



UNIVERSIDAD NACIONAL  
AUTÓNOMA DE  
MÉXICO

Universidad Nacional Autónoma de México

---

---

**Facultad de Química**

*FABRICACIÓN DE UN OBJETO ESTÉTICO CON UNA ALEACIÓN  
DE MEMORIA DE FORMA, PARA FINES DIDÁCTICOS.*

**TESIS**

*Que para obtener el título de:*

**Ingeniero Químico Metalúrgico**

*Presenta:*

**MONTSSERRAT COLIN GUERRERO**



*Facultad de Química "UNAM"*

**MÉXICO, D. F.**

**2010**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

**Jurado Asignado:**

Presidente	<b>Prof. MARIA EUGENIA NOGUEZ AMAYA</b>
Vocal	<b>Prof. SERGIO GARCIA GALAN</b>
Secretario	<b>Prof. JOSE GUADALUPE RAMIREZ VIEYRA</b>
1er. Suplente	<b>Prof. ADRIAN MANUEL AMARO VILLEDA</b>
2º Suplente	<b>Prof. BALBINA OJEDA RAMIREZ</b>

**Sitio en donde se desarrolló el tema:** Edificio D, Facultad de Química, UNAM

**Asesor:**

\_\_\_\_\_

M. en C. María Eugenia Noguez Amaya

**Supervisor técnico:**

\_\_\_\_\_

Dr. Gabriel Lara Rodríguez

**Sustentante:**

\_\_\_\_\_

Montsserrat Colín Guerrero

## DEDICATORIA

*Este trabajo de Tesis, se lo dedico al mejor hombre que Dios pudo haber puesto sobre la tierra, a la persona que con su ejemplo, apoyo y consejos me hizo salir adelante, gracias Tío Ricardo (qpd).*

*Tío, nunca voy a terminar de agradecerte todo lo que hiciste por mí, ya que sin tí no hubiera llegado hasta donde hoy me encuentro. Sé que serías la persona más feliz del mundo asistiendo a mi examen profesional, pero sé que donde te encuentres me deseas suerte y lo mejor.*

*Siempre te recordaré y vivirás por siempre en mi memoria y corazón.*

## **AGRADECIMIENTOS**

Gracias a mi Mamá por todo el esfuerzo y sacrificio que día a día hizo para otorgarme una excelente educación y demostrarme que una mujer no tiene límites para salir adelante. Bien lo decía mi tío Ricardo, eres la mejor madre del mundo. Gracias por todo

Gracias a mi Máma por todo el amor que me brinda, por confiar en mí y estar a mi lado. Gracias por siempre recibirme en casa con los brazos abiertos. Te quiero mucho.

Gracias a mi hermano Jesús Octavio, a mi prima Andrea por hacerme la vida tan feliz y divertida. Ustedes son la chispa de la casa. Los quiero mucho.

Gracias a todos mis primos (Omar, Tania, Abraham, Aldo, Denisse, Miriam, Osvaldo, Jacobo, Mariana, Richard, Mildred, Diguieto y Sofia), por ser parte de la mejor familia en la cual me puedo encontrar. Una familia que siempre seguirá unida como hasta hoy.

Gracias a todas mis tías (Vero, Rous, Angélica, Patty), tíos (Rubis, Wallace, Jesús) por siempre apoyarme y consentirme, demostrarme su amor y cariño en cada momento. Los quiero mucho.

Gracias a mis amigos Misaelito, Itzel, Memo, Clarita, por esos cuernavacasos y claro no olvidar el paraíso con esas clases eternas de cartas. Ustedes son lo mejor que me dejó la Facultad de Química. Amiga te quiero mucho.

Luz y Héctor muchas gracias por su amistad sincera e incondicional. Son personas muy importantes para mí y siempre van a contar conmigo.

Una dedicatoria especial, para personas especiales: Las Divinas (Karen, Cori), mis grandes amigos Félix, Azeretita, Marín, Santillán, Dianita, Betty, Elena, Mariana Nava, Ricardo, Alejandro Pineda (siempre vas a contar conmigo). A todos ustedes gracias por el cariño y la amistad que me brindan.

Ugalde por hacer de mi trabajo algo especial, pero sobre todo gracias por enseñarme a valorar las cosas más simples de la vida.

Gracias a la M. I. María Eugenia Noguez, por todo el apoyo y paciencia que me brindó durante éste largo proceso, ya que éste trabajo no es solo mío, sino también de Usted.

Gracias al Dr. Gabriel Lara por su magnífica enseñanza y disposición, para que llevar a cabo éste trabajo.

Gracias a Eudoxio por el amor y apoyo incondicional que siempre me ha brindado. Tú eres una de las personas más importantes de mi vida. TE AMO.

## ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN.....	9
1.1 OBJETIVO GENERAL.....	11
1.2 OBJETIVO PARTICULAR .....	11
1.3 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA .....	11
2. ANTECEDENTES.....	13
2.1 ASPECTOS TEÓRICOS DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.....	13
2.1.1 TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA. ....	13
2.1.2 NUCLEACIÓN Y CRECIMIENTO DE LA MARTENSITA. ....	13
2.1.3 MARTENSITA COMO TRANSFORMACIÓN DISPLASIVA .....	14
2.1.4 CARACTERÍSTICAS CRISTALOGRÁFICAS DE LAS TRANSFORMACIONES MARTENSÍTICAS. ....	15
2.1.5 CARACTERÍSTICAS DE LAS TRANSFORMACIONES MARTENSÍTICAS.....	18
2.1.6 TIPOS DE MARTENSITA.....	20
2.1.7 EFECTO DE AUTOACOMODAMIENTO .....	22
2.2 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA Y ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA.....	22
2.2.1 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA SIMPLE (EMFS) .....	24
2.2.2 COMPORTAMIENTOS TERMOMECAÑICOS DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA (AMF). ....	25
2.2.3 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA DOBLE (EMFD) .....	29
2.2.4 EDUCACIÓN.....	29
2.2.5 EFICIENCIA DE LA EDUCACIÓN.....	30
2.2.6 DEGRADACIÓN DEL EMFD.....	31
2.2.7 TRANSFORMACIONES DE FASE Y DESCRIPCIÓN DEL DIAGRAMA DE FASE Cu - Al .....	31
2.2.8 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS ALEACIONES DE Cu-Al.....	32
2.2.9 TRATAMIENTO DE BETATIZADO. RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO. ....	33
2.2.10 ADICIÓN DE BERILIO Y DESCRIPCIÓN DEL DIAGRAMA DE FASES Cu – Al – Be.....	33
2.3 GENERALIDADES DE LOS PROCESOS DE MANUFACTURA EMPLEADOS.....	35
2.3.1 LAMINACIÓN .....	35
2.3.2 PROBLEMAS EN LA TÉCNICA DE LAMINACIÓN.....	35
2.4 FUNDICIÓN: FUSIÓN Y MOLDEO.....	36
2.4.1 FUSION:.....	36

2.4.2	MOLDEO:.....	37
2.4.3	PROBLEMAS EN LA TÉCNICA DE FUNDICIÓN POR INDUCCIÓN Y CERA PERDIDA.....	38
2.5	TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN.....	39
2.5.1	CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO.....	39
2.5.2	DIFRACCIÓN DE RX .....	39
3.	DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	41
3.1	ALEACIÓN BASE: Cu-Al-Be.....	41
3.2	MATERIAL Y EQUIPO.....	41
3.3	FABRICACIÓN DE LA FLOR POR FUNDICIÓN. TÉCNICA DE LA CERA PERDIDA.....	42
3.4	FABRICACIÓN DE LA FLOR POR LAMINACIÓN EN CALIENTE.....	45
3.5	CARACTERIZACIÓN.....	46
3.6	EDUCACIÓN.....	47
4.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	48
4.1	LINGOTE INICIAL .....	48
4.2	FLORES POR FUNDICIÓN.....	51
4.3	LAMINA: .....	57
4.4	FOTOGRAFÍAS DEL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA SIMPLE.....	60
4.5	FLOR ELABORADA POR LAMINACIÓN:.....	62
5.	CONCLUSIONES.....	64
6.	APÉNDICE 1 .....	67
7.	APÉNDICE 2 .....	65
8.	REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	68



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.- Energía libre de las fases: Austenita ( $G_A$ ) y Martensita ( $G^m$ ) en función de la temperatura. ....	14
Figura 2.- Estructuras A2 y DO3. ....	16
Figura 3.- Estructura Cristalina de una martensita 9R. ....	17
Figura 4.- Estructuras 9R y 18R. ....	18
Figura 5.- Deformación homogénea y deformación homogénea + corrimiento. ....	19
Figura 6.- Efecto de una raya de relieve de la superficie debido al surgimiento de una plaqueta. ....	19
Figura 7.- Lazo de histéresis desplegado en las curvas de transformación para una martensita tipo A (Fe-Ni) y una martensita tipo B (Au-Cd). ....	21
Figura 8.- Representación de variantes de martensita autoacomodadas. ....	22
Figura 9.- Esquema del efecto de memoria de forma simple. ....	23
Figura 10.- Clasificación de las aleaciones con memoria de forma. ....	24
Figura 11.- Esquema tridimensional del EMF. ....	25
Figura 12.- Efecto tipo caucho. ....	26
Figura 13.- Representación esquemática de la curva esfuerzo-deformación del comportamiento superelástico. ....	26
Figura 14.- Efecto superelástico (9). ....	28
Figura 15.- Comportamiento, deformación-temperatura, obtenido a un esfuerzo constante $\sigma_1$ . ....	28
Figura 16.- Esquemización del EMFD. ....	29
Figura 17.- Sección del diagrama de fases del sistema Cu-Al. ....	32
Figura 18.- Sección del diagrama Cu-Al-Be. ....	34
Figura 20.- Difractograma de la aleación Cu-Al-Be. ....	40
Figura 21.- Flor final obtenida por el proceso de cera perdida. ....	42
Figura 22.- Modelo de cera (árbol de cera). ....	43
Figura 23.- Mezcla de investimento. ....	43
Figura 24.- Dispositivo montado para realizar la fusión por inducción de la aleación. ....	44
Figura 25.- Flor obtenida por laminación. ....	46
Figura 26.- Metalografía del lingote. ....	49
Figura 27.- Calorimetría Diferencial de Barrido del lingote inicial. ....	50
Figura 28.- Rayos X del lingote inicial. ....	51
Figura 29.- Metalografía de la flor 2B. ....	52
Figura 30.- DSC de la flor 2B. ....	53
Figura 31.- Rayos X de la AMF, 2B. ....	54
Figura 32.- Metalografía de la flor 3B. ....	55
Figura 33.- DSC de la flor 3B. ....	56
Figura 34.- Rayos X de la pieza 3B. ....	57
Figura 35.- Metalografía de la flor laminada. ....	58
Figura 36.- Difractograma de la lámina. ....	58
Figura 37.- Rayos X de la lámina. ....	59
Figura 38.- Flor antes de la recuperación por temperatura. ....	61
Figura 39.- Flor deformada. ....	61
Figura 40.- Primera recuperación de la pieza. ....	61
Figura 41.- Flor obtenida por laminación. ....	62
Figura 42.- Flor deformada. ....	62
Figura 43.- Recuperación de la flor. ....	63
Figura 44.- Molde de caucho. ....	65
Figura 45.- Inyección de cera. ....	66
Figura 46.- Modelo de cera. ....	66

## INTRODUCCIÓN.

Los materiales con memoria de forma son parte de los llamados materiales inteligentes, poseen propiedades que los diferencian del resto de los materiales. Estas no son propiedades mejoradas respecto a los materiales convencionales, sino que son nuevas propiedades que hacen que el proceso de diseño con materiales sea modificado.

Las aleaciones con memoria de forma se conocen desde hace aproximadamente unos 60 años, si bien, es sólo hace 30 años cuando comienzan a aparecer sus primeras aplicaciones. El efecto de memoria de forma fue descubierto por Chang y Read en una aleación Au-47.5%Cd, pero su verdadero desarrollo tuvo lugar con el descubrimiento de la aleación NiTi por Bühler (1). Las primeras aplicaciones de estas aleaciones han causado un gran impacto dentro del ámbito industrial y metalúrgico, ya que éstas no solo inciden dentro de la Ingeniería, sino también dentro de otras áreas del conocimiento.

En este trabajo se tiene como meta fabricar una flor con la aleación de memoria de forma Cu-Al-Be. Se escogió una flor como objeto estético que pueda usarse de forma didáctica, como motivador en la enseñanza de la transformación martensítica y del efecto de memoria de forma para el estudiante de metalurgia y materiales. La fabricación de este objeto permite profundizar en el conocimiento de la transformación martensítica que hace posible este comportamiento. Su mecanismo, cristalografía y sobre todo sus comportamientos o efectos son muy diferentes a los de la transformación martensítica del acero con la que los ingenieros metalúrgicos estamos familiarizados. El estudio de la aleación Cu-Al-Be, ha demostrado que es muy “sensible” en su fabricación y tratamiento.

El proceso de fabricación de la flor, aparentemente similar a los de cualquier otro objeto estético, brinda la oportunidad de evaluar los dos caminos principales de manufactura: procesado mecánico y fundición. Para ser más específicos nos referimos a la laminación en caliente y la fundición de precisión.

En este trabajo de tesis se desarrolla en primer lugar una explicación metalúrgica de la martensita que da lugar al efecto de memoria de forma

enfocándose a la del sistema Cu-Al Be, en seguida se explica este efecto y la forma de obtener el doble efecto de memoria de forma. Se desarrollan también las generalidades de los 2 procesos de manufactura empleados y de las técnicas de caracterización usadas, Calorimetría diferencial de barrido (DSC), Rayos X y Metalografía las cuales fueron fundamentales para comprobar la existencia y presencia de las fases requeridas para la memoria de forma. En la parte experimental se describe el procedimiento llevado a cabo que conduce a discutir los resultados a partir de las ventajas que se encontraron en el proceso de procesado mecánico contra el de fundición. Finalmente se muestra el producto: la flor, más bien las flores y se exhibe el comportamiento de memoria de forma alcanzado.

## **1.1 OBJETIVO GENERAL**

- El objetivo de éste trabajo de tesis es profundizar en la transformación martensítica de la aleación con memoria de forma Cu-Al-Be, mediante la fabricación de una flor mediante los procesos de manufactura. Fundición de precisión y laminación.

## **1.2 OBJETIVO PARTICULAR**

- Fabricar un motivador didáctico que aliente al estudio y análisis de los conceptos físicos involucrados en las aleaciones con memoria de forma, los cuales son diferentes a los materiales y aleaciones de uso común.
- Evaluar los dos procesos de manufactura escogidos: fundición de precisión y laminación en la fabricación del objeto deseado.
- Proporcionar un documento escrito que explique en lenguaje claro, aunque general, los conceptos fundamentales de la transformación martensítica en la aleación de memoria de forma Cu-Al-Be.

## **1.3 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA**

En éste trabajo de tesis se va a utilizar una aleación con memoria de forma Cu-Al-Be de composición Cu - 11.7%wt Al - 0.47%wt Be, para fabricar una pieza estética (flor), con medidas de 42.6 mm ancho y 1.25 mm de espesor la cual manifestará el doble efecto de memoria de forma cuando esté sometida a diferentes temperaturas.

Esta pieza se obtendrá por dos técnicas:

- Fundición (cera perdida)
- Laminación

Se estudiará la aleación, se presentarán las ventajas y desventajas de cada uno de los métodos, al tiempo que se profundizará en el conocimiento de la transformación martensítica involucrada.

## **ANTECEDENTES.**

### **2.1 ASPECTOS TEÓRICOS DE LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.**

#### 2.1.1 TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA.

Si se calienta un acero común en la región austenítica y luego se enfría a una velocidad suficientemente alta, ocurre una transformación martensítica. Esta fase crece como laminillas o placas en la austenita (cúbica centrada en las caras-fcc) a velocidades tan altas que el crecimiento de la placa termina en menos de 0.0001 segundos, tiempo en el cual ocurrió la nucleación. En 1895, Floris Osmond llamó martensita a esta fase tetragonal centrada en el cuerpo (hcp) del acero, en honor al metalógrafo alemán Adolf Martens. La formación de una nueva fase a velocidades de crecimiento tan altas como se encontró en la martensita del acero se ha observado ahora en algunas otras aleaciones y en algunos metales puros (2).

#### 2.1.2 NUCLEACIÓN Y CRECIMIENTO DE LA MARTENSITA.

Físicamente, se puede considerar una etapa de nucleación y de crecimiento de la martensita.

La nucleación es el conjunto de fenómenos que preceden y conducen la aparición del primer volumen de la martensita a partir de la fase madre.

Este fenómeno es controversial. Las teorías clásicas de nucleación no son aplicables, por lo que se proponen otros modelos, los cuales hacen notar el papel importante que juegan los defectos, particularmente las dislocaciones.

El crecimiento es el periodo de desarrollo y propagación de la martensita cuando los primeros núcleos ya están formados. Este crecimiento se efectúa por el movimiento de intercaras: la de alta temperatura y la martensita. (3).

