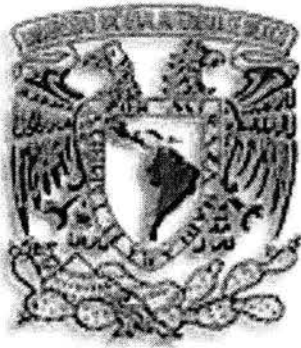


01149

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO



DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO DE LA
FACULTAD DE INGENIERÍA

*“ESTUDIO DE LA DEFORMACIÓN EN MATERIALES
POLICRISTALINOS QUE PRESENTAN MEMORIA DE FORMA,
MEDIANTE UNA TÉCNICA DE ANÁLISIS DE IMÁGENES.”*

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERÍA

P R E S E N T A :

ING. FRANCISCO MANUEL SÁNCHEZ ARÉVALO



DIRECTOR DE TESIS: DR. GUILLERMO PULOS CÁRDENAS

MEXICO

2004



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.

ESTA TESIS NO SALE
DE LA BIBLIOTECA

Dedicada

A mis padres

Por su apoyo, comprensión y cariño a lo largo de estos años.

Autorizo a la Dirección General de Bibliotecas de la UNAM a difundir en formato electrónico e impreso el contenido de mi trabajo recepcional.

NOMBRE: Francisco Manuel
Sánchez Arévalo

FECHA: 11/03/04

FIRMA: Co. Manuel Sánchez

Reconocimientos

Al Dr. Guillermo Pulos Cárdenas, director de esta tesis, por ser un excelente asesor y magnífica persona.

A los sinodales Dr. Arturo Barba, Dr. Gonzalo González, M. en I. Jacinto Cortés, Dr. Luis A. Ferrer por sus valiosas observaciones al presente trabajo. En especial quiero agradecer al M. en I. Jacinto Cortés por su apoyo durante el desarrollo de este trabajo.

A la Universidad Nacional Autónoma de México por los conocimientos adquiridos durante mi formación como maestro en Ingeniería.

Agradecimientos

Al Instituto de Investigaciones en Materiales por facilitar sus instalaciones y equipos para la realización de este proyecto.

Al laboratorio de Ingeniería Mecánica CTA por facilitar el equipo de extensometría eléctrica y todo el apoyo que brindaron a este proyecto.

Al Dr. Roberto Zenit por su apoyo con el software de análisis de imágenes.

Al Sr. Martín Serrano y a todos sus colaboradores en el taller que con su trabajo hicieron posible que este proyecto se realizara de la mejor manera posible.

Al M. en I. Gabriel A. Lara por su ayuda y experiencia en la fabricación de la aleación.

A la M. en C. Eréndira Pereyra por su ayuda y conocimientos en los ensayos de tensión.

A la Ing. Sandra Pascual por su ayuda en la programación con LabVIEW.

Al Ing. Gerardo Guevara por su apoyo y conocimientos computacionales.

A la Q. Carmen Vázquez Ramos por las pruebas de calorimetría realizadas.

A mis compañeros y amigos (Eréndira, Violeta, María Eugenia, Itzel, Omar, Gabriel, Fernando, Oscar, José Antonio, Javier, Miguel, Marco R. León, Daniel, Felipe, Néstor, Gilberto, Manuel, Aldo, Raúl) por su amistad y por que siempre hicieron más ameno el trabajo con su compañía.

A CONACyT por la beca otorgada durante mis estudios de maestría.

Este proyecto se desarrolló con financiamiento de los proyectos NC-204 de CONACYT e IN110601 de PAPIIT-UNAM.

Índice

1 Comportamiento termo-mecánico de materiales con memoria de forma

1.1	Materiales con memoria de forma	1
1.2	Transformación martensítica	1
1.2.1	Temperaturas de transformación	4
1.3	Comportamiento mecánico de materiales con memoria de forma	6
1.3.1	Efectos asociados a la transformación martensítica	6
1.3.2	Transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE)	7
1.3.3	Anisotropía mecánica de la TMIE	8
1.3.4	Modelos fenomenológicos	12
1.3.4.1	Criterios de transformación	13

2 Análisis de imágenes digitales

2.1	Introducción	15
2.2	Correlación de imágenes digitales	15
2.2.1	Estimación de flujo óptico	16

2.3	Software comercial empleado para la estimación del desplazamiento	20
2.3.1	Algoritmo utilizado por FlowManager	20
2.3.2	Correlación cruzada	21
3 Desarrollo experimental		
3.1	Fabricación y caracterización de la aleación	24
3.2	Laminado en caliente	25
3.2.1	Tratamiento térmico	26
3.2.2	Medición de las temperaturas de transformación	28
3.3	Preparación de muestras	28
3.4	Equipo para pruebas mecánicas	30
3.5	Software para el análisis de imágenes	33
4 Resultados y Discusión		
4.1	Fabricación de la aleación	34
4.2	Temperaturas de transformación	34
4.3	Pruebas de tensión	36
4.3.1	Experimentos preliminares	37

4.3.1.1	Morfología de las fases	37
4.3.1.2	Comportamiento Esfuerzo – Deformación	39
4.4	Campos de desplazamiento	53
	Conclusiones y trabajo futuro	66
	Referencias	69

Índice de Figuras

Figura 1.1 Deformación homogénea de red (corte.	3
Figura 1.2 Ciclo de transformación, temperaturas críticas; (Wayman, 1990).	4
Figura 1.3. Diagrama esfuerzo-temperatura-transformación.	5
Figura 1.4. Efecto súper elástico.	7
Figura 1.5. Simetría de la estructura CCC. (a) Eje de simetría 4, (b) Eje de simetría 3, (c) Eje de simetría 2.	9
Figura 1.6 Variación de la deformación (transformacional) y del factor de Schmid: (a) Una transformación del tipo $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ y (b) tipo $\beta_1 \rightarrow \gamma_1'$ (Otzuka , Wayman).	10
Figura 2.1. Representación de una imagen digital.	15
Figura 2.2. Flujo óptico en dos imágenes consecutivas.	16
Figura 2.3 Esquema genérico de la correlación de imágenes.	21
Figura 2.4 Función de desplazamiento de la imagen.	22
Figura 2.5 Diagrama esquemático del algoritmo de correlación cruzada en correlación de imágenes digitales (Willert y Gharib 1991).	23
Figura 3.1 Horno de inducción y atmósfera controlada.	25
Figura 3.2 Proceso de laminación en caliente.	26
Figura 3.3. Diagrama esquemático del tratamiento térmico llamado betatizado (Flores, 1993).	27
Figura 3.4 Equipo de calorimetría diferencial de barrido.	28
Figura 3.5 Dimensiones de las probetas en mm.	29
Figura 3.6. Probeta pulida y atacada.	30
Figura 3.7. Máquina servohidráulica para ensayos de tensión y sistema de adquisición de imágenes digitales.	30

Figura 3.8 Tren de carga. (a) Sensor de desplazamiento (LVDT), (b) Celda de Carga, (c) Mordaza.	31
Figura 3.9. Probeta en tensión. (a) Mordazas, (b) Probeta.	31
Figura 3.10. Calibración del equipo. (a) Probeta Instrumentada, (b) indicador de deformación P3500.	32
Figura 4.1. Calorimetría diferencial de barrido. a) Serie CAB23, b) Serie G.	35
Figura 4.2 Fases de la aleación Cu-Al-Be presentes durante el experimento. a) Austenítica, b) Martensítica, c) Mezcla de fases.	38
Figura 4.3 Curva σ - ϵ para la probeta V (carga).	39
Figura 4.4 Secuencia de imágenes para la probeta V.	40
Figura 4.5 Pendiente de la curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ para la probeta V.	42
Figura 4.6 Variación del modulo elástico en las fase austenítica (β), con la orientación.	45
Figura 4.7. Probeta Q instrumentada con extensómetro. a) Curva Esfuerzo vs Deformación, b) Curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ .	45
Figura 4.8. Probeta G2 aplicando precarga; ciclo de carga-descarga. (a) Curva σ - ϵ probeta G2. (b) Curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ	47
Figura 4.9. Perno de ensamble.	48
Figura 4.10 Tren de Carga con nuevo ensamble (a-a').	48
Figura 4.11 Probeta G3. (a) Curva Esfuerzo vs Deformación, (b) Curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ .	49
Figura 4.12. Deformación no homogénea en MMF.	51
Figura 4.13. Influencia de la base de medición.	52
Figura 4.14. Campos de desplazamiento para 2 imágenes consecutivas pertenecientes a la secuencia de imágenes de la probeta V mostrada en la Figura 4.4.	53
Figura 4.15. Campo vectorial de desplazamiento de la zona de interés.	54

Figura 4.16. Zona de interés en una probeta sujeta a tensión simple.	55
Figura 4.17. Resultados de la probeta G2. (a) Asociación de imágenes a la Curva Esfuerzo vs Deformación, (b) Secuencia de imágenes, (c) Campos de desplazamiento experimentales.	56
Figura 4.18. Resultados para la probeta G3. (a) Curva esfuerzo vs deformación, (b) Secuencia de imágenes y (c) Campos de desplazamiento.	61

Índice de tablas

Tabla 3.1. Composiciones teóricas de las series F y G.	24
Tabla 3.2. Dimensión de las probetas en milímetros.	29
Tabla 4.1. Composiciones reales para las series empleadas.	34
Tabla 4.2. Temperaturas de transformación de las series F y G.	36

Introducción

Una rama importante de la ingeniería es el desarrollo y estudio de nuevos materiales que sustituyan de manera más eficiente a aquellos empleados de manera tradicional. Hoy en día una buena parte de la comunidad científica y tecnológica se encuentra interesada en el estudio de materiales que presentan comportamientos mecánicos poco convencionales y que representan una gran alternativa al aprovechar sus propiedades mecánicas extraordinarias. Dentro de este tipo de materiales se encuentran los llamados *materiales con memoria de forma (MMF)*; el comportamiento mecánico de estos materiales es poco convencional ya que presenta la capacidad de recobrar su forma original, después de haber sido deformado de manera aparentemente plástica, mediante un simple calentamiento. Esta capacidad del material, junto con otras más, hace muy atractiva su aplicación en la solución de múltiples problemas prácticos sobre todo como termoactuadores. Como ocurre a menudo en la naturaleza, la capacidad extraordinaria de estos materiales lleva consigo una gran complejidad en la predicción de su comportamiento debido a que es no lineal, altamente anisótropo, histerético y dependiente de la temperatura.

Por un lado hoy en día existen un buen número de publicaciones que tratan de explicar y predecir el comportamiento de este tipo de materiales; dichas publicaciones abordan el tema de forma teórica y experimental. En la parte teórica, por la complejidad del comportamiento de los MMF, diversos autores han propuesto modelos matemáticos para simular su comportamiento termomecánico (Buchheit, Kump y Wert, 1995; Huang y Zhu, 2002); en su mayoría dichos modelos dejan de lado algunos parámetros o bien realizan estudios para casos de carga simplificados y/o para muestras monocristalinas.

Experimentalmente se han publicado algunos trabajos donde se presentan estudios de monocristales y/o policristales que permiten observar el comportamiento mecánico de dichos materiales a un nivel macroscópico y sólo en algunos casos a nivel microscópico para monocristales (Otzuka, Wayman, et al., 1976).

Por otro lado, existen técnicas de análisis de imágenes que permiten obtener de manera experimental el campo de desplazamiento y/o velocidad que generan flujos sujetos a diversas condiciones de frontera o bien en los cuales el fluido presenta propiedades no convencionales. Estas técnicas, basadas en comparación o correlación de imágenes, hoy en día son ampliamente empleadas en la mecánica de fluidos así como también son utilizadas en otras áreas. El uso de este tipo de técnica en el área de mecánica de sólidos presenta varias ventajas sobre técnicas convencionales; entre dichas ventajas se encuentran las siguientes: a) no requiere contacto con la probeta y por lo tanto resulta adecuada para medir la respuesta de materiales suaves y/o espesores muy reducidos como los polímeros, biomateriales etc., b) es una técnica multi-escala ya que las imágenes que se analizan pueden provenir desde una cámara fotográfica con lente convencional hasta imágenes obtenidas con microscopios de alta resolución, c) otra ventaja es que es una técnica de campo lo cual resulta muy importante cuando el material presenta deformaciones no homogéneas.

En el presente trabajo se estudia el comportamiento mecánico de MMF policristalinos de forma experimental; en particular se implementa una nueva técnica experimental para el estudio de la transformación martensítica inducida por esfuerzo y su contribución al comportamiento mecánico de los materiales mencionados. La técnica mencionada básicamente consiste en someter a tensión uniaxial una probeta de MMF policristalina mientras se adquieren simultáneamente datos de tiempo, fuerza, desplazamiento e imágenes in situ de la superficie de la probeta previamente pulida

y atacada químicamente para revelar la morfología de la estructura cristalina. Los datos adquiridos son procesados posteriormente y se obtiene información a nivel macro y micromecánico del comportamiento de estos materiales.

1 Comportamiento termo-mecánico de materiales con memoria de forma

1.1 Materiales con memoria de forma

Algunos materiales tienen la capacidad poco usual de recuperar su forma original después de haber sido deformados de manera aparentemente permanente, a baja temperatura, retomando su forma inicial mediante un simple calentamiento. Esta capacidad es llamada “*Efecto memoria de forma simple*”. Estos materiales presentan una serie de efectos asociados además del efecto memoria de forma simple; entre ellos se encuentran: el efecto superelástico, doble efecto memoria de forma entre otros. A este tipo de materiales se les conoce como “Materiales con memoria de forma” (MMF). Los efectos que presentan estos materiales están asociados a una transformación martensítica de tipo termoelástica, la cual puede ser inducida por temperatura y/o esfuerzo.

Existen una serie de materiales que presentan propiedades de memoria de forma, entre ellos se encuentran: cerámicos, polímeros, metales puros, aleaciones metálicas e incluso en algunos microorganismos (Czichos, 1989). Los MMF que principalmente están siendo utilizados en aplicaciones tecnológicas son las aleaciones metálicas.

1.2 Transformación martensítica

Existen dos tipos de transformaciones en estado sólido: por difusión y “*por desplazamientos*” (displaciva). Las transformaciones por difusión 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, hay difusión y cambio en la composición química.

En contraste, la transformación “*por desplazamientos*” no requiere de tales movimientos, los átomos se mueven de manera cooperativa para formar la nueva fase, desplazándose distancias menores al parámetro de red. De esta manera los átomos forman una estructura cristalina más estable y sin cambio en la composición química de la matriz; debido a que no es necesaria una migración atómica, la transformación “*por desplazamientos*” es reversible y generalmente progresa en una forma en la que el tiempo no es un parámetro de transformación como lo es la temperatura y/o el esfuerzo.

Las transformaciones martensíticas son generalmente por desplazamientos y se forman por enfriamiento rápido de una fase de alta temperatura llamada fase “madre” (en este caso austenita); a partir de esta última se obtiene una *fase martensítica* por enfriamiento y/o esfuerzo.

Actualmente la definición más aceptada para la transformación martensítica es la publicada por Olson, Cohen y Clapp. (1979): “Es una transformación “*por desplazamientos*”, de primer orden, con una deformación homogénea de red constituida principalmente por una deformación cortante”.

La transformación es de primer orden ya que se acompañan de una discontinuidad en propiedades como el volumen, la presión, etc., que son primeras derivadas de los potenciales termodinámicos. También se considera de primer orden por la existencia de una histéresis y por el hecho de asociarse a una entalpía de transformación además las dos fases involucradas se diferencian claramente.

Como se mencionó anteriormente, el cambio de la estructura cristalina del material durante la transformación se manifiesta mediante una deformación homogénea de la red. Dicha deformación causa un cambio de forma a nivel macroscópico en la superficie de la muestra, lo cual es visible al microscopio óptico.

