MMF. Los estudios presentados, basados en la llamada teoría fenomenológica de la transformación martensítica (TFTM) y en el Factor de Taylor (FT), muestran que el valor del esfuerzo crítico, más bien definido como un esfuerzo equivalente, depende fuertemente de la orientación del cristal [19,20]. El llamado FT se define como el recíproco del FS y tiene la particularidad de que representa la razón del esfuerzo normal al esfuerzo de corte, lo cual muestra que el esfuerzo crítico o de transformación al que se refiere la Figura 1.8 es el esfuerzo de corte.

1.5 Estudios reportados

En la Figura 1.17 se muestran los diagramas de transformación, para diferentes orientaciones, para estados de esfuerzos planos correspondientes a una aleación de Ni-Ti con MF mientras que en la Figuras 1.18 y 1.19 se muestran los correspondientes a Cu-Ni-Al y Ni-Al reportados por Bucheit et al [19, 20]. Así mismo, en la tabla 2 se presentan los sistemas de transformación correspondientes a las mismas aleaciones citadas [21].

Dichos diagramas son construidos conociendo dos ejes ortogonales a lo largo de los cuales se supone que se aplican esfuerzos normales uno a la vez. De manera independiente para cada uno de los ejes ortogonales, y sus correspondientes ejes negativos, se calcula el FT tomando cada uno de los elementos del sistema de transformación de la Tabla 2 de tal manera que para cada variante y cada eje se obtiene un valor. Dichos valores son graficados como puntos en cada eje de tal manera que el eje horizontal es el valor calculado corresponde con la abscisa; mientras que, el valor de la ordenada es cero. Así mismo, para el eje vertical, la abscisa es igual a cero mientras que el de la ordenada es el valor calculado. Posteriormente, se ubican los puntos cuyo FT es menor y se unen mediante una recta con los puntos ubicados en los ejes adyacentes que corresponden con la misma componente del sistema de transformación. Es claro que las rectas se cortan entres sí formando una figura geométrica como las que se muestran en las Figuras 1.17, 1.18 y 1.19. Dichos diagramas representan la variante de martensita que se formará para casos de esfuerzos biaxiales.

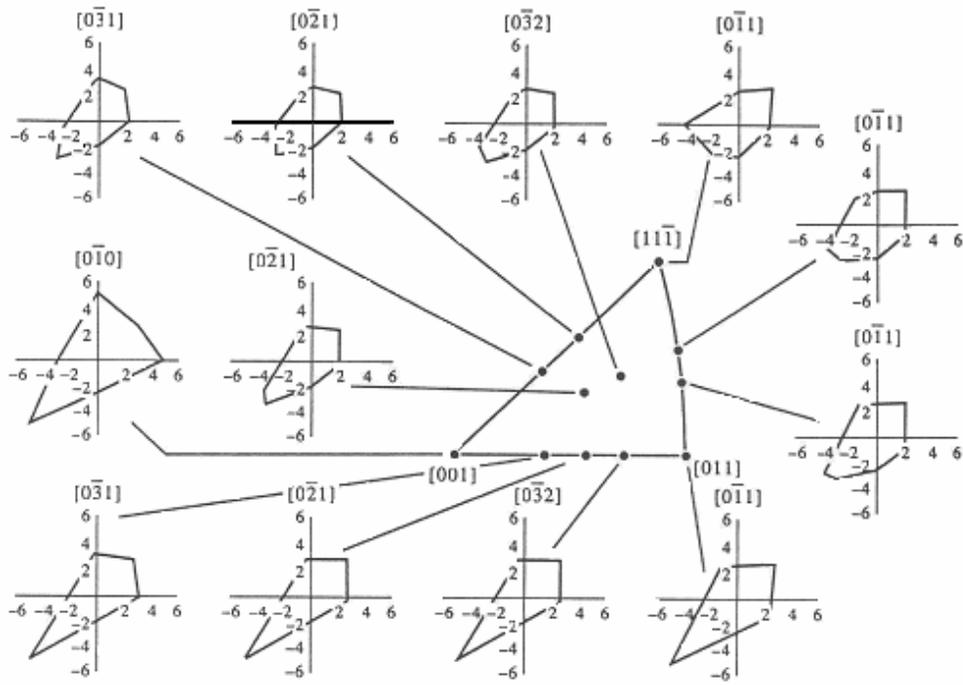


Figura 1.17. Diagramas de transformación, para diferentes orientaciones correspondiente a una aleación de Ni-Ti con MF [20].

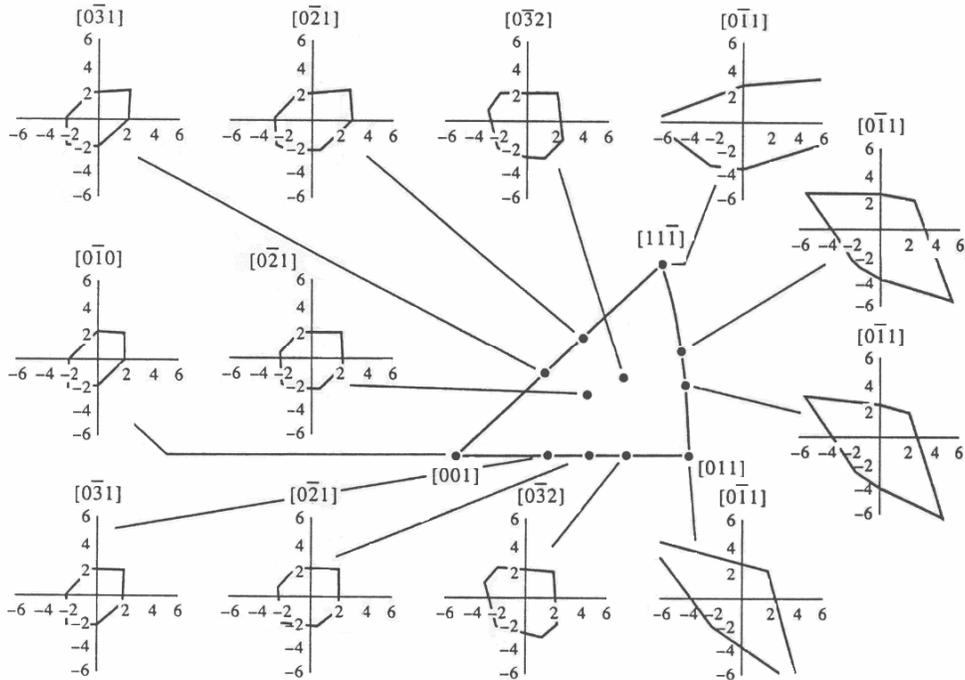


Figura 1.18. Diagramas de transformación, para diferentes orientaciones correspondiente a una aleación de Cu-Ni-Al con MF [20].

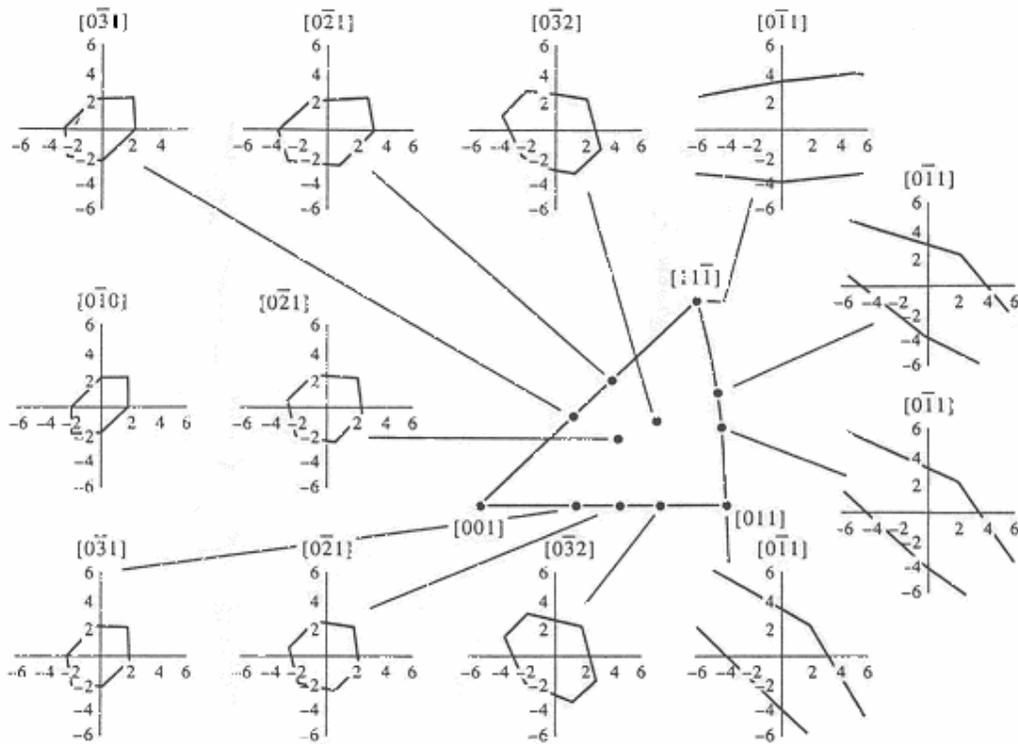


Figura 1.19. Diagramas de transformación, para diferentes orientaciones correspondiente a una aleación de Ni-Al con MF [20].

Tabla 2. Sistemas de transformación para diferentes AMF obtenidas empleando la TFTM [21].

Phenomenological theory of martensite crystallography output			
SMA	Transformation system: habit plane/shear direction Ref. [13]	Magnitude of shear Ref. [13]	Dilatation strain to shear strain ratio
NiTi	$\{0.8889, 0.4044, 0.2152\} / \langle 0.4114, 0.4981, 0.7633 \rangle$	0.1307	0.026
Cu-Al-Ni	$\{0.7276, 0.6347, 0.2603\} / \langle 0.6787, 0.7213, 0.1384 \rangle$	0.0932	0.032
Ni-Al	$\{0.7135, 0.6944, 0.0936\} / \langle 0.6885, 0.7196, 0.0904 \rangle$	0.1222	0.025

Por otro lado, Patoor et. al. [17] y otros autores [18-20, 40-42] han propuesto un criterio macroscópico, análogo al de Von-Mises para del esfuerzo de cedencia, que pretende estimar la combinación de esfuerzos principales, es decir el esfuerzo equivalente, requerida para que se presente la transformación martensítica en el material. En general estos criterios coinciden en que el "diagrama" de transformación es considerablemente asimétrico.

De dichos estudios destacan los de Huang and Zhu [40] y Sittner [41,42] que han sido obtenidos experimentalmente, en especial el de Huang and Zhu quienes estudiaron muestras instrumentadas con galgas extensométricas sometidas a arreglos de carga que inducen estados de esfuerzos biaxiales tales como tensión biaxial, y compresión biaxial bajo cargas proporcionales y no proporcionales.

Es importante mencionar que en dichos estudios las cargas fueron aplicadas de manera independiente; mientras que, en arreglos de carga comúnmente encontrados en elementos mecánicos típicamente empleados en aplicaciones, tales como: flexión o flexión-torsión, los esfuerzos normales y de corte se inducen de manera simultánea. Así mismo, en dichos estudios no se han considerado los parámetros microestructurales de los materiales estudiados los cuales, como se ha observado en pruebas de tensión uniaxial [28,29 y30], influyen en la magnitud del esfuerzo transformacional.

Esto es especialmente importante debido a que estudios realizados recientemente, han mostrado algunas dispersiones importantes respecto a los resultados citados anteriormente. Los estudios realizados a muestras policristalinas de Cu-Al-Be sujetas a flexión en cantiliever y flexión-torsión [43] mostraron un efecto que puede ser atribuido al confinamiento de los granos en las muestras. Dicho efecto refleja una demanda mayor de energía en los puntos donde inicia la transformación. Así mismo, los estudios realizados mostraron que dicho efecto disminuyó en los arreglos de flexión-torsión, en especial cuando la carga torsionante se incrementó.

En el presente trabajo se estudiaron muestras sometidas a flexión en las cuales se varió el tamaño relativo de grano y se midió el esfuerzo transformacional. Como se discutirá posteriormente, los resultados obtenidos muestran que efectivamente el comportamiento del material se ve fuertemente influenciado por el tamaño del grano.

2.1 Preparación de las muestras

Las muestras policristalinas estudiadas en el presente trabajo son de una aleación cuya composición aproximada en peso es: Cu-Al 12%-Be 0.5% las cuales, fueron obtenidas en un horno de inducción de atmósfera controlada con argón y laminadas en caliente hasta obtener láminas de poco más de 1 mm de espesor. Así mismo, fue empleada para el estudio una muestra monocristalina de una aleación cuya composición en peso es aproximadamente Cu-Al 12%-Be 0.6%. Las pruebas realizadas fueron esencialmente flexión en cantiliever a las muestras instrumentadas con galgas extensométricas por lo que se cortaron 4 placas rectangulares de las placas originales. Las dimensiones de las muestras preparadas, incluyendo la muestra monocristalina, se muestran tabla 2.1.