Como en las demás transformaciones de fase, la fase martensítica se forma debido a que tiene una energía libre inferior (4). La Figura 1 presenta la energía libre de Gibbs en función de la temperatura. La transformación martensítica se produce cuando la energía libre de la martensita ( $G_m$ ) es inferior a la de la austenita ( $G_A$ ), es decir para las temperaturas inferiores a la temperatura crítica  $T_0$  la diferencia de energía libre  $\Delta G_{m-A}$  entre las dos fases es nula.

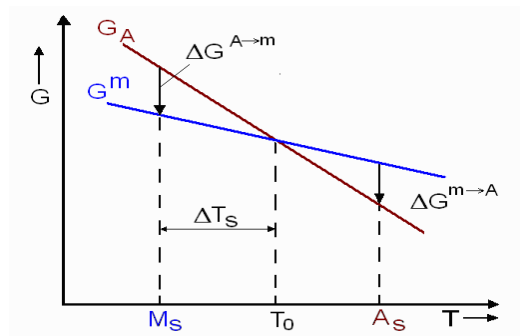


Figura 1.- Energía libre de las fases: Austenita ( $G_A$ ) y Martensita ( $G^m$ ) en función de la temperatura.

### 2.1.3 MARTENSITA COMO TRANSFORMACIÓN DISPLASIVA

Se pueden clasificar las transformaciones de fase en estado sólido como: difusionales, llamadas también reconstructivas y displasivas, éstas últimas llamadas por los metalúrgicos, simplemente como martensíticas. Las transformaciones difusionales son aquellas en las cuales una nueva fase puede ser formada sólo por el movimiento aleatorio de los átomos sobre distancias relativamente grandes. Es decir existe difusión y hay cambio en la composición química. En contraste la transformación displasiva no requiere de tales movimientos. En este caso los átomos se mueven de manera cooperativa para formar la nueva fase, desplazándose distancias menores al parámetro de red formando así una estructura cristalina más estable pero sin cambio en la composición química.

La transformación martensítica se verifica solo durante el enfriamiento y cesa si éste se interrumpe, y es independiente del tiempo. Una transformación de éste tipo se llama "atérmica". La cantidad de martensita formada con la disminución de  $T$  no es lineal. (5)

En conclusión la transformación martensítica es una transición displasiva que no pone en juego la difusión, por lo tanto no depende de la temperatura y existe una deformación homogénea de red. La martensita se produce cuando hay un enfriamiento súbito de la fase madre (temple).

#### 2.1.4 CARACTERÍSTICAS CRISTALOGRÁFICAS DE LAS TRANSFORMACIONES MARTENSÍTICAS.

El aspecto cristalográfico de las transformaciones martensíticas en general, es un campo de conocimiento muy extenso ya que esta transformación ocurre en una gran variedad de aleaciones con diferentes celdas cristalográficas de origen. La transformación martensítica más estudiada es la del acero. Para ésta transformación se conoce que el cambio de red cristalográfica, ocurre de la siguiente manera:

<b>CAMBIO CRISTALOGRÁFICO DE LA MARTENSITA DEL ACERO<sup>1</sup></b>
Austenita $\gamma$ (ccca) $\rightarrow$ Martensita $\alpha'$ (tccu)
Austenita $\gamma$ (ccca) $\rightarrow$ Martensita $\alpha'$ (ccu) <sup>1</sup>

En el caso de la transformación martensítica de la aleación Cu-Al-Be, el cambio de la red cristalina puede seguir varias opciones de acuerdo con el contenido del aluminio, de la siguiente manera:

---

<sup>1</sup> Como ya se sabe, en el caso de los aceros, las estructuras martensíticas muestran diferentes defectos cristalográficos, los aceros de bajo carbón presentan dislocaciones y los aceros de alto carbón presentan maclas. Con lo anterior se demuestra que éstos son fundamentales, para la transformación cristalográfica.



Cambio cristalográfico de la martensita de Cu-Al			
Proviene de	Tipo de Martensita	Estructura	%wt Al/%atAl
$\beta$ (cccu desordenada)	$\beta'$	9R Desordenada	9-10/18.9-20.7
$\beta$ y $\beta_1$ ( $DO_3$ )	$\beta'+\beta'_1$	9R Des. y 18ROrd.	10-11.6/20.7-23.6
$\beta_1$ ( $DO_3$ )	$\beta'_1$	18R Ordenada	11.6-12.5/23.6-25.2
$\beta_1$ ( $DO_3$ )	$\beta'_1+\gamma'_1$	18R y 2H ordenada	12.5-13.2/25.2-26.4
$\beta_1$ ( $DO_3$ )	$\gamma'_1$	2H Ordenada	13.2-14/26.4-27.7

La red  $A_2$  (figura 2) en la notación de Strukturbericht (6) es la de la estructura cccu desordenada; al ordenar puede adquirir primero la  $\beta_2$  y después la  $DO_3$ . M. Jurado establece que en las aleaciones de Cu-Al-Be solo existen  $A_2$  ( $\beta$ ) y  $DO_3$  ( $\beta'$ ) (7).

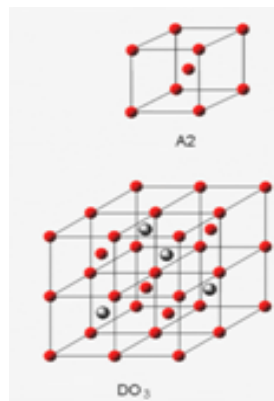


Figura 2.- Estructuras A2 y DO3.

Las martensitas siguen notaciones cristalográficas diferentes, mucho más complejas. En las aleaciones Cu-Al-Be los defectos estructurales reportados en la martensita son fallas de apilamiento y maclas.

A continuación se describirán los tipos de martensita que pueden estar presentes en el sistema de aleaciones Cu-Al-Be, por la composición química.

La martensita  $\beta'$  es desordenada como su fase madre, pero a diferencia de esta, su secuencia de planos es ABCBCACAB. A, B y C, representan tres posibles posiciones de planos compactos. Es llamada 9R porque se necesitan

9 posiciones para especificarla, como se ve en la figura 3, su simetría es ortorrómbica, su celda unitaria tiene 18 átomos y sus parámetros de red son:  $a = 4.493 \text{ \AA}$ ;  $b = 2.594 \text{ \AA}$ ;  $c = 19.06 \text{ \AA}$  (3).

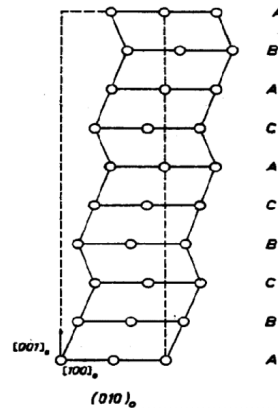


Figura 3.- Estructura Cristalina de una martensita 9R.

La martensita  $\beta'_1$ , proviene de una fase ordenada  $DO_3$ , muestra 6 distintos tipos de planos compactos  $AA' BB' CC'$ , los primeros se diferencian sólo por las distribuciones químicas de los átomos en las posiciones. Ver figura 4. La secuencia de apilamiento es  $AB'C B'CA CA'B A'BC BC'A C'AB$ , necesitándose éstas 18 posiciones para especificarla y R porque es de tipo romboédrica, de allí el nombre 18R.

La martensita  $\gamma'_1$ , posee las mismas características de orden que  $\beta'$ , pero la secuencia de apilamiento es hexagonal ABAB con estructura 2H. Según Ramsdell (8), significa que muestra una falla de apilamiento cada segundo plano y la letra el H es por ser tipo de hexagonal.



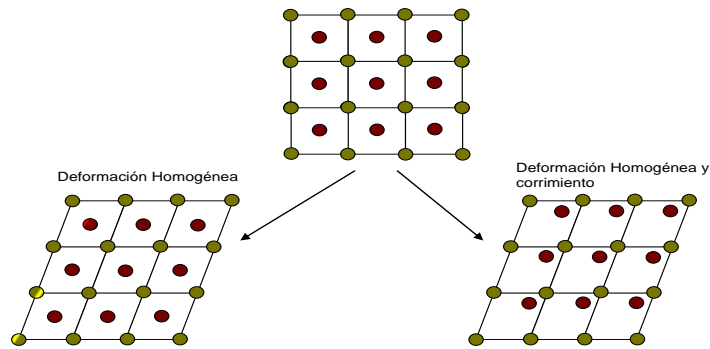


Figura 5.- Deformación homogénea y deformación homogénea + corrimiento.

En la escala microscópica (microscopio óptico) la interfase austenita-martensita es un plano invariante llamado “plano de hábito”. Dicho de otra manera la transformación se realiza por una deformación de corte paralela al plano de hábito. La figura 6 muestra esquemáticamente la aparición de una plaqueta única en un monocristal.

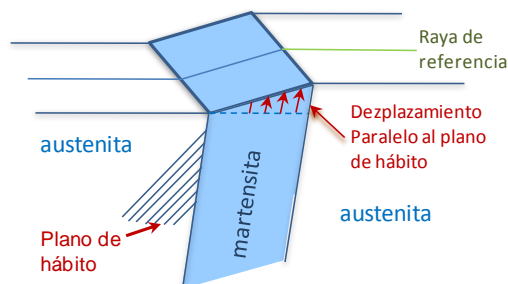


Figura 6.- Efecto de una raya de relieve de la superficie debido al surgimiento de una plaqueta.

En la figura anterior se muestra que la línea fiducial o raya de referencia, confirma que en dicha transformación no hay distorsión.

A partir de un monocristal de austenita se pueden formar 24 diferentes variantes de martensita. Estas variantes se diferencian entre sí por la orientación de su plano de hábito y por la dirección de la deformación cortante.

Otra característica de las transformaciones martensíticas es la velocidad a la cual se mueve la intercara. Las placas de martensita crecen generalmente hasta su tamaño limitante en menos de aproximadamente 0.0001 segundos. Cuando se forma una placa se produce una rápida alteración mecánica en el metal. Esta alteración genera una onda acústica que se propaga hacia la superficie del metal y produce el chasquido audible.

Los dos aspectos anteriores, el movimiento atómico “cooperativo” y las muy altas velocidades de crecimiento producen una tercera característica muy importante. La composición de la fase martensítica es idéntica a la de la fase madre.

En su cinética de formación, la temperatura a la cual se empieza a formar la martensita durante el enfriamiento de una fase austenítica, generalmente está bastante bien definida y es reproducible. A esta temperatura se le denomina temperatura de inicio de la transformación martensítica y se le da el símbolo  $M_s$ . Finalmente se alcanza una temperatura a la cual toda la austenita se ha transformado a martensita (termina la transformación), y se le llama temperatura de finalización de la transformación martensítica,  $M_f$ .

Por ésta característica como ya se había mencionado, se dice que la martensita es atérmica, término muy inapropiado y ambiguo, porque significa que no necesita permanecer un tiempo a determinada temperatura para formarse.

#### 2.1.6 TIPOS DE MARTENSITA.

Para que la transformación martensítica regrese a la fase de alta temperatura con el calentamiento, se necesita una temperatura llamada temperatura de inicio de la transformación austenítica,  $A_s$ . La temperatura  $A_s$  está siempre significativamente por encima de la temperatura  $M_s$  y las curvas de transformación muestran la histéresis (2).

Según la amplitud de la histéresis las transformaciones martensíticas pueden ser clasificadas de tipo “Burst” (estallido) o bien de tipo “Termoelásticas”. La diferencia entre estos dos tipos de martensita radica en los mecanismos de crecimiento.

Las plaquetas de martensita normalmente se crean en la fase austenítica mediante un enfriamiento. En las martensitas de estallido tan pronto una plaqueta se forma hasta un cierto tamaño después de ser enfriada, ésta deja de crecer incluso si el enfriamiento continúa, la interfase entonces se ha hecho inmóvil. La transformación inversa no se produce por un movimiento de regreso de la interfase, sino por nucleación de la austenita en el seno de las plaquetas

de martensita. Finalmente la fase inicial (austenita) no recupera su orientación original. Por el contrario, en el caso de la martensita termoelástica, la transformación se produce mediante un crecimiento continuo de la fase martensítica durante el enfriamiento. Si el enfriamiento se detiene, la transformación y el crecimiento de las plaquetas se interrumpe también. Si el enfriamiento continúa de nuevo, el crecimiento de las plaquetas continuará. La transformación inversa durante el calentamiento, en este caso sí se produce por el movimiento de regreso de la interfase y por consecuencia se recupera la orientación original (10).

Las transiciones de tipo Burst tienen una histéresis alta debido a que la deformación de corte producida durante la transición es bastante grande. Por ésta característica se conoce como tipo A para algunos autores (2).

Las transiciones termoelásticas tienen una histéresis pequeña (esto se refiere a que la aleación tiene un rango pequeño de temperatura de transformación), lo que explica el por qué son reversibles (2).

En las martensitas de tipo A (componente de corte grande, por ejemplo Fe-C, Fe-Ni), se estima que la amplitud del lazo de histéresis es de 420°C para Fe-Ni, en comparación con únicamente 16°C para la transformación martensítica llamada de tipo B (componente de corte pequeño, por ejemplo Au-Cd, In-Tl). En la figura 7 se muestra el caso del Au-Cd (2).

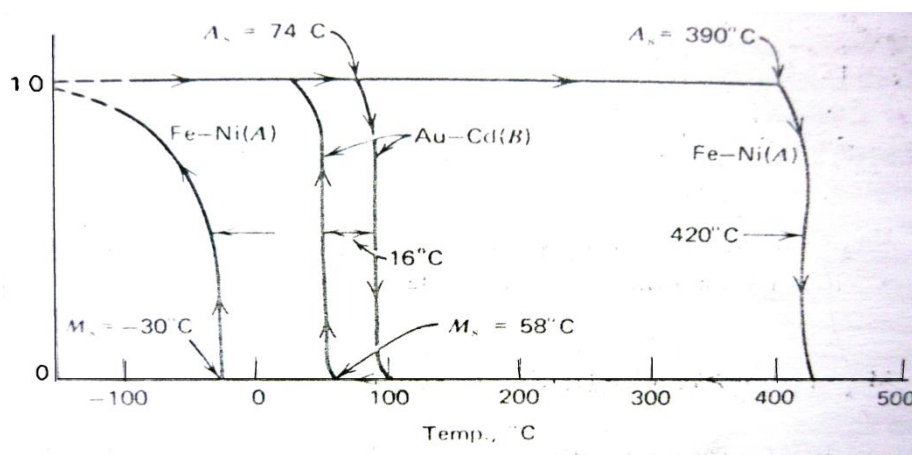


Figura 7.- Lazo de histéresis desplegado en las curvas de transformación para una martensita tipo A (Fe-Ni) y una martensita tipo B (Au-Cd).

La reversibilidad es la propiedad más fascinante de la transformación martensítica y esto en conjunto con la baja histéresis que presentan ciertas aleaciones, crean las condiciones óptimas y necesarias, para dar origen al Efecto de Memoria de Forma (EMF).

### 2.1.7 EFECTO DE AUTOACOMODAMIENTO

Durante el enfriamiento de un monocristal de austenita, se produce un cierto número de dominios de martensita, teniendo cada uno de ellos diferentes índices de planos de hábito y de cizallamiento. Estos dominios martensíticos son llamados variantes, como ya se había mencionado. Estas son estrictamente de la misma estructura y difieren sólo en su orientación y planos de hábito. Durante la transformación martensítica, estas variables son equiprobables y sus deformaciones se compensan de tal manera que el cambio de forma es nulo, a este fenómeno se le conoce como autoacomodamiento. figura 8.

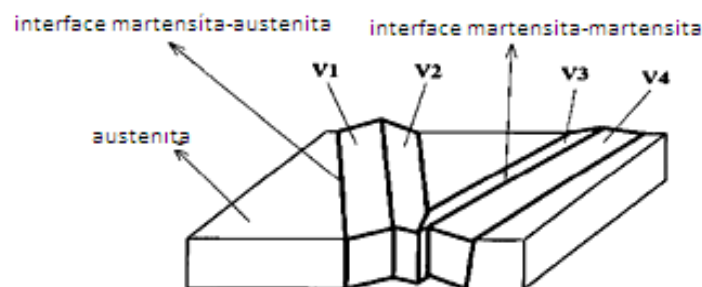


Figura 8.- Representación de variantes de martensita autoacomodadas.

## 2.2 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA Y ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA.

El efecto de memoria de forma se produce en una aleación cuando la martensita deformada producida a baja temperatura es calentada y revierte a su fase madre, austenita, la cual es una fase no deformada.

Este efecto no es una simple reversión estructural interna sino que implica que el material “recuerde” la forma macroscópica que tenía en austenita. Durante la recuperación de la forma, la aleación produce por sí misma una fuerza y un

desplazamiento como función de la temperatura. Este efecto puede ser simple o doble y exhibe características especiales que se expondrán más adelante. La martensita involucrada en este efecto es termoelástica, con baja deformación de red en su formación, tiene maclas, pone en juego el efecto del autoacomodamiento y también posee una estructura ordenada que no se pierde cuando se deslizan algunas dislocaciones (11).