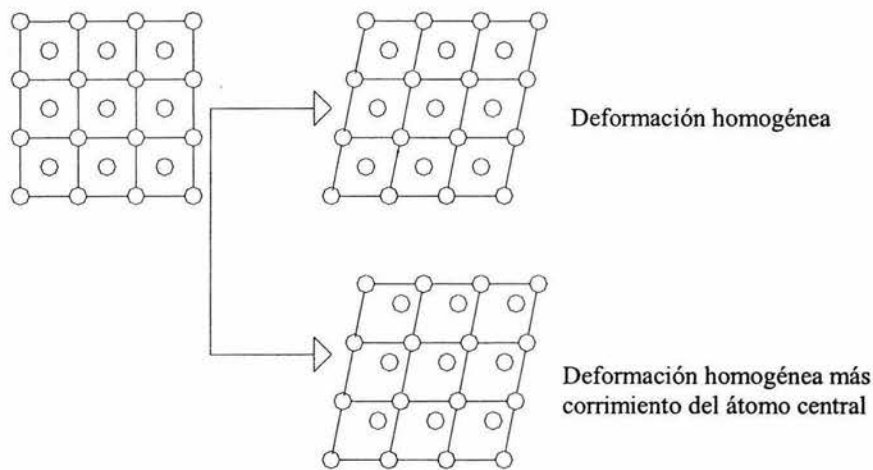


Figura 1.1 Deformación homogénea de red (corte) con y sin corrimiento de átomo central (Guénin, 1979).

Esta deformación de la red puede estar acompañada por desplazamientos de átomos que se encuentran dentro de la malla; como se muestra en la Figura 1.1 (Guénin, 1979).

Es importante mencionar que la deformación de corte que experimenta el material durante la transformación ocurre en planos cristalográficos bien definidos, los cuales se mantienen invariantes después de la transformación. Dichos planos son llamados de hábito y según ha sido reportado en la literatura las aleaciones metálicas que presentan memoria de forma contienen seis planos de este tipo (Yang, Wayman, 1992a, 1992b).

Cuando la transformación es inducida por cambio de temperatura (enfriamiento), los cambios estructurales se acompañan de un mecanismo llamado *formación de variantes autoacomodantes*. Este mecanismo es el responsable de que la forma del material persista después de la transformación (Yang, Wayman, 1992a, 1992b).

Cuando la transformación es inducida por esfuerzo, los cambios estructurales son apreciables a nivel macroscópico debido a que el mecanismo de formación de variantes autoacomodantes no actúa; en este caso, las variantes que se forman son aquellas que se

ven más favorecidas por el esfuerzo aplicado. En este caso con la componente de corte del esfuerzo que actúa para inducir la transformación.

1.2.1 Temperaturas de transformación

La transformación martensítica presenta temperaturas características que definen los puntos de inicio y fin de la transformación.

Las temperaturas M_s y M_f corresponden al principio y al fin de la transformación directa (de austenita a martensita para el caso en que la transformación sea inducida por enfriamiento). De la misma manera las temperaturas A_s y A_f están definidas como el principio y fin de la transformación inversa (de martensita a austenita). En las aleaciones metálicas estos cuatro puntos de transformación dependen esencialmente de la composición química y del historial térmico de las aleaciones (Wayman, Duering, 1990). En la Figura 1.2 se presenta un diagrama fracción volumétrica transformada-temperatura, en la cual se indican las cuatro temperaturas críticas.

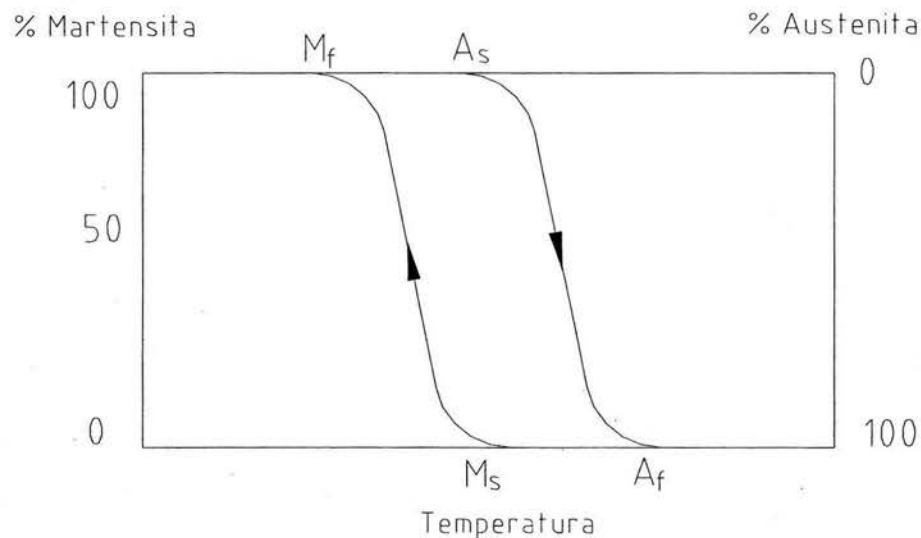


Figura 1.2 Ciclo de transformación, temperaturas críticas; (Wayman, 1990).

Como se mencionó anteriormente, la transformación martensítica puede ser inducida por enfriamiento, esfuerzo o combinación de ambos por lo que resulta más conveniente para la caracterización de un MMF los diagramas Esfuerzo-Temperatura-Transformación.

En la Figura 1.3 se presenta un diagrama genérico donde se muestran los tipos de transformación mencionados.

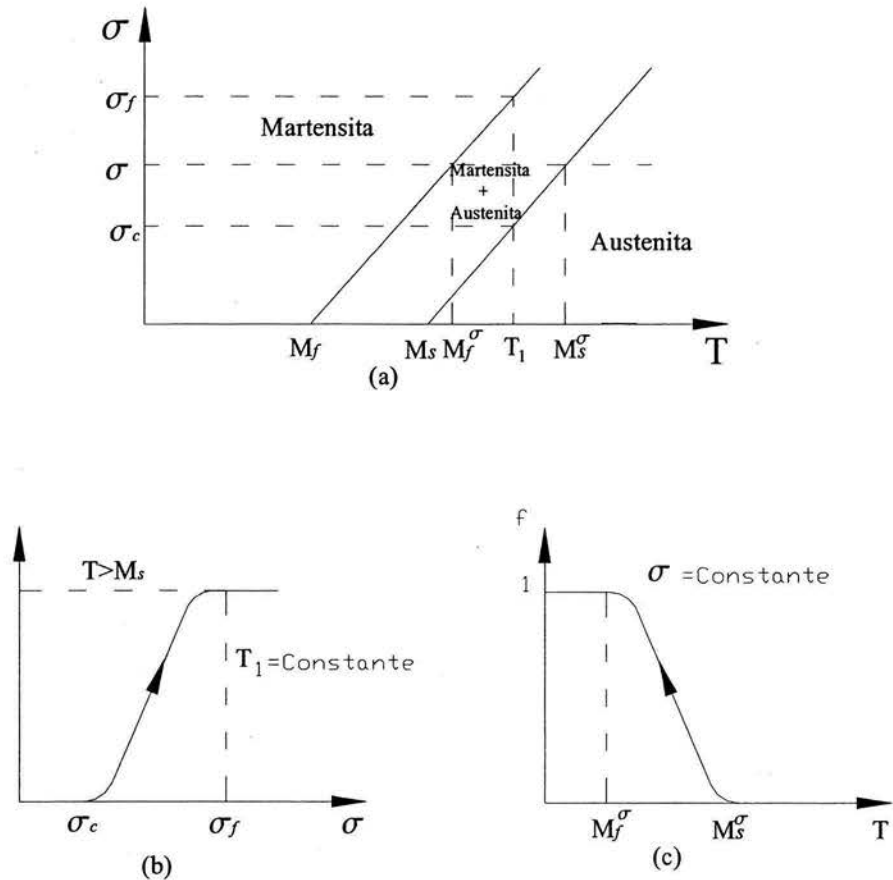


Figura 1.3. Diagrama esfuerzo-temperatura-transformación.

En la Figura 1.3 se observa que cuando el esfuerzo aplicado es cero, la transformación inicia en M_s y finaliza en M_f (como se mostró en la Figura 1.2). Así mismo, cuando la temperatura de prueba es constante, la transformación martensítica inicia cuando el esfuerzo aplicado alcanza un valor crítico σ_c y finaliza cuando el toma el valor de σ_f .

(Figura 1.3b), es claro de la Figura 1.3 que el valor del esfuerzo crítico varía al cambiar la temperatura de prueba y que dicho cambio depende de la pendiente de la recta de transformación. Para un esfuerzo constante distinto de cero (Figura 1.3c) las temperaturas de inicio y fin de transformación (M_s^σ y M_f^σ) se incrementan por una cantidad proporcional al esfuerzo. La pendiente de la recta de transformación corresponde con la razón de Classius-Clapeyron y es un parámetro característico del tipo de transformación que presenta el material.

1.3 Comportamiento mecánico de materiales con memoria de forma

El comportamiento mecánico de los MMF es considerablemente diferente al que presentan los materiales convencionales. Dicho comportamiento es no lineal, anisótropo, histerético y dependiente de la temperatura. Además se presentan una serie de efectos asociados a la transformación martensítica.

1.3.1 Efectos asociados a la transformación martensítica

En el apartado 1.1 se mencionó que en los MMF se presentan una serie de efectos asociados a la transformación martensítica de tipo termoelástico que ocurre en el material. Los efectos presentan diferencias bien establecidas entre sí y a continuación se presenta una breve descripción de los efectos asociados más conocidos:

Efecto memoria de forma simple (MFS). Consiste en la recuperación espontánea de una deformación aparentemente plástica en el material, mediante un calentamiento por encima de A_s . (Wayman y Duerig, 1990).

Doble efecto memoria de forma (DEMF). Consiste en el cambio de forma que sufre el material al pasar por una cierta temperatura crítica, es decir el material toma dos formas predeterminadas, una de “alta” temperatura y otra a “baja” temperatura, ambas

adquiridas durante el proceso termo-mecánico llamado educación (Wayman y Duerig, 1990).

Efecto superelástico. Se presenta cuando el material se encuentra a una temperatura superior a A_f y bajo condiciones de carga; el comportamiento que se observa consiste en que el material puede ser deformado hasta 100 veces más que un metal convencional y es capaz de regresar a su forma original al retirar la carga. Lo anterior debido a que la naturaleza de la transformación martensítica, a una temperatura mayor a A_F , así lo permite. En la Figura 1.4 se ilustra el efecto súper elástico reportado por Wayman, Duerig. (1990). Cabe destacar que el comportamiento en policristales es distinto en monocristales como se muestra en la Figura 1.4.

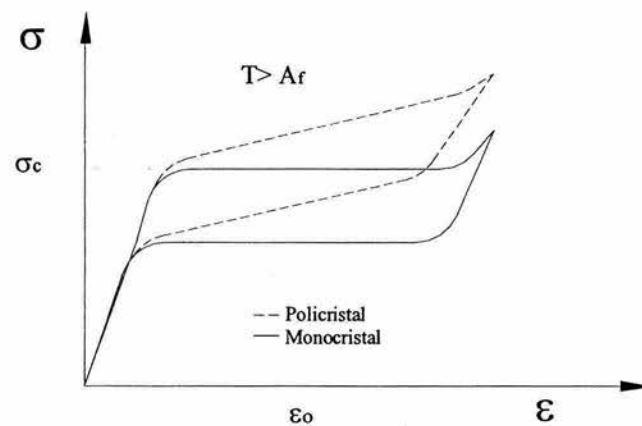


Figura 1.4. Efecto súper elástico.

En el presente trabajo pondremos mayor atención al efecto superelástico y a la transformación martensítica inducida por esfuerzo ya que el trabajo experimental se basa en este fenómeno.

1.3.2 Transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE).

Como se mencionó con anterioridad, el cambio estructural asociado a la transformación martensítica es esencialmente una deformación de corte. La deformación de corte que sufre la red cristalina tiene lugar a partir de planos que se mantienen invariantes después

de la transformación. Cuando la transformación martensítica es inducida por un esfuerzo normal, como en el caso de una prueba de tensión simple, la deformación de la red es generada por la componente cortante del esfuerzo paralelo al plano de hábito. Cuando el esfuerzo de corte alcanza un valor crítico inicia la transformación martensítica en el material, la cual progresa con pequeños incrementos del esfuerzo.

Según ha sido reportado en la literatura, en MMF metálicos existen seis planos de hábito y cuatro posibles direcciones en las que puede generarse la nueva fase los cual dan un total de 24 posibles variantes de martensita que puede formarse en el material (Yang, Wayman, 1992a, 1992b). Para un estado de esfuerzo en tensión simple y/o tensión biaxial, la o las variantes que se formaran serán aquellas que presenten un factor de Schmid¹ más alto. Así mismo, es importante mencionar que el valor del esfuerzo crítico depende de la temperatura de prueba y su variación está dada por la razón de Clasiuss-Clapeyron la cual se escribe como $\frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s}$.

1.3.3 Anisotropía mecánica de la TMIE.

En la literatura se ha reportado que al aplicar una fuerza a un sólido cristalino, los átomos que lo conforman tienden a acercarse, apartarse e incluso a empujarse entre sí. La fuerza aplicada al sólido cristalino se ve afectada por las fuerzas de repulsión y atracción entre átomos (Dieter, 1976). Una forma clara de observar esto es mediante un diagrama de energía-distancia, el cual representa la energía de interacción entre dos átomos separados por una distancia a ; cuando la fuerza externa es cero, los átomos se encuentran a una distancia conocida como el espaciamiento de equilibrio $a=a_0$. Por otro lado, para pequeñas fuerzas aplicadas, los átomos encontraran una nueva distancia de

¹ Factor de Schmid: Producto $\cos\phi * \cos\lambda$ donde ϕ es el ángulo entre el eje tensil y la normal al plano de deslizamiento. λ es el ángulo entre el eje tensil y la dirección de deslizamiento.

equilibrio; donde las fuerzas internas y externas se encuentran balanceadas y el desplazamiento del átomo está dado por $u=a-a_0$. De acuerdo a la distribución de los átomos en la red cristalina, es claro que las distancias entre átomos son diferentes, por lo que al aplicar una fuerza externa en diferentes direcciones la respuesta que se observa en la red esta en función de la dirección. En general el concepto de anisotropía se define como la variación de las propiedades mecánicas respecto a la dirección en que éstas son medidas (Dieter, 1976). Debido a lo anterior, es claro que todos los materiales que presentan estructura cristalina son anisótropos en distinta medidas dependiendo de las características geométricas de la celda unitaria que poseen. La anisotropía mecánica que se presenta en las aleaciones con memoria de forma se puede distinguir en tres tipos de acuerdo a lo que reporta Novak et al. (1999).

Anisotropía inherente a la estructura de las fases. Este tipo de anisotropía se debe a la simetría del sistema cristalino cúbico, en particular a la celda cristalina cúbica centrada en el cuerpo (CCC; Figura 1.5).

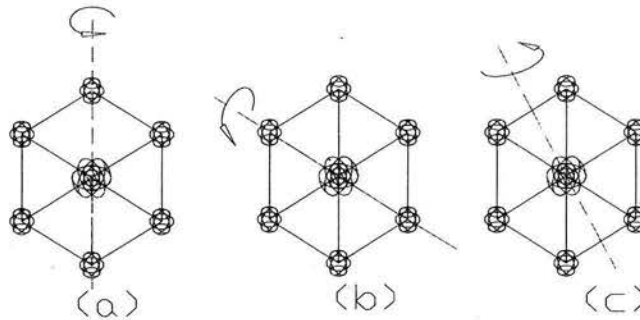


Figura 1.5. Simetría de la estructura CCC. (a) Eje de simetría 4, (b) Eje de simetría 3, (c) Eje de simetría 2.