Tabla 2.1 Dimensiones generales de las muestras

	Dimensiones Generales (m)			Temp de transf ° C	Características
	Largo (L)	Ancho (b)	Alto (h)		
M1	0.0417	0.008	0.00127	1.5	Policristal
M2	1.2	0,00762	0,0012	1.5	Policristal
M3	0.036	0,0022	0,0012	1.5	Policristal
M4	0.036	0,0022	0,001	1.5	Policristal
M5	0.05	0,014	0,0014	-98	Monocristal ²
M2A1	0.0198	0.00228	0.00114	1.5	Policristal
M2A2	0.021	0.002	0.00127	1.5	policristal

Las muestras preparadas fueron sometidas a un tratamiento térmico de Betatizado, como el que se muestra en la Figura 2.1, con el fin de que el material adquiriera las propiedades de memoria de forma.

Las temperaturas de transformación fueron obtenidas aplicando a las muestras una prueba de resistividad en cuatro puntos para los policristales y para el monocristal se empleó calorimetría diferencial de barrido.

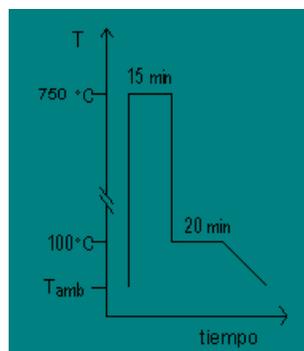
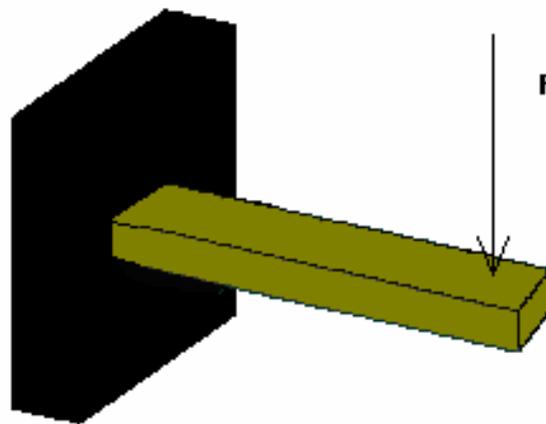


Figura 2.1 Diagrama temperatura-tiempo de Betatizado.

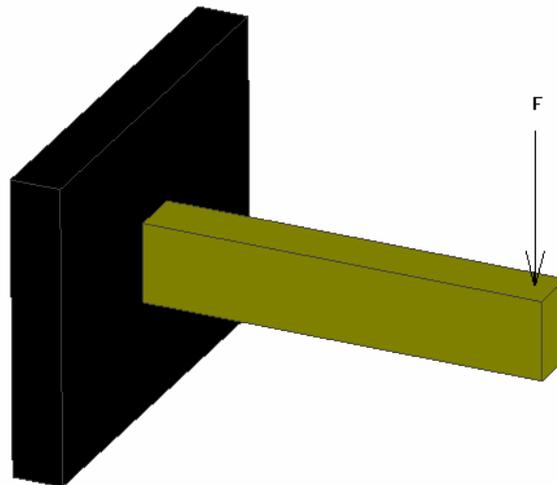
² Proporcionada por el laboratorio de metalurgia de INSA de Lyon Francia.

2.1.1 Arreglo de carga

Se realizaron en general a las muestras pruebas de flexión tipo cantilever a temperatura constante y carga variable en dos diferentes arreglos, como se muestran en la figura 2.2, con el fin de comparar el comportamiento mecánico de cada una de ellas bajo condiciones establecidas por los experimentos. La descripción de los tipos de prueba realizados a cada muestra, así como los dispositivos de sujeción se detallan más adelante.



(a)



(b)

Figura 2.2 Arreglo utilizados en el presente trabajo. (a) Arreglo 1. (b) Arreglo 2

2.1.2 Instrumentación y/o medición de deformación

La medición de la deformación de cada prueba fue realizada por técnica de extensometría eléctrica. Dadas las dimensiones de las muestras se utilizaron tres tipos de extensómetros dos de la marca Vishay: EA-06-062AQ-350, EA-06-015DJ-120 y uno de la marca BLH: FAE-06-12-S6, cada uno con su muestra testigo como compensador de temperatura.

Las muestras fueron cortadas en forma de vigas de sección rectangular, como se indico anteriormente, los extensómetros fueron pegados en la parte superior de cada una de ellas a lo largo del eje longitudinal de acuerdo con las técnicas recomendadas para dicho fin. La colocación de ellos se oriento de tal forma que la elongación del extensómetro medida por el instrumento fuera a lo largo del mismo eje. Figura 2.3.

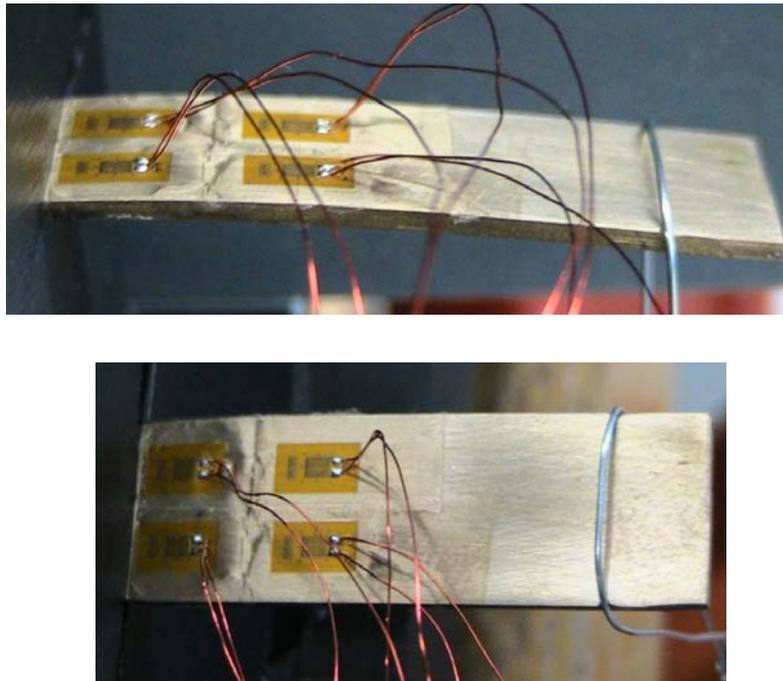


Figura 2.3 Colocación de los extensómetros sobre eje longitudinal

El dispositivo de medición de datos fue un equipo portátil, marca Measurements Group, P-3500 para medir las microdeformaciones generadas por cada una de las cargas en las muestras. Como el equipo anterior sólo mide una sola galga a la vez, se adiciono un multiplexor de 10 canales tipo SB-10 para medir todos los extensómetros a la vez en cada prueba.

En la Figura 2.4 se muestran los dos equipos mencionados:



Figura 2.4 equipo de medición de deformación

2.1.3 Dispositivos de Sujeción

Puesto que las pruebas que se realizaron a las muestras fueron en un arreglo tipo cantiliever, a temperatura constante y carga variable, la primera serie de pruebas para el arreglo 1 se realizo en un dispositivo que permite sujetar las muestras por medio de mordazas apretadas por tornillos tipo alen, las cuales se adaptaron y nivelaron para la realización de pruebas de flexión. Cada una de ellas fue cargada a diferentes pesos, dependiendo de la temperatura de transformación, en la parte extrema donde se hicieron barrenos y muescas, para permitir la aplicación de las cargas. En la figura 2.5 se presenta el equipo de sujeción de las muestras:

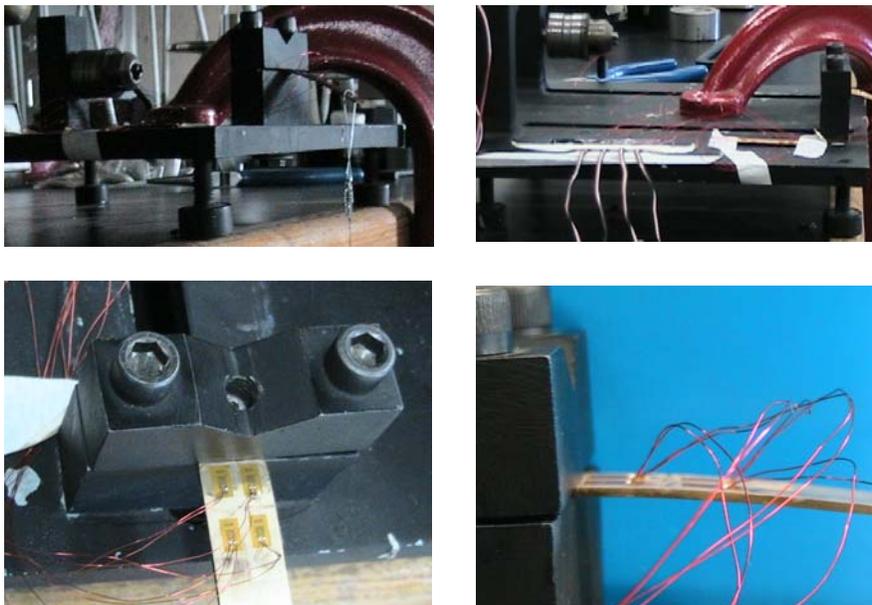


Figura 2.5. Dispositivo de sujeción para pruebas de flexión

Para el segundo arreglo, segunda serie de pruebas, donde también se sometieron a flexión bajo las mismas condiciones que el primer arreglo, se giraron las muestras 90 ° como se menciona anteriormente, con el fin de determinar los esfuerzos principales. Se utilizó una mordaza fija apretada por medio de un tornillo sinfín y se le acondicionó dos placas, la primera sólida cuadrada y la segunda también cuadrada pero con una cavidad con las mismas dimensiones de cada una de las muestras para que estas no rotaran al momento de realizar las pruebas, como se aprecia en la figura 2.6.

Posteriormente en la figura 2.7 se muestran algunas de las masas utilizadas en las pruebas. También en esta misma figura se puede apreciar una de las varillas, la cual en su parte inferior posee una base sujeta por tornillos para soportar el peso de las masas colocadas y en la parte superior un aro soldado afilado en su parte interior superior, para poder montarlo a las muescas hechas en las muestras y poder aplicar las cargas requeridas.

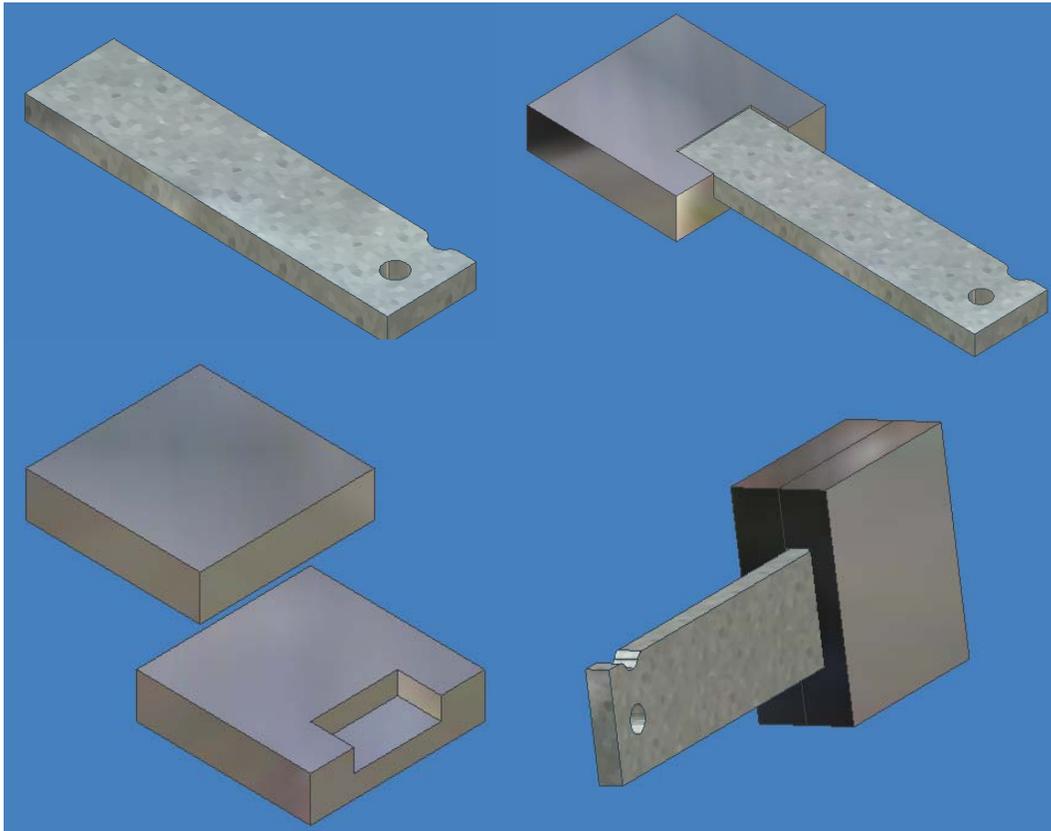


Figura 2.6. Placas utilizadas para la segunda serie de pruebas

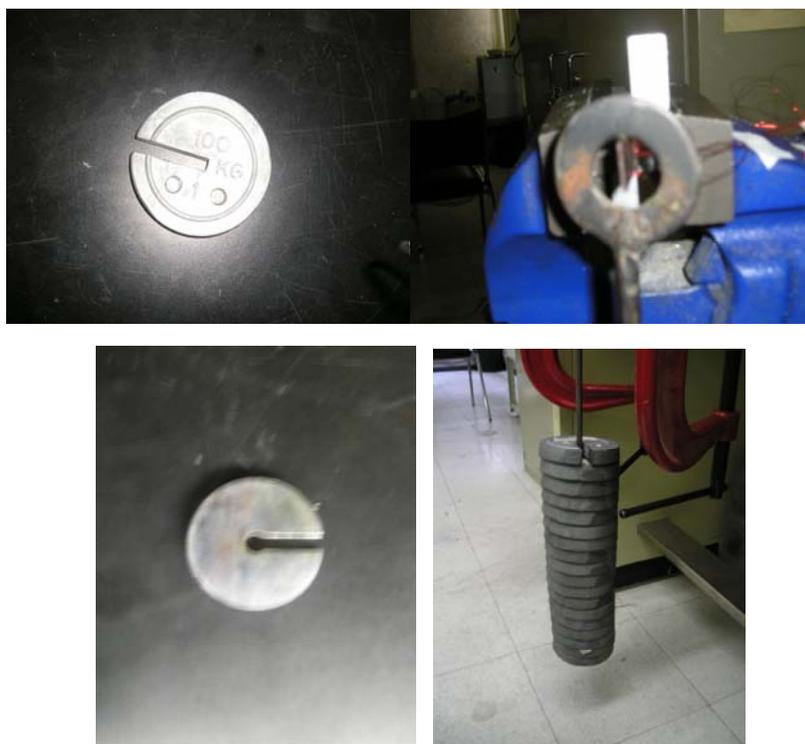


Figura 2.7. Masas y varilla utilizadas en las pruebas

2.2 Descripción de las pruebas

Una vez preparadas las muestras y los dispositivos de sujeción se realizaron las pruebas. Los dos arreglos únicamente se le hicieron a las muestras más gruesas como se observa en la tabla 2.2 Cabe destacar que a estas mismas se les colocaron 4 extensómetros, muestras M1, M2 y M5, y a las dos restantes sólo dos.