Las aleaciones con memoria de forma presentan un comportamiento completamente distinto al de los materiales usuales. Por ejemplo mientras se considera que la gran mayoría de los metales comienzan a deformarse plásticamente a partir de un 0.2% de elongación cuando son sometidos a un ensayo de tensión, las aleaciones con memoria de forma pueden ser deformadas hasta un 5% sin llegar a su plasticidad. Podemos decir que una aleación metálica posee memoria de forma si después de una deformación a baja temperatura, ésta recupera su forma inicial con un simple calentamiento (4), como lo indica la Figura 9.

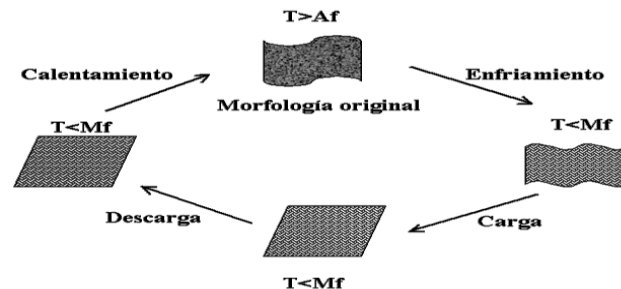


Figura 9.- Esquema del efecto de memoria de forma simple.

Otros comportamientos encontrados en este tipo de aleaciones son:

- Efecto superelástico
- Efecto tipo caucho.

Estos comportamientos serán descritos más adelante.

Las aleaciones con memoria de forma son mezclas de martensita y austenita, en las cuales la composición de la mezcla varía.



Las aleaciones con memoria de forma están consideradas dentro de una nueva clase de materiales: LOS MATERIALES INTELIGENTES.

Las aleaciones con memoria de forma proporcionan una filosofía diferente en la ingeniería y el diseño de los materiales (1).

En la Figura 10, se muestran las familias de aleaciones con MF, tanto aleaciones ferrosas, como no ferrosas y ferromagnéticas, actualmente su estudio y desarrollo, ha cobrado gran interés (10).

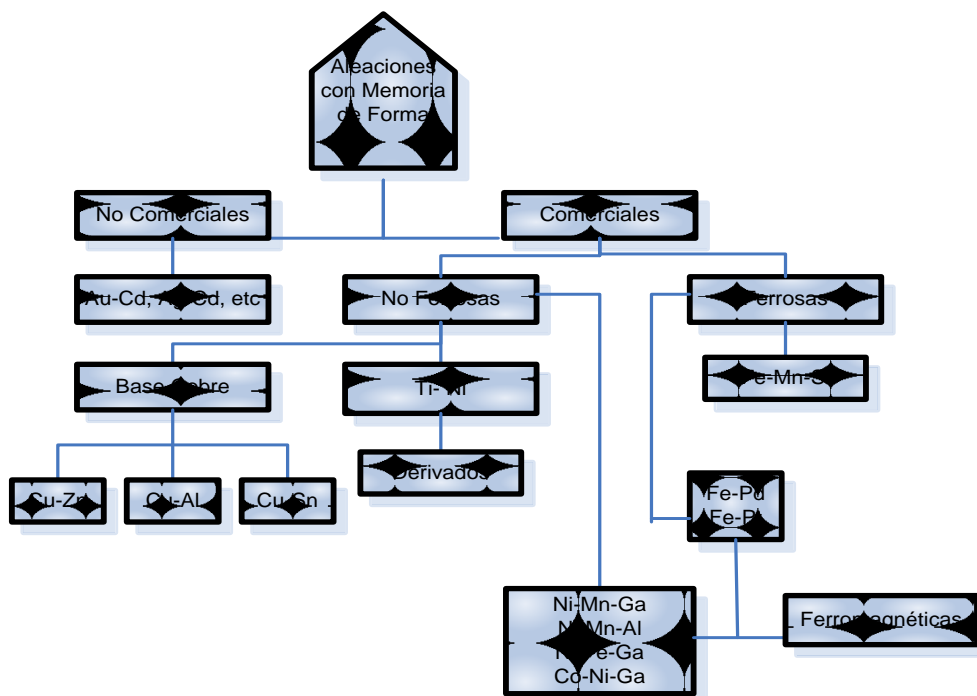


Figura 10.- Clasificación de las aleaciones con memoria de forma.

### 2.2.1 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA SIMPLE (EMFS)

El efecto de memoria de forma puede ser definido como el regreso mediante calentamiento a una forma predefinida a alta temperatura a partir de una forma a baja temperatura obtenida por deformación (12) . Observando la Figura 11 la forma predefinida es la forma en estado austenítico o de alta temperatura [1]. Durante un simple enfriamiento hasta el estado martensítico [2] la forma no se modifica. Si se le aplica un esfuerzo a la muestra [3] y después se descarga [4], se produce una deformación permanente. El regreso a la forma inicial se

obtiene mediante un simple calentamiento a una  $T > A_f$  (fin de la transformación asutenítica) durante la transformación martensita-austenita [1]. A lo anterior se le conoce como “*Efecto de Memoria de Forma Simple*” (12).

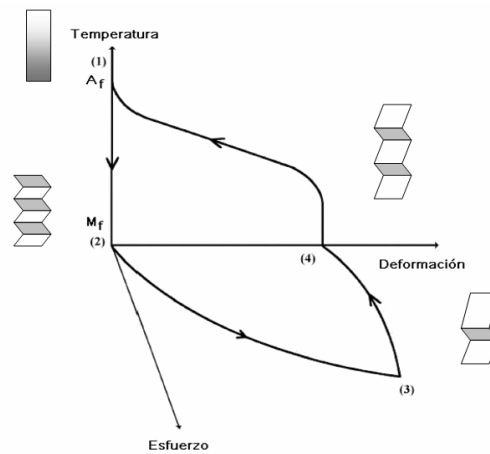


Figura 11.- Esquema tridimensional del EMF.

Para entender este comportamiento hay que considerar como se acumula la deformación en el material. Siguiendo la Figura anterior, en la estructura después del temple, las placas martensíticas están orientadas al azar, y cada placa individualmente está maclada internamente también al azar. Cuando se aplica un esfuerzo a éstas estructuras, ciertas variantes y orientaciones de macla en la martensita se estabilizan y empiezan a crecer a expensas de otras, de ésta forma, el material puede almacenar o acomodar la deformación mediante una combinación de maclados y mecanismos de reorientación. Esto tiene un límite, cuando la pendiente entre esfuerzo-deformación empieza a incrementarse y hay un movimiento de dislocaciones. Si no se llega a éste límite, toda la deformación almacenada es recuperada al calentar y la martensita orientada y maclada al azar se forma otra vez al enfriar rápidamente hasta  $M_f$ .

## 2.2.2 COMPORTAMIENTOS TERMOMECAÑICOS DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA (AMF).

### 2.2.2.1 EFECTO TIPO CAUCHO

Cuando se aplica un esfuerzo a una aleación con memoria de forma en estado martensítico, éste presenta el comportamiento que se presenta en la figura 12.

Esta nos muestra que nos encontramos a una temperatura inferior de  $M_f$  y la primera deformación que se obtiene después de aplicar un esfuerzo (1  $\rightarrow$  2) es parcialmente reversible cuando el esfuerzo es retirado (2  $\rightarrow$  3). Si nuevamente se aplica un esfuerzo, la deformación esta vez sí es reversible (2  $\rightarrow$  3). Este comportamiento es llamado efecto tipo caucho o en ciertos casos por analogía con supertermoelasticidad es llamado efecto pseudoelástico por reorientación. La recuperación parcial de la forma se debe a un movimiento reversible de las interfaces martensita – martensita, constituidas esencialmente por los contornos de maclas (12).

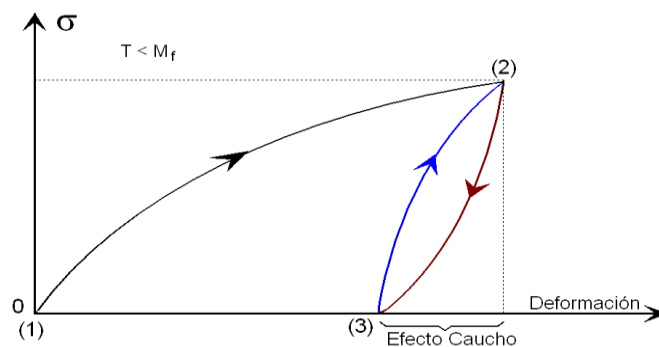


Figura 12.- Efecto tipo caucho.

### 2.2.2.2 EFECTO SUPERELÁSTICO.

La transformación martensítica se produce por enfriamiento debajo de la temperatura  $M_f$ , pero ésta también puede ser inducida por encima de  $A_f$  mediante la aplicación de un esfuerzo, esto quiere decir que ésta propiedad se obtiene cuando se le aplica a la austenita, un esfuerzo a una temperatura constante y superior a  $A_f$ .

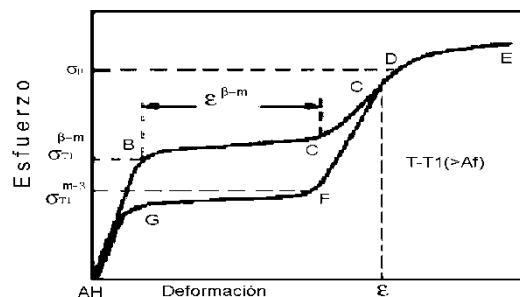


Figura 13.- Representación esquemática de la curva esfuerzo-deformación del comportamiento superelástico.

En la figura 13 se muestra este efecto. La sección AB corresponde solamente a la deformación elástica de la fase austenítica. El punto B corresponde al esfuerzo necesario ( $\sigma^{\beta-m}$ ) para iniciar la introducción de las primeras variantes de martensita. Las variantes introducidas entre B y C, son aquellas a las que el cizallamiento favorece en el sentido del esfuerzo. Se puede observar una deformación importante de aproximadamente 8% ( $\epsilon^{\beta-m}$ ) como máximo. En la C la transformación finaliza. La pendiente de la línea BC refleja la facilidad del proceso de transformación completa. Para un cristal favorablemente orientado, la inclinación es pequeña, en tanto que para un policristal, debido a los problemas con los límites de grano se obtienen pendientes más grandes, como se observa en la figura 14. Pero éste comportamiento depende también de la dirección del esfuerzo (tensión o compresión) y de la dirección cristalina. El punto D es el límite elástico de la martensita transformada ( $\sigma_p$ ), si el esfuerzo aplicado sigue aumentando, la martensita se deforma plásticamente y se produce la fractura E.

Si el esfuerzo es retirado de la muestra antes del punto D, por ejemplo en el punto C, la muestra recuperará su forma inicial en varias etapas. La sección C'F corresponde a la descarga elástica de la martensita. En F ( $\sigma_{m-\beta}$ ), comienza la transformación inversa martensita-austenita. La fracción de martensita disminuye hasta que la fase austenítica sea completamente restaurada (G). La sección GH representa la descarga elástica de la austenita. La deformación total puede en algunos casos no ser completamente recuperada, sobre todo durante los primeros ciclos de utilización.

Se puede decir entonces, que el efecto superelástico es la traducción macroscópica de la transformación termoelástica inducida por esfuerzo a una temperatura superior a  $A_f$ . La verificación de éste comportamiento a distintas  $T > A_f$  permite trazar los diagramas de tipo  $\sigma - T$  (12).

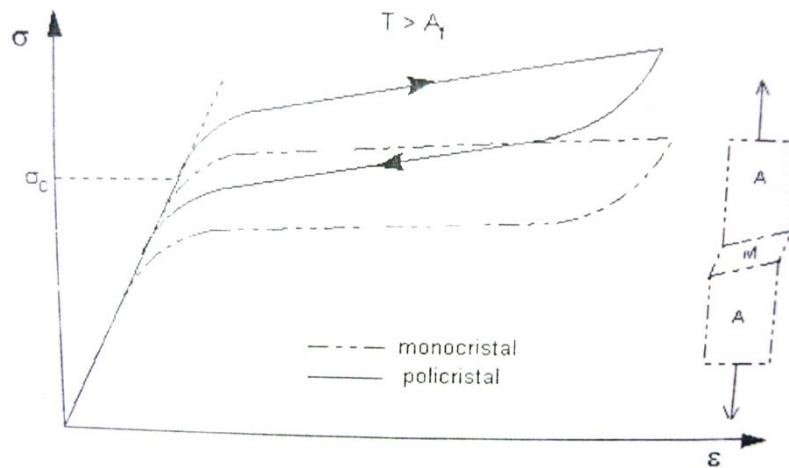


Figura 14.- Efecto superelástico (9).

Otra forma en la que se manifiesta este efecto es cuando a una temperatura arriba de  $M_s$  (sin llegar a  $A_f$ ) se aplica un esfuerzo constante que no es suficiente para provocar la martensita. Al enfriar, sin dejar de aplicar ese esfuerzo, se provocará la martensita en la variante favorecida como en el caso anterior. Esto da lugar a una fuerte deformación superelástica que se desaparecerá al aumentar la temperatura, lo cual se muestra en la figura 15. Este comportamiento es base de alguno de los métodos de “educación” en las aleaciones de doble memoria de forma.

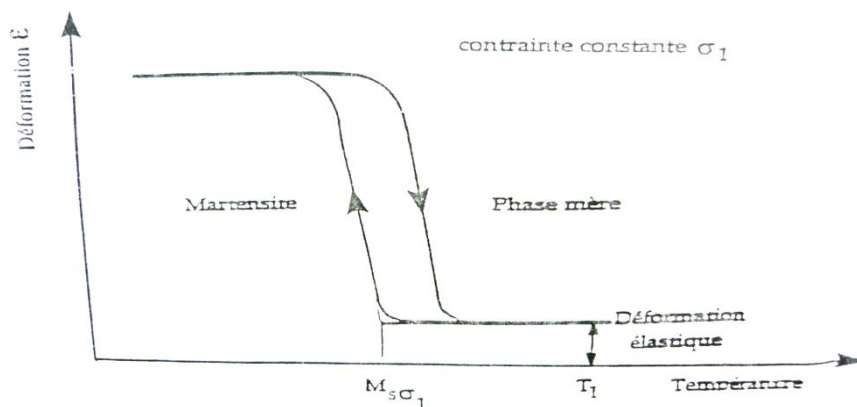


Figura 15.- Comportamiento, deformación-temperatura, obtenido a un esfuerzo constante  $\sigma_1$ .

### 2.2.3 EFECTO DE MEMORIA DE FORMA DOBLE (EMFD)

Si el efecto de memoria de forma de sentido simple es repetido varias veces y la carga aplicada es mantenida constantemente durante todo el ciclo de enfriamiento y calentamiento de la muestra, entonces se dice que se lleva a cabo el proceso para producir el efecto de memoria de forma doble (EMFD).

La carga aplicada debe de ser lo suficientemente grande para poder deformar la muestra en estado martensítico y debe de ser también limitada para no introducir una deformación plástica que pueda bloquear la transformación (12). Otros autores afirman que la carga debe de mover o introducir dislocaciones, de tal manera que la deformación no regresa totalmente durante el calentamiento, pero durante el subsecuente enfriamiento la presencia de estas dislocaciones estabilizan y reorientan a la martensita formada (13).

A todo este proceso se le llama EDUCACIÓN, el cual se explicará más adelante.

En otras palabras el EMFD ocurre cuando la muestra es capaz de cambiar de forma sin tensión mecánica, solo por acción de la temperatura.

#### *Efecto Doble Memoria de forma*



Figura 16.- Esquematización del EMFD.

Observando la figura 16 notamos que la muestra comprimida se expande calentando por encima de  $A_f$ , pero se contrae espontáneamente cuando se vuelve a enfriar por debajo de la  $M_f$ . La muestra se expande de nuevo cuando se calienta por encima de  $A_f$  y se contrae de nuevo cuando se enfría por debajo de  $M_f$ , repitiéndose cada vez que el material esté sometido a éstas condiciones.

### 2.2.4 EDUCACIÓN

La educación se produce cuando un esfuerzo es aplicado durante la transformación directa austenita  $\rightarrow$  martensita. La deformación máxima depende

del esfuerzo aplicado y eso quiere decir que hay un equilibrio entre el esfuerzo aplicado y el carácter autoacomodante de la transformación. Este último es considerado como una fuerza resistiva frente a la formación de las martensitas preferidas inducidas por el esfuerzo (9) . La aleación tiene que “educarse” para recordar la forma de baja temperatura.