En el MMF empleado se encuentra presente en la fase asutenítica con estructura cristalina CCC. Al ser una estructura CCC posee tres ejes diferentes de simetría rotacionales y un plano de reflexión equivalentes; entonces aplicando las operaciones correspondientes al tensor de constantes elásticas se obtiene que el número mínimo de

constantes elásticas es tres (Dieter, 1976). Así mismo al contar con tres constantes elásticas es fácil verificar que los coeficientes elásticos, varían con la orientación del cristal.

La anisotropía debida a la deformación y al esfuerzo transformacional. Este tipo de anisotropía esta relacionada directamente con el factor de Schmid. Esta anisotropía se presenta como un valor numérico asociado a la deformación transformacional representada por la magnitud de la meseta, generada durante la transformación, en el diagrama esfuerzo-deformación para monocristales. Según estudios realizados por Otzuka y Wayman (1976) en aleaciones monocristalinas de Cu-Al-Ni, existe una dependencia directa entre la deformación transformacional y la orientación del cristal. Los resultados obtenidos por Otzuka son presentados en la Figura 1.6 para los dos tipos de transformación martensítica que se presentan en monocristales de Cu-Al-Ni, ambos casos referidos a una proyección estereográfica de una celda cúbica que corresponde con la estructura de la fase madre.

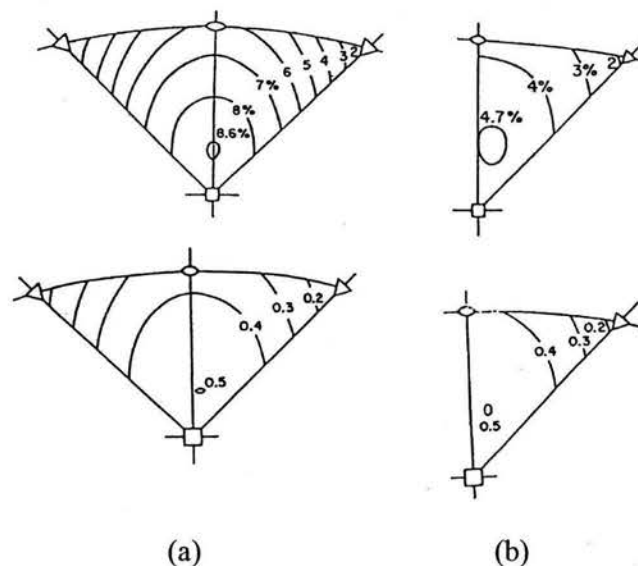


Figura 1.6 Variación de la deformación (transformacional) y del factor de Schmid: (a) transformación del tipo $\beta_1 \rightarrow \beta_1'$ y (b) tipo $\beta_1 \rightarrow \gamma_1'$ (Otzuka , et al., 1976).

Para calcular la deformación transformacional, Otsuka y Wayman emplean una ecuación típica para calcular la deformación debida al maclado; dicha ecuación es la siguiente:

$$\begin{aligned}\varepsilon_o &= \sqrt{\left[m_1^p(R \cdot p_1)\right]^2 + 2mp_1^p(R \cdot p_1)(R \cdot d_1^p) + 1 - 1 + m_1^n(R \cdot p_1)} \\ &= \sqrt{\left(m_1^p \sin \chi_0\right)^2 + 2m_1^p \sin \chi_0 \cos \lambda_0 + 1 - 1 + m_1^p \sin \chi_0}\end{aligned}\quad \text{Ec. 1.1}$$

donde ε_0 es la deformación debida a la transformación. λ_0 es el ángulo entre el eje tensil y la dirección del esfuerzo cortante d_1^p , χ_0 es el ángulo entre el eje tensil 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.

En dicha ecuación se puede ver con más claridad la dependencia de la deformación con la dirección en la que se aplica el esfuerzo.

En policristales el concepto de deformación transformacional es más difícil de visualizar debido a que en este caso se presenta una distribución de orientaciones en el material y por ello cada grano contribuye a la deformación en la dirección de aplicación de la carga. Dicha situación se manifiesta en el comportamiento esfuerzo-deformación, proveniente de una prueba en tensión uniaxial que difiere en el caso de monocristales y policristales. Para monocristales se presenta una meseta al alcanzar el esfuerzo crítico, en policristales se presenta un cambio de pendiente como se aprecia en la Figura 1.4.

El factor de Schmid es un parámetro especialmente importante en la TMIE ya que también caracteriza la anisotropía mecánica en el esfuerzo crítico. Como se discutirá en detalle más adelante, han sido reportados en la literatura diversos estudios sobre transformación martensítica inducida mediante estados de esfuerzos uniaxial y biaxial, en los que se ha encontrado una fuerte dependencia del esfuerzo crítico con la

orientación cristalográfica (Novak, et al., 1999). De hecho, han sido presentados diagramas de transformación, análogos a los de cedencia, para aleaciones de Cu-Ni-Al y Ni-Ti donde es evidente este tipo de anisotropía.

Anisotropia por coexistencia de fases. Este tipo de anisotropía surge por el crecimiento de las agujas de martensita dentro de los granos, lo que nos lleva a una mezcla de fases. Como es sabido, una mezcla de propiedades mecánicas en el material origina un comportamiento anisótropo. En MMF dicho efecto se ve reflejado en la segunda pendiente del diagrama σ - ϵ ; dicha pendiente y su correspondiente magnitud dependen de la cantidad de granos transformados así como la cantidad de la nueva fase presente dentro de los granos mencionados (Novak, et al., 1999).

1.3.4 Modelos fenomenológicos

El comportamiento mecánico de los materiales con memoria de forma es llamado frecuentemente en la literatura pseudoelasticidad definiéndose éste como aquel que presenta cualquier no linealidad en la descarga (Wayman y Duerig, 1990).

Actualmente el estudio del comportamiento pseudoelástico ha cobrado auge debido a la proliferación de las aplicaciones de los MMF en distintas áreas de la ingeniería. Los estudios reportados abordan principalmente el comportamiento de monocristales pero recientemente se ha puesto gran interés en el comportamiento de policristales debido a que las aplicaciones con policristales resultan más económicas.

Los modelos reportados se han realizado combinando diversos modelos no-lineales, entre los cuales destacan: los de material compuesto (Ashbi y Jones, 1980), elasto-plástico y visco-plástico (Lubliner, 1990). La mayoría de estos modelos son fenomenológicos, sin embargo, destacan algunos que consideran la física del fenómeno como es el caso de Patoor et al., (1994), quien desarrolló una teoría para la TMIE y un modelo micromecánico. Lo más destacado de este modelo es que considera cambios en

los potenciales termodinámicos, la deformación cortante y su relación con la orientación así como con la fracción volumétrica transformada. Con lo anterior Patoor et al. obtiene las ecuaciones generales que describen a la TMIE.

El interés principal de los estudios reportados se centra en la determinación de las relaciones esfuerzo-deformación que reproduzcan el comportamiento de estos materiales y sólo en algunos casos se han aplicado al cálculo estructural.

1.3.4.1 Criterios de transformación

Los modelos fenomenológicos descritos en la sección anterior, consideran los parámetros del material de manera global dejando de lado aspectos importantes de los MMF inherentes a la orientación cristalográfica y a los efectos asociados a la microestructura.

Recientemente, han sido publicados en la literatura, una buena cantidad de estudios que consideran dichos aspectos, además de los mencionados en el apartado anterior. Entre los trabajos reportados sobre la transformación inducida mediante diferentes estados de esfuerzo destacan los realizados por Buchheit, Kump y Wert (1995), Haung y Zhu (2002).

Buchheit, Kump y Wert realizaron un estudio teórico de la transformación martensítica inducida por esfuerzo en monocristales de Cu-Ni-Al y Ni-Ti sometidos a diversos estados de esfuerzos biaxiales variando la orientación cristalográfica del material. El estudio consistió básicamente, en calcular el factor de Schmid para cada una de las 24 variantes de martensítica dada una orientación cristalográfica. El cálculo considera primero un estado de esfuerzos uniaxial; posteriormente, se supone que es aplicado otro esfuerzo en dirección perpendicular al primero. Se calcula el factor de Schmid para cada caso y se encuentra la variante más favorecida al ir incrementado el valor de esfuerzo aplicado. El resultado de dicho estudio fue la construcción de los diagramas de

transformación, para un estado de esfuerzos plano, correspondiente a diferentes orientaciones cristalográficas referidas a la proyección estereográfica de la estructura cúbica de la fase madre. En dichos diagramas se pone de manifiesto la alta anisotropía de los MMF.

Haung y Zhu (2002) estudiaron el comportamiento mecánico de las aleaciones con memoria de forma. Estos autores enfocaron su estudio hacia los monocristales, así como a los policristales texturizados² y no texturizados bajo carga proporcional y temperatura constante. Asumen que el comportamiento mecánico de aleación con memoria de forma (AMF) es similar en cualquier estado de esfuerzo. Proponen un método para predecir las relaciones esfuerzo vs. deformación para monocristales y policristales con o sin textura (Haung y Zhu, 2002).

² Textura: Orientación preferencial de la red cristalina.

2 Análisis de imágenes digitales

2.1 Introducción

Desde el comienzo de la ciencia, la observación ha jugado un papel muy importante; hace mucho tiempo la única forma de documentar los resultados de diversos experimentos era de forma verbal o en dibujos a mano alzada. El siguiente paso importante fue el descubrimiento de la fotografía y con ello la documentación se volvió objetiva. Hoy en día se considera que estamos en medio de una segunda revolución inducida por el progreso acelerado de la tecnología de las computadoras y de la captura de video e imágenes digitales; debido a lo anterior el procesamiento de imágenes se ha expandido rápidamente de unas cuantas aplicaciones hasta llegar a ser una herramienta científica común.

2.2 Correlación de imágenes digitales

Una imagen digital puede ser considerada como una matriz en la cual cada elemento es un número entero positivo, en un intervalo de 0 a 255 para la escala de gris, que representa el brillo de la superficie; cada uno de estos elementos es llamado pixel.

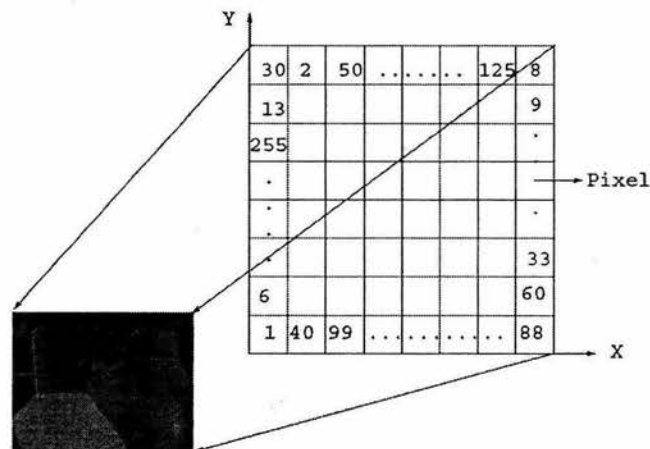


Figura 2.1. Representación de una imagen digital.

El principio de correlación de imágenes digitales para la medición de desplazamientos se basa en calcular el flujo óptico dentro de un par o una secuencia de imágenes; el flujo óptico se define como el movimiento aparente de un patrón de brillo o intensidad dentro de la imagen (Figura 2.2); lo anterior es lo que realmente observamos cuando un objeto se desplaza en un escenario por lo que el flujo óptico en la imagen y el desplazamiento en el espacio real son equivalentes sólo si el objeto no cambia su patrón de intensidad (irradiancia) en el plano de la imagen, mientras se mueve en el escenario.

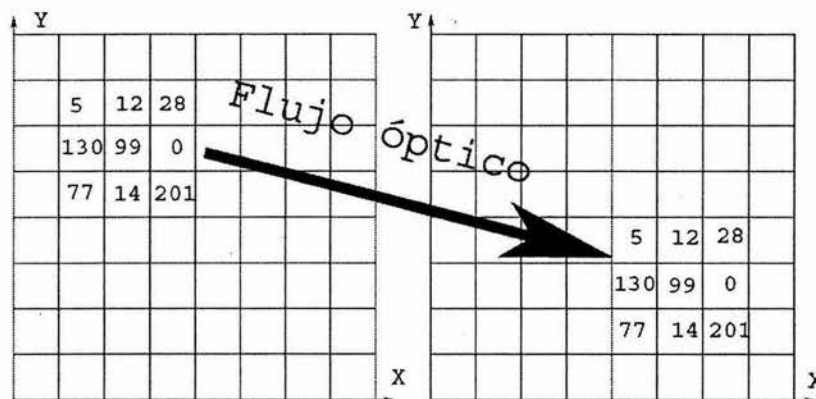


Figura 2.2. Flujo óptico en dos imágenes consecutivas.

El flujo óptico es un campo vectorial bidimensional que se puede calcular para una secuencia de imágenes por distintos métodos como se ha reportado en la literatura (Barron et al., 1992, Calderón y Marroquin, 2003).

2.2.1 Estimación de flujo óptico

En la literatura se ha reportado una vasta serie de métodos para la estimación del flujo óptico que se pueden clasificar en tres tipos básicamente (Barron et al., 1994, Calderón y Marroquín, 2003):

a) Técnicas diferenciales

Este tipo de técnicas, como su nombre lo indica están basadas en derivadas donde las primeras (Fenneman y Thomson, 1979, Nagel, 1983, Horn, 1986) y segundas derivadas de la intensidad de una imagen (Nagel, 1987, Treitak, Pastor, 1984, Uras et al., 1988) brindan un modelo para el cálculo del flujo óptico. En estos métodos se utiliza la serie de Taylor y se apoyan en una hipótesis muy cuestionable que considera que la iluminación del cuerpo permanece constante; esto es que el cambio del tono de gris, en un píxel o en un conjunto de píxeles previamente identificados en la imagen, se debe al movimiento del objeto y no a un cambio de iluminación.