Tabla 2.2 Pruebas realizadas a cada muestra

	Pruebas Realizadas por Arreglo	
	1	2
M1	√	√
M2	√	√
M3	√	x
M4	√	x
M5	√	√
M2A1	√	x
M2A1	√	x

En la primera serie de pruebas las muestras más grandes (M1 y M2) incluyendo el monocristal (M5), se ensayaron en un arreglo en cantilever con una carga puntual en su extremo colocada a una distancia fija para cada una de las muestras; la cual, fue aumentada paulatinamente por medio de masas de diferente tamaño y peso, ya mencionadas, dependiendo de las temperaturas de transformación de cada muestra y fueron instrumentadas en 4 diferentes puntos, los primeros dos a la misma distancia X_1 lo más cerca posible, sin dañar los extensómetros, al empotramiento y los otros a una distancia mayor X_2 . Como se muestra en la figura 2.8.

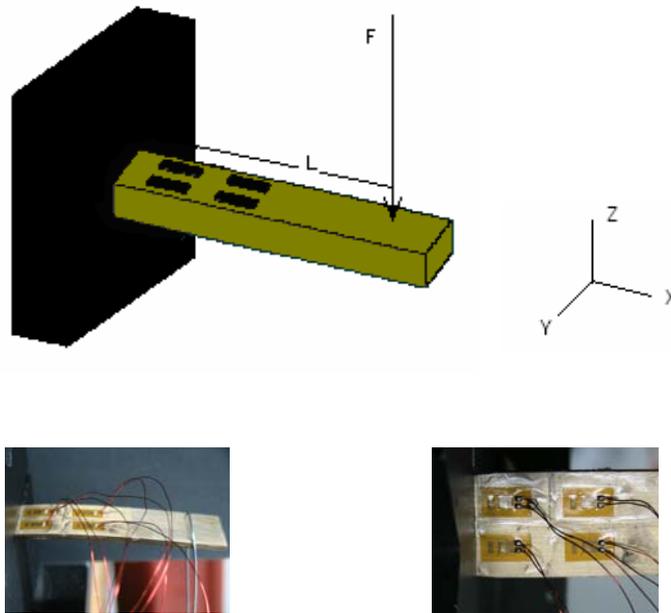


Figura 2.8. Arreglo en cantilever para la muestra 1, 2 y 5 con carga en su extremo libre y la colocación de sus 4 extensómetros

De manera análoga las muestras pequeñas M3, M4, M2A1 y M2A2 se ensayaron en cantilever, con la diferencia de que solamente se instrumentaron dos extensómetros en la parte superior figura 2.9.

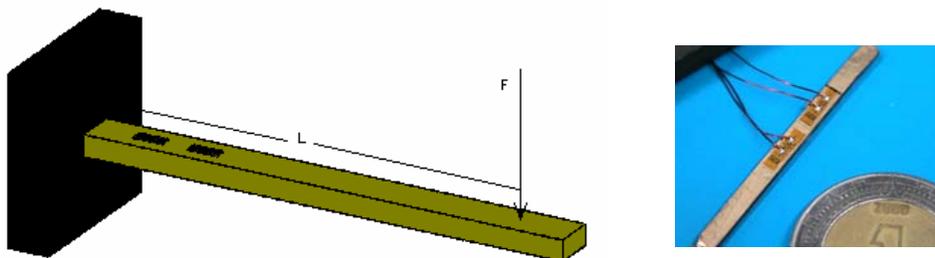


Figura 2.9. Arreglo en cantilever para la muestra 3 y 4 con carga en su extremo libre y la colocación de sus 2 extensómetros

La segunda serie de pruebas se realizó con el arreglo 2 bajo las mismas condiciones que las anteriores, es decir, con los mismos extensómetros y sus mismas distancias "X", pero únicamente a las muestras M1, M2 y M5 giradas 90°, utilizando masas de mayor peso debido al aumento de la rigidez de las muestras por la nueva composición, como se ve a continuación en la figura 2.10.

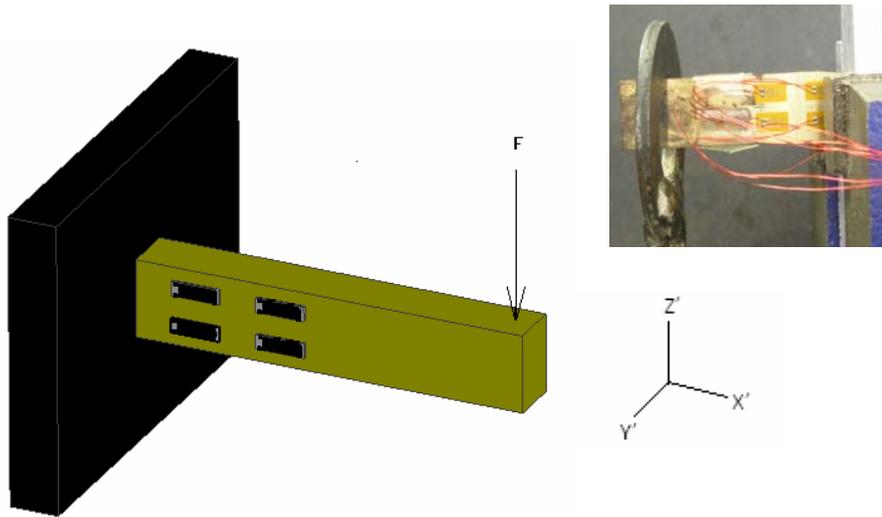


Figura 2.10. Arreglo en cantilever para los especímenes girados 90°

Para cada prueba se manejaron dos distancias diferentes de los extensómetros a partir del empotramiento y se colocaron los primeros lo más cerca posible de la sujeción, para inducir más rápidamente la transformación. En la figura 2.11 se observa la vista lateral donde se aprecian las posiciones X1 y X2. Así mismo, la aplicación de la carga también varió para cada muestra.

En la tabla 2.3 se aprecian las posiciones de cada extensómetro ya colocados, así como la ubicación de cada uno. Con tales distancias se determinaron los cálculos pertinentes en cada caso.

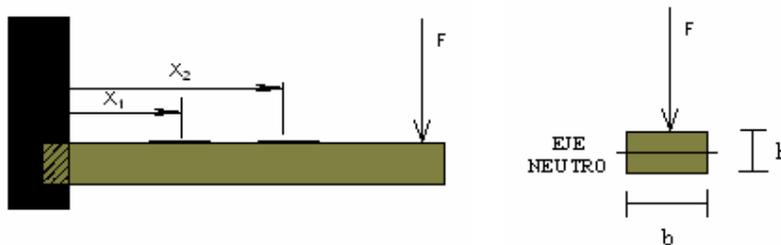


Figura 2.11 posiciones de los extensómetros para cada muestra

Tabla 2.3 Posiciones de extensómetros y cargas en cada una de las muestras.

	Posición de extensómetros (m)		Aplicación de la carga (m)
	X ₁	X ₂	L
M1	0.0043	0.009	0.028
M2	0,00254	0,0073	0.046
M3	0,00178	0,0094	0,0243
M4	0,0024	0,0095	0,025
M5	0,0036	0,014	0,036
M2A1	0.001905	0.0094	0.0198
M2A2	0.0018	0.009	0.021

2.3 Cálculo de esfuerzos y fuerzas Críticas

Antes de realizar las pruebas, fue indispensable calcular la fuerza necesaria para inducir la transformación y no dañar el material aplicándole más fuerza de la que puede resistir y no dejarlo en zona de deformación permanente.

Primeramente se calcula el esfuerzo crítico de la ecuación (4) tomando $\frac{\partial \sigma}{\partial T} = 1.97 \frac{MPa}{^{\circ}C}$ [8], $T = 25^{\circ}C$ y las temperaturas de transformación M_s de cada una de las probetas

$$\sigma_c = \frac{\partial \sigma}{\partial T} (T - M_s) \quad (4)$$

Posteriormente se obtiene la fuerza crítica considerando las posiciones de los extensómetros mostrados en la tabla 2.3 de la ecuación (5)

$$F_c = \frac{\sigma_c b h^2}{6(l-x)} \quad (5)$$

Los resultados para cada una de las muestras se pueden apreciar en la tabla 2.4

Tabla 2.4 Fuerzas críticas teóricas de cada uno de los extensómetros de las muestras.

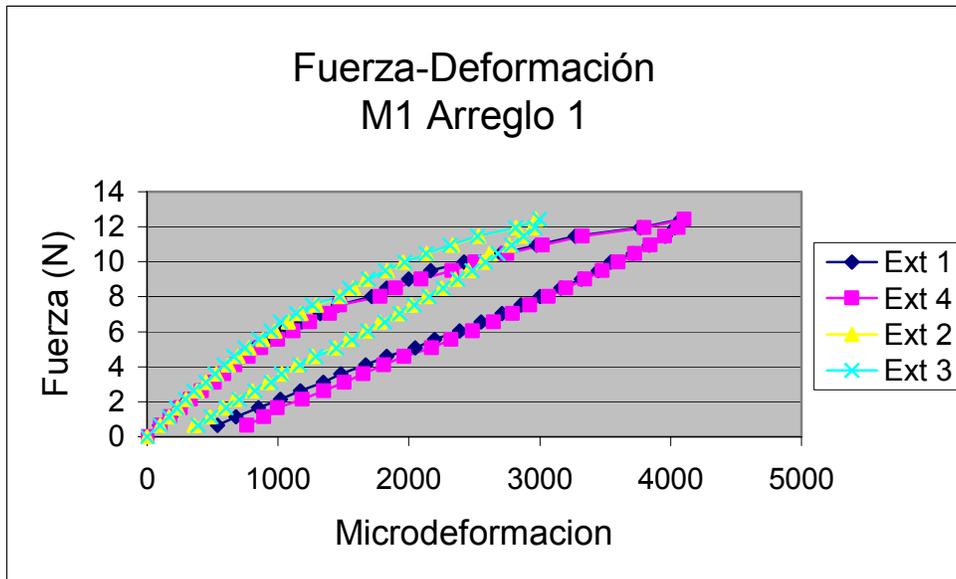
	Posición de extensómetros (m)		Fuerza crit (N)	Fuerza crit (N)	Esfuerzo critico (MPa)
	X ₁	X ₂	X ₁	X ₂	
M1	0.0043	0.009	4.2	5.2	46.3
M2	0,00254	0,0073	1.94	2.18	46.3
M3	0,00178	0,0094	1.08	1.64	46.3
M4	0,0024	0,0095	0.75	1.09	46.3
M5	0,0036	0,014	34	50	242.31
M2A1	0.001905	0.0094	1.27	2.19	46.3
M2A2	0.0018	0.009	1.29	2.07	46.3

De los resultados de las pruebas en forma de grafica, se obtuvieron los valores de esfuerzo real para cada muestra, el cual fue calculado por medio del método de intersección de pendientes, lo que será discutido en el siguiente capitulo.