#### 2.2.4.1 EDUCACIÓN POR CICLADO MEDIANTE TRATAMIENTO TERMOMECHANICO.

Se necesita un tratamiento termomecánico conocido como tratamiento de educación o de adiestramiento, el cual da lugar a microtensiones en el material que tienden a perjudicar la nucleación y el crecimiento del grano de la martensita, provocando que algunas variantes se formen preferentemente frente a otras que se quedan impedidas (14). Un ciclo de educación de una AMF consiste en enfriar la muestra por debajo de la temperatura  $M_f$ , cuando la muestra ya está en un equilibrio térmico, es deformada a un nivel abajo del límite de deformación de memoria de forma, posteriormente la muestra es calentada para recuperar la forma original de alta temperatura. Después de aproximadamente 5-10 ciclos la muestra iniciará espontáneamente un cambio de forma. Cabe señalar que si se le aplica una deformación a la aleación del 6%, esta misma tendrá una recuperación del 1 o 2.5%, se pueden obtener mejores resultado si las repeticiones del ciclo son mayores a 10 (9).

#### 2.2.5 EFICIENCIA DE LA EDUCACIÓN.

La eficiencia de la educación (R) está definida como el cociente de la deformación del primer ciclo ( ) en el EMFD en relación al enésimo ciclo de la deformación en la educación ( ) :

$$R = \frac{\epsilon_1}{\epsilon_n}$$

Para calcularla es necesario medir las deformaciones lo cual no fue considerado para este trabajo.

## 2.2.6 DEGRADACIÓN DEL EMFD.

La degradación es una de las propiedades menos exploradas.

En otras palabras, la degradación es considerada como la pérdida relativa del EMFD.

Para que se lleve a cabo la degradación de la aleación con EMFD, éste necesita cumplir con parámetros ya sea internos ó externos.

Los parámetros internos son: el sistema de la aleación (las aleaciones base cobre son más propensas para la degradación en comparación con las aleaciones Ni-Ti), la composición de la aleación, el tipo de la transformación, la estructura de la red (incluyendo defectos).

Los parámetros externos son: el tratamiento termomecánico, el procedimiento de la educación, el esfuerzo aplicado, la deformación impuesta para dar el EMF y la temperatura.

Otros de los factores, son la cantidad de recuperación que tenga la muestra, ya que una alta recuperación tiende a degradarse de una manera relativamente más rápida comparada con una muestra que presente lo contrario. La degradación también depende mucho de la forma de educación, la adición de elementos aleantes y el tratamiento térmico que se lleve a cabo durante la educación (9).

Una de las aportaciones más actuales es que la degradación de una aleación con EMFD depende del tamaño de la histéresis, o sea, en histéresis pequeñas, más pequeña será la degradación (9).

## 2.2.7 TRANSFORMACIONES DE FASE Y DESCRIPCIÓN DEL DIAGRAMA DE FASE Cu - Al

Las aleaciones base cobre con un contenido de más de 9% de aluminio pueden formar una fase  $\beta$  al calentarse por encima de los 565°C, es decir la temperatura eutectoide, tal como se muestra en la Figura 17.



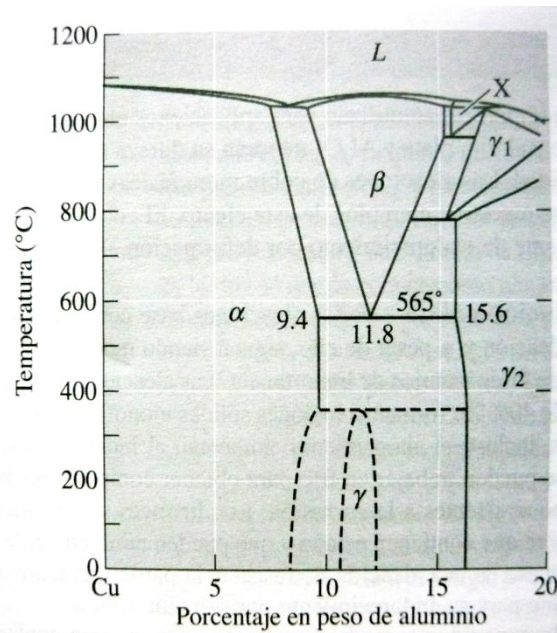


Figura 17.- Sección del diagrama de fases del sistema Cu-Al.

En enfriamientos subsecuentes, la reacción eutectoide produce una estructura laminar (como la perlita) que contiene un compuesto  $\gamma_2$  frágil. La reacción peritectoide a baja temperatura,  $\alpha + \gamma_2 \rightarrow \gamma$ , normalmente no ocurre. El producto eutectoide es relativamente frágil, pero se puede templar  $\beta$  rápidamente para producir martensita, es decir  $\beta'$ , que tiene una elevada resistencia y baja ductilidad. Cuando subsecuentemente se reviene  $\beta'$ , se obtiene una buena combinación de alta resistencia, ductilidad y excelente tenacidad al precipitarse finas plaquetas de  $\alpha$  a partir de  $\beta'$  (15).

## 2.2.8 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN LAS ALEACIONES DE Cu-Al.

Los elementos aleantes para este tipo de aleaciones se adicionan para ajustar las temperaturas de transformación y para optimizar la estabilidad térmica así como las propiedades mecánicas.

El efecto de los elementos aleantes también afecta a la transformación martensítica, ya que ésta responde de manera diferente en presencia de variaciones en la composición química de la aleación (3). Para el caso de la aleación Cu-Al-Be, la expresión para saber la temperatura de transformación

$M_s$ , sigue una relación lineal con respecto al contenido de aleantes de acuerdo a S. Belkahl (3).

$$M_s (\text{°C}) = 1245 - 71\%Al - 893\%Be.$$

#### 2.2.9 TRATAMIENTO DE BETATIZADO. RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO.

Para obtener el EMF en las aleaciones base Cu, la fase metaestable  $\beta$  debe ser retenida, haciendo un enfriamiento suficientemente rápido desde la temperatura de betatizado para evitar la descomposición de la fase  $\beta$  en sus fases de equilibrio. Para las AMF base cobre, las temperaturas de transformación son muy sensibles a la rapidez de enfriamiento.

Los resultados que se pueden obtener con el betatizado, varían con las temperaturas, tiempos y los medios de enfriamiento, para una misma composición. Si se modifica la composición la variación es mayor (16).

G. Lara (10) recomienda que el betatizado de la pieza sea de la siguiente manera: calentando a temperatura de Betatización propia (750°C), durante cierto tiempo (20 minutos), seguido de un rápido enfriamiento en un baño de agua hirviendo durante 15 minutos. La pieza se deja en el baño hasta que se completa la transformación y el objetivo es retener la fase  $\beta$ . El temple también se realiza para tener como resultado una estructura martensítica metaestable. Dependiendo de la composición y del orden de la fase  $\beta$ , se pueden obtener cinco regiones de martensita, lo cual fue mencionado en el inciso 2.1.4.

#### 2.2.10 ADICIÓN DE BERILIO Y DESCRIPCIÓN DEL DIAGRAMA DE FASES Cu – Al – Be.

La adición de pequeñas cantidades de Berilio (0.47%) al sistema Cu – Al genera una disminución en la temperatura de transformación martensítica  $M_s$ , mientras que la naturaleza de la transformación no es modificada. La fase  $\beta$  de ésta aleación posee una buena estabilidad térmica, y es única porque puede ser utilizada para aplicaciones tanto a alta como a baja temperatura. Una

sección del diagrama de fases del sistema Cu – Al – Be se muestra en la figura 18. Esta corresponde a las composiciones de interés en éste trabajo.

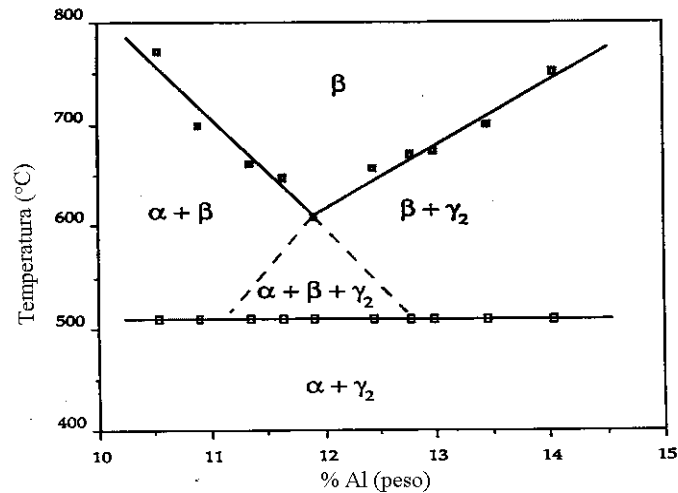


Figura 18.- Sección del diagrama Cu-Al-Be.

Este diagrama representa una interesante contribución por que prueba que el punto eutéctico no cambia su composición (11.8 %Al) con respecto al diagrama de Cu – Al. La estructura martensítica 18R ( $\beta'$ ) se conserva también, además la temperatura eutéctico del diagrama Cu-Al-Be exhibe un incremento de 50°C, en relación con la aleación binaria Cu – Al, un nuevo dominio ( $\alpha + \beta + \gamma_2$ ) ocurre para ésta composición entre la mínima temperatura de la fase  $\beta$  y la temperatura eutéctico. Adicionalmente, ésta aleación presenta un amplio intervalo de operación para el efecto de memoria de forma (-200 °C a 200°C), lo que favorece su uso a temperatura ambiente. Por otra parte es conocido el hecho de que los precipitados de la fase  $\gamma_2$  pueden mejorar las propiedades de memoria de forma en estas aleaciones ya que proporcionan cambios en  $M_s$  y en el ciclo de histéresis (17).

Hablando un poco más acerca del berilio, éste se oxida muy fácilmente entre los 700°C a 1500°C, la oxidación es muy rápida a los 1500°C. El berilio presenta problemas desde su fabricación por su toxicidad, hasta cuando se somete a fusión por su gran oxidación, y esto se nota en la gran pérdida de % de material.

## **2.3 GENERALIDADES DE LOS PROCESOS DE MANUFACTURA EMPLEADOS.**

### **2.3.1 LAMINACIÓN**

La laminación es un método de conformado o deformación utilizado para producir productos metálicos alargados de sección transversal constante. Este proceso metalúrgico se puede realizar con varios tipos de máquinas. La elección de la máquina más adecuada va en función del tipo de lámina que se desea obtener (espesor y longitud) y de la naturaleza y características del metal (18).

Este es un proceso en el cual se reduce el espesor del material pasándolo entre un par de rodillos rotatorios. Los rodillos son generalmente cilíndricos y producen productos planos tales como láminas o cintas. También pueden estar ranurados o grabados sobre una superficie a fin de cambiar el perfil, así como estampar patrones en relieve. Este proceso de deformación puede llevarse a cabo, ya sea en caliente o en frío.

La máquina más común es de simples rodillos, por entre los cuales se introduce el metal a altas temperaturas y se deforma hasta obtener el espesor deseado, estos giran jalando el material de trabajo y simultáneamente lo aprietan entre ellos.

Normalmente la única fuerza o esfuerzo aplicado es la presión radial de los rodillos laminadores. Esto deforma el metal y lo jala a través de la holgura de los rodillos. El proceso puede ser comparable a la compresión en el forjado pero difiere en dos aspectos; la compresión se efectúa entre un par de platinas con diferentes inclinaciones entre una y otra, y el proceso es continuo.

### **2.3.2 PROBLEMAS EN LA TÉCNICA DE LAMINACIÓN**

- La mayor parte de los procesos de laminado involucran una alta inversión de capital, requieren equipo y piezas pesadas llamadas molinos laminadores o de laminación.

- El alto costo de inversión requiere que los molinos se usen para producciones en grandes cantidades de artículos estándar como láminas y placas.
- La mayoría del laminado se realiza en caliente debido a la gran cantidad de deformación requerida por lo que los productos no pueden mantenerse dentro de las tolerancias adecuadas y la superficie presenta una capa de óxido característica

En éste trabajo de tesis se realizó laminación en caliente, por lo que no se presentaron muchos problemas comparados con la técnica de fundición, ya que la aleación presenta más ductilidad. La laminación se realiza en  $\beta$  y posteriormente la muestra se somete a betatizado y temple. Las piezas se decaparon con ácido nítrico al 10%.

## **2.4 FUNDICIÓN: FUSIÓN Y MOLDEO.**

### 2.4.1 FUSION:

La fundición de la aleación comienza por la fusión del material por inducción por medio de una bobina, la cual se utiliza para tener una fuente de calor rápida y constante. El proceso genera corrientes eléctricas dentro del material para producir calor

Las ventajas principales del calentamiento por inducción, son las siguientes:

- Disminución de contacto físico
- Generación del calentamiento en el lugar requerido, el calor inducido se puede dirigir con facilidad; se puede calentar un área reducida sin que afecte a las áreas que la circundan
- Esta técnica hace que el material no se oxide rápidamente
- Disminución de pérdidas en transferencia calóricos
- Rapidez y precisión, el calor se genera directa e instantáneamente (>2000° F o 1093° C en < 1 segundo) dentro de la pieza.

- El proceso es limpio, no crea contaminación ni produce emisiones dañinas, gases de escape, humo, ruidos fuertes o contaminación térmica.

#### 2.4.2 MOLDEO:

El proceso consta en introducir material en la cavidad del molde, previamente preparado. El material se solidifica y adquiere la forma de la cavidad, reteniéndola cuando se retira el molde, abriéndolo o rompiéndolo.

De los diferentes métodos de moldeo de fundición existentes, se seleccionó el método de “fundición a la cera perdida”, usado por joyeros para fabricar piezas delicadas, finas y de textura superficial tersa. En la figura 19, se muestra un esquema que comprende éste método como parte de la fundición con forma desechable.

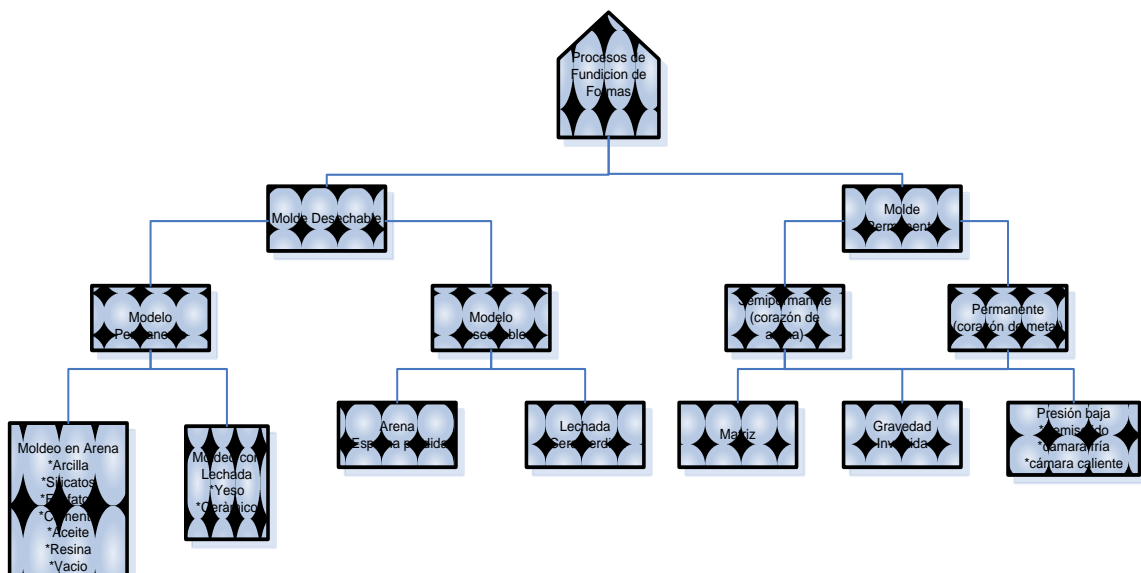


Figura 19.- Esquema de los diferentes tipos de fundición.

La cera perdida, también llamada fundición por investimento, ya se usaba en el antiguo Egipto y en China, pero la gran difusión de su aplicación industrial fue a partir de la Segunda Guerra Mundial, con la necesidad de producir partes de precisión para motores de reacción con materiales a temperatura elevada. Con este proceso se producen las formas más complejas, por que el modelo se fabrica con una mezcla cuidadosa de cera (o, para secciones delgadas, un plástico como el poliestireno) incluyendo el sistema de alimentación, y la pasta refractaria se vacía alrededor de ella (19).

En este tipo de fundición, el molde se destruye para lograr remover la pieza fundida. Como se requiere un nuevo molde por cada nueva fundición, las velocidades de producción en éste tipo de procesos son limitadas, más a causa del tiempo que se requiere para hacer nuevamente el molde, que el tiempo para llevar a cabo la fundición.

Esta es una técnica de reproducción de piezas iguales, a partir de un modelo original o máster. Por este medio es posible reproducir cualquier diseño de manera múltiple y exacta.

En el apéndice 1, se detalla la forma de proceder en este trabajo.