Del planteamiento de este método se obtiene la ecuación restrictiva para flujo óptico (Fenneman y Thomson, 1979, Nagel, 1983, Horn, 1986).

$$D_x g_n(r_i)u_i + D_y g_n(r_i)v_i + D_t g_n(r_i) = 0 \quad 2.1$$

Donde g_n es una imagen, capturada a un tiempo t , perteneciente a una secuencia de imágenes; r_i es del i -ésimo píxel en la imagen; u_i, v_i son componentes del vector de desplazamiento finalmente D_x, D_y y D_t son los operadores de derivación respecto a x, y y t . Como se puede observar en la ecuación 2.1 se tiene una ecuación con dos variables a determinar por lo que Horn (1986) propuso la restricción de suavidad permitiendo tener una solución única a la ecuación restrictiva 2.1. Horn (1986) propone un término que penaliza la magnitud del gradiente del vector de desplazamiento $|\nabla V_i|$ y utiliza la ecuación restrictiva como criterio de error; si un punto cumple con esta ecuación su contribución al error global será nula y el problema del cálculo del flujo óptico lo traduce a minimizar una ecuación de energía dada como la suma de los errores al cuadrado para todos los puntos de la imagen más un término de suavidad.

$$U(V) = \lambda \sum_{i \in L} (\nabla g_n(r_i) \cdot V_i + D_i g_n(r_i))^2 + \frac{1}{4} \sum_{i \in L} |\nabla_i|^2 \quad 2.2$$

Donde ∇g_n es el gradiente espacial de la imagen y λ es el parámetro de regularización que permite cambiar las condiciones de suavidad del campo vectorial dado por u y v . Si $\lambda=0$ tendremos un campo extremadamente suave y si $\lambda \gg 0$ el flujo óptico tenderá a ser consistente con la ecuación restrictiva 2.1. El sistema de ecuaciones a resolver será del doble del tamaño de la imagen debido al criterio de error cuadrático empleado; por lo tanto la solución directa es imposible, en su lugar se propone un esquema iterativo como lo es el método de Gauss-Seidel.

b) Métodos basados en energía

Introduciendo el dominio espacio tiempo, tenemos la ventaja de analizar el movimiento usando la transformada de Fourier, en un espacio de frecuencia k, w . Si se considera una secuencia de imágenes donde todo se mueve a una velocidad constante de tal modo que esta secuencia $f(r, t)$ se puede representar como:

$$f(r, t) = g_n(r + Vt) \quad 2.3$$

La transformada de Fourier para la ecuación 2.3 es:

$$F(k, w) = \frac{1}{(2\pi)^3} \int_t \int_r g_n(r + Vt) e^{-kr} e^{-wt} dr dt$$

Realizando el cambio de variable $\rho = r + Vt$ obtenemos:

$$F(k, w) = \frac{1}{(2\pi)^3} \int_t \left[\int_r g_n(\rho) e^{-k\rho} d\rho \right] e^{kVt} e^{-wt} dt = \frac{G_n(k)}{(2\pi)^3} \int_t e^{kVt} e^{-wt} dt$$

Donde $G_n(k)$ es la transformada de Fourier de $g_n(\rho)$ y el término e^{kVt} tiene como transformada de Fourier $\delta(kV - w)$ así que:

$$F(k, w) = G_n(k) \delta(kV - w) \quad 2.4$$

De la ecuación 2.4 se puede concluir que el espectro de energía de una secuencia de imágenes que se desplaza a una velocidad constante se concentra en una línea recta dada por $kV-w$.

Heeger (1987) utilizó una familia de filtros espaciotemporales para determinar patrones de movimiento en secuencias de imágenes basados en esta idea; en particular utilizó 12 filtros Gabor entonados en diferentes frecuencias con el propósito de cubrir todo el espectro de frecuencias.

c) Técnicas basadas en correspondencia de regiones

Este tipo de métodos basados en correspondencia encuentran localmente el vector de desplazamiento $V=[u,v]$ entre dos imágenes g_1 y g_2 para una cierta posición $r=[x,y]$ minimizando la función SSD (suma de diferencias al cuadrado; por sus siglas en inglés) que se puede definir como una medida de proximidad entre dos imágenes consecutivas y se expresar como:

$$SSD(u, v) = \sum_{i \in L} [g_1(r_i + V_i) - g_2(r_i)]^2 \quad 2.5$$

Los métodos mencionados presentan grandes diferencias entre sí, sin duda las más importantes se refiere al tiempo que emplea cada método para estimar el flujo óptico así como la precisión con que lo realiza. Se puede decir que el método más confiable en precisión es por correspondencia de imágenes, aunque presenta algunos problemas con mínimos locales además de requerir mucho tiempo en el cálculo del flujo óptico. El método diferencial presenta una desventaja muy grande para el propósito de este trabajo y es que esta limitado para estimar sólo movimiento de traslación en la imagen; quedando completamente fuera de su alcance el movimientos de rotación y la dilatación.

Los métodos basados en energía brindan muy buenas aproximaciones del flujo óptico en un tiempo considerablemente menor a los métodos en correspondencia de regiones.

Para este trabajo se empleó un software comercial basado en los métodos de energía que se discutirá con más detalle en la sección siguiente.

2.3 Software comercial empleado para le estimación del desplazamiento

El nombre del software comercial que hizo posible la estimación de los campos de desplazamiento es FlowManager de Dantec Dynamics. Este software permite estimar el desplazamiento de un patrón de intensidad bien definido e identificado en una imagen utilizando técnicas de correlación mediante la transformada de Fourier rápida (FFT, por sus siglas en inglés) (Willert y Gharib, 1991). La metodología de este software cae dentro de los metos basados en energía utilizando la FFT.

La justificación de usar la FFT para la correlación de imágenes se debe a que una imagen digital se puede considerar como una señal de campo en dos dimensiones que es análoga a una serie en el tiempo en una dimensión; muchas técnicas de procesamiento de señales en una dimensión se pueden expandir a dos dimensiones y en este caso la FFT se emplea para incrementar la velocidad del proceso de correlación cruzada.

2.3.1 Algoritmo utilizado por FlowManager

Las imágenes adquiridas durante el experimento son alimentadas al software y este subdivide las imágenes en regiones pequeñas llamadas áreas o zonas de interrogación. Cada una de estas zonas de interrogación de la primera y segunda imagen son correlacionadas para obtener el vector de desplazamiento promedio; realizando este procedimiento para todas las áreas de interrogación se obtiene el campo vectorial de desplazamientos.

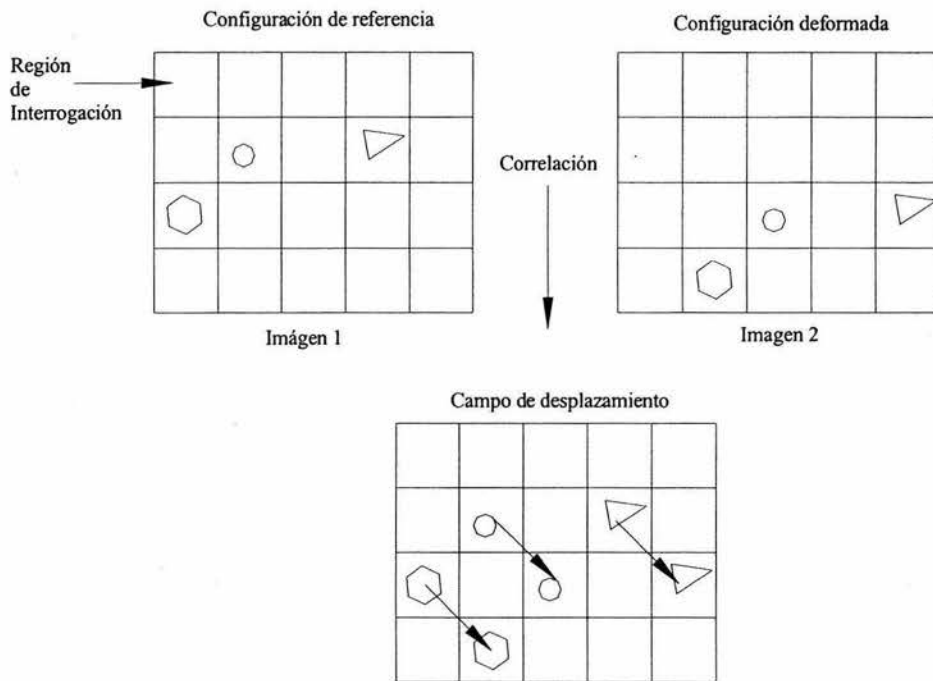


Figura 2.3 Esquema genérico de la correlación de imágenes.

La forma en que se lleva a cabo la correlación de imágenes es mediante la función de correlación cruzada que se describirá a continuación.

2.3.2 Correlación cruzada

Como ya se mencionó las imágenes son subdivididas en las áreas de interrogación y de ellas se observan cambios del patrón de brillo de la superficie de la imagen comparado dicha región con su contraparte en la segunda imagen. Este cambio se puede describir de forma simple con una señal digital lineal procesando el modelo que se muestra en la Figura 2.4.

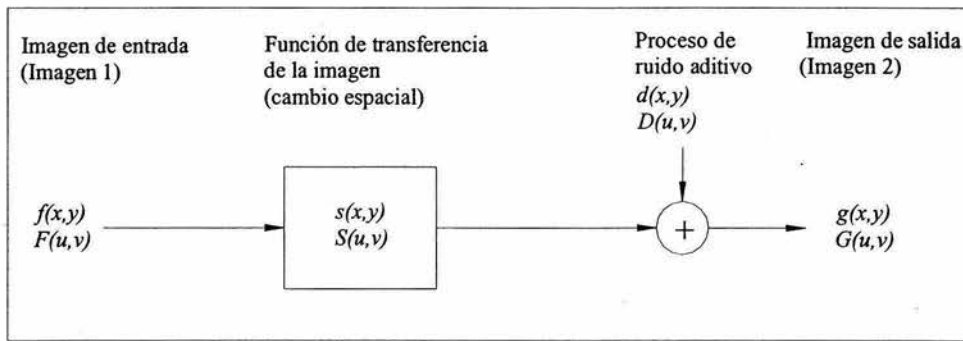


Figura 2.4 Función de desplazamiento de la imagen.

La función $f(x,y)$ describe el cambio de intensidad dentro de el área de interrogación en un tiempo t y la función $g(x,y)$ describe el cambio de intensidad de la imagen grabada en $t+\Delta t$. Esta última puede ser considerada como la salida de la función de transferencia de la imagen $s(x,y)$, tomando $f(x,y)$ como entrada y sumándole la función de ruido $d(x,y)$. Las funciones importantes son las transformadas de Fourier de las funciones presentadas en la Figura 2.4 donde u y v son coordenadas en el dominio de la frecuencia espacial. La función de cambio espacial $s(x,y)$ esta directamente relacionada al el flujo óptico y al tiempo entre el cual fueron adquiridas dichas imágenes mientras que la función de ruido $d(x,y)$ es el resultado de la aparición o desaparición ciertos pixeles en la región de interrogación perteneciente a la imagen de referencia y su contraparte en la imagen de la configuración deformada. La principal tarea del método empleado es la estimación de la función de cambio espacial $s(x,y)$; este método estima la función de desplazamiento $s(x,y)$ utilizando una técnica estadística de la correlación cruzada espacial. La función de correlación cruzada discreta $\phi_{fg}(x,y)$ de las regiones muestreadas $f(x,y)$ y $g(x,y)$ esta dada por:

$$\phi_{fg}(x,y) = E[f(x_1, y_1), g(x_2, y_2)]$$

$$\phi_{fg}(x, y) = \sum_{x=-\infty}^{x=\infty} \sum_{y=-\infty}^{y=\infty} f(x_1, y_1) \cdot g(x_1 + x_2, y_1 + y_2)$$

2.6

En la literatura, la correlación cruzada es normalizada a menudo para obtener valores entre cero y uno, pero en este contexto sólo son de interés los niveles de correlación relativos a las regiones de interrogación examinadas.

A continuación en la Figura 2.5 se presenta un esquema representativo del algoritmo empleado por FlowManager que describe a grandes rasgos el flujo del programa.

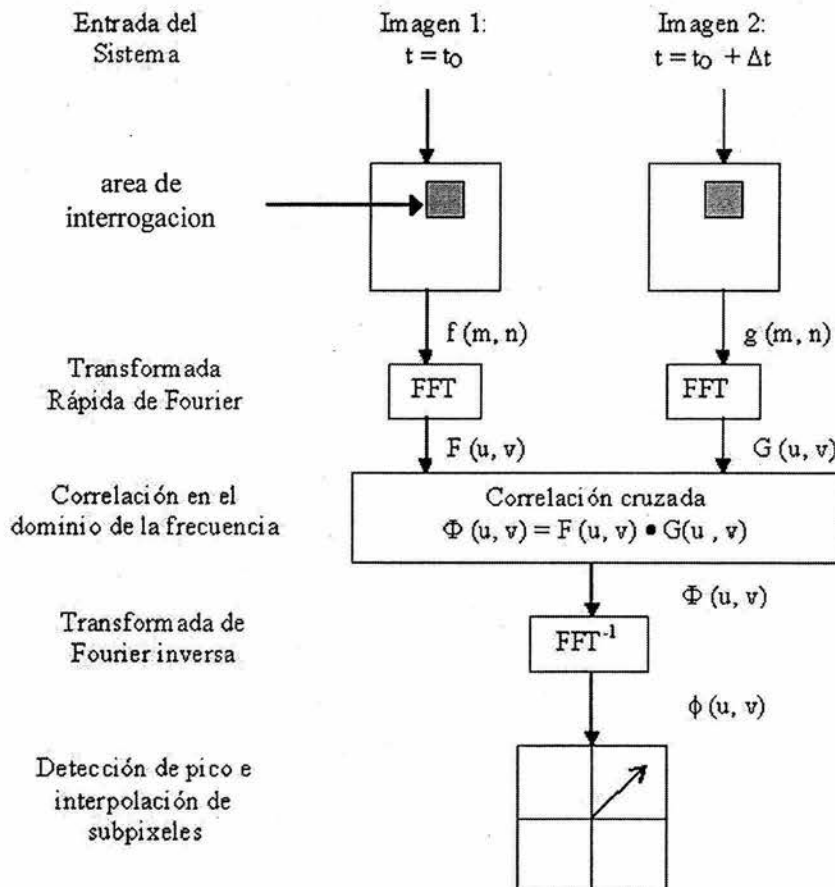


Figura 2.5 Diagrama esquemático del algoritmo de correlación cruzada en correlación de imágenes digitales (Willert y Gharib 1991).

3 Desarrollo experimental

3.1 Fabricación y caracterización de la aleación

La fabricación de la aleación Cu-Al-Be se realizó en el laboratorio de laminación del Instituto de investigaciones en materiales (UNAM). Para estimar la temperatura de inicio de transformación con base en la composición de las aleaciones empleadas en el estudio se utilizó la ecuación de Belkahla (1990). Dicha ecuación maneja los porcentajes en peso de los componentes, como se aprecia en la ecuación 3.1.

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

Donde M_s corresponde a la temperatura del inicio de la transformación directa, es decir de austenita a martensita

Las aleaciones fueron preparadas a partir de aluminio electrolítico con una pureza 99.9%, cobre blister con una pureza de 99.5% y una aleación de Cu-Be al 4%. Dichos componentes son fácilmente encontrados en el mercado. Se estimaron varias composiciones con diferentes temperaturas de transformación de las cuales se seleccionaron a la serie F y la serie G por tener temperaturas de transformación adecuadas al experimento. En la Tabla 3.1 se muestra la composición de dichas series.

Tabla 3.1 Composición Teóricas de las series F y G

Serie	Elemento	% en peso
F	Cu	87.5
	Al	12
	Be	0.5
G	Cu	87.8
	Al	11.5
	Be	0.6

El horno empleado para las fundiciones es un horno de inducción Leybold-Heraeus que permite tener una atmósfera controlada (Figura 3.1). La atmósfera empleada en las fundiciones fue argón de alta pureza.

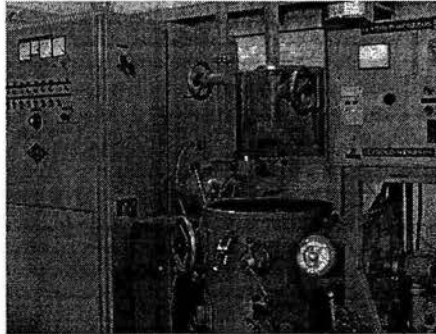


Figura 3.1 Horno de inducción y atmósfera controlada.

Las fundiciones fueron coladas en una lingotera rectangular cuyas dimensiones fueron de aproximadamente 100 x 50 x 25 mm.

3.2 Laminado en caliente

Con los lingotes obtenidos por fundición se cortaron porciones considerables para someterlas a un laminado en caliente. El equipo empleado para este procedimiento fue una mufla Lindberg 847 y una laminadora Fenn Amca International como se muestra en la Figura 3.2.

Las porciones de aleación se mantuvieron unos minutos hasta que el horno alcanzaba, de manera estable, la temperatura de 800°C; de forma inmediata los lingotes fueron pasados por los rodillos de la laminadora reduciendo el espesor 0.5 milímetros en los primeros pasos a una velocidad de 10 m/min. El mínimo espesor alcanzado por esta máquina fue de 0.3 milímetros. Con ello se alcanzó un porcentaje de laminación alrededor de 150%.