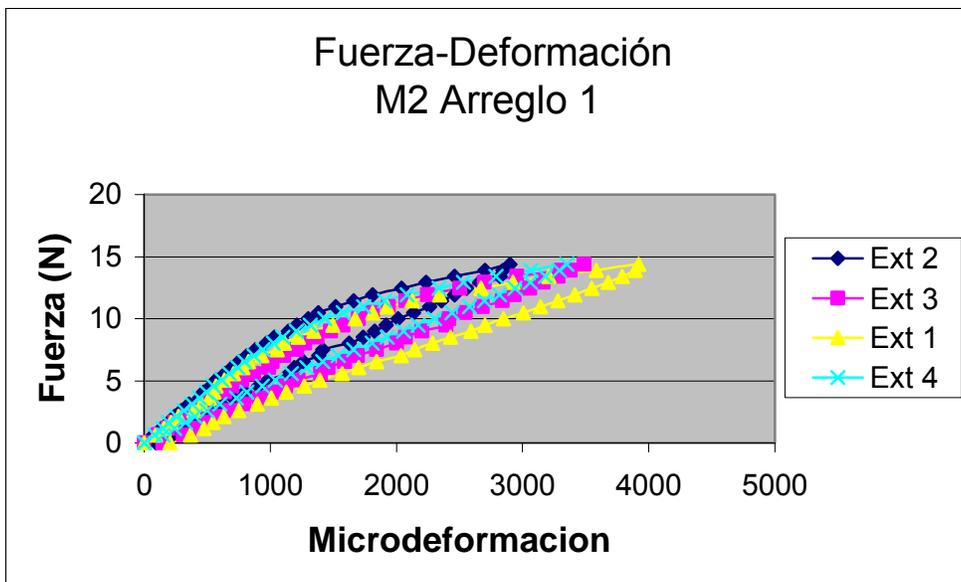
3.1.-Pruebas en Arreglo1

3.1.1.-Comportamiento Fuerza-deformación

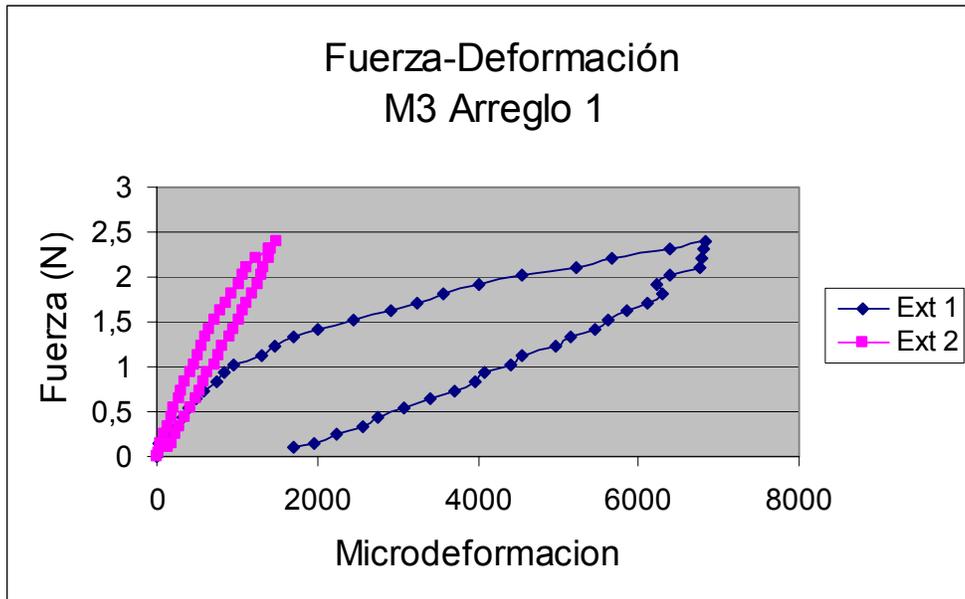
En la Figura 3.1 se muestran las curvas fuerza-deformación correspondientes a cada extensómetro colocado en cada muestra M1, M2, M3 y M4 ensayada en el arreglo 1. En las curvas correspondientes a la muestra 1 se aprecia que el comportamiento de los extensómetros 1 y 4, así como de los 2 y 3, es prácticamente idéntico entre sí.



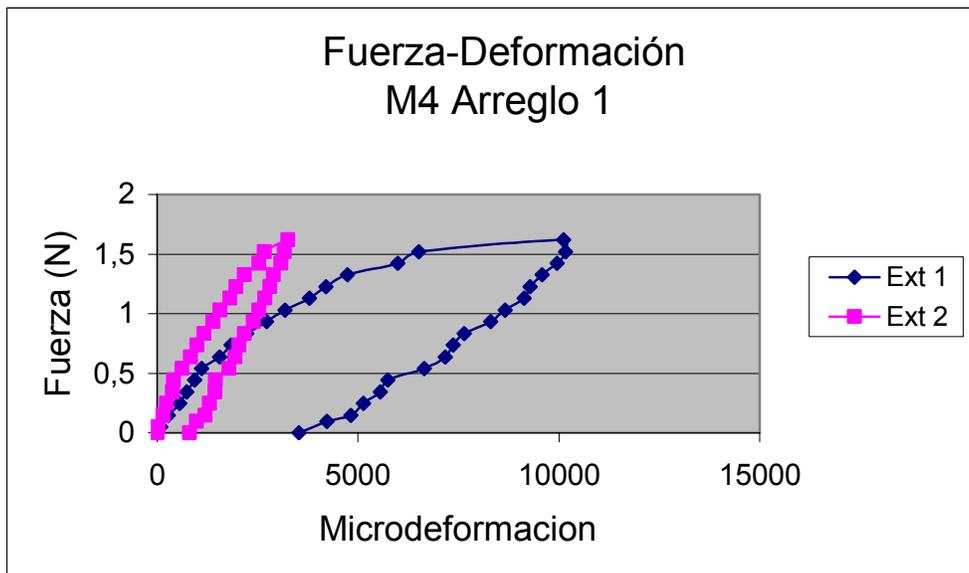
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 3.1 Curvas fuerza-deformación correspondientes a las muestras a) M1, b) M2, M3 y M4.

Este resultado es consistente con el esperado, debido a que, según la teoría de elasticidad [44] en un elemento tipo viga en cantilever, como es caso de las muestras estudiadas, el estado de esfuerzos, y por tanto la deformación, en los puntos que se encuentran a misma distancia del empotramiento es prácticamente el mismo. Considerando lo anterior, es claro que en los extensómetros 1 y 4, y el 3 y 2, las curvas fuerza-deformación sean tan similares.

Es importante mencionar, que aunque en las curvas de la Figura 3.1(a) se observa el típico lazo superelástico asociado a la TMIE en MMF policristalinos [1-3, 11,13], la deformación inducida por la carga no fue totalmente recuperada.

Un comportamiento similar al anterior, ha sido reportado en la literatura en muestras sometidas a cargas de tensión uniaxial, cuando la temperatura de prueba es cercana a la temperatura de transformación M_s y menor a A_f [14,15,45], lo que al parecer no es el caso de la muestra 1. Como se discutirá posteriormente, este comportamiento está asociado a la presencia de material en fase martensita en la muestra.

Por otro lado, como se puede ver en la Figura 3.1(b) las curvas correspondientes a la muestra 2, no presentaron la misma similitud que las curvas de la muestra 1; sin embargo, se observan otros aspectos de interés. Nuevamente, en dichas curvas, se presentó el típico lazo superelástico asociado a los MMF policristalinos pero además, en este caso la deformación fue totalmente recuperada. Este tipo de comportamiento corresponde con el de muestras que son cargadas a una temperatura superior a A_f [1-3, 45]. Como se sabe, cuando la temperatura es superior a A_f el MMF se encuentra totalmente en fase austenítica, mientras que cuando se encuentra entre A_f y M_s cierta fracción del material puede encontrarse en fase martensítica. Por lo tanto, para asegurar que el material experimente la TMIE debe asegurarse que la temperatura de prueba este por encima de A_f . Es importante mencionar que tanto la muestra 1 como la muestra 2 fueron obtenidas de la misma placa, lo cual indicaría que ambas deberían tener las misma temperatura de transformación. Sin embargo, debe tenerse en cuenta que para determinar la temperatura de transformación de las muestras se cortó sólo una pequeña sección de la muestra.

Por otro lado, en las curvas fuerza-deformación correspondientes a las muestras 3 y 4, el extensómetro 1 presentó un comportamiento que no corresponde con el típico lazo de superelasticidad. Aunque en dicha curva se aprecia un cambio de pendiente en la carga, en la descarga se observa una curva cóncava hacia arriba que nunca que se une a la de carga, como ocurre en el caso superelástico, además de que persiste una deformación de magnitud evidente. Este comportamiento ha sido reportado en muestras policristalinas sujetas a tensión en las cuales la temperatura de prueba es inferior a M_s , es decir el material se encuentra en fase martensítica [1-3 y 8]. Según se ha reportado en la literatura, cuando el material se encuentra en fase martensítica el fenómeno que ocurre cuando se carga una muestra es llamado: "reorientación de variantes de martensita".

Como se ha reportado [28-30] el comportamiento mecánico de MMF policristalinos se ve influenciado fuertemente por los parámetros microestructurales, los cuales deben ser cuantificados, lo cual como se mencionó anteriormente, es uno de los objetivos del presente trabajo. Debido a lo anterior, resulta muy conveniente comparar los comportamientos de las muestras policristalinas con el que presenta un muestra monocristalina sometida a las mismas condiciones.

Como se mencionó en el método experimental, del presente trabajo, una muestra monocristalina de Cu-Al-Be fue sometida a las mismas condiciones de carga y el comportamiento obtenido se muestra en la Figura 3.2. En dicha Figura se presentan las curvas fuerza deformación, correspondientes al arreglo 1, para cada extensómetro colocado en la muestra monocristalina M5.

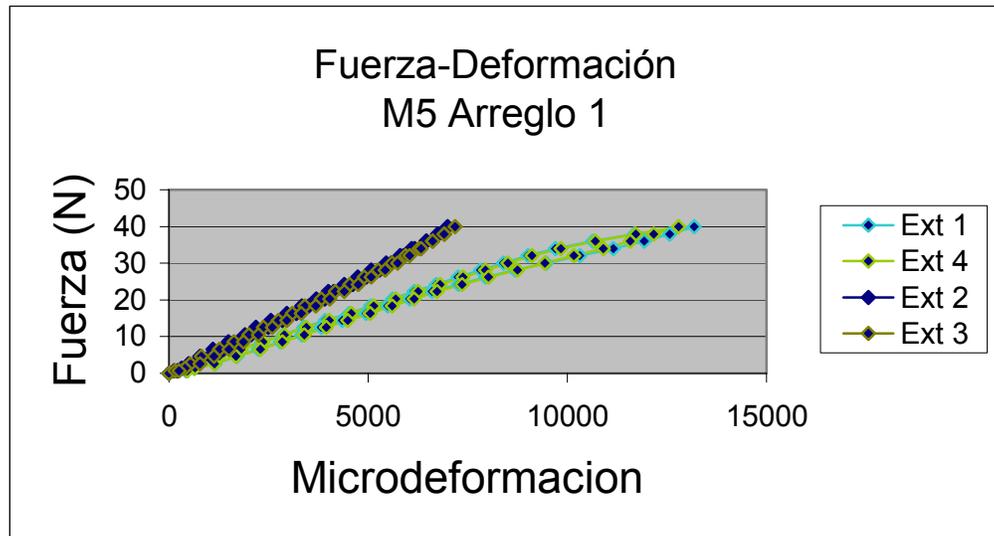


Figura 3.2. Curvas fuerza-deformación correspondientes a la muestra monocristalina M5.

Las curvas de la Figura 3.2 muestran nuevamente que el comportamiento de los extensómetros 1 y 4; así como, el de los extensómetros 2 y 3 son casi idénticos entre sí, lo cual es similar al comportamiento que presentó la muestra M1. No obstante, a diferencia de las curvas de la muestra M1, en particular para los extensómetros 1 y 4, en este caso se aprecia el lazo superelástico sin deformación remanente alguna. Es importante mencionar, que las curvas correspondientes a los extensómetros 2 y 3 no muestran el comportamiento superelástico, lo cual posiblemente se debe a que el esfuerzo generado no fue suficiente para inducir la TMIE. Cabe mencionar que según se ha reportado en la literatura [1-3, 9], la transformación martensítica inducida por esfuerzo en materiales monocristalinos, se caracteriza por la presencia de una meceta que inicia cuando el esfuerzo alcanza el valor crítico, mientras en el caso de muestras policristalinas, en lugar de la meceta se presenta un cambio de pendiente. Como se aprecia en la Figura 3.2, la curva generada por la muestra M5 presenta un cambio de pendiente en lugar de la meceta que se esperaba. Houtcoeur et. al. [9] encontró que en muestras monocristalinas de Cu-Al-Be sometidas a ciclos de carga y descarga, presentaban una transición en el comportamiento superelástico, ya que en los primeros ciclos las curvas esfuerzo-deformación presentaban la llamada meceta de transformación, mientras que después de gran cantidad de ciclos ésta era reemplazada por un cambio de pendiente. En las curvas de la Figura 3.2 el comportamiento observado es del tipo Fuerza-Deformación y no Esfuerzo-Deformación; sin embargo, no se espera para esta muestra un comportamiento tan similar al de las muestras policristalinas.

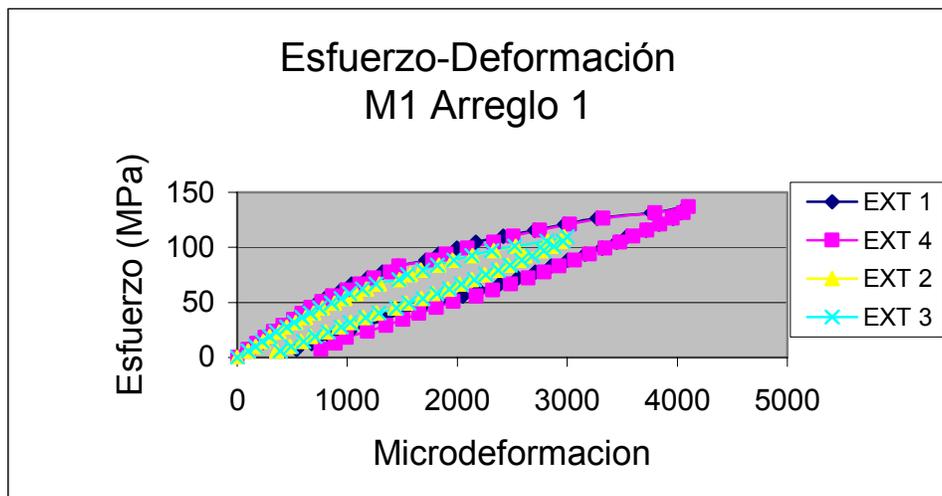
Así mismo, se debe tomar en cuenta que la muestra M5 fue proporcionada por el laboratorio de metalurgia de INSA de Lyon Francia y posiblemente había sido sometida a ciclado mecánico.