Se requieren varios pasos:

- 1.- Selección del original o máster.
- 2.- Fabricación de un modelo de caucho o goma del original para fabricar por inyección, los modelos de cera.
- 3.- Inyección de cera para obtención de moldes.
- 4.- Obtención del molde de investimento a partir del molde de cera.
- 5.- Fundir y evaporar la cera para dejar la cavidad donde se vaciará el metal.
- 6.- Poner el molde en un estante de vacío y vaciar el metal fundido, de manera que el vacío ayude a llenar toda la cavidad.

#### 2.4.3 PROBLEMAS EN LA TÉCNICA DE FUNDICIÓN POR INDUCCIÓN Y CERA PERDIDA.

a) Por fundición con Inducción se puede presentar problemas cuando existe:

- Alta volatilidad de los elementos
- Posibilidad de oxidación de los elementos en la aleación

b) Cera perdida:

- Defectos por sistema de alimentación
- Defectos de la cera
- Descomposición del sulfato de calcio del investimento
- Rebabas o aletas de fundición

- Vacíos o fundiciones incompletas
- Fundiciones porosas con cavidades finas dispersas, en la superficie del metal
- Inclusiones de partículas extrañas en las fundiciones
- Láminas, parte del investimento se introduce en al interior del molde
- Burbujas o nódulos en las fundiciones (20).

## **2.5 TÉCNICAS DE CARACTERIZACIÓN.**

Cuando se termina el proceso de fundición y de laminación es necesario realizar una caracterización de la pieza. Por medio de las técnicas de análisis químico, calorimetría diferencial de barrido y Rayos X, se va a tener certeza de las fases que están presentes de la pieza, ya que con la metalografía no es suficiente.

### **2.5.1 CALORIMETRÍA DIFERENCIAL DE BARRIDO.**

La calorimetría diferencial de barrido (DSC) es una herramienta usada para el análisis de transiciones de fase en materiales. En este método la muestra es calentada y enfriada en un intervalo de temperatura a rapidez constante. El equipo es sensible al flujo de calor que se presenta en las muestras.

Esta técnica es usada para estudiar qué ocurre cuando un metal es calentado y nos da el resultado de la temperatura de transición entre una fase y otra.

### **2.5.2 DIFRACCIÓN DE RX**

La difracción de rayos X por el método de polvos, permite analizar polvos y materiales sólidos. Es una técnica que nos permite identificar fases cristalinas presentes en un sólido. Con dicho método se obtiene un patrón de picos (gráfica de intensidad vs. ángulo  $2\theta$ ), ver la figura 20. Los picos del espectro corresponden a familias de planos que son particulares de una fase sólida. La



identificación se realiza comparando la posición de los picos (en ángulo) y con la intensidad relativa de éstos. Este método utiliza la ley de Bragg para conocer la distancia interplanar correspondiente a la posición del pico.

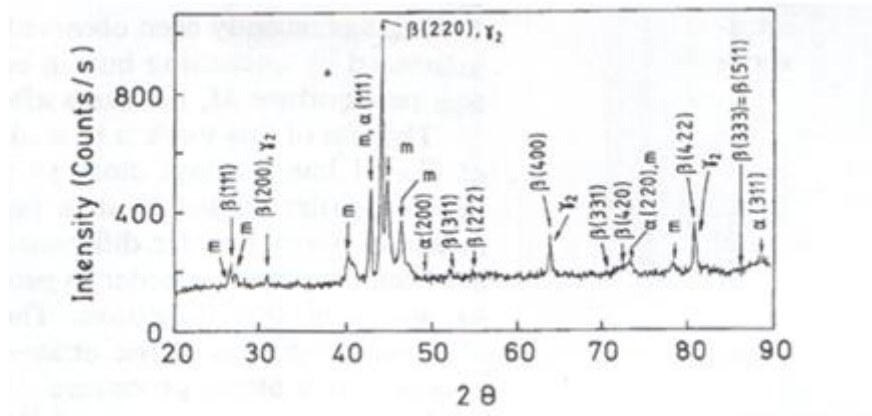


Figura 20.- Difractograma de la aleación Cu-Al-Be.

En la figura anterior, los picos del difractograma, presentan los planos de las fases presentes en la aleación de Cu-Al-Be, correspondientes a la composición atómica 0.7397%at Cu, 0.2306%at Al y 0.0297% at Be, las fases presentes son en su mayoría betas y martensitas, por lo que en el efecto de memoria de forma, éstas fases son fundamentales (7).

## **DESARROLLO EXPERIMENTAL.**

La aleación con memoria de forma fue preparada en el Instituto de Materiales, en forma de lingotes, trozos de éstos fueron puestos a disposición para éste trabajo de tesis. Esta aleación fue sometida al proceso de fundición a la cera perdida y al de laminación en caliente para obtener las flores escogidas como piezas finales. Éstas, después del tratamiento de betatizado, se educaron para que respondan al efecto de memoria de forma. Una parte de estas piezas se llevó a las áreas correspondientes para caracterizarlas por medio de análisis químico, Calorimetría térmica diferencial (DSC), Difracción de Rayos X y metalografía.

### **3.1 ALEACIÓN BASE: Cu-Al-Be.**

Se utilizó una aleación fabricada en el Instituto de Materiales, lo cual se describe en el apéndice 2.

Se obtuvieron bloques de 10cm x 6cm x 2.5 cm, los cuales se nos proporcionaron en el Instituto de Materiales, para comenzar con el trabajo de Tesis.

### **3.2 MATERIAL Y EQUIPO.**

- Laminadora
- Mufla
- Lingotes de Cu-Al-Be, proporcionados por el Instituto de Materiales.
- Lámina del lingote inicial. Espesor inicial de 0.92mm.
- Cera dental periférica
- Involucro (base cristobalita y óxidos metálicos)
- Cubiletes
- Bomba de vacío
- Tanque de Argón
- Tubos de cuarzo
- Bobina de inducción

- DSC: Calorímetro Diferencial de Barrido, 821<sup>o</sup>. Mettler-Toledo de USAI. Fac. de Química.
- Difracción de Rayos X (USAI. Fac. Química). SIEMENS D-5000 K $\alpha$  de Cu, longitud de onda 1.5406 Å.

### **3.3 FABRICACIÓN DE LA FLOR POR FUNDICIÓN. TÉCNICA DE LA CERA PERDIDA**

Se seleccionó la pieza a fundir: la flor con dimensiones de 42.6mm ancho y 1.25 mm de espesor. El resultado se ve en la figura 21:



*Figura 21.- Flor final obtenida por el proceso de cera perdida.*

La flor consta de 4 pétalos. A partir de ésta se fabricó el caucho y los modelos de cera, los cuales fueron elaborados directamente en un taller de joyería. El desarrollo de ésta parte está descrita en el apéndice 1 ya mencionado.

**MOLDE DE CERA:** en el modelo de cera de la flor, se puede observar que a partir de dos pétalos se encuentran los canales de alimentación y una pequeña colada cónica. El conjunto de éste sistema es conocido como “árbol de cera”, como se muestra en la figura 22:

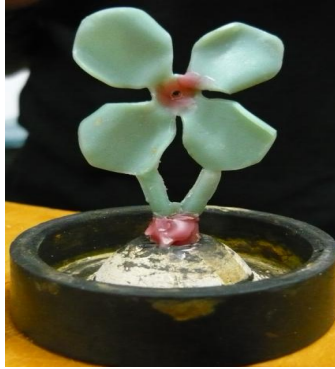


Figura 22.- Modelo de cera (árbol de cera).

*INVESTIMENTO*: Sobre la pieza obtenida de cera, se montó un cilindro de acero inoxidable llamado cubilete.

El investimento (base cristobalita y óxidos metálicos) se preparó vaciando en un recipiente 1 medida y  $\frac{1}{4}$  más de volumen del cubilete de este material y agua. Por cada 100 g de investimento se agregaron 50 ml de agua. Se integraron estos dos ingredientes hasta que se obtuvo una mezcla homogénea como se observa en la figura 23. Lo anterior se hizo con mucho cuidado para no crear un exceso de burbujas en la mezcla y en el menor tiempo posible, ya que si no se hace de ésta manera el investimento comenzará a fraguar y ya no podría ser reutilizado.

La mezcla estuvo lista y se colocó en una cámara de vacío para que se eliminara todo el aire atrapado (burbujas), aproximadamente 1 minuto. Posteriormente la mezcla se vació en el cubilete el cual ya tenía la pieza montada, (la pieza no debe quedar al ras del cubilete) es necesario cubrir toda la pieza.

El molde se colocó en un lugar fresco, hasta que éste fraguó.



Figura 23.- Mezcla de investimento.

*HORNEADO:* el molde se sometió a un proceso térmico. Éste se introdujo a una estufa a 200°C durante 40 minutos para asegurar que el agua se eliminara en su totalidad.

El molde fue retirado de la estufa y colocado en una mufla la cual tuvo que programarse, para que la temperatura fuera desde los 200°C hasta los 900°C, esto con el fin de que no se presente un choque térmico y no se provoque la fractura del investimento. En este rango de temperatura la cera llegó a su punto de fusión y escurrió, se “perdió”, pero el molde se dejó hasta los 900°C para estar totalmente seguros de que no existiesen rastros de cera.

*COLADA DE LA MUESTRA:* El proceso de vaciado del metal se hizo con ayuda de un dispositivo el cual se muestra en la figura 24, el cual consta de lo siguiente:

- Bobina de inducción.
- Tubo de cuarzo.
- Compresora (vacío).
- Manguera de látex.
- Lingotes de aleación.
- Base metálica para soportar el Cubilete con entrada de vacío.
- Tanque de Argón.



Figura 24.- Dispositivo montado para realizar la fusión por inducción de la aleación.

Un trozo de lingote de aleación de aproximadamente 48.08g se introdujo al tubo de cuarzo, el cual fue puesto dentro de la bobina de inducción, y el metal comenzó a fundirse. Cuando el metal fundió, se prendió la compresora, la cual estaba conectada (con una manguera de látex) a la base metálica que contiene el cubilete, ésta hace vacío, “succiona” para que el metal sea colado por la cavidad dejada por la cera y el metal llene en su totalidad todos los rasgos del molde. Al mismo tiempo, por la parte superior del tubo de cuarzo, hay una manguera conectada a un tanque de Argón que hace presión, y esto hizo que el metal líquido saliera con mayor facilidad para ser inyectado al molde. Posteriormente, cuando la inyección del molde terminó, el cubilete se sacó rápidamente de la base y se sumergió en un recipiente con agua fría, para retirar el investimento inservible. Al final del proceso, se cortan los canales de alimentación y el resultado fue la flor, la cual se muestra en la figura 21.

Se obtuvieron 20 flores por colada, de las cuales 4 flores resultaron sin defectos de fundición. Estas se sometieron al proceso de betatizado el cual se describe más adelante para su posterior educación para lograr el efecto de memoria de forma.

Los canales de alimentación de las flores fueron cortados y enviados a varios procesos de caracterización: Análisis químico, DSC, Rayos X y Metalografía.

Las flores obtenidas satisfactoriamente fueron nombradas de la siguiente manera:

NOMBRE DE LA PIEZA
1B
2B
3B
4B

### **3.4 FABRICACIÓN DE LA FLOR POR LAMINACIÓN EN CALIENTE.**

Para ésta parte del proceso se utilizó una lámina con espesor inicial de 0.92 mm. Los parámetros de laminación en caliente fueron tomados en cuenta de los trabajos realizados en el Instituto de Investigación de Materiales (10).

Para la laminación en caliente, se utilizó una temperatura menor a la de Betatización (800°C), esto se hace con el fin de que no se altere o modifique la fase  $\beta$ .

La laminación fue realizada en tres pasos, con una velocidad de  $10\text{ms}^{-1}$ . En cada paso se recalentó la pieza y por lo tanto se recristalizó, (nuevos granos). La dureza de un material disminuye cuando éste es calentado.

Al final del proceso, la pieza tuvo un porcentaje de reducción del 30%, teniendo un espesor final de 0.63mm.

Cuando se obtuvo la lámina final, se dibujo sobre ésta una flor la cual será recortada para ser sometida al proceso de educación. Figura 25.



*Figura 25.- Flor obtenida por laminación.*

## BETATIZADO.

El betatizado se realizó de la siguiente manera:

Las flores obtenidas de fundición y laminación fueron puestas en una mufla a 750°C por 20 minutos, para después ser templadas en agua hirviendo durante 15 minutos. Finalizando este proceso, las piezas ya están listas para la educación.

### **3.5 CARACTERIZACIÓN.**

A las correspondientes muestras se les hicieron análisis químico, por la técnica de vía húmeda en el Depto. de Ingeniería Química Metalúrgica y se les realizó metalografía para obtener fotografías en el Microscopio Óptico.

Otra parte de las muestras fue enviada a los respectivos laboratorios de la Unidad de Servicios de Apoyo a la Investigación USAI, Fac. De Química, para la Difracción de Rayos X y para obtener los datos de la Calorimetría Diferencial de Barrido.

Para la Difracción de Rayos X se utilizaron muestras sólidas de aproximadamente de 1cm x 1cm y se obtuvieron los difractogramas los cuales se analizaron por comparación gráfica, para corroborar la presencia de las fases requeridas.

Para el DSC se envió una muestra de aproximadamente 150 mg, en el cual se solicitó que el análisis se hiciera en un intervalo de -100°C a +100°C con una rapidez de calentamiento de 5°C/min al calentar, en una atmósfera de Nitrógeno. En los DSC obtenidos, se midieron los puntos de Ms, Mf, As, Af, mediante el trazo de pendientes.

### **3.6 EDUCACIÓN.**

Las flores obtenidas por laminación y fundición fueron sometidas al proceso de educación, el cual se hizo de la siguiente manera:

Primeramente las piezas son sumergidas en un recipiente con hielo, hasta estar en equilibrio térmico con el mismo, posteriormente se le aplica una fuerza manual para que se deforme, y esta será su forma definida a baja temperatura.

La pieza es sacada del recipiente con hielo y se coloca sobre una parrilla (aprox. a 650°C); cuando la pieza comience a calentarse, notaremos una deformación (forma predefinida) de la pieza, (efecto de memoria de forma simple).

Este proceso se repite varias veces, aproximadamente 20. Posteriormente, se notará que la flor se deformará y recuperará su forma original en ausencia de una fuerza externa, es decir estaremos observando el efecto de memoria de forma.

Refiriéndonos a las flores obtenidas por fundición, éstas siguieron el mismo procedimiento anterior, pero como éstas comenzaban a fracturarse, se decidió solo obtener el EMFS.



## RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

El análisis de los resultados se va a llevar a cabo tomando como base el lingote, ya que se partió de ésta composición química. Ésta aleación ha sido probada con el efecto de memoria de forma en múltiples aplicaciones en el Instituto de Materiales. Los resultados de las caracterizaciones del lingote serán comparados con los de las flores obtenidas, tanto por fundición como por laminación.

### 4.1 LINGOTE INICIAL

Análisis Químico:

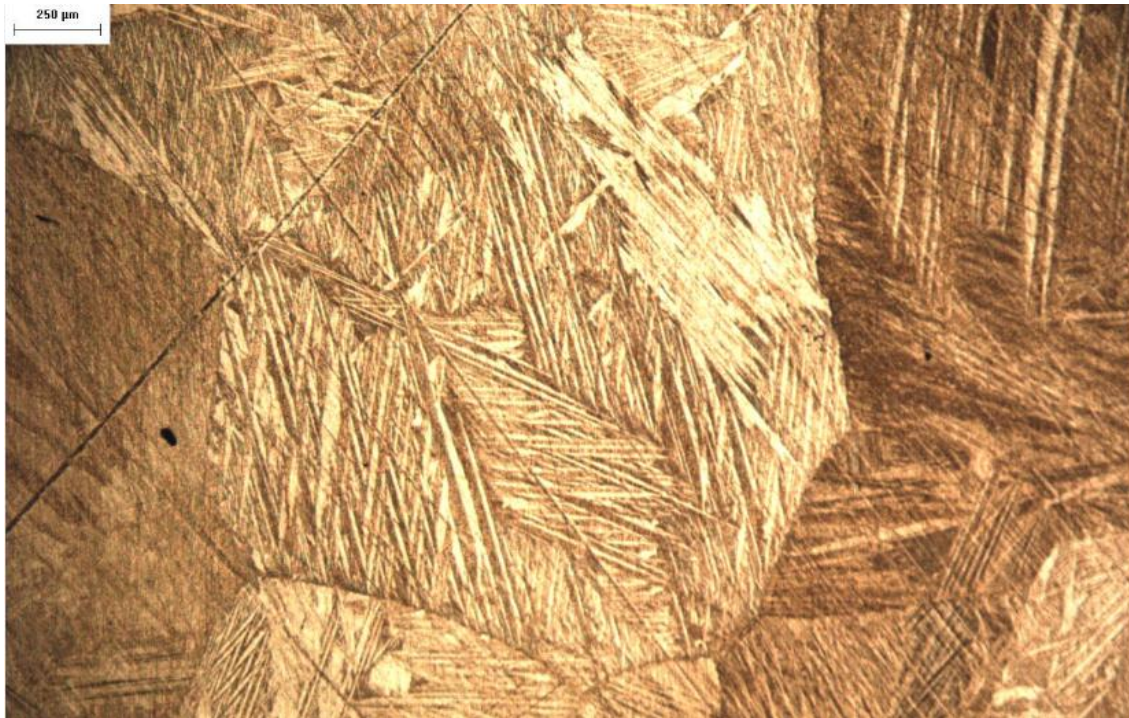
En la tabla siguiente se muestra la composición exacta de la cual partimos (composición química de los lingotes proporcionados por el Instituto de Materiales). Por medio de la composición se podría asegurar que las flores fabricadas van a tener el efecto de memoria de forma. Este resultado se confirmará con la existencia de las fases necesarias. Se presentaran a continuación los resultados de la análisis metalográfica, DSC y Rayos X.