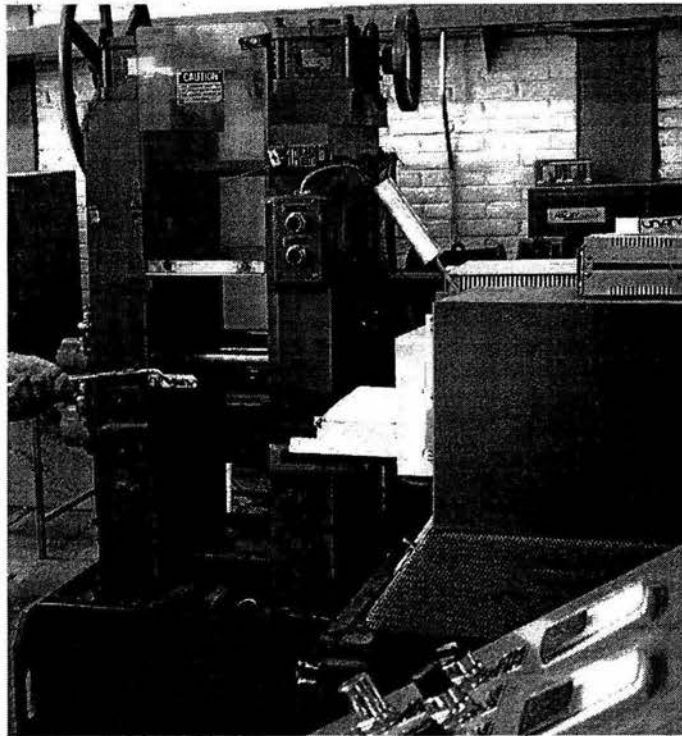


Figura 3.2 Proceso de laminación en caliente

3.2.1 Tratamiento Térmico

Una vez obtenidas las láminas con distintas composiciones se les realizó un tratamiento térmico llamado betatizado. Dicho tratamiento es necesario para que el material presente los efectos asociados a los materiales con memoria de forma (Flores, 1993).

Este procedimiento consiste en calentar la muestra hasta $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante 15 minutos, temperatura a la cual la fase austenítica es estable. Posteriormente, se da un templado escalonado que corresponde al enfriamiento rápido hasta una temperatura superior al ambiente.

En este caso el templado escalonado se realizó a una temperatura cercana $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ y se dejó a esa temperatura durante 20 minutos. Finalmente, se enfría la muestra al aire hasta la temperatura ambiente.

Este tratamiento permite obtener una temperatura de transformación estable y una estructura ordenada. Un esquema general del betatizado puede apreciarse mejor en la Figura 3.3

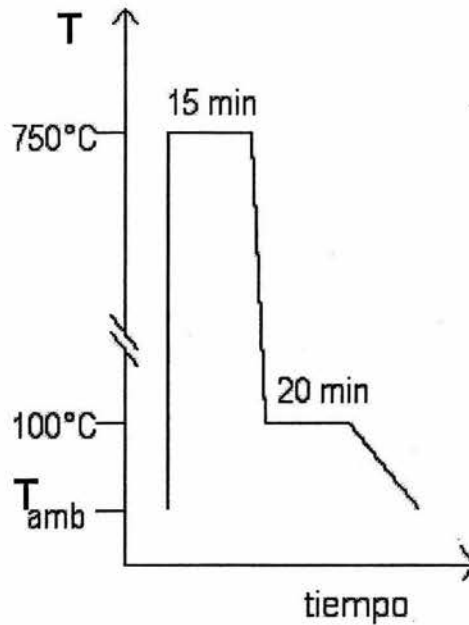


Figura 3.3. Diagrama esquemático del tratamiento térmico llamado betatizado (Flores, 1993).

Los tratamientos térmicos practicados a las muestras empleadas en este estudio fueron realizados en un horno tipo mufla (Lindberg 847) que calienta mediante resistencias eléctricas. El templado escalonado se llevó a cabo en un vaso de precipitados con agua a una temperatura muy cercana³ a 100°C .

³ En la ciudad de México el agua hierve a 95°C .

3.2.2 Medición de las temperaturas de transformación

El siguiente paso es caracterizar las temperaturas críticas de transformación con el objetivo de tener una buena referencia del comportamiento de la aleación. Las técnicas más empleadas para medir las temperaturas de transformación son: resistividad en 4 puntos y calorimetría diferencial de barrido

En este trabajo se empleó la segunda; la preparación de las muestras para calorimetría básicamente consiste en cortar un pequeño trozo de aleación para que cumpla con las dimensiones y peso requerido dentro del intervalo aceptable para el equipo de calorimetría diferencial de barrido. El equipo es un DSC 2910 Modulated de TA Instrumen. Este cuenta con dispositivos para enfriar y calentar la muestra; al mismo tiempo adquiere datos como tiempo, temperatura y flujo de calor que se almacenan en una computadora.

En la Figura 3.4 se muestra el equipo de calorimetría de barrido empleado para realizar dichas pruebas.

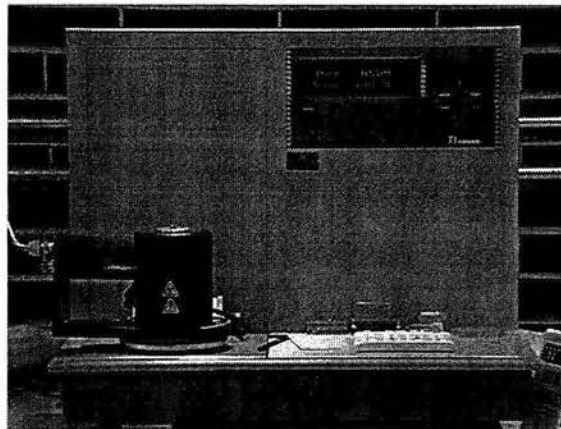


Figura 3.4 Equipo de calorimetría diferencial de barrido.

3.3 Preparación de muestras

De las láminas obtenidas se cortaron pequeñas probetas para ensayo de tensión tomando en cuenta la norma ASTM E 345-93 (Standard test methods of tension testing of

metallic foil) con el objeto de normalizar las probetas. Debido a las condiciones particulares del experimento se optó por proponer las dimensiones que se aprecian en la Figura 3.5

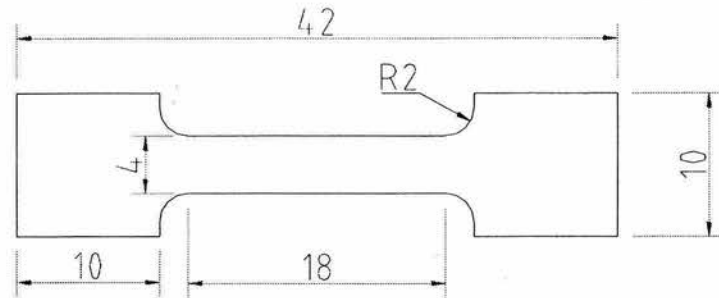


Figura 3.5 Dimensiones de las probetas en mm.

A continuación se muestra en la tabla 3.2 de las dimensiones para las probetas en los ensayos preliminares; estas probetas corresponden a la serie F.

Tabla 3.2 Dimensión de las probetas en milímetros.

Probeta	Ancho (mm)	Espesor (mm)	Longitud inicial (mm)	Área de la sección transversal (mm ²)
M	6.01	0.37	16.18	2.22
P	6.50	0.41	16.54	2.63
Q	6.74	0.43	16.25	2.90
R	6.43	0.34	16.25	2.19
V	4.78	0.27	16.13	2.76
W	5.47	0.22	14.35	1.20
X	5.38	0.40	15.40	2.14
Y	5.20	0.27	14.86	1.40
Z	5.41	0.23	15.00	1.24
G1	3.69	0.35	17.17	1.29
G2	4.19	0.26	18.14	1.089
G3	4.55	0.30	16.25	1.365

Las probetas dimensionadas fueron pulidas a espejo con paños especiales y alúmina de 0.3 micras. Posteriormente las probetas fueron atacadas químicamente. Para aleaciones base cobre el Cloruro Férrico funciona perfectamente como agente revelador de la microestructura, de esta forma se revela la morfología cristalina de las muestras. En la Figura 3.6 se presenta la fotografía de una de las muestras empleadas en el estudio después de haber sido atacada químicamente.

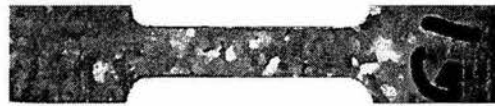


Figura 3.6. Probeta pulida y atacada.

3.4 Equipo de pruebas mecánicas

El equipo empleado que vemos en la Figura 3.7 es capaz de realizar pruebas de tensión simétrica, es decir, los dos cabezales presentan movimiento durante la prueba en tensión.

Esta característica lo hace diferente de los equipos comerciales y ayuda a tener un punto lo más fijo posible en los ejes simétricos de la probeta durante el experimento.

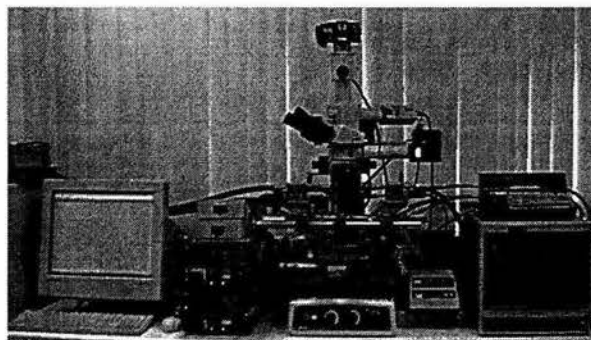


Figura 3.7. Máquina servohidráulica para ensayos de tensión y sistema de adquisición de imágenes digitales.

Es importante destacar que se trata de equipo que fue desarrollado en el Laboratorio de Mecánica de sólidos del Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM. Este equipo consta de dos módulos servohidráulicos, controladores MTS 407 transductores de desplazamiento y fuerza y un sistema de mordazas, (Figuras 3.8 y 3.9). El dispositivo descrito se encuentra montado bajo un microscopio óptico Nikon modelo MM-22 (Pereyra, 2003). El equipo mencionado es empleado para realizar pruebas de fractura por fatiga; parte de este trabajo consistió en adaptar dicho equipo para pruebas de tensión y acoplar una cámara de alta definición al microscopio óptico.

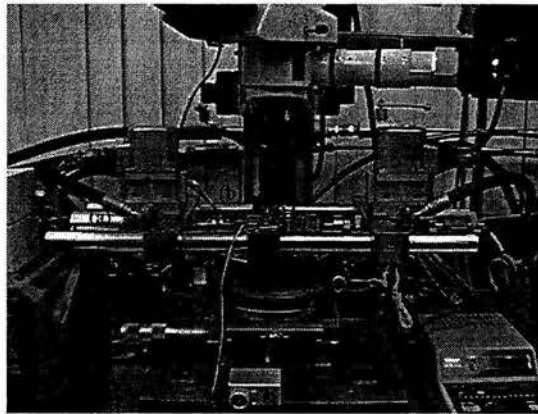


Figura 3.8 Tren de carga. (a) Sensor de desplazamiento (LVDT), (b) Celda de Carga, (c) Mordaza.



Figura 3.9. Probeta en tensión. (a) Mordazas, (b) Probeta.

Los parámetros que se adquieren durante el ensayo en tensión son: fuerza, desplazamiento e imágenes para que posteriormente pueden ser analizados mediante algún software de procesamiento de imágenes.

El microscopio cuenta con una cámara digital Fuji Finepix S1 Pro que permite tomar una secuencia de imágenes. La cámara cuenta con una resolución de 3040 x 2016 pixeles por lo que se pueden obtener imágenes con excelente resolución y alto contenido de información para el procesamiento posterior.

Este sistema está conectado a una computadora para la adquisición de datos. El entorno de programación que hizo posible dicha adquisición fue LabView aunado a los controladores MTS 407.

De forma adicional la probeta fue instrumentada con un extensómetro con el fin de comparar lecturas de este instrumento y de los LVDT'S del equipo y con ello calibrar el equipo. Para leer los datos sensados por el extensómetro se empleó un medidor de deformación Meausrement Group modelo P3500, como se aprecia en la Figura 3.10.

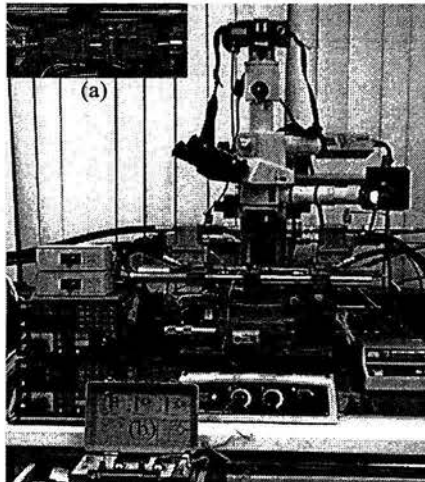


Figura 3.10. Calibración del equipo. (a) Probeta Instrumentada, (b) indicador de deformación P3500.

En los ensayos preliminares se utilizó una razón de deformación de 0.0005 mm/s y se tomaron imágenes cada 20 segundos, con ello obtuvimos secuencias de imágenes bastante grandes.

Para la serie G se cambió la razón de deformación a 0.001 mm/s y se tomaron imágenes cada 10 segundos y secuencias de imágenes adecuadas al experimento.

3.5 Software para el análisis de imágenes

El software empleado en este trabajo para el análisis de imágenes fue desarrollado por la compañía Dantec Dynamics, la versión que se utilizó fue FlowManager 3.70.06, (Febrero de 2000). Este software fue diseñado especialmente para obtener mediciones de campos instantáneos de velocidad utilizando la técnica de velocimetría láser. En este trabajo FlowManager se utiliza para obtener campos de desplazamiento originados por una prueba en tensión uniaxial. El algoritmo que emplea este programa es el descrito en la sección 2.3.1.

4 Resultados y Discusión

4.1 Fabricación de la aleación

Una vez obtenida la aleación con diferentes composiciones se realizó un análisis químico por absorción atómica para corroborar los porcentajes de los elementos. Los resultados se muestran en la tabla 4.1.

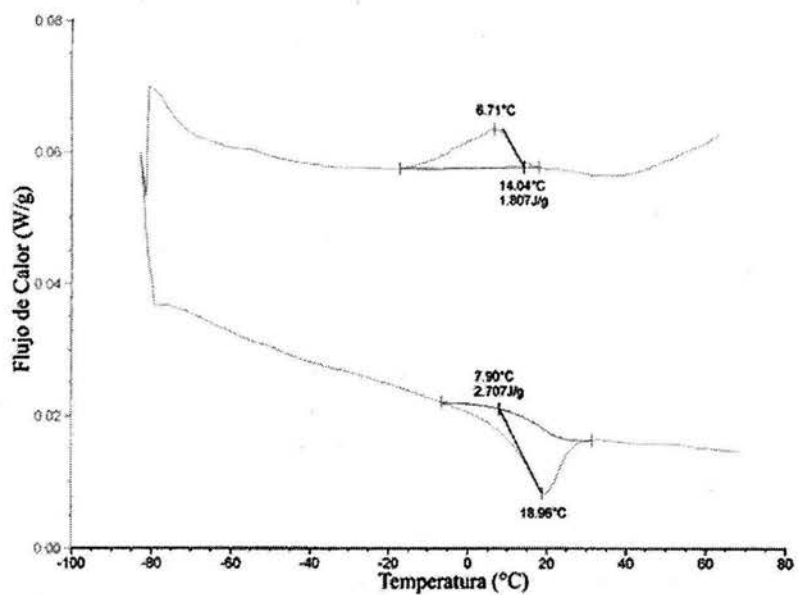
Tabla 4.1 Composiciones reales para las series empleadas.