Para evaluar con mayor precisión los resultados presentados hasta este punto, es importante obtener las curvas esfuerzo-deformación asociadas a las curvas fuerza-deformación presentadas en las Figuras 3.1 y 3.2.

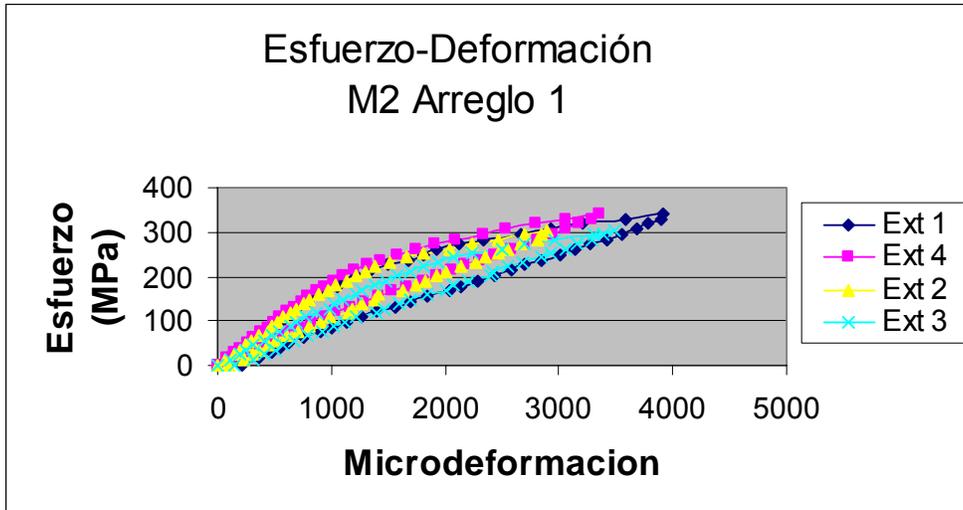
En realidad, las curvas asociadas generalmente al comportamiento mecánico de MMF que se reportan en la literatura [1-3] son del tipo Esfuerzo-Deformación y no Fuerza-deformación, como es el caso de las curvas mostradas en la Figura 3.1. No obstante, de la ecuación 5 y del principio de proporcionalidad del esfuerzo con la deformación [44], el comportamiento de las curvas Fuerza-Deformación es directamente proporcional al esfuerzo-deformación. Sin embargo, para comparar el comportamiento de las curvas generadas por los distintos extensómetros colocados en las muestras estudiadas, es conveniente obtener las curvas esfuerzo-deformación, sobre todo porque el factor de proporcionalidad entre la fuerza y el esfuerzo es diferente para cada punto, puesto que se encuentran a diferentes distancias del empotramiento. En la siguiente sección se presentan las curvas esfuerzo-deformación correspondientes a cada una de las curvas Fuerza-Deformación discutidas en el presente apartado.

3.1.2.-Comportamiento Esfuerzo-Deformación

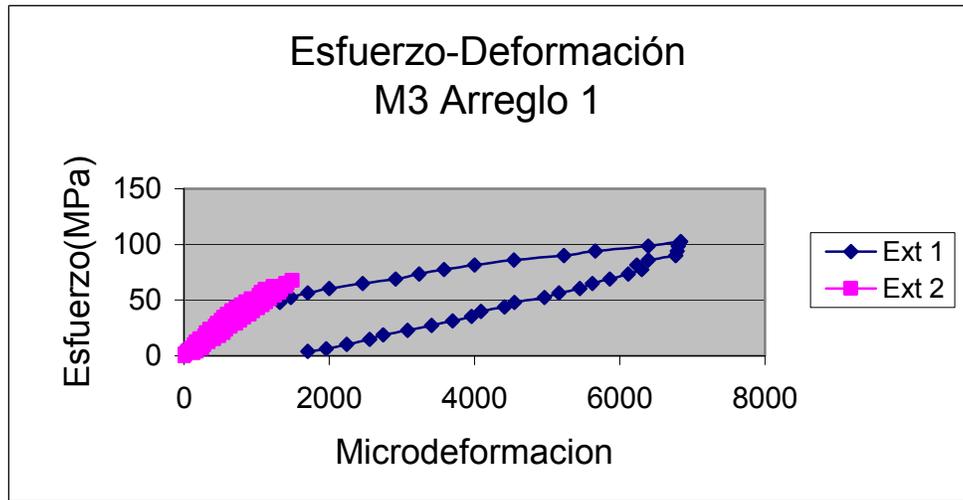
En la Figura 3.3 se muestran las curvas Esfuerzo-Deformación, correspondientes a las muestras M1, M2, M3, M4 y M5 las cuales fueron obtenidas aplicando la ecuación 5 mencionada en el método experimental.



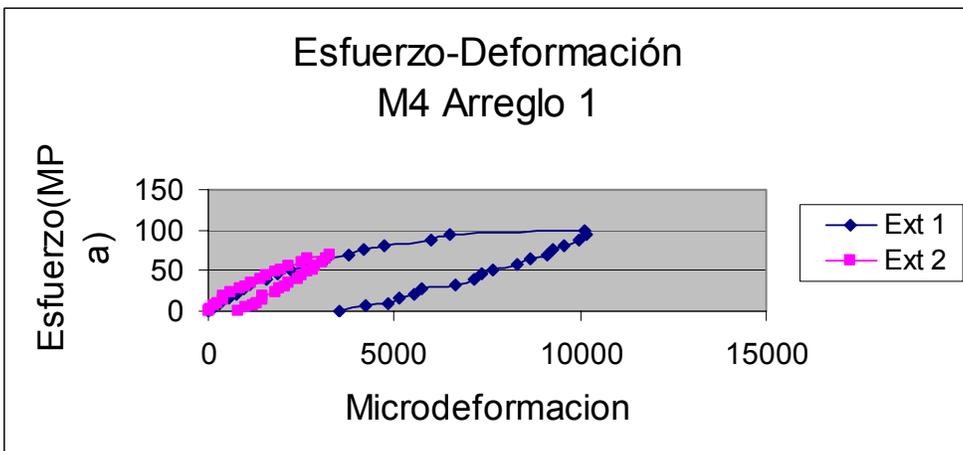
(a)



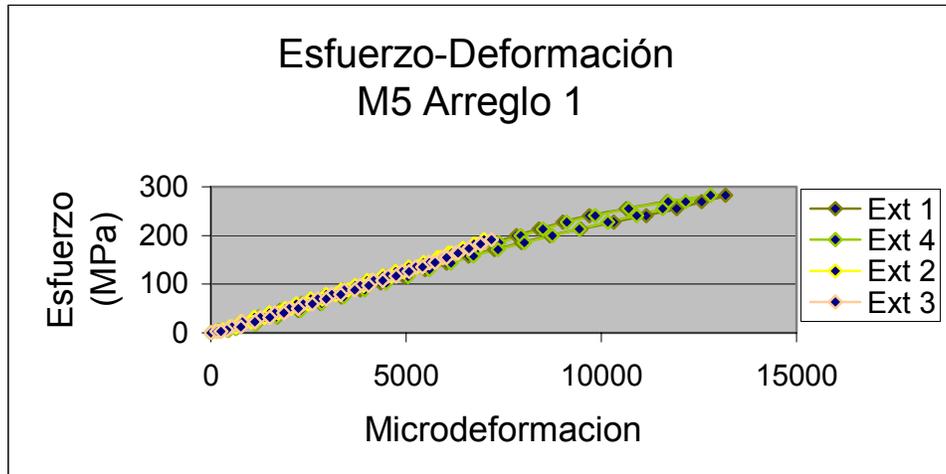
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 3.3. Curvas Esfuerzo-deformación correspondientes a las muestras a) M1, b) M2, c) M3 y d) M4 e) M5.

Se puede ver en la Figura que para las muestras M1, M2 y M5, las curvas correspondientes a los extensómetros colocados al misma distancia del empotramiento (es decir el 1 y 4 así como el 2 y 3), las curvas se traslapan entre sí, lo cual como se discutió anteriormente, no ocurrió en el todas las curvas Fuerza-Deformación correspondientes. Al calcular el esfuerzo a partir de la fuerza aplicada y los parámetros geométricos de cada muestra, se logró homogenizar los resultados y por tanto hacer más acordes con los comportamientos típicamente reportados para pruebas de tensión simple. En estas curvas, se aprecia con mayor claridad que el típico lazo superelástico, correspondiente con la TMIE, se presenta sólo para las muestras M2 (en todos los extensómetros) y M5 (sólo para los extensómetros 1 y 4).

Como era de esperarse las curvas correspondientes a las muestras M3 y M4 presentaron un comportamiento que definitivamente no corresponde con el superelástico.

Como se sabe [1-3], en las curvas esfuerzo deformación es posible medir el llamando esfuerzo crítico, que es aquel valor al cual se presenta, para el caso de policristales, el cambio de pendiente o bien la meceta de transformación para los monocristales. Existen en la literatura [32, 8] diversos métodos para determinar el esfuerzo crítico en MMF policristalinos, de los cuales el más simple consiste en encontrar el punto en el cual se cruzan las dos pendientes que se aprecian en la curva esfuerzo deformación. Siguiendo este método, se calcularon los valores de esfuerzo crítico para cada una de las curvas, correspondientes a cada muestra, en las que se observó el lazo superelástico.

En la tabla 3.1 se presentan los valores de esfuerzo crítico, mencionados anteriormente, correspondientes a cada extensómetro colocado en cada una de las muestras ensayadas.

Tabla 3.1 Fuerzas y Esfuerzos críticos para cada uno de los extensómetros ene. Arreglo 1

Arreglo 1	Ext1		Ext 4	
	Fuerza crit (N)	Esfuerzo Crit (MPa)	Fuerza crit (N)	Esfuerzo Crit (MPa)
M1	7.9	87	8.3	91.5
M2	10	238.5	10.2	243.2
M3	1.3	55.4	---	---
M4	1.2	73.9	---	---
M5	38	269.2	36	255
Arreglo 1	Ext 3		Ext 2	
	Fuerza crit (N)	Esfuerzo Crit (MPa)	Fuerza crit (N)	Esfuerzo Crit (MPa)
M1	8	70,6	8.2	72.4
M2	10.5	216.4	10.8	229.1
M3	---	---	---	---
M4	---	---	---	---
M5	--	--	---	---

Como se puede ver en la Tabla 3.1, el valor del esfuerzo crítico para las muestras M1 Y M2 difiere considerablemente entre sí lo cual es claro que no se esperaba debido a que, como se mencionó en el apartado 3.1, dichas muestras fueron obtenidas de la misma placa.

Es importante destacar que en los valores de la tabla 3.1 se ve claramente que el esfuerzo crítico correspondiente a los extensómetros de la muestra M1 son considerablemente más bajos que los de la Muestra 2.

Dos muestras sometidas a las mismas condiciones de carga y temperatura de prueba que presentan diferentes valores de esfuerzo crítico, deberían tener diferentes temperaturas de transformación, lo cual aparentemente no es el caso de las muestras M1 y M2; sin embargo, empleando los valores de esfuerzo crítico presentados en la Tabla 3.1 para las muestras M1 y M5, es posible calcular la temperatura M_s empleando la ecuación [12] la cual queda como:

$$M_s = T - \frac{\sigma_c}{R} \quad 3.1$$

Donde: T es la temperatura a la que se realizó la prueba, R es la razón de Calssius-Clapeyron que para la transformación $\beta \rightarrow \beta'$ es de 1.97 MPa/°C [8], σ_c es el esfuerzo crítico para el caso de tensión simple y que se toma de la tabla 3.1.

Como se puede apreciar en la Tabla 3.2, los valores de M_s correspondientes a la muestra M5 coinciden razonablemente con los mostrados en la tabal 2.1; sin embargo, para el caso de las muestras M1 y M2 el valor es inferior al que se obtuvo empleando resistividad en 4 puntos.

De hecho dicho valor es considerablemente menor para el caso de la muestra M2 lo cual debe tenerse muy en cuenta. Un efecto similar ha sido observado en muestras policristalinas con granos finos sometidas a pruebas de tensión uniaxial [28,29 y 30] pero no ha sido estudiado en casos de flexión como el que se muestra en el presente trabajo. Así mismo, Sakamoto et al [45] en muestras de Cu-Al- Ni policristalinas sometidas a pruebas de tensión simple encontraron un efecto al que llamaron: temperatura de transformación aparente el cual se asocia precisamente al valor del esfuerzo crítico. En su estudio, los valores de las temperaturas de transformación Ms, calculadas a partir del esfuerzo crítico resultaron, en general ser menores a las que se midieron por calorimetría diferencial de barrido. Dicho efecto fue atribuido al confinamiento de los granos.