ANALISIS QUIMICO LINGOTE		
%Cuwt	%Alwt	%Bewt
87.83	11.47	0.47

### METALOGRAFÍA

La muestra después del betatizado y del templado, se sometió al análisis metalográfico.

La metalografía del lingote se muestra en la figura 26. Los granos de la aleación son muy fáciles de identificar, y dentro de ellos se observa la mezcla de placas de martensita con austenita. La mayoría de las placas que estamos observando en ésta figura son delgadas. No se puede distinguir el tipo de las martensitas.



*Figura 26.- Metalografía del lingote.*

## **DSC**

En el DSC del lingote, figura 27, observamos que hay un cambio de fase notorio. Para obtener las temperaturas de las transformaciones, se trazaron las pendientes necesarias, y se dibujó una línea vertical, para determinarlas con exactitud. Hay una transformación de fase en el rango de temperatura (-40°C a 100°C y de 100°C a -40°C). Los resultados del DSC demuestran que hay una extracción de calor al formarse la fase austenítica aproximadamente en el rango de: 40°C a 70°C, durante el calentamiento. El  $A_s$  es de 40°C y el  $A_f$  es de 70°C. Observando la histéresis durante el enfriamiento, también se nota esa misma transformación de fase, un pico exotérmico en el rango de 50°C a 15°C. El  $A_s$  es entonces 15°C y el  $A_f$  50°C. Se distingue un pico de martensita a los -3.73°C, con un  $M_s$  de 10°C. El  $M_s$  calculado, con la ecuación de Belkhalala, de acuerdo a la composición química es de 10.92°C, lo cual resulta muy aproximado al medido en el DSC.

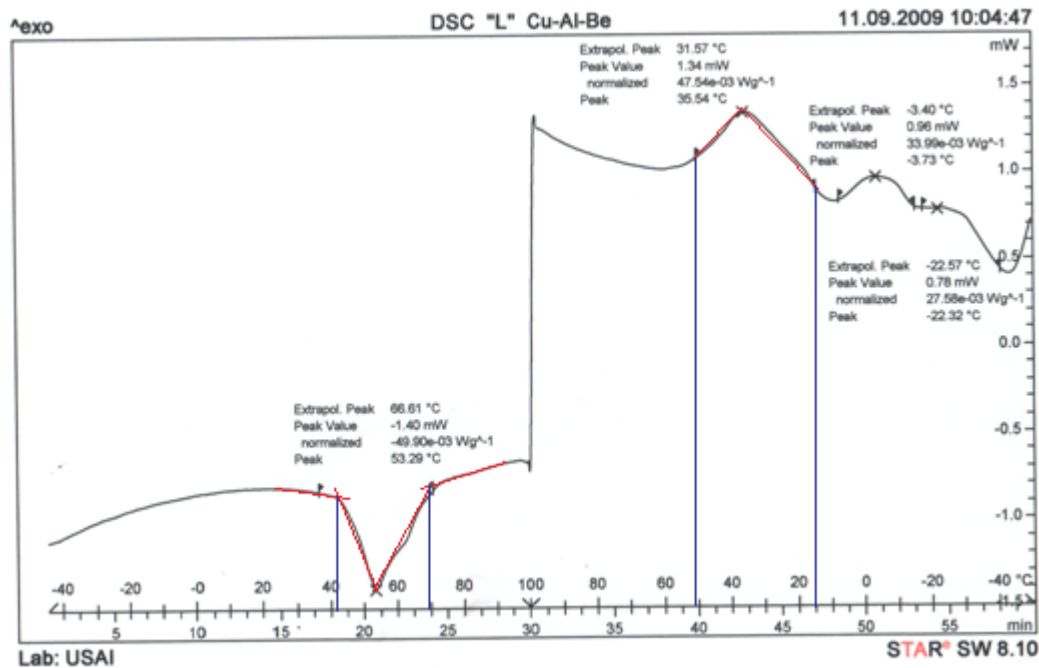


Figura 27.- Calorimetría Diferencial de Barrido del lingote inicial.

## RAYOS X

El Difractograma del lingote se muestra en la figura 28. La zona marcada con un círculo azul muestra un rango aproximado de 35° a 50° de  $2\theta$ , éste rango se tomó con referencia al artículo de M. Jurado (7) y S. N Balo. (16), los cuales mencionan que en éste rango se encuentran las fases importantes, como  $\beta'$ ,  $\beta$ ,  $\beta_1$ ,  $\beta'_1$  las cuales son responsables del efecto de memoria de forma.

Las distancias interplanares que se leen en el rango mencionado de  $2\theta$  son: 2.242Å, 2.11Å y 2.025Å nos van a servir como referencia al interpretar los difractogramas de las flores obtenidas, con esto se puede corroborar la existencia de las fases necesarias.

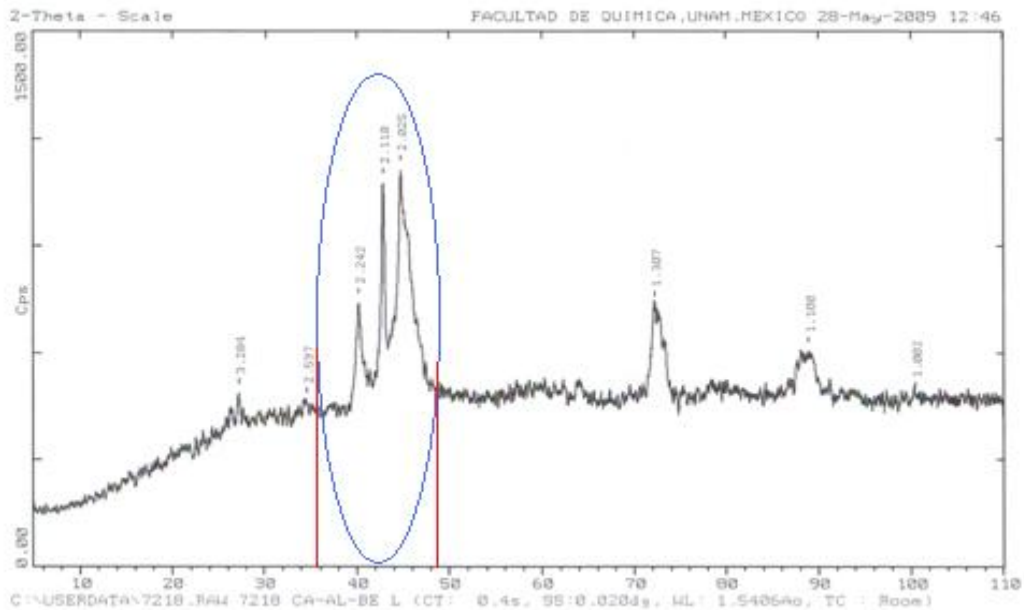


Figura 28.- Rayos X del lingote inicial.

## 4.2 FLORES POR FUNDICIÓN

Las 4 flores que se obtuvieron por la técnica de la cera perdida, ya betatizadas fueron sometidas a pruebas de caracterización con el objeto de determinar si existen las fases que permitieran obtener el EMF. Se detallarán a continuación las caracterizaciones de dos flores, una con efecto de memoria de forma “3B” y una sin él, “2B”, comparándolas con las del lingote inicial.

### FLOR 2B:

#### METALOGRAFÍA

La metalografía de ésta flor se ilustra en la figura 29; se notan perfectamente los granos de la aleación, y dentro de ellos placas de martensita, algunas anchas y otras delgadas, ésta fotografía demuestra la presencia de martensita y austenita después del betatizado, pero no se puede determinar el tipo de martensita.

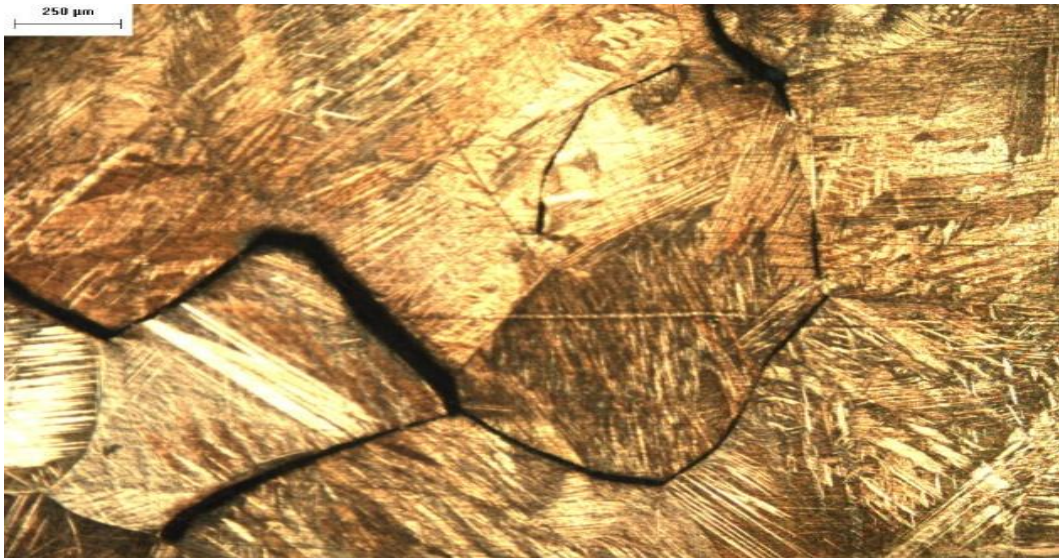


Figura 29.- Metalografía de la flor 2B.

## ANÁLISIS QUÍMICO

El análisis químico de la flor 2B, se muestra en la siguiente tabla. Comparando las composiciones químicas con el lingote, es notoria la diferencia que existe entre ellas (%Be 0.142, %Al 2.331), lo cual quiere decir que el lingote de aleación cuando fue refundido, perdió dos elementos muy importantes (no se puede perder de vista que anteriormente se reportó que solo a cierto rango de composición, se presenta el EMF) . El resultado obtenido en la flor 2B, no está dentro del rango de composición química y por lo tanto, seguramente, no tenemos las fases óptimas ( $\beta$ ,  $\beta'$ ) las cuales son las responsables de la Memoria de Forma.

ANÁLISIS QUÍMICO 2B		
%Cu	%Al	%Be
90.533	9.139	0.328

Las existencia o no de las fases óptimas, será observada de una mejor manera en los resultados del DSC y Rayos X. Estas caracterizaciones fueron la parte crucial, ya que por este medio se descartó ésta flor para su educación.

## DSC

La figura 30, muestra que ésta flor no presenta ninguna transformación en el rango -50o C a 100o C y de 100°C a -50°C. El DSC no presenta ninguna absorción o liberación de calor asociado a la formación de austenita. Cerca de -400 C, a -38.080C, se nota un pico exotérmico que corresponde a la martensita que se ve al microscopio, lo cual corresponde a la Ms; al calcularla con la ecuación de Belkahala reportada en la literatura, da un resultado de 303°C y este resultado está fuera de los rangos de martensita. No hay ninguna transformación de fase de austenita dentro de la aleación en este rango de temperatura esto es un efecto del cambio de la composición química.

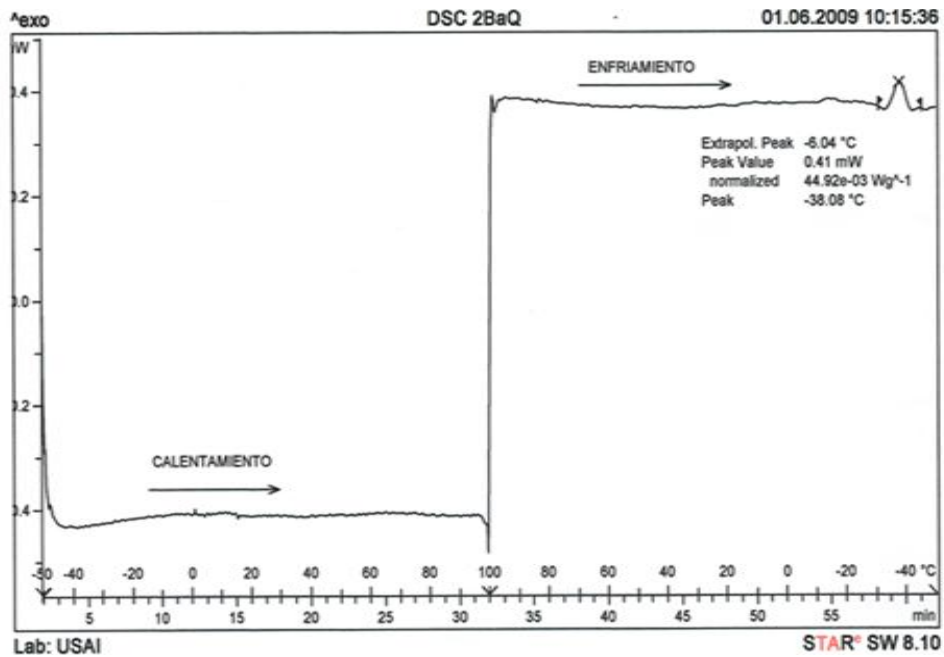


Figura 30.- DSC de la flor 2B.

## RAYOS X

El Difractograma de la flor 2B se muestra en la figura 31. La zona marcada con un círculo azul, muestra el rango (35° a 50° de 2θ) que se tomó para hacer ésta comparación, con los difractogramas de la literatura y con los del lingote. Los picos de intensidad en ambas figuras son muy diferentes.

Existen 2 distancias interplanares, una de 2.243 Å y otra de 2.014 Å, esta última no existe en el lingote, no hay similitud.

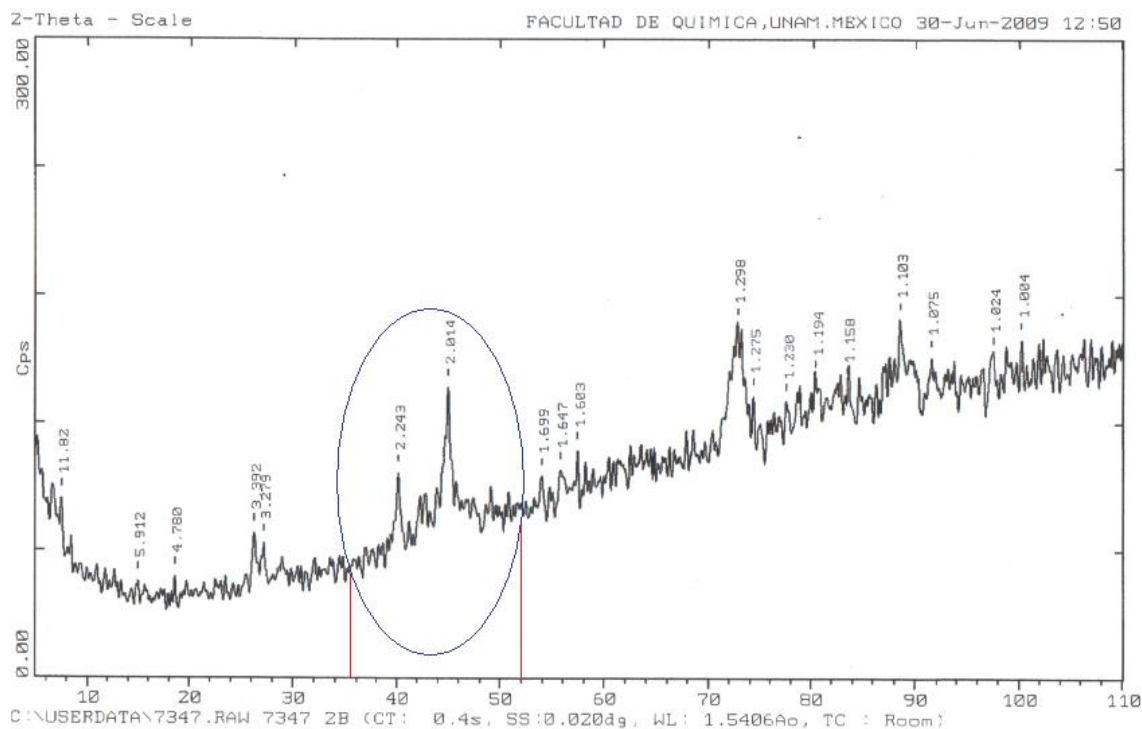


Figura 31.- Rayos X de la AMF, 2B.