Serie	Elemento	% en peso reales
F	Cu	87.85
	Al	11.74
	Be	0.39
G	Cu	88.31
	Al	11.19
	Be	0.49

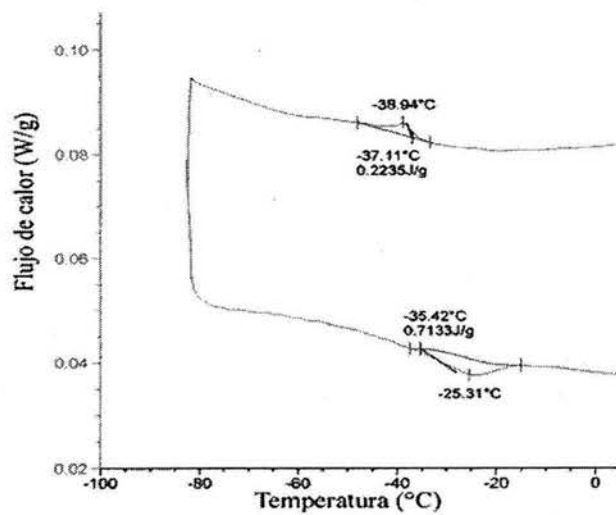
Es claro, de la comparación de las tablas 3.1 y 4.1, que existen pequeñas diferencias en los tres elementos, sin embargo son mínimas. No obstante la pérdida de un pequeño porcentaje en el berilio modifica severamente la temperatura de inicio de la transformación directa (M_s).

4.2 Temperaturas de transformación

Las temperaturas de transformación para estas series se obtuvieron por calorimetría diferencial de barrido (DSC). A continuación, en la Figura 4.1, se muestran las gráficas que se obtuvieron por esta técnica.



4.1 (a)



4.1 (b)

Figura 4.1. Calorimetría diferencial de barrido. a) Serie F, b) Serie G

Tabla 4.2 Temperaturas de transformación de las series F y G

Serie	Temperaturas (°C)
F	$M_s = 14$ $M_f = 6.7$ $A_s = 7.9$ $A_f = 18.9$
G	$M_s = -37.1$ $M_f = -39.4$ $A_s = -35.4$ $A_f = -25.4$

4.3 Pruebas de tensión

De acuerdo a las temperaturas de transformación obtenidas y de acuerdo a la relación de Claussius Clapeyron el esfuerzo crítico que se necesita para que la martensita empiece a aparecer y crecer está dado por:

$$\sigma_c = 1.97(T - M_s) \text{MPa} \quad (4.1) \quad 4.1$$

Donde T es la temperatura de prueba y M_s es la temperatura de inicio de la transformación; para la serie F y la serie G el σ_c para pruebas a temperatura ambiente se muestra en la tabla

4.3

Tabla 4.3 Esfuerzo Crítico o de transformación.

Serie	M_s (°C)	Esfuerzo Crítico σ_c (MPa)
F	14.04	11.7
G	-37.11	112.5

4.3.1 Experimentos preliminares

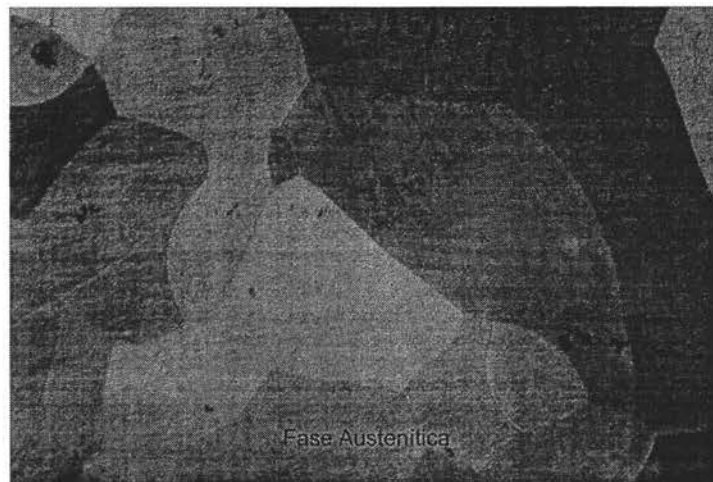
Como se mencionó en la introducción del presente trabajo, el objetivo principal es la implementación de una técnica de análisis de imágenes en materiales sólidos que presentan un comportamiento mecánico no lineal como es el caso de los MMF. Para llegar a dicho objetivo fue necesario pasar por un proceso que inicia con la realización de pruebas cuyo objetivo fue identificar los rasgos característicos del comportamiento en estudio, así como la realización de las calibraciones de componentes del equipo empleado. Considerando lo anterior a continuación se presentan una serie de resultados preliminares. Estos experimentos permitieron realizar una serie de correcciones y modificaciones a los componentes del equipo empleado.

4.3.1.1 Morfología de las fases

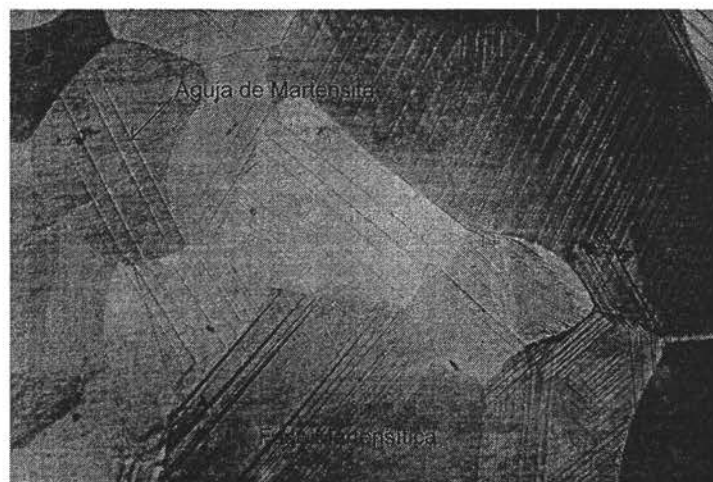
En la Figura 4.2 se presentan dos micrografías en las que fueron identificadas, de manera morfológica, las dos fases esperadas durante las pruebas: la fase austenítica y la fase martensítica. En ambos casos dicha morfología corresponde con la reportada en la literatura por múltiples autores para distintas aleaciones con memoria de forma (Otsuka et al., 1976, Sakamoto y Shimizu, 1986; LExcellent et al., 2002).

Es importante destacar el hecho de que la fase austenítica presenta una superficie lisa mientras que al aparecer la fase martensítica se presentan cambios de relieve que permitieron identificarlas mediante fotografías. Lo anterior resulta conveniente para identificar ópticamente el inicio de la transformación en el material; sin embargo, como se discutirá posteriormente, esto puede generar algunas dificultades en la determinación de los campos de desplazamientos.

Austenita



Martensita



Mezcla de Fases



Figura 4.2 Fases de la aleación Cu-Al-Be presentes durante el experimento. a) Austenítica, b) Martensítica, c) Mezcla de fases. Imágenes obtenidas por microscopio óptico a 7.5 X

4.3.1.2 Comportamiento Esfuerzo - Deformación

En la Figura 4.3 se presenta una curva Esfuerzo vs Deformación (σ - ϵ), correspondiente a la muestra V, en la cual fueron identificados distintos puntos a los cuales se les asoció una imagen obtenida mediante la observación in situ. Solo se presentan datos para la carga.

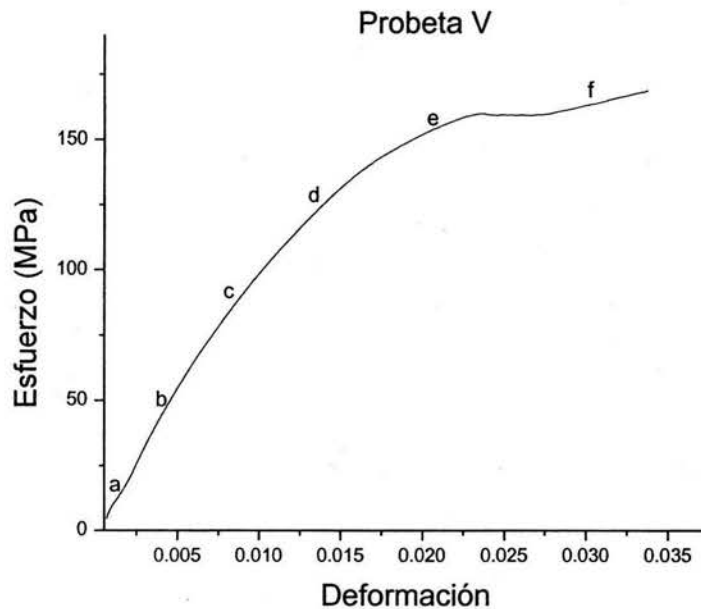
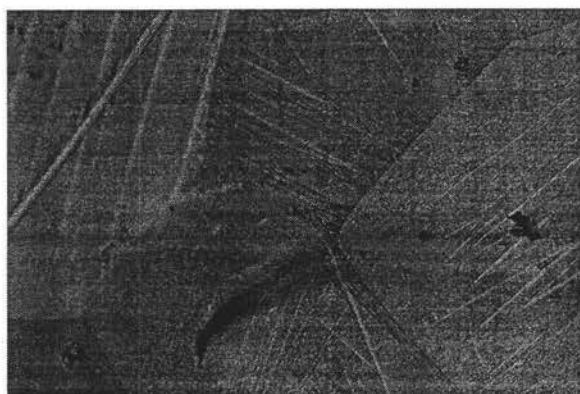
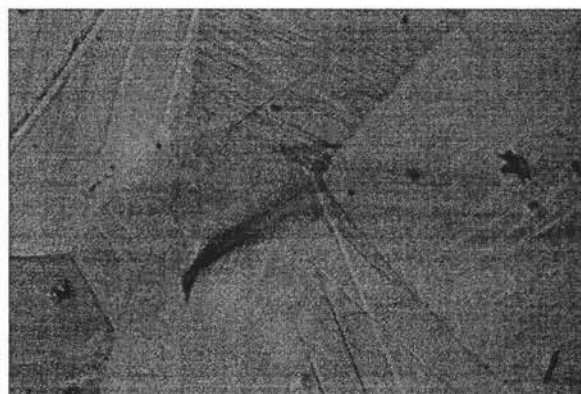


Figura 4.3 Curva σ - ϵ para la probeta V (carga).

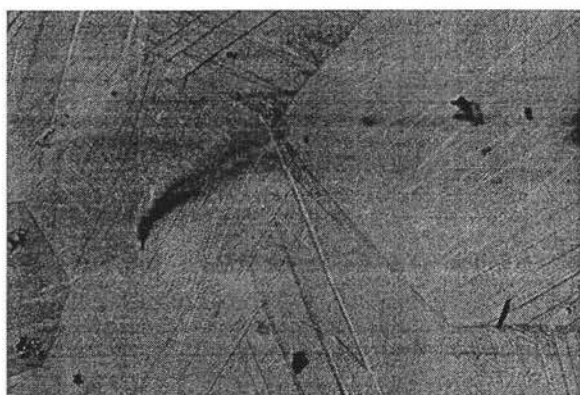
A continuación se presenta la secuencia de imágenes correspondiente a la curva σ - ϵ de la probeta V para los datos de carga solamente.



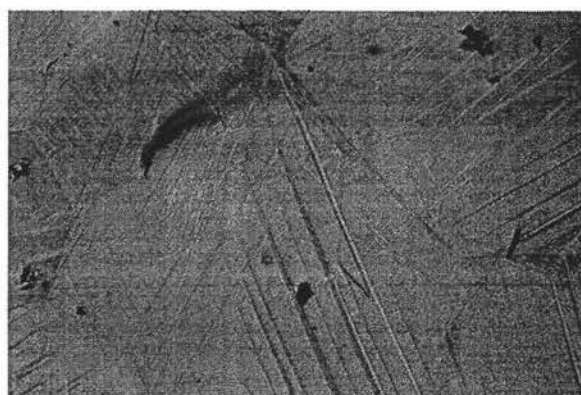
a)



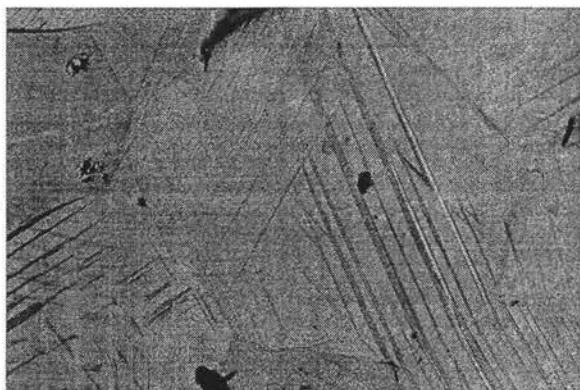
b)



c)



d)



e)



f)

Figura 4.4 Secuencia de imágenes⁴ para la probeta V.

⁴ Para todas las secuencias de imágenes presentadas en este trabajo se utilizó microscopía óptica con 7.5 X.

En la Figura 4.3 se aprecia que el comportamiento Esfuerzo-Deformación describe un cambio de pendiente a un cierto nivel de esfuerzo. Así mismo en las imágenes asociadas a los puntos de la curva se puede apreciar claramente la aparición y crecimiento de agujas de martensita a niveles de esfuerzo mayores al esfuerzo crítico, el cual se caracteriza por el cambio de pendiente en la curva esfuerzo-deformación antes mencionado. Un resultado similar ha sido obtenido por otros autores que realizaron pruebas de tensión en muestras monocristalinas a las cuales les fueron tomadas fotografías durante la transformación (Otsuka, et al., 1976). No obstante, hasta ahora no han sido reportados estudios en los que se realicen pruebas para policristales como los que se presentan en este trabajo.

A pesar de que en las imágenes se distingue claramente la aparición y crecimiento de agujas de martensita es claro que en la muestra pre-existían algunas agujas de martensita antes de que la probeta estuviese sometida a una carga. Debido a lo anterior no fue posible apreciar con precisión los cambios asociados a la transformación inducida por esfuerzo. La presencia de la mezcla de fases, austenita y martensita se asocia posiblemente al proceso de laminado; específicamente, se asocia a variaciones en el contenido de algunos de los elementos aleantes, lo cual pudo ser originado por la temperatura a que fue realizado dicho proceso. Cabe destacar que en los experimentos posteriores se aseguró que el material presentara sólo la fase austenítica en toda la muestra.

Otro aspecto importante que se obtuvo con la prueba mencionada anteriormente fue el cálculo la pendiente de la curva σ - ϵ , el cual se puede apreciar en la Figura 4.5.

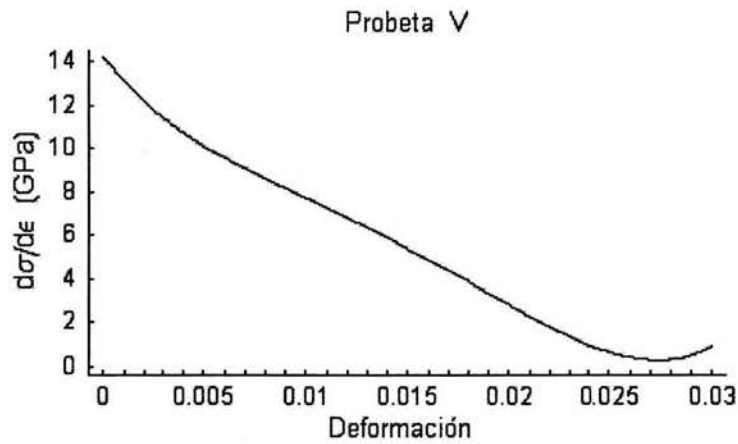


Figura 4.5 Pendiente de la curva $d\sigma/de$ vs ϵ para la probeta V.