Tabla 3.2. Comparativo de temperaturas de transformación Ms de las muestras estudiadas

	Ex1		Ex4	
	Ms Teórica	Ms calculada	Ms Teórica	Ms calculada
M1	1.5	-19.1	1.5	-21.4
M2	1.5	-96	1.5	-98.4
M3	1.5	-3.12	---	---
M4	1.5	-12.51	---	---
M5	-98	-111.64	-98	-104.4
	Ex3		Ex2	
	Ms Teórica	Ms calculada	Ms Teórica	Ms calculada
M1	1.5	-10.83	1.5	-11.75
M2	1.5	-84.8	1.5	-91.3
M3	---	---	---	---
M4	---	---	---	---
M5	---	---	---	---

Para aclarar la dispersión encontrada en las muestra M1 y M2, se sometieron las muestras a un proceso de pulido y ataque químico que permitió revelar su microestructura empleando un microscopio óptico. En las Figuras 3.4, 3.5, 3.6 y 3.7 se muestran una serie de fotografías donde se observa la micro-estructura de las muestras M1, M2, M3 y M4 en la región donde fueron colocados los extensómetros.

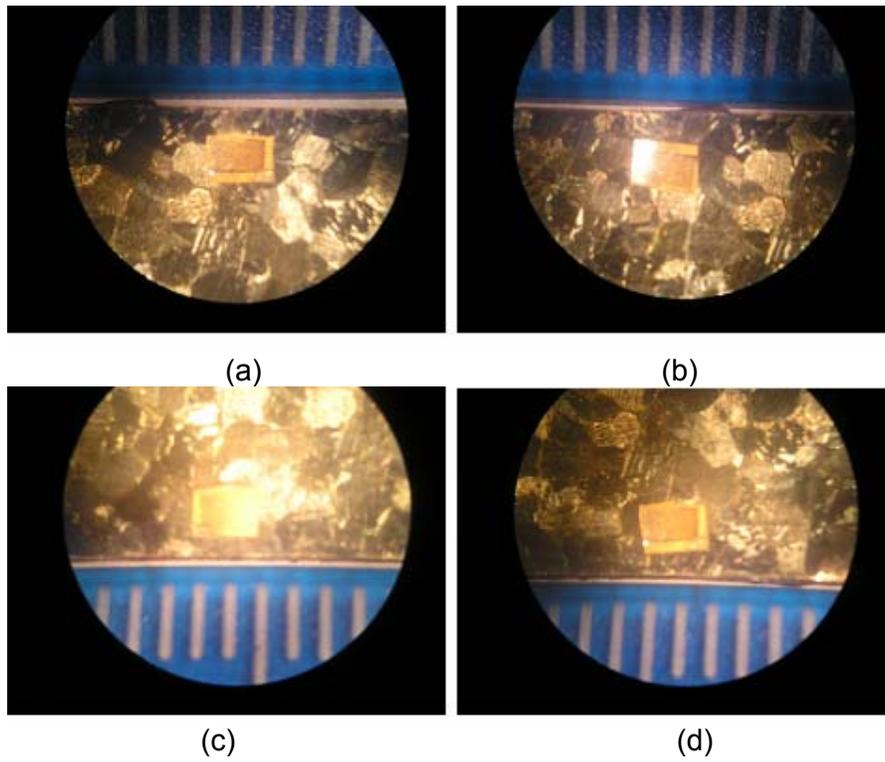


Figura 3.4. Micrografías tomadas en las regiones donde fueron colocados cada uno de los extensómetros de la muestra M1

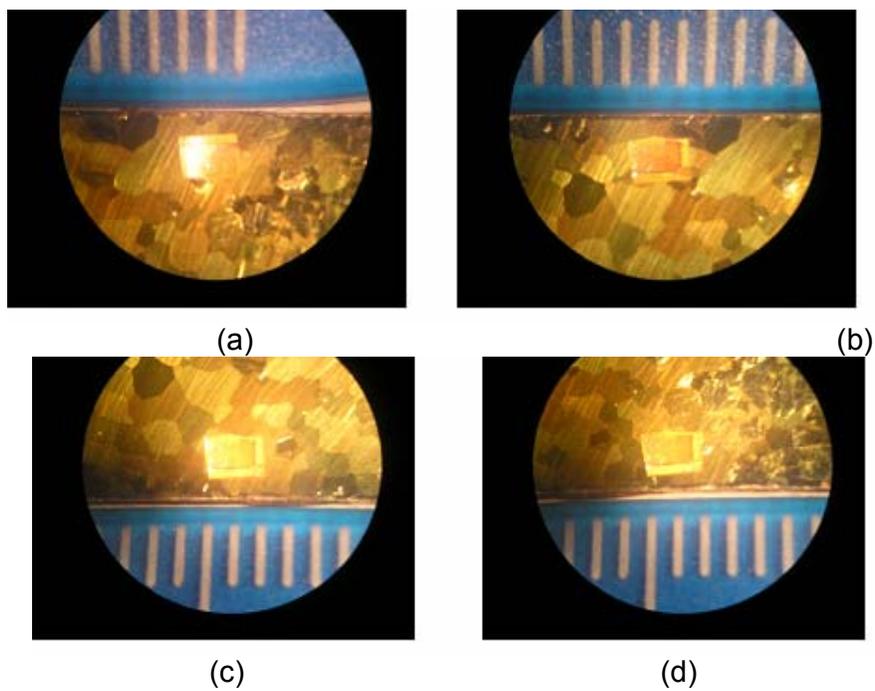


Figura 3.5. Micrografías tomadas en las regiones donde fueron colocados cada uno de los extensómetros de la muestra M2

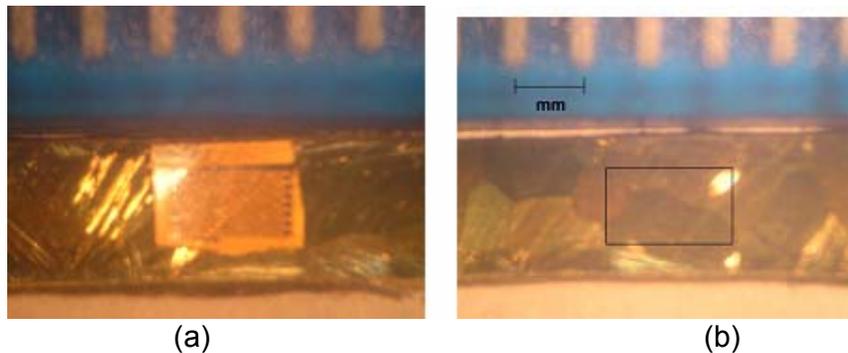


Figura 3.6. Micrografías tomadas en las regiones donde fueron colocados cada uno de los extensómetros de la muestra M3.

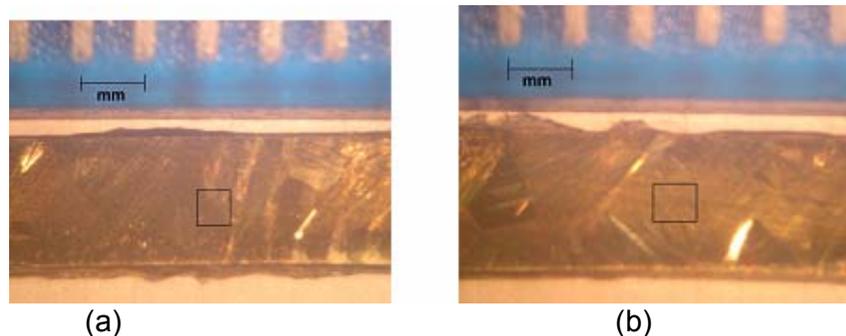


Figura 3.7. Micrografías tomadas en las regiones donde fueron colocados cada uno de los extensómetros de la muestra M4.

Como se puede ver en las micrografías, las muestras M1, M3 y M4 presentan una parte del material en fase martensítica puesto que presenta la formación de agujas de martensita asociadas a dicha fase [1]. En cambio en las micrografías correspondientes a la M2, la apariencia lisa de los granos, corresponde con la que se asocia a la fase austenítica. Determinar las fases en una aleación, a partir de una micrografía es posible si se cuenta con fichas en las que se reporte su morfología. En el caso de las fases presentes en la aleación de Cu-Al-Be con memoria de forma, en particular de la fase martensítica, han sido reportadas en diversas fuentes [1-3].

La presencia de martensita en las muestras M1, M3 y M4, puede ser la aceptado como la razón por la cual el comportamiento observado en las muestras M3 y M4, en el extensómetro 1; así como, las dispersiones encontradas entre los comportamientos de las muestras M1 y M2 en cuanto al valor del esfuerzo crítico.

En el caso de las curvas correspondientes al extensómetro 1 de las muestras M3 y M4, como se mencionó anteriormente, el comportamiento observado corresponde con el que se ha reportado para muestras en fase martensita [1-3]. La deformación no recuperada corresponde con la llamada deformación remanente, asociada a la no recuperación de las variantes de martensita que fueron reorientadas al aplicar la carga. Como se sabe, dicha deformación desaparece cuando el material es calentado por encima de la temperatura A_f .

Lo contradictorio en este caso es que el estudio de resistividad practicado a la placa de donde fueron extraídas las muestras reveló una M_s de 1.5°C y una A_f de aproximadamente 18°C , por lo que a la temperatura a la que fueron cargadas las muestras el material debía encontrarse en fase austenítica y por tanto el comportamiento esperado era el superelástico.

Por otro lado, para el caso de la muestra M1 aunque no se alcanza a distinguir la presencia de los granos, en la región donde se colocó el respectivo extensómetro, las micrografías revelan regiones de la muestra donde se encuentra en fase marténítica; mientras que, otras parecen encontrarse en fase austenítica.

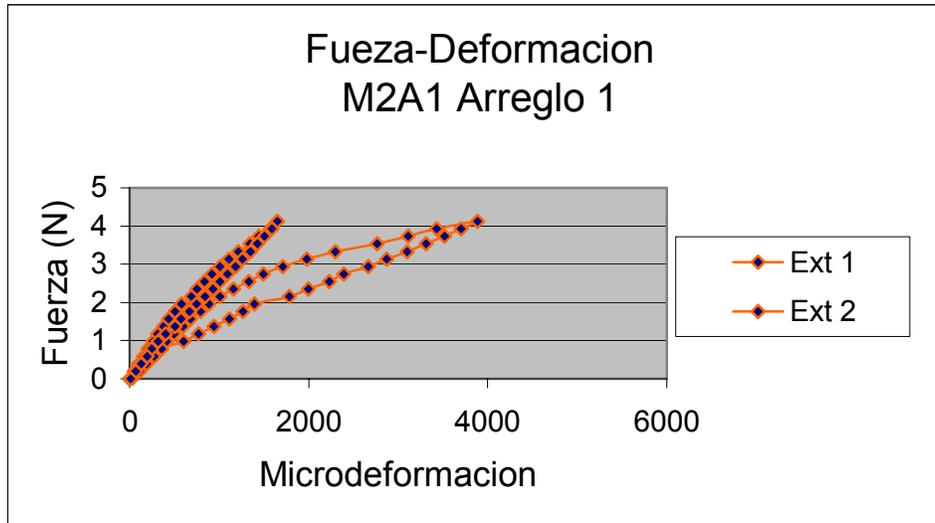
Si en el material existe mezcla de fases, el comportamiento resultante será una combinación de transformación martensítica inducida por esfuerzo y la reorientación de variantes de martensita.

Es importante mencionar que el estudio realizado no nos permite asegurar si las muestras M1, M3 y M4 presentaban martensita antes de realizar las pruebas o si ésta fue inducida por el esfuerzo aplicado. Una falta de homogeneidad en la composición de material, pudiera originar el efecto observado; sin embargo, también podría estar asociado a cierta dependencia de las temperaturas de transformación con el tamaño de grano, que ha sido reportado recientemente [46].

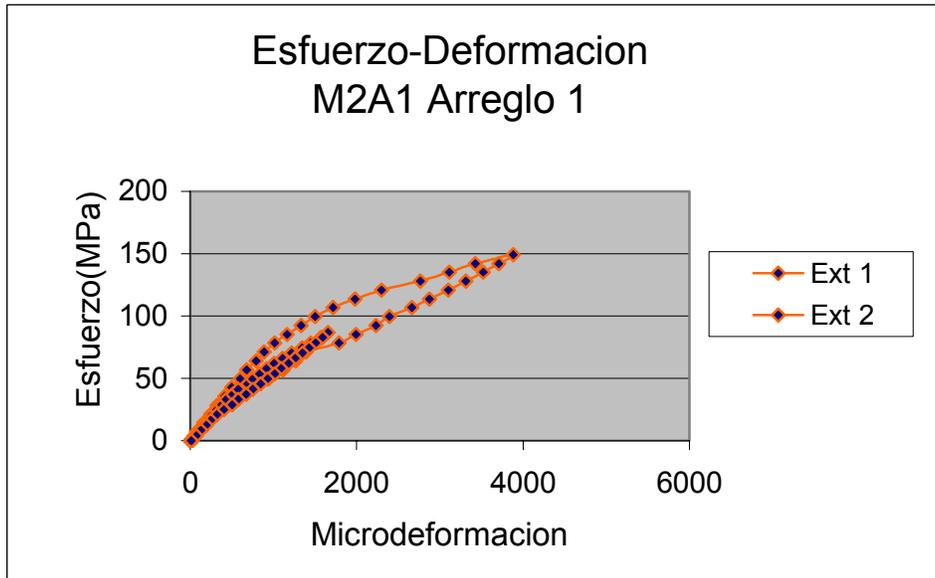
Para aclarar lo anterior, se obtuvieron de la muestra M2 dos muestras (M2A1 y M2A2), en las cuales el número de granos a lo ancho de la muestra disminuyó considerablemente. Debido a que al disminuir el ancho de la muestra, sólo pudieron colocarse, dos extensómetros en cada una, los cuales se ubican a dos diferentes distancias respecto al empotramiento.