Como ya se había mencionado, ésta pieza no está dentro del rango de composición química óptima para obtener la memoria de forma. Esto es porque el contenido principal de Berilio en la aleación se perdió cuando se hizo la refusión del material. Además el DSC y la difracción de Rayos X son muy diferentes a los del lingote, no coincide más que una distancia interplanar y el Ms es incongruente.

### **FLOR 3B:**

## **ANÁLISIS QUÍMICO**

En la tabla siguiente se muestra el análisis químico de la flor 3B. Comparando la composición, con la del lingote, la diferencia es muy poca; los resultados son casi iguales por lo que la muestra 3B entra en el rango de la composición requerida para obtener el EMF y por lo tanto es la flor elegida para realizar la educación. En ésta pieza en el momento de la refusión, no se perdió material.

ANÁLISIS QUÍMICO 3B		
%Cu	%Al	%Be
88.47	11.47	0.50

## METALOGRAFÍA

En la figura 32, se muestra la fotomicrografía de la muestra 3B, los granos se ven perfectamente bien formados, y nuevamente se tiene la presencia de las placas de martensita y de la austenita, pero sin distinguir los tipos de martensita.

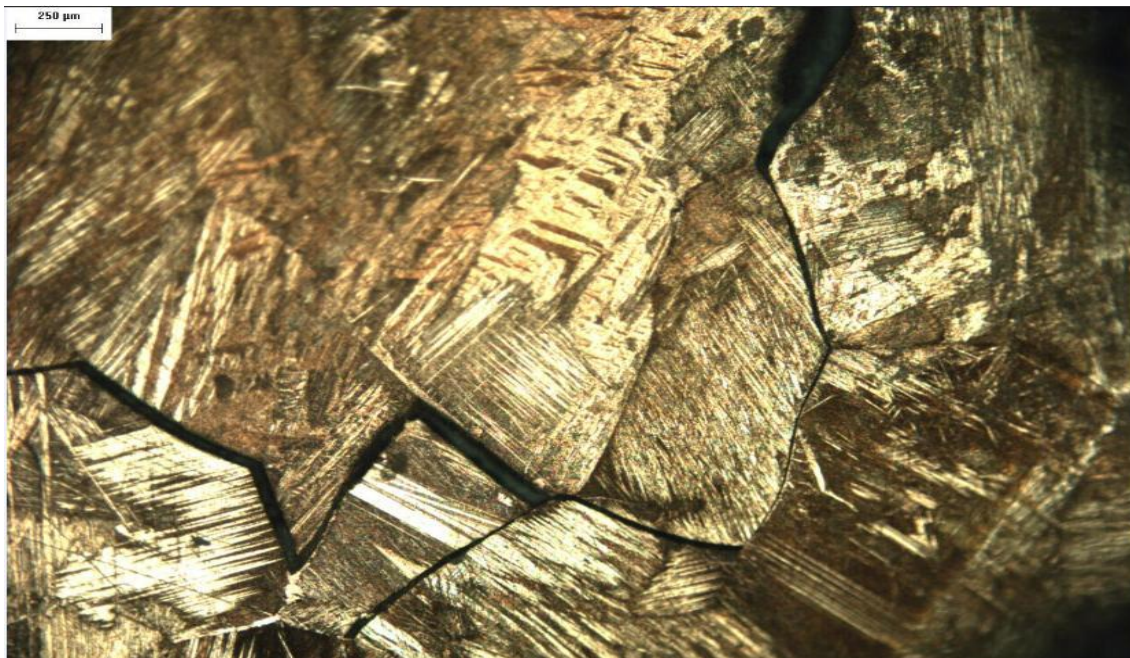


Figura 32.-Metalografía de la flor 3B.

## DSC

Se puede observar en la figura 33 que en la zona de calentamiento y enfriamiento el diagrama, presenta evidencias de las transformaciones de fase. Las temperaturas obtenidas en el calentamiento son  $A_s = 37.5^\circ\text{C}$ ,  $A_f = 70^\circ\text{C}$ , y en la de enfriamiento son:  $A_f = 57.5^\circ\text{C}$ ,  $A_s = 15^\circ\text{C}$ , éstas temperaturas son bastante similares a las del lingote, se distingue una martensita a los  $-24.39^\circ\text{C}$ , además de la de  $-40^\circ\text{C}$ , con una  $M_s$  de  $-15^\circ\text{C}$  y una calculada de  $-15.87^\circ\text{C}$ .



Con este diagrama se comprueba la presencia de fases similares a las del lingote.

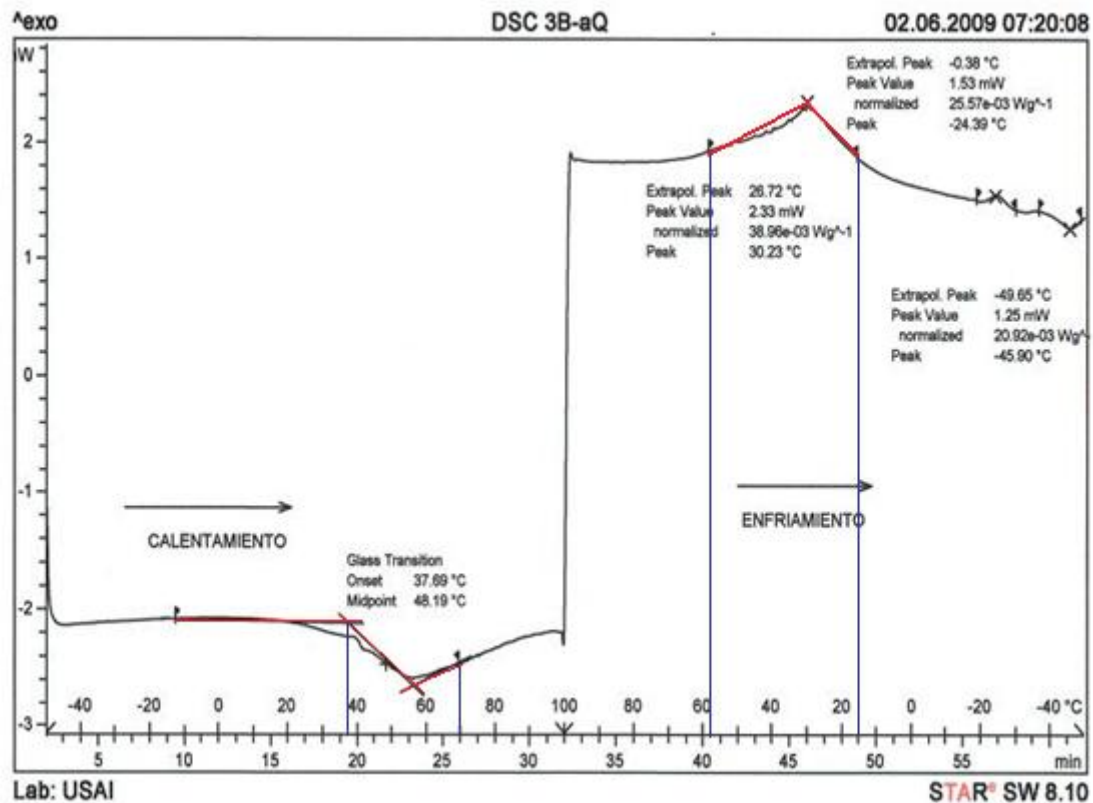


Figura 33.- DSC de la flor 3B.

## RAYOS X

Éstos resultados mostrados en la figura 34, comparados con los de la literatura y con los del lingote, son muy similares. La zona marcada con un círculo azul muestra el rango de  $2\theta$  ( $35^\circ$  a  $50^\circ$ ), en el cual se presentan los picos de intensidad con distancia interplanares de 2.242 Å, 2.109 Å y 1.988 Å, que coinciden con las 3 distancias del lingote.

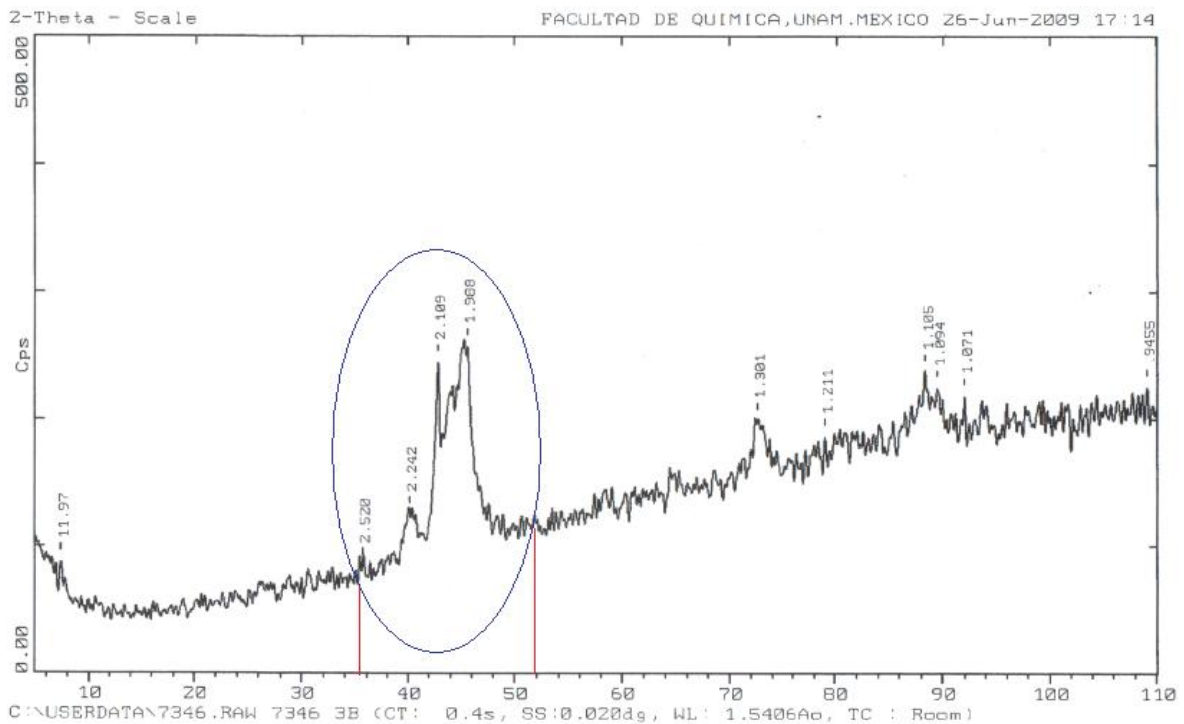


Figura 34.- Rayos X de la pieza 3B.

### 4.3 LAMINA:

#### ANÁLISIS QUÍMICO

En la tabla siguiente se muestra la composición química obtenida de la lámina, notamos que los resultados entran en el rango óptimo, la diferencia entre ésta y el lingote es mínima (0.03% en Be y 0.02% en Al), por lo que seguramente ésta pieza no tendrá dificultades en el proceso de educación.

ANÁLISIS QUÍMICO LAMINA		
%Cu	%Al	%Be
88.47	11.49	0.50

#### METALOGRAFÍA

En la figura 35, se observa la presencia de las dos fases austenita y martensita. Las placas de martensita no son muy grandes, pero en comparación con los resultados del lingote, éstas son similares.

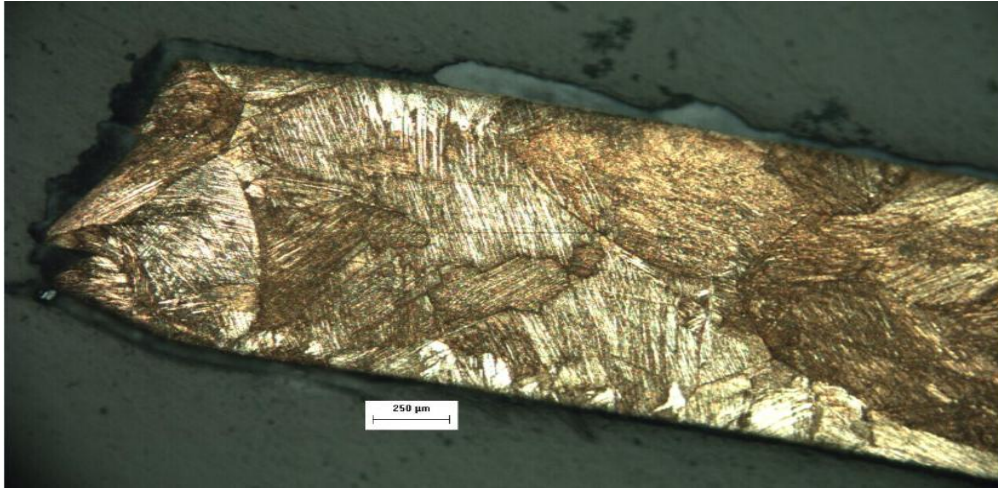


Figura 35.- Metalografía de la flor laminada.

## DSC

Como se puede observar en la figura 36 en ambas zonas, tanto de calentamiento como de enfriamiento, se muestran transformaciones de fase. En la zona de calentamiento la transformación comienza aproximadamente a los 42.5°C y termina a los 65°C aproximadamente, por lo tanto  $A_s=42.5^\circ\text{C}$  y  $A_f=65^\circ\text{C}$ , igualmente en la zona de enfriamiento, el rango de temperatura en el cual se presenta la transformación es de:  $65^\circ\text{C}$  a  $22^\circ\text{C}$ . En esta zona  $A_f=65^\circ\text{C}$  y  $A_s=22^\circ\text{C}$ . El  $M_s$  del DSC es  $-19^\circ\text{C}$  y el calculado es  $-17.29$ .

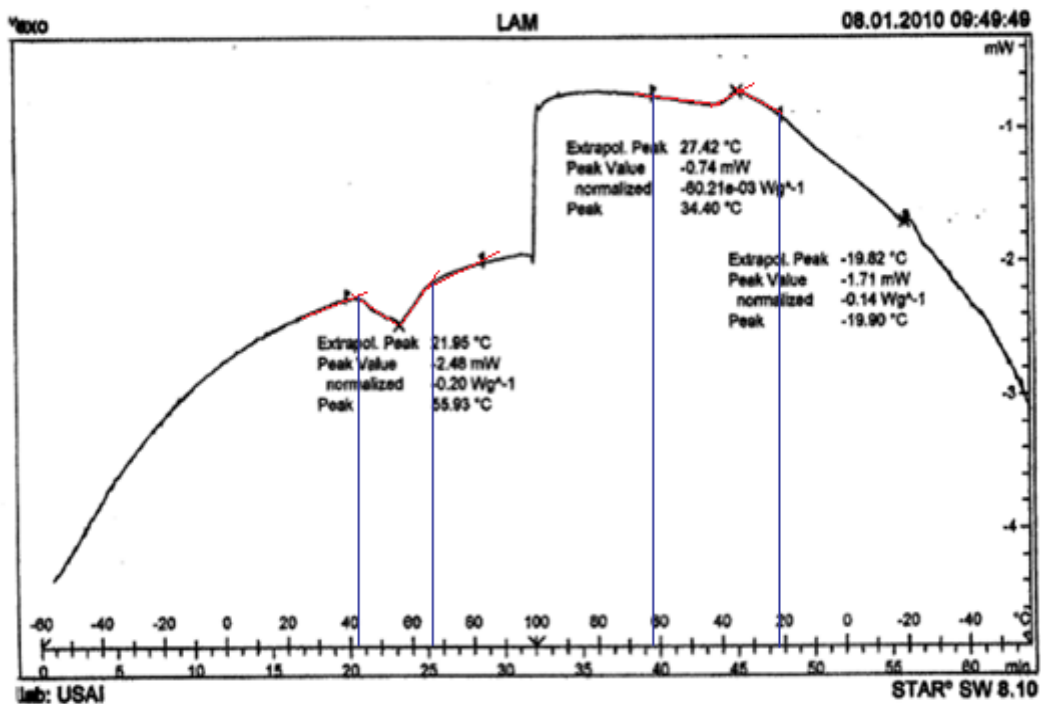


Figura 36.- Difractograma de la lámina

## RAYOS X

Como se observa en la figura 37, los picos dentro del círculo azul, son de distancia interplanar de 2.239Å, 2.118 Å, y 2.025 Å casi iguales a los del lingote (igualmente se tomó un rango de  $2\theta$  entre  $38^\circ - 48^\circ$ ), esto quiere decir que en ésta pieza, también se encuentran las fases necesarias.