En dicha figura observamos que la curva $d\sigma/de$ vs ϵ toma un valor máximo alrededor de los 14 GPa y un mínimo de 1 GPa al incrementar la fuerza aplicada; lo cual es consistente con el fenómeno de la transformación martensítica inducida por esfuerzo; sin embargo, como se mencionó, el valor más grande que se aprecia en la curva de la Figura 4.5 esta alrededor de los 14 GPa que resulta ser menor al que se calcula empleado las constantes elásticas del material (Rios, et al., 1991) y también menor al módulo elástico de los componentes de la aleación por separado.

Por un lado tomando como base los módulos elásticos de los materiales que constituyen la aleación, tenemos que el módulo elástico esperado, considerando el aluminio y el cobre, sería de aproximadamente:

$$(0.875 \times 120 + 0.125 \times 70) \text{ GPa} = 113.75 \text{ GPa} \quad (4.2)$$

De lo anterior observamos que el valor teórico está muy por encima del valor medido experimentalmente.

Por otra parte, es posible calcular el valor de los módulos de Young y Poisson a partir de los valores de las constantes elásticas para la fase austenítica de la aleación Cu-Al-Be reportadas por Rios (1991).

$$C_{11} = 14.28$$

$$C_{12} = 12.54$$

$$C_{44} = 9.35$$

Considerando la anterior y se sabe que:

$$C_{11} = \frac{E}{1+\nu} + \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)}$$

$$C_{12} = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (4.3)$$

Donde E es el módulo de elasticidad y ν es el módulo de Poisson. Resolviendo el sistema de ecuaciones tenemos lo siguiente:

Para el Módulo Elástico (E) tenemos: $E = 25.5$ GPa, para la relación de Poisson (ν) tenemos $\nu = 0.46$. Los valores de E y ν son para la fase austenítica.

Cabe mencionar, como reporta Rios et al. (1991), que el material presenta anisotropía que varía entre 10.7 y 13.2 por lo que el módulo elástico presentará variaciones importantes al cambiar la orientación cristalina. En un material policristalino como los que se estudiaron en el presente trabajo es posible encontrar una gama extensa de orientaciones en los granos. Considerando la forma en que el material fue procesado (lamado en caliente); es probable que presente textura cristalina según se ha reportado en la literatura (Bhattacharya y Kohn, 1996). Suponiendo que la textura que presenta el material es del tipo Euker-Hirsh, según Bhattacharya y Kohn, entonces es posible calcular la variación que sufre el módulo de Young del material de la siguiente manera:

Dado el siguiente estado de esfuerzos S

$$S = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_A & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

Donde σ_A (esfuerzo aplicado) es constante, es posible cambiar la base del tensor de la siguiente manera, si suponemos un giro respecto al eje cristalino (0 0 1) (Bhattacharya y Kohn, 1995):

$$S' = R^T S R \quad (4.4)$$

Donde:

$$R = \begin{pmatrix} \cos(\theta) & \sin(\theta) & 0 \\ -\sin(\theta) & \cos(\theta) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}$$

Luego, considerando que el material cumple la ley de Hooke en la fase austenítica, con anisotropía $A= 10.7$ tenemos que el tensor de deformaciones después de aplicar el respectivo cambio de base tomaría la siguiente forma:

$$\varepsilon = \begin{pmatrix} (-1.83^{-11} \cos[\theta]^4 + 5.69^{-11} \cos[\theta]^2 \sin[\theta]^2 - 1.83^{-11} \sin[\theta]^4) \sigma_0 & \cos[\theta] \sin[\theta] (4.67^{-11} \cos[\theta]^2 - 4.67^{-11} \sin[\theta]^2) \sigma_0 & 0 \\ \cos[\theta] \sin[\theta] (4.67^{-11} \cos[\theta]^2 - 4.67^{-11} \sin[\theta]^2) \sigma_0 & (3.91^{-11} \cos[\theta]^4 - 1.52^{-11} \cos[\theta]^2 \sin[\theta]^2 - 3.91^{-11} \sin[\theta]^4) \sigma_0 & 0 \\ 0 & 0 & -1.83^{-11} \sigma_0 \end{pmatrix}$$

Finalmente comparando el componente ε_{yy} del tensor de deformación con el componente S_{yy} del tensor de esfuerzos original tenemos que el módulo de Young cambiará con la dirección indicada por el ángulo θ según la siguiente expresión:

$$E = \frac{1}{3.91^{-11} \cos[\theta]^4 - 1.52^{-11} \cos[\theta]^2 \sin[\theta]^2 + 3.91^{-11} \sin[\theta]^4} \quad 4.4$$

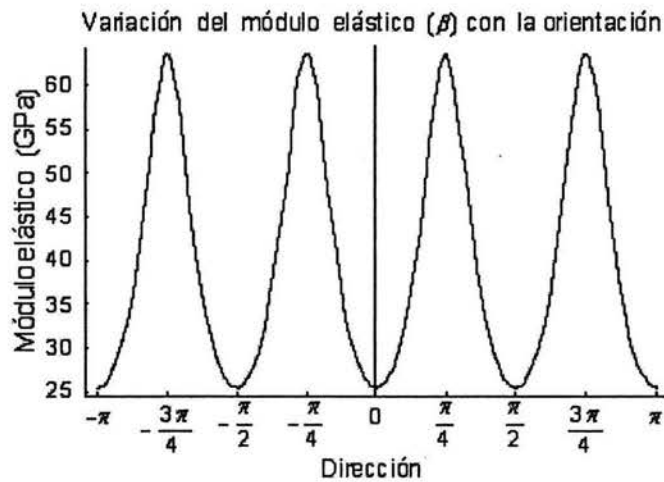
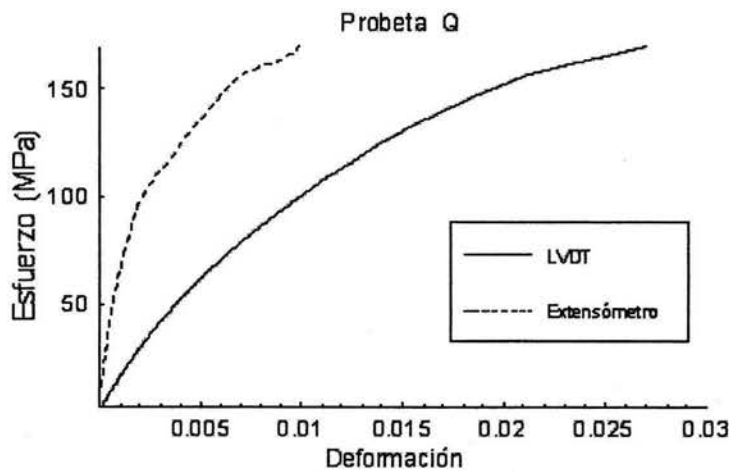
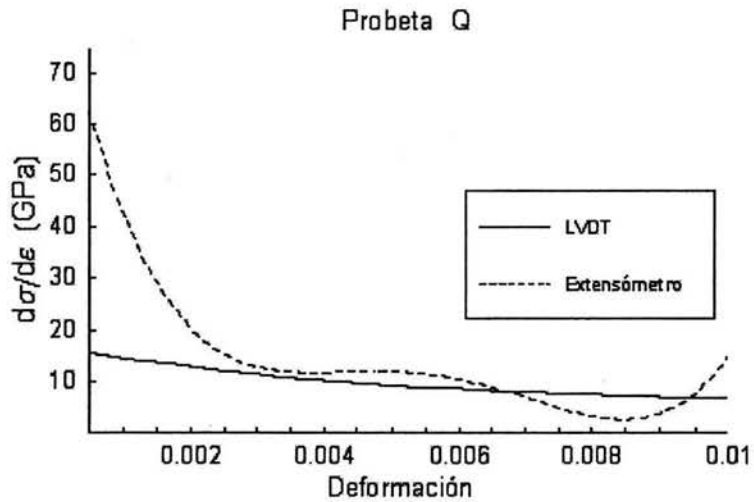


Figura 4.6 Variación del módulo elástico en las fase austenítica (β), con la orientación.

En la figura 4.6 se presenta gráficamente la variación del módulo de Young en función del ángulo de giro θ y se observa que oscila entre 25 y 65 GPa, valor que nuevamente es superior al que se obtuvo en los primeros experimentos. Fue claro entonces que el experimento presentaba una falla de tipo mecánico o bien de medición por lo cual realizó una revisión de los sistemas correspondientes. Una medida que se tomó fue pegar una galga extensométrica a la probeta y medir directamente la deformación; de lo anterior se obtuvieron las siguientes graficas.



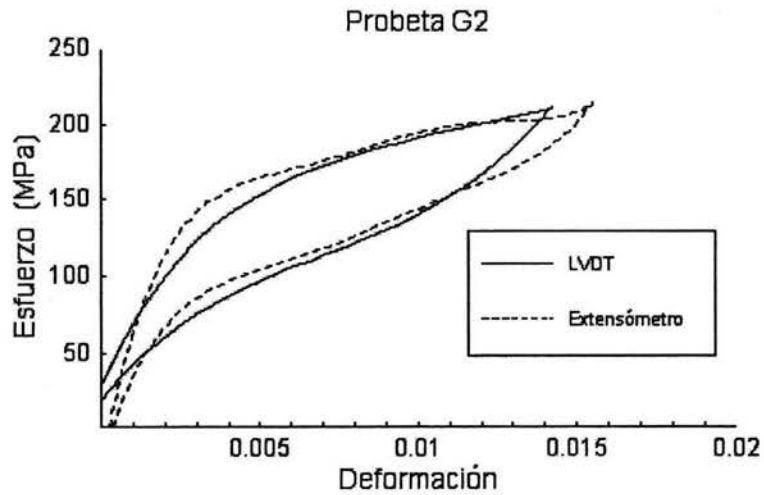
4.7(a)



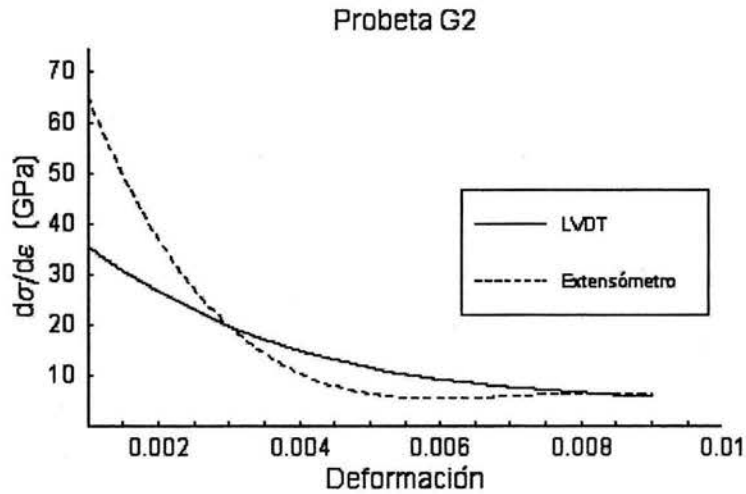
4.7 (b)

Figura 4.7. Probeta Q instrumentada con extensómetro. a) Curva Esfuerzo vs Deformación, b) Curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ .

Es evidente que las lecturas obtenidas por los dispositivos de medición son considerablemente diferentes, de aquí se infiere que la fuente de error puede ser de tipo mecánico ya que previo a esta prueba se calibraron nuevamente los LVDT'S y celdas de carga según las normas del fabricante. Una inspección al sistema de sujeción nos llevó a detectar pequeñas holguras en los ensambles por lo que se decidió dar una pre-carga a las probetas. Con esta medida se obtuvieron las siguientes curvas para la probeta G2.



4.8 (a)



4.8 (b)

Figura 4.8. Probeta G2 aplicando precarga; ciclo de carga-descarga. (a) Curva σ - ϵ probeta

G2. (b) Curva $d\sigma/d\epsilon$ vs ϵ

Los resultados que se muestran en la Figura 4.8 (a) y 4.8 (b) hacen evidente que el problema disminuye de forma considerable pero no desaparece por completo; por lo que se decidió revisar nuevamente los componentes mecánicos del experimento.

La inspección minuciosa del sistema de sujeción de las muestras reveló que existía una fuente de error en el perno de ensamble de las mordazas; que se muestra en la Figura 4.9, este perno permite movimiento de cuerpo rígido debido a los ajustes del ensamble.

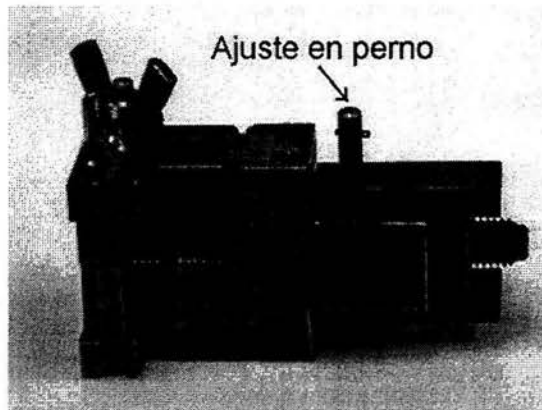


Figura 4.9. Perno de ensamble.

La solución que se propuso al problema fue reemplazar el tipo de ensamble, de tal forma que se impidiera la traslación y rotación de la muestra durante la realización de la prueba. En la Figura 4.10 se muestra una fotografía donde se aprecia la modificación realizada al equipo.

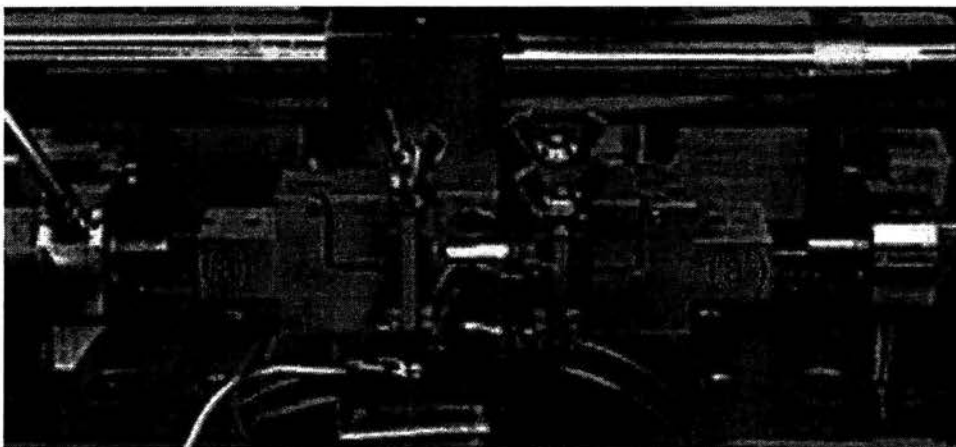


Figura 4.10 Tren de Carga con nuevo ensamble (a-a').

Una vez realizada la corrección descrita anteriormente; se realizaron nuevamente las pruebas de tensión ahora en la probeta G3.