En la Figura 3.8, se muestran las curvas fuerza-deformación y esfuerzo deformación correspondientes a las muestras M2A1 y es evidente que en ambas curvas se aprecia el típico lazo superelástico sin deformación remanente. La presencia de dicho comportamiento hace evidente que la muestra se encuentra en fase austenítica; sin embargo, al medir el esfuerzo crítico, el valor que se obtuvo resultó ser de alrededor de 100 MPa. Dicho valor es considerablemente menor del que se obtuvo en la muestra M2, pero en ninguno de los casos corresponde con el de que se determinó en el estudio de resistividad.

El efecto observado, parece no tener relación con el reportado en la literatura que se refiere a la relación entre el tamaño de grano y la temperatura de transformación [46]; sin embargo, tiene cierta similitud. En el estudio reportado por Lara et al se produjeron, por el método denominado Melt Spinning, cintas de una aleación de Cu-Al-Be a diferentes rapidezces de enfriamiento que originaron diferentes tamaños de grano. Al medir la temperatura de transformación de cada muestra, se encontró la citada relación entre el tamaño de grano y las temperaturas de transformación las cuales en todos los casos resultaron inferiores a las del material en bulto de que se produjeron las cintas.



(a)



(b)

Figura 3.8. Curvas correspondientes a la muestra M2A1
a) Fuerza-Deformación. b) Esfuerzo-deformación.

A pesar de que en el estudio mencionado no se reportan las dimensiones de las cintas, suponiendo que el ancho de las mismas fue similar al cambiar el tamaño del grano, el número de granos a lo ancho de la muestra cambió de manera similar a lo que ocurrió al cortar la muestra M2.

Si la suposición anterior es correcta, entonces podemos asegurar que la variación en el tamaño relativo del grano, es el parámetro que influye en la variación de la temperatura de transformación, lo cual como se mencionó anteriormente, ha sido reportado en la literatura en estudios en los cuales se sometieron muestras de distintos MMF a tensión uniaxial [28-30].

Las pruebas realizadas en el arreglo 1, del cual hemos discutido en el presente apartado, genera un estado de esfuerzos de tensión uniaxial, que es similar al que se presenta en una prueba de tensión simple; sin embargo, debe tenerse en cuenta que en el arreglo de flexión en realidad se presenta una distribución de esfuerzos que no es constante. Como se sabe [44], en un elemento tipo viga en cantilever como el que se empleó en el presente estudio el campo tensorial de esfuerzos tiene la forma:

$$T = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_{zx} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{F(l-x)y}{I} & \frac{F}{2I} \left(\frac{h^2}{4} - y^2 \right) & 0 \\ \frac{F}{2I} \left(\frac{h^2}{4} - y^2 \right) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (3.2)$$

Donde: I es el momento de inercia de la sección de la viga, F es la fuerza aplicada, l y h son las dimensiones de la viga que se mostraron en las Figuras 2.8 y 2.11.

Como se puede ver en la ecuación 3.2, tanto el esfuerzo normal σ_x como de corte τ_{xy} son funciones de la posición (x, y). Es claro que en $y = h/2$, los esfuerzos de corte son iguales con cero y los esfuerzos normales σ_x son sólo función de la coordenada "x". Así mismo, de la ecuación 3.2 se ve que para un valor de $y = 0$, los esfuerzos normales σ_x se extinguen y solo persisten los esfuerzos de corte que además con constantes.

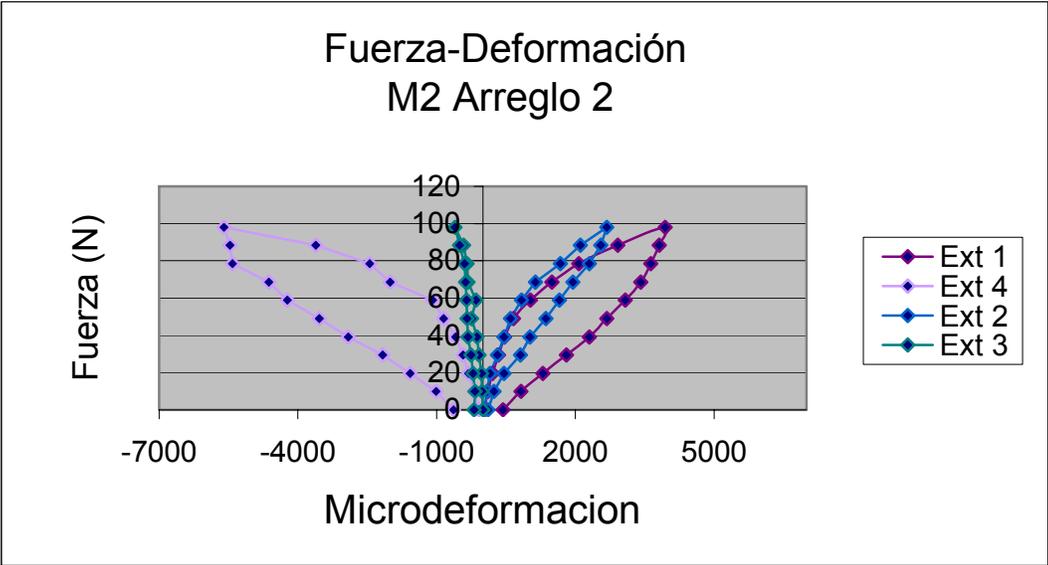
Considerando lo anterior, los puntos ubicados en la muestra en posiciones tales que $\frac{h}{2} \leq y \leq 0$ estará sujeto esfuerzos tanto normales σ_x como de corte τ_{xy} y por tanto están sujetos a un estado de esfuerzos plano[44].

Como se puede apreciar en las Figuras 2.8 y 2.10, un extensómetro colocado en una posición (x1, z1) en la Figura 2.8, tomará las coordenadas (x1', y1') en la Figura 2.10 si la muestra es rotada 90° respecto a eje x. Dicha operación aplicada a las muestras M2 y M5 para obtener el llamado arreglo de carga 2. El objetivo de esta manipulación fue someter los mismos puntos instrumentados en las muestras citadas, a un estado de esfuerzos biaxial. Lo anterior con el fin de estudiar la TMIE en un estado de esfuerzos plano. Es claro que se seleccionaron las muestras M2 y M5 debido a que estas fueron las únicas que mostraron el comportamiento superelástico en las pruebas realizadas en el arreglo 1.

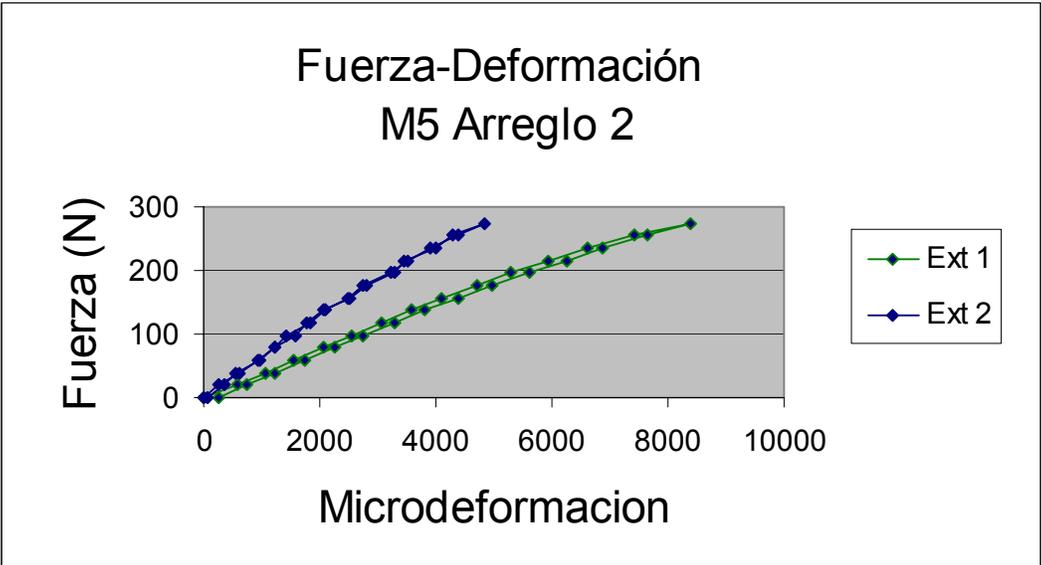
En la siguiente sección se presentan los resultados obtenidos en las muestras M2 y M5 sometidas al arreglo 2 y se discuten los efectos encontrados.

3.2.- Pruebas en el arreglo 2

En la Figura 3.9 se presentan las curvas fuerza-deformación, correspondientes a las muestras M2 y M5 sometidas a flexión en el arreglo 2 descrito anteriormente.



(a)



(b)

Figura 3.9. Curvas Fuerza-Deformación obtenidas para las muestra a) M2 y b) M5 al ser sometidas al arreglo de carga 2.

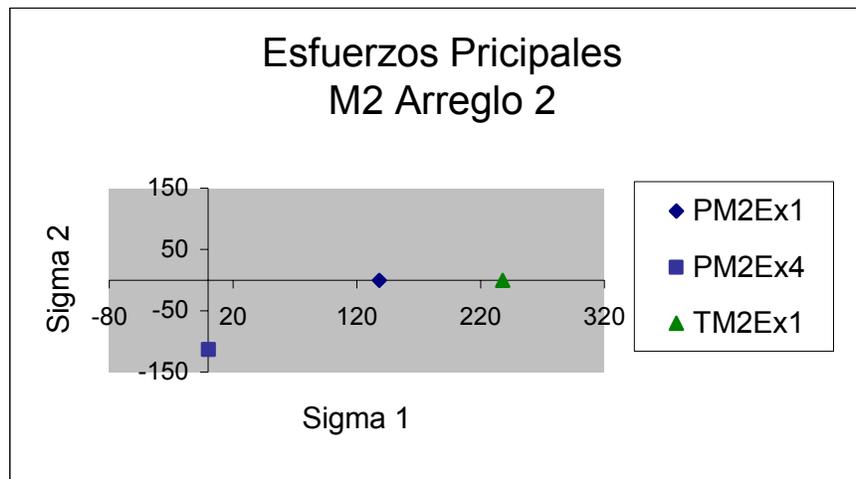
Como se mencionó, en este arreglo de carga los puntos instrumentados quedaron sometidos a un estado de esfuerzos biaxial; es decir, los puntos instrumentados quedaron sujetos a esfuerzos normales σ_x y de corte $\tau_{x'y'}$, los cuales como se ve en la ecuación 3.2 dependen de la fuerza aplicada F. Considerando lo anterior, se procedió a determinar el valor de la “fuerza crítica”, para el cual se empleó nuevamente el criterio de la intersección de las dos pendientes. Una vez determinada la fuerza crítica fueron calculados los esfuerzos normal y de corte empleando la ecuación 3.2, para finalmente calcular los esfuerzos principales correspondientes [44]. En la tabla 3.3 se presentan los esfuerzos principales obtenidos para los puntos 1 y 2 de la muestra M5; así como, los de los puntos 1, 2 y 4 de la muestra M2.

Tabla. 3.3. Esfuerzos principales correspondientes a las muestras M2 y M5 obtenidos en las pruebas realizadas en los arreglos de carga 1 y 2.