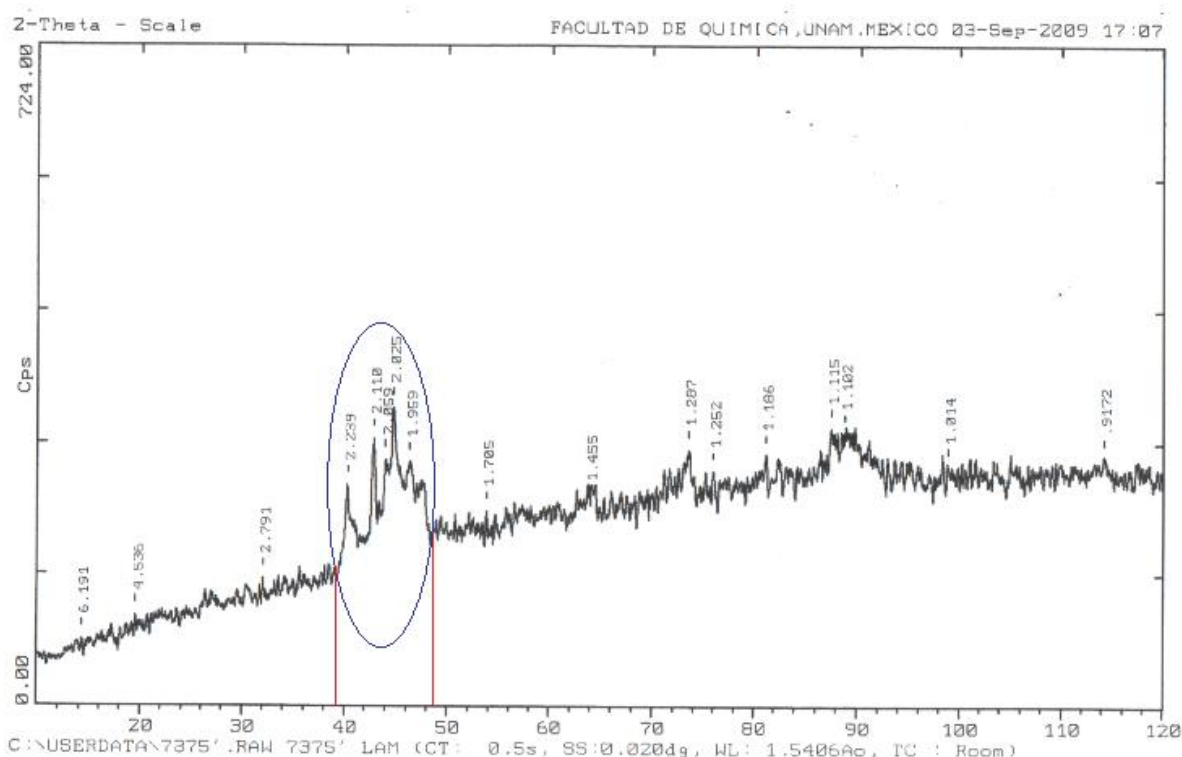


Figura 37.- Rayos X de la lámina.

En la tabla siguiente se presenta el resumen comparativo de los resultados encontrados.

El análisis químico es la característica más importante para poder tener las fases que nos darán el efecto, esto se comprueba con la existencia de los picos de Rayos X, que muestran las distancias interplanares de los planos de las fases que hacen posible el efecto de memoria de forma.

Los DSC muestran claramente la presencia de la fase austenítica, así como una gran coincidencia en la  $M_s$  medida, calculada con la fórmula de Belkhalala.

Estas tres caracterizaciones son indispensables para poder determinar si una pieza manufacturada con ésta aleación presenta el efecto con memoria de forma.

<b>TABLA COMPARATIVA DE RESULTADOS</b>				
	LINGOTE	FLOR "2B"	FLOR "3B"	LÁMINA
Al%	11.47	9.139	11.47	11.49
Be%	0.47	0.328	0.5	0.5
Ms calculada (°C)	10.92	303	-15.87	-17.29
Ms DSC (°C)	10	0.08	-15	-19
As calentamiento (°C)	40	no	37.7	42.5
Af calentamiento (°C)	70	no	70	65
As enfriamiento (°C)	15	no	15	22
Af enfriamiento (°C)	50	no	57.5	65
RX Distancia Interplanares entre 50 y 40 grados de 2θ , en Å.	2.242	2.243	2.242	2.239
	2.11	no	2.109	2.11
	2.025	no	1.988	2.025

#### 4.4 FOTOGRAFIAS DEL EFECTO DE MEMORIA DE FORMA SIMPLE

##### **FLOR ELABORADA POR FUNDICIÓN:**

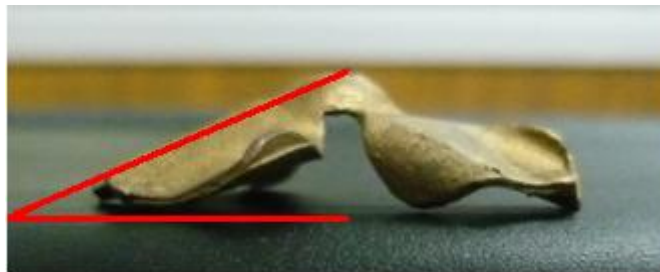
A continuación se presentan las fotografías de la flor que fue obtenida por fundición en donde se puede apreciar la recuperación del material cuando éste es sometido a altas temperaturas.

En la figura 38, se observa la figura de la flor 3B antes de comenzar con la Educación.

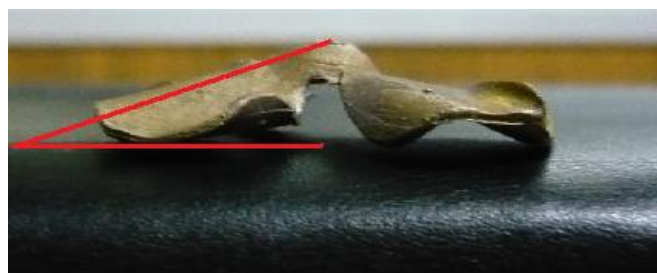


*Figura 38.- Flor antes de la recuperación por temperatura.*

Se puede ver que la flor está en su totalidad de forma horizontal, a temperatura ambiente. Posteriormente la pieza se sumerge en un contenedor con hielo y se le aplica una deformación con un esfuerzo constante, como se observa en la figura 39 (con esto comenzamos la educación) y se calienta a una temperatura a la de Betatización, esto es para que no se altere la fase  $\beta'$  y  $\beta$  presentes. Cuando la pieza se encuentra caliente, ésta poco a poco va recuperando gradualmente su forma inicial (figura 40), esto como ya se había mencionado, es el proceso de educación. No se llegó a obtener mayor recuperación de la pieza, ya que la pieza se fracturó de un pétalo, esto seguramente se debió al mal diseño de la pieza, desde el modelo (Apéndice 2).



*Figura 39.- Flor deformada.*

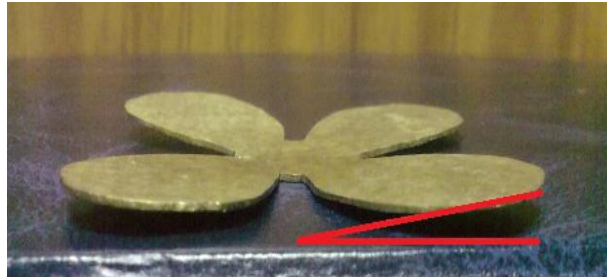


*Figura 40.- Primera recuperación de la pieza.*

#### **4.5 FLOR ELABORADA POR LAMINACIÓN:**

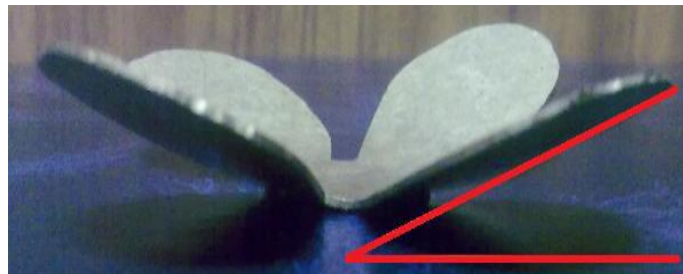
Se muestran las fotografías las cuales demuestran el efecto de memoria de forma en la flor obtenida por laminación:

En la figura 41 observamos la pieza horizontalmente, con un ángulo de  $6^\circ$ .



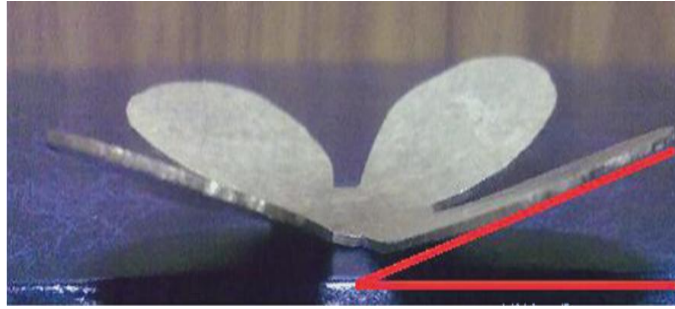
*Figura 41.- Flor obtenida por laminación.*

En un recipiente con hielo se sumerge la flor y se le aplica una deformación constante. La deformación de la flor laminada se observa en la figura 42, dando como resultado un ángulo de:  $30^\circ$ . Posteriormente se somete en una mufla a una temperatura de  $200^\circ\text{C}$  para que la pieza comience una recuperación gradual, con respecto a la Temperatura.



*Figura 42.- Flor deformada.*

Esto se repite en varias ocasiones para obtener el doble efecto de memoria de forma. Esta pieza tuvo 30 ciclos, por lo tanto el ángulo resultante de recuperación es de  $24^\circ$ . El porcentaje de recuperación que se obtuvo fue del 40%. La figura 43 muestra la Recuperación obtenida.



*Figura 43.- Recuperación de la flor.*

La flor por laminación presentó el doble de recuperación que la obtenida por fundición, la cual fue del 10%. Esto se debe a que la flor por laminación, al ser más delgada, pudo ser sometida a más ciclos de educación sin fracturarse, con lo que concluimos que, bajo estas condiciones, la pieza por laminación es más apta para presentar dicho efecto.



## **CONCLUSIONES.**

- La aleación es muy sensible a la composición química.
- La Técnica de la Cera Perdida, no es adecuada para que se trabaje con AMF, ya que se necesita una refusión para cada una de las flores, lo cual implica un cambio en la composición química.
- El diseño de la flor para el proceso de la cera perdida, no fue el apropiado para ser sometido a educación.
- La Técnica de laminación resulta más apropiada, ya que no presenta ninguna etapa de refusión que implique cambios de composición, a menos que se utilice una atmosfera de argón para controlar la oxidación y perdida de material durante la fusión.

## APÉNDICE 1

### TÉCNICA DE LA CERA PERDIDA.

- *MOLDE*

Con la pieza original, se hace un molde de caucho o goma, figura 44 por el proceso de vulcanización, (es un proceso mediante el cual se calienta el caucho crudo en presencia de azufre, con el fin de volverlo más duro y resistente al frío, se eleva la temperatura entre 1300°C y 1400°C manteniendo el tratamiento entre 30 y 40 minutos, el aspecto y las propiedades del caucho se modifica. esto es para que se obtengan réplicas exactas de la pieza original). El “hule” soporta aproximadamente 500 inyecciones de cera, con el tiempo se deteriora, y se tiene que remplazar por uno nuevo.



*Figura 44.- Molde de caucho.*

- *INYECCION DE CERA*

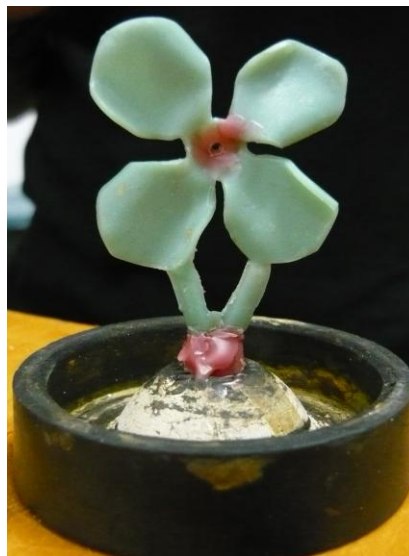
La inyección de cera (cera dental periférica), debe cumplir con ciertas características para poder ser utilizada en éste tipo de fundición, por ejemplo: la cera debe tener un bajo punto de fusión, fluir rápidamente cuando se caliente, enfriar y endurecer rápido y uniformemente, para lograr una copia exacta (conocida como fidelidad), ser ligeramente flexible para que el modelo en cera pueda ser removido con facilidad del molde de caucho y regresar o permanecer en su forma original.

La cera deberá ser inyectada dentro del molde de caucho por medio de un inyector de ceras como se muestra en la figura 45 o una máquina centrífuga con el fin de obtener una réplica del modelo, (figura 46). Una vez que la cera ha

sidoinyectada dentro del molde de caucho debe dejarse allí durante un tiempo de 2 a 3 minutos, y a continuación retirarla con cuidado. El mismo proceso deberá ser repetido muchas veces para obtener duplicados en cera de los modelos. El inyector de ceras introduce la cera dentro del molde por medio de aire a presión (4 a 10 libras).



*Figura 45.- Inyección de cera.*



*Figura 46.- Modelo de cera.*

## APÉNDICE 2

La aleación base fue preparada en el Instituto de Materiales. La fundición del sistema se realizó en un horno de inducción usando una fuente de radiofrecuencia de 40 KW. La fundición se llevó a cabo en atmósfera de argón de ultra alta pureza, y usando varios pasos de purga para eliminar al máximo el oxígeno dentro de la cámara. La aleación en estado líquido fue vaciada y solidificada en una lingotera de acero inoxidable. La temperatura de la aleación fue monitoreada con un termopar para establecer la velocidad de enfriamiento. La composición química de la aleación es: Cu-87.83%, Al-11.7%, Be-0.47%. Se obtuvieron bloques de 10 cm x 6 cm x 2.5 cm, los cuales se nos proporcionaron por el Instituto de Materiales, para comenzar el trabajo Tesis.

## **REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.**

1. <http://tdd.elisava.net>
2. Verhoven, John D. Fundamentos de Metalúrgia Física, Cap. 13, Ed. Limusa, 1987.
3. Belkahla, Soliman. Tesis de Doctorado: Elaboration et caracterisation de nouveaux alliages a memoire de forme basse temperature type Cu - Al - Be. France, Lyon . 1990
4. López Cuellar, Enrique. Una Introducción a las aleaciones con memoria de forma. Parte I. Ingenierías, Vol. V, No. 16, México. D.F 2002.
5. Avner, Sydney H. Introducción a la metalúrgia física, Ed. McGraw-Hill, México D. F. 1994. Pags 260-262.
6. Metals Handbook. American Society for Metals, Vol. 8, pag. 235, 1973.
7. Mariangels Jurado, Teresa Castán, Luis Mañosa, Antoni Planes, Josep Bassas, Xavier Alcobé and Michel Morin. *Study of the order-disorder phase transitions in Cu-Al-Be shape memory alloys*. Philosophical Magazine A, 1997, vol 75, No.5, 1237-1250.
8. Chavarría Santillán, Luis. Tesis de Licenciatura: Puesta en marcha de un dispositivo para obtener muestras con doble efecto memoria de forma, México, D.F 1997.
9. Rodríguez Lara, Gabriel Ángel. Tesis de Doctorado: Estudio sobre el enfriamiento de grano en la aleación Cu-Al-Be y su efecto en las temperaturas de transformación, Mexico. D. F . 2008.
10. Anil Nuhar Sinha, Metals Handbook. Physical Metallurgy, capitulo 8 (8.59-8.67) The Shape Memory Effect, Mc GrawHill 2003.
11. López Cuellar, Enrique. Una Introducción a las aleaciones con memoria de forma. Parte II. Ingenierías, Vol. V, No. 17, México. D.F 2002.
12. T. W. Duering, J. Albrecht, and G. H. Gessinger. A Shape-Memory alloy for high-temperature application, Journal of Metals : 11-20 pags, 1982. Vol 34, No 12.
13. Pérez, Esther Enríquez. Aleaciones con Memoria de Forma Ferromagnéticas. <http://material.fis.ucm.es>.

14. Askeland, Donald R. Ciencia e Ingeniería de los Materiales, Ed. Thomson, México D. F. 2004. Págs. 604.
15. Balo, S. N. Ceylan, N. Effect of Be content on some characteristics of Cu-Al-Be shape memory alloys. Journals of Materials Processing Technology 124 (2002)200-208.
16. Ochoa Lara, M. T. Flores Zúñiga, H. Estudio de difracción de rayos X sobre la fase gama en una cinta con memoria de forma de Cu-Al-Be. Memorias del Tercer Congreso Internacional de Ingeniería Física 2004.
17. <http://es.wikipedia.org/wiki/Laminacion>.
18. Schey. Procesos de Manufactura. Ed. Mc Graw-Hill, Mexico. Pág. 230-231 y 374-375 D. F . 2002.
19. <http://www.raulybarra.com>.
20. DeGarmo, E. Paul. Materiales y Procesos de Fabricación. España : Reverté, 1988.
21. Elaboration and characterization of new low temperature shape memory Cu-Al-Be alloys. S. Belkahla, H. Flores Zuñiga and G. Guenin. 341, Lyon, France : Institut National des Sciences Appliquées de Lyon., 1992.