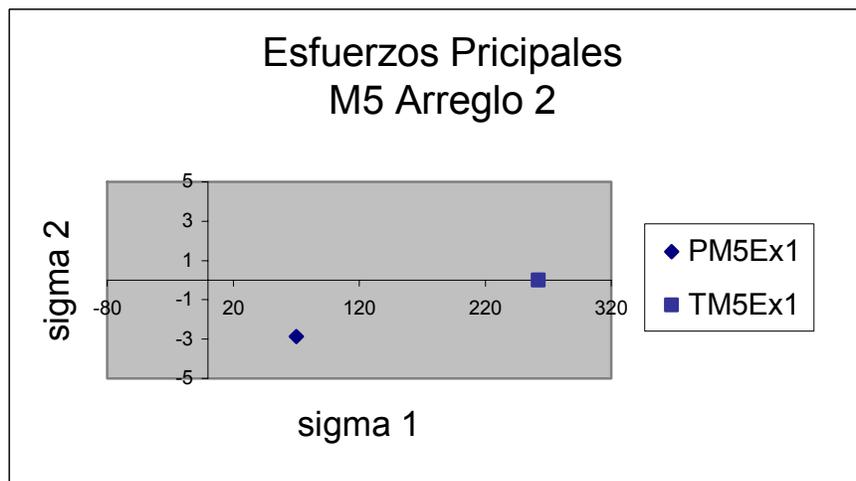
Arreglo 2	Ext1			Ext 4		
	Fuerza crit (N)	Esfuerzo(MPa)		Fuerza crit (N)	Esfuerzo(MPa)	
		σ_1	σ_2		σ_1	σ_2
M1	79	75,5	-0,9	70	0,8	-66,9
M2	65	138,2	-0,37	65	0,39	-113,6
M5	230	70	-2,86	---	---	---
Arreglo 2	Ext 3			Ext 2		
	Fuerza crit (N)	Esfuerzo(MPa)		Fuerza crit (N)	Esfuerzo(MPa)	
		σ_1	σ_2		σ_1	σ_2
M1	---	-	-	80	61,6	-1,13
M2	---	-	-	60	127,7	-0,34
M5	---	-	-	230	49,6	-4

Así mismo, en esta misma tabla se agregaron los valores de esfuerzo crítico obtenidos para en las mismas muestras sometidas al arreglo 1, discutido anteriormente, con lo cual se obtuvieron los puntos $(\sigma_1,0)$. De la ecuación 3.2 es claro que en el arreglo 1 los extensómetros se encuentran sometidos a un estado de tensión simple, por lo que los esfuerzos principales correspondientes tendrán dicha forma. Tales valores se presentan graficados en un plano σ_1 - σ_2 en la Figura 3.9

Las gráficas de la Figura 3.9 muestran claramente que el punto correspondiente al arreglo de carga 2 para los extensómetros de la muestra M2 presentan un desplazamiento hacia el origen que ya fue encontrado en pruebas de flexión y flexión-torsión en muestras de Cu-Al-Be policristalinas sujetas a flexión en cantilever y flexión-torsión [43]. En la Figura 3.10, se muestran las gráficas σ_1 - σ_2 correspondientes a dichas pruebas y se aprecia claramente el efecto mencionado.



(a)



(b)

Figura 3.10. Diagramas σ_1 - σ_2 correspondientes a las muestras M2 y M5.

Por otro lado en el caso de la muestra monocristalina M5, también se observó que el punto correspondiente con el estado biaxial de esfuerzos, sufrió un desplazamiento hacia el origen de la gráfica. En este caso, dicho desplazamiento se debe a que durante la prueba en el arreglo 2 la muestra presentó cierta rotación asociada a la cierta pérdida de estabilidad de la sección. No obstante lo anterior, el hecho de que el valor del esfuerzo crítico para el arreglo 1, que corresponde con un estado de esfuerzos de tensión uniaxial, resultara consistente con el valor esperado nos indica que el comportamiento en el caso del estado de esfuerzos biaxiales correspondería con el valor esperado. Así mismo en la gráfica de la Figura. 3.8 se puede ver claramente que en ninguno de las dos gráficas se aprecia bien el lazo superelástico.

De hecho, un cálculo elemental nos indica que la fuerza necesaria para inducir la transformación sería del orden de 700 N, valor que no sería posible alcanzar sin que se presente inestabilidad de la sección transversal. Para inducir la transformación en un estado de esfuerzos biaxial sería conveniente emplear más bien una muestra de sección circular. O bien una muestra con espesor considerablemente mayor.

Conclusiones

Las pruebas realizadas en el presente estudio nos permiten llegar a las siguientes conclusiones:

Los resultados obtenidos en el arreglo de carga 1 mostraron:

- a) En la muestra, que se encontraba totalmente en fase austenítica, se presentó el efecto de “temperatura de transformación aparente” que ha sido asociada al confinamiento de los granos.
- b) Se encontró cierta dependencia del esfuerzo crítico con el tamaño relativo del grano.
- c) El hecho de que la consistencia, de la temperatura de transformación (M_s) de la muestra monocristalina resultara congruente con el valor del valor del esfuerzo crítico obtenido, confirma la influencia de la microestructura en el comportamiento mecánico de los MMF durante la TMIE.
- d) El estudio realizado no permite establecer claramente la razón por la cual algunas de las muestras estudiadas presentaron regiones en fase martensítica por lo cual se recomienda realizar estudios posteriores.

Para el caso de las pruebas en el arreglo 2 se concluye:

- a) En las muestras policristalinas sometidas a este arreglo de carga mostraron cierto efecto de disminución del esfuerzo efectivo, necesario para iniciar la transformación martensítica, en las regiones de la muestra en las que el estado de esfuerzos es biaxial.

REFERENCIAS

1. K. Otsuka and C. M. Wayman. Introduction to shape memory materials. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. pp. 1-48 (1998).
2. Otsuka and C. M. Wayman. Mechanism of shape memory effect and superelasticity. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Pp.49-96 (1998).
3. Otsuka and C. M. Wayman. Mechanism of shape memory effect and superelasticity. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Pp.97-116 (1998).
4. Belkahala (S), Guenin (G). Martensitic Transformation and metallurgical study of low temperature Cu-Al-Be Ternary Alloy. European symposium on martensitic transformation and shape memory properties. Aussuis, FRA: Edited by G. Guenin, J. de Phys. IV. Colloque C-4, 145-150, (1991).
5. H. Flores Zúñiga, D. Rios-Jara, F.C. Lovey and G. Guénin. Thermal stability of beta phase in a Cu-Al-Be shape memory alloy. Proceedings of the European symposium on martensitic transformations, Barcelona, Spain: Planes a, (ed), J. de physique colloque C-2, p. 171, (1994).
6. D. Rios, S. Belkahala, A. Canales, H. Flores and G. Guenin. Elastic constants measurement of beta Cu-Al-Be Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25, 1315-1355, (1991).
7. H. Flores, J. Cortés. Superelasticity in Cu-Al-Be Shape Memory Alloys. *Proceeding of the International Conference of Advanced Materials: ICAM-95*, Simp. 24. CANCÚN MEX., 1995.
8. J. Cortés. Superelasticidad en aleaciones Cu-Al-Be con Memoria de Forma. Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica. ENEP Aragón, UNAM, 1997.
9. A. Houtcocur, A Eberhard, E Patoor and Berveiller. Termomechanical behavior of monocrystalline Cu-Al-Be Shape memory alloys and determination of the metaestable phase memory properties. *Proceedings of de III European Symposium on Martensitic Transformations BARCELONA, SPAIN: PLANES a*, (ed), J. de Physique Colloque C2, 459 (1994).
10. K. N. Melton. General applications of SMA's and smart materials. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. Pp.220-240 (1998).
11. Otsuka and C. M. Wayman. Mechanism of shape memory effect and superelasticity. Shape Memory Materials. Cambridge University Press. p. 264 (1998).
12. Patoor E., Berveiller M. *Les alliages à mémoire de forme*, Technologies de pointe. Hermes, PARIS, 1990.
13. K. Otsuka and C. M. Wayman. Superelasticity Effects and Stress-Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloys. *Acta Metallurgica*, 24, 207-226, (1976).

14. K. Otsuka, H Sakamoto and K. Shimizu. Two stage Superelasticity Associated with successive Martensite-martensite Transformations. *Scripta Metallurgica*. 10, 983-988, (1976).
15. K. Otsuka, H. Sakamoto and K. Shimizu. Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in Cu-Al-Ni. *Acta Metallurgica*, **27**, 585-601, (1979).
16. Wayman C. M., Duerig T.M., 1990, "An introduction to martensite and shape memory". *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. pp. 3-20.
17. E. Patoor, M. El Amrani, A Eberhardt and M. Berveiller. Determination of the origin for the disymmetry observed between tensile and compression tests on shape memory alloys. *Proceedings of the III European symposium on martensitic transformations* Barcelona, Spain: Planes a, (ed), J de Physique Colloque C-2, p. 495, (1994).
18. V. Novák, P. Zárubová. Anisotropy of transformation characteristics of Cu-Base shape memory alloys. *Materials science and engineering*. A 234-236. Pp. 414-417 (1997).
19. T. E. Buchheit and J. A. Wert. Modeling the effects of stress state and crystal orientation on the stress-induced transformation of Ni-Ti single crystals. *Metallurgical and materials transactions A*. 25A. pp. 2383-2389 (1994).
20. T. E. Buchheit, S. L. Kumpf and J. A. Wert. Modeling the stress-induced transformation behavior of shape memory alloy single crystals. *Acta metall. mater.* 43-11. pp. 4189-4199 (1995).
21. R. J. Comstock, T. E. Buchheit, M. Somerday and J. A. Wert. Modeling the transformation stress of constrained shape memory alloy single crystals. *Acta Mater.* 44-9, pp. 3505-3514 (1996).
22. K. Bhattacharya and R. V. Kohn. Symmetry, texture and the recoverable strain of shape memory polycrystals. *Acta Mater.* 44-2, pp. 529-542 (1996)
23. N. J. Park and H. J. Bunge. Texture, transformation and properties of Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys. *Materials Science Forum*. Vols. 273-275. pp. 547-552. (1998).
24. W. M. Huang and J. J. Zhu. To predict the behavior of shape memory alloys under proportional load. *Mechanics of Materials*. 34, pp. 547-561 (2002).
25. F. Sánchez, G. Pulos. "Micro and macromechanical experimental study of stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Be polycrystalline shape memory alloy". *Material Science Forum*. Vol. 509. (2004).
26. L. Catherine Brinson, Ina Schmidt and Rolf Lammering. Stress-Induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy: Micromechanical Investigations via in situ Optical Microscopy. Submitted to *JMPS*, (2003).

27. H. Sakamoto and K. Shimizu. *Experimental investigation of cyclic deformation and fatigue behavior of polycrystalline Cu-Al-Ni shape memory alloys above M_s* . Transactions of Japan Institute of Metals, 8, pp 592-600, (1986).
28. M. Somerday, R. J. Comstock, JR. And J. A. Wert. Effect of grain size on the observed pseudoelastic behavior of a Cu-Zn-Al shape memory alloy. Metallurgical and Materials Transactions A. 28A. pp. 2335-2341(1997).
29. G. N. Sure and L. C. Brown. *The mechanical properties of refined β Cu-Al-Ni strain-memory alloys*. Metallurgical Transactions A. 15^a. pp 613-1621(1984).
30. S. S. Leu, Y. C. Chen, R. D. Jean. Effect of rapid solidification on mechanical properties of Cu-Al-Ni shape memory alloys. Journal of Materials Science. 27.pp 2792-2798, (1992).
31. K. Gasll, H. Sehitoglu, H. J. Maier and K. Jacobus. Stress-induced martensitic phase transformation in polycrystalline Cu-Zn-Al shape memory alloys under different stress state. Metallurgical and Materials Transactions A. 29A, pp. 765-773 (1998).
32. C. Bouvet, S. Calloch and . C. LExcellent. Mechanical behavior of a Cu-Al-Be shape memory alloy under multiaxial proportional and nonproportional loadings. Journal of Engineering Material and Technology. 124, pp. 112-123 (2002).
33. S. Lecterq, G. Bourbon and C. LExcellent. Plasticity like model of martensite phase in shape memory alloys. *Proceedings of de III European Symposium on Martensitic Transformations* Barcelona, Spain: Planes a, (ed), J de Physique Colloque C-2, p. 513, (1994).
34. E. J. Graesser, F.A. Cozzarelli. A proposed three-dimensional constitutive model for shape memory alloys. Journal of Intelligent. Materials Systems and Structures 5, pp 78-89, (1994).
35. Delobelle and C. LExcellent. A phenomenological three dimensional model for pseudoelastic behavior of shape memory alloys. J. de Physique IV.C-1, pp293-300, (1996).
36. E.Patoor, A Eberhardt an M. Berveiller. Micromechanical modeling of superelásticity in shape memory alloys. *Proceedings of de III European Symposium on Mrtensitic Transformations* Barcelona, Spain: Planes a, (ed), J de Physique Colloque C-2, pp. 501-506, (1994).
37. Rohan Abeyaratne, Sang-Joo Kim and J. K. Knowles. *A one-dimentional continuum model for shape memory alloys*. Int. J. Solids Structures. 31. No. 16, pp.2229-2249. (1994).
38. J. D. Verhoven. *Fundamentos de metalurgia fisica*. Mexico, Limusa, 1987, p 593.
39. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, 1961

40. W. M. Huang and J. J. Zhu. To predict the behavior of shape memory alloys under proportional load. *Mechanics of Materials*. 34, pp. 547-561(2002).
41. P. Sittner, Y. Hara and M. Tokuda. Experimental study on the Thermomechanical Martensitic transformation in Shape Memory Alloy Polycrystal induced by combined External Forces. *Met. and Mats Trans A*. 34A, pp. 2923-2935 (1995).
42. P. Sittner, K. Hashimoto, M. Kato and M. Tokuda. Stress induced martensitic transformation in tension/torsion of Cu-Al-Ni single crystal tube. *Scripta Materialia*. 48, pp. 1153-1159. (2003).
43. J. Cortés-Pérez, A. Souza Jiménez, G. A Lara Rodríguez, L. A. Ferrer A. and H. Flores Zúñiga. Experimental study of stress induced martensite transformation under plane state of stress. En preparación.
44. A.C. Ugural, S.K. Fenster *Advanced Strength and applied elasticity*, Prentice Hall 1994.
45. H. Sakamoto and K. Shimizu. *Experimental Investigation of Cyclic Deformation and Fatigue Behavior of Polycrystalline Cu-Al-Ni Shape Memory Alloys above M_s* . *Transactions of Japan Institute of Metals*, 8, pp 592-600, (1986).
46. G.A. Lara-Rodriguez, G. Gonzalez, H. Flores-Zúñiga, J. Cortés-Pérez. The effect of rapid solidification and grain size on the transformation. En revisión para su publicación en: *Materials Characterization* (2006).