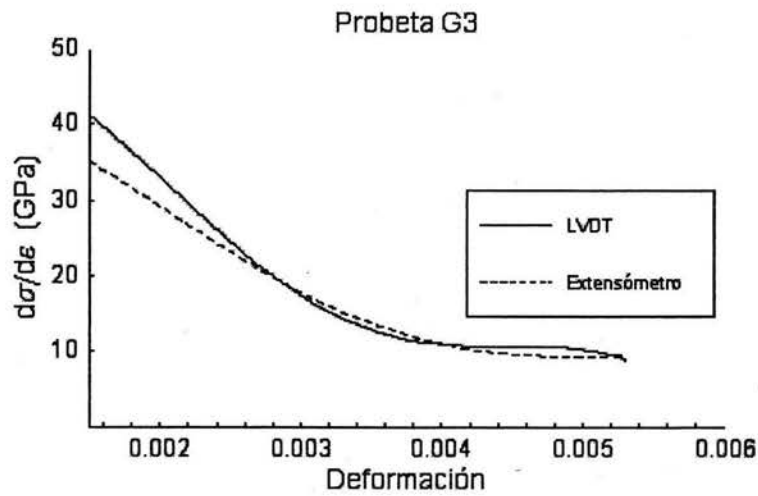
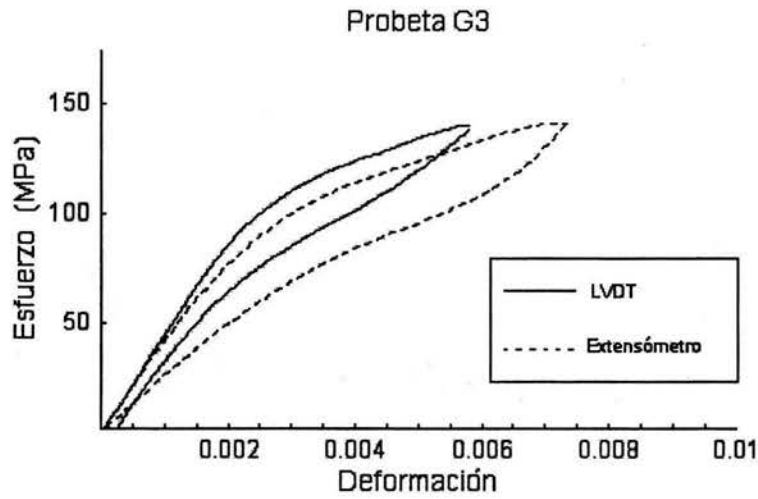


Figura 4.11 Probeta G3. (a) Curva Esfuerzo vs Deformación, (b) Curva $d\sigma/d\varepsilon$ vs ε .

En las Figura 4.11 (a) y 4.11 (b) se presenta, una curva esfuerzo-deformación así como las curvas $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ vs deformación (ε), correspondientes a las mediciones realizadas con el sensor LVDT y con el extensómetro. En la Figura 4.11 (b) se ve que el valor del módulo elástico del material antes de la transformación es del orden 30 a 45 GPa, valor que es consistente con el cálculo realizado empleando la ecuación 4.5. También se puede ver que existe una desviación en las curvas obtenidas empleando cada instrumento, el LVDT y el extensómetro, lo cual puede representar un problema importante para la caracterización de estos materiales. En general se sabe que para un material linealmente elástico en una prueba de tensión simple, como las que se realizan en este trabajo, la muestra se encuentra sujeta a una deformación constante; sin embargo, en el caso de los MMF parece no cumplirse convenientemente esta hipótesis; en realidad según se ha reportado en la literatura (Patoor et al., 1994 y Cortés,et al., 2004), la deformación en un MMF durante la transformación es no homogénea es decir que presenta diferentes zonas donde la deformación cambia considerablemente.

En la Figura 4.12 se muestra un diagrama en el que se aprecia claramente que al aparecer una variante de martensita, una parte del material experimenta una deformación de corte mientras la región que se encuentra por encima de la variante presenta una traslación paralela al plano de hábito, y así mismo la región que está por debajo de la variante de martensita no experimenta deformación alguna.

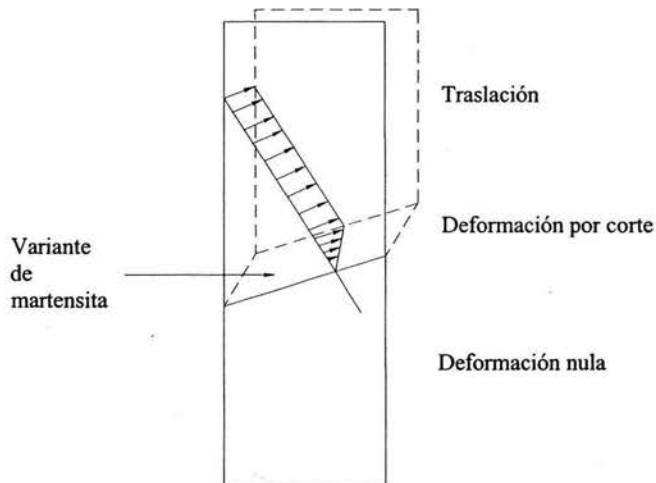


Figura 4.12. Deformación no homogénea en MMF.

Es claro en la Figura 4.12 que la deformación que mediría un extensómetro colocado en el material será diferente dependiendo del tamaño del mismo y de la posición en la que sea colocado. Adicionalmente, si consideramos que el material es policristalino la transformación martensítica no se presenta en todos los granos simultáneamente sino que iniciará en aquellos granos cuya orientación sea más favorable; entonces si el extensómetro es colocado de tal manera que cubre algunos granos que inicie la transformación antes que en toda la muestra, es claro que registran deformaciones mayores que las deformaciones ingenieriles calculadas tomado como base la longitud de la muestra. Considerando la

Figura 4.13 y que $\text{Cos}(\theta) = \frac{h}{L}$ por lo que la base de medición corresponde $L = \frac{h}{\text{Cos}(\theta)}$

tenemos que la deformación sería:

$$\varepsilon_y = \frac{\Delta L}{L} = \frac{gh \text{Sen}(\theta)}{\frac{h}{\text{Cos}(\theta)}} = g \text{Sen}(\theta) \text{Cos}(\theta) = \frac{1}{2} g \text{Sen}(2\theta) \quad 4.6$$

Ahora considerando $L_1 = \frac{h/2}{\cos(\theta)}$ la deformación resultante sería:

$$\varepsilon_{y1} = \frac{\Delta L}{L_1} = \frac{gfh \text{Sen}(\theta)}{h} = 2gf \text{Sen}(\theta) \text{Cos}(\theta) = gf \text{Sen}(2\theta) \quad 4.7$$

Para un tercer caso donde $L_2 = \frac{2h}{\cos(\theta)}$ la deformación resultante sería:

$$\varepsilon_{y2} = \frac{\Delta L}{L_2} = \frac{gfh \text{Sen}(\theta)}{2h} = gf \text{Sen}(\theta) \text{Cos}(\theta) = \frac{1}{4} gf \text{Sen}(2\theta) \quad 4.8$$

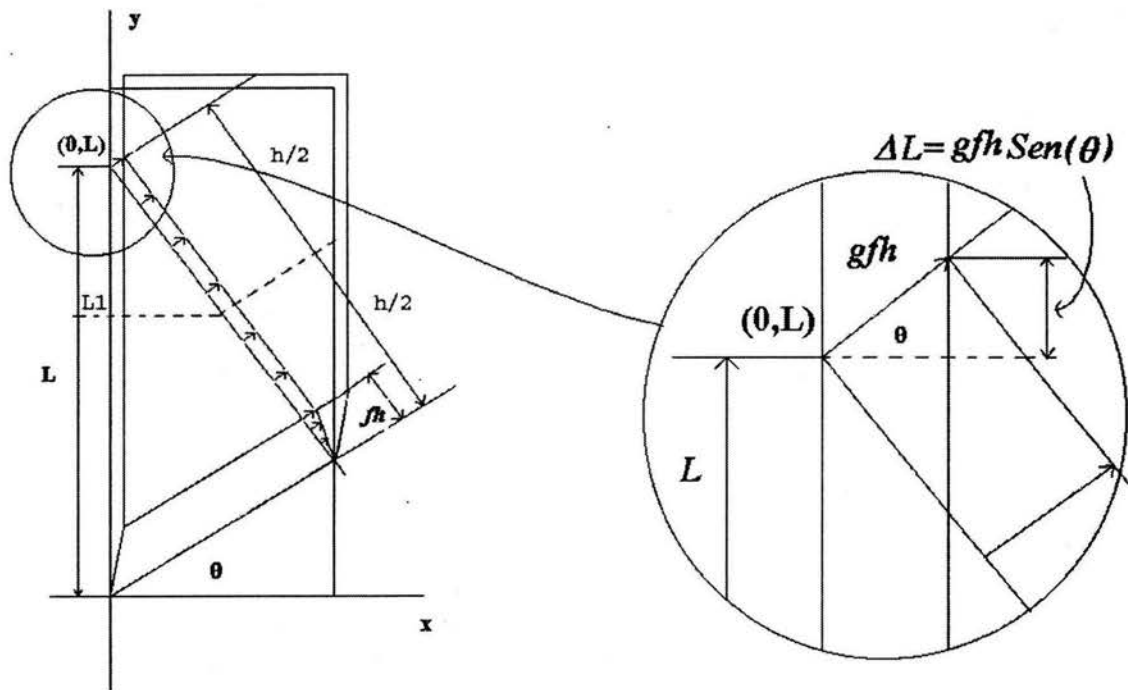


Figura 4.13. Influencia de la base de medición

Como se puede apreciar en la ecuación 4.6, 4.7 y 4.8 la deformación ingenieril depende de la base de medición; mientras más pequeña es la base de medición la deformación tiende a

incrementar considerablemente respecto a bases de medición más grandes. Lo anterior hace evidente la influencia del tamaño y posición del extensómetro en la medición.

Así mismo es importante mencionar que al generarse las agujas de martensita, que se observan en el microscopio óptico, se presenta un cambio en la superficie de la muestra. Si un extensómetro es colocado en dicha superficie entonces se verá afectado por un efecto similar al de la flexión cambiando la lectura del extensómetro quedando esta lectura sólo como una buena aproximación del comportamiento de estos materiales.

4.4 Campos de desplazamiento

En la Figura 4.14 se presenta el campo de desplazamiento obtenido, empleando el software Flowmap, a través de la comparación de dos imágenes correspondientes a la muestra v (Figura 4.4 (a) y 4.4 (b)) obtenidas durante el proceso de carga.

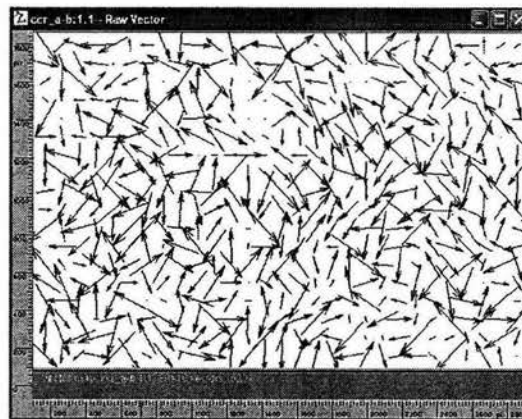


Figura 4.14. Campos de desplazamiento para 2 imágenes consecutivas pertenecientes a la secuencia de imágenes de la probeta V mostrada en la Figura 4.4.

Como se aprecia en la Figura 4.14 los campos de desplazamientos obtenidos presentan gran desorden lo cual dista considerablemente del comportamiento esperado. Una comparación

visual entre el campo de la Figura 4.14 y el que se muestra en la Figura 4.15, que corresponde con un campo hiperbólico, muestra que aparentemente no existe relación alguna.

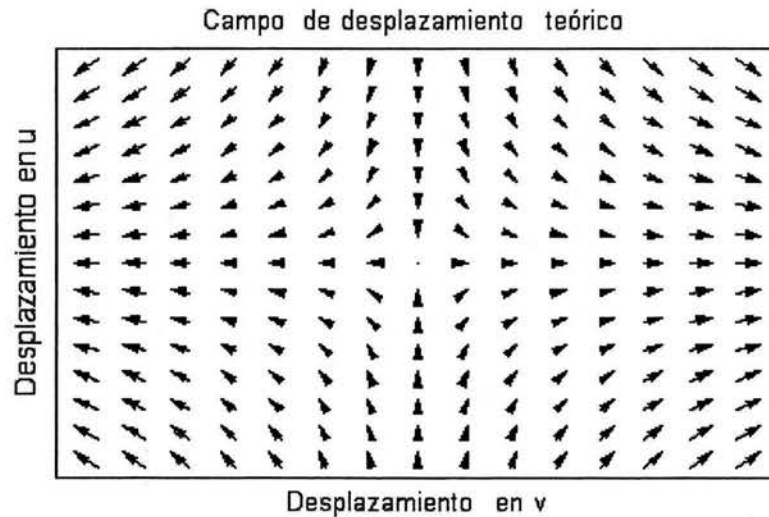


Figura 4.15. Campo vectorial de desplazamiento de la zona de interés.

El campo hiperbólico de la Figura 4.15 corresponde con el campo vectorial de desplazamientos que se presenta en un prueba de tensión simple para un material linealmente elástico, el cual puede ser expresado analíticamente mediante la siguiente expresión (Gurtin, 1981):

$$U = \begin{pmatrix} -\frac{\nu\sigma_y}{E}x \\ \frac{\nu\sigma_y}{E}y \end{pmatrix} \quad 4.9$$

Dicho campo fue graficado en una región de la muestra como la que se presenta en la Figura 4.16 (zona de interés). En el caso de los experimentos realizado en el presente trabajo, claramente se pudo verificar que la zona de observación corresponde más bien con el cuadrante I y II, para un grupo de muestras, y III y IV para otro grupo tomando como

referencia el plano definido por los ejes y - z de la Figura 4.16. Este hecho claramente influye en la distribución encontrada en el campo mostrado en la Figura 4.14 respecto a la Figura 4.15, además se encontraron otros aspectos que también contribuyeron a la diferencia entre distribuciones. Por mencionar algunos de los más importantes tenemos a los efectos mecánicos responsables de la existencia de desplazamientos de cuerpo rígido, mencionados en el apartado 4.3.1.2; así mismo tenemos parámetros (factor de escala) no adecuados en el software de análisis de imágenes para la naturaleza del experimento. Los parámetros adecuados para el software se obtuvieron realizando experimentos de traslación pura (conocida) e identificando una serie de puntos en la secuencia de imágenes; comparando las coordenadas de esos puntos se obtuvo la magnitud de la traslación, con ello se observó que si las traslaciones son muy grandes, con respecto a las regiones de interrogación dentro de la imagen, el software arroja campos carentes de algún orden lógico. Por lo tanto para el análisis de las imágenes se debe escoger regiones de interrogación adecuadas al tipo de experimento a realizar.

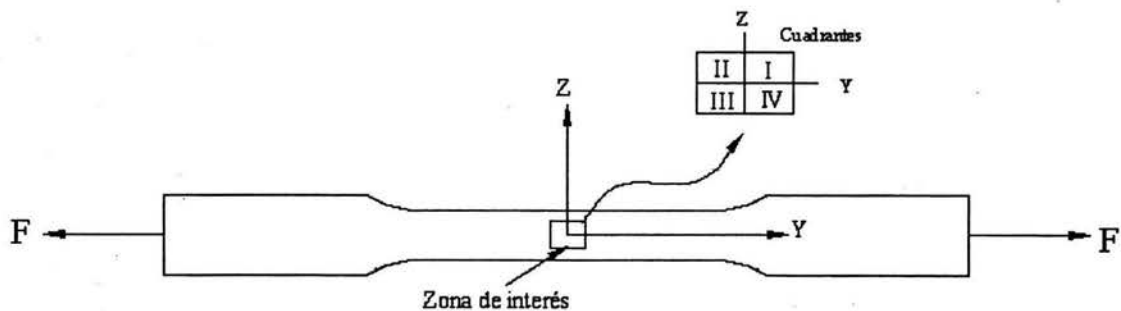


Figura 4.16. Zona de interés en una probeta sujeta a tensión simple.

A continuación se presentan los resultados para la probeta G2 que corresponden a la corrección con precarga como se mencionó anteriormente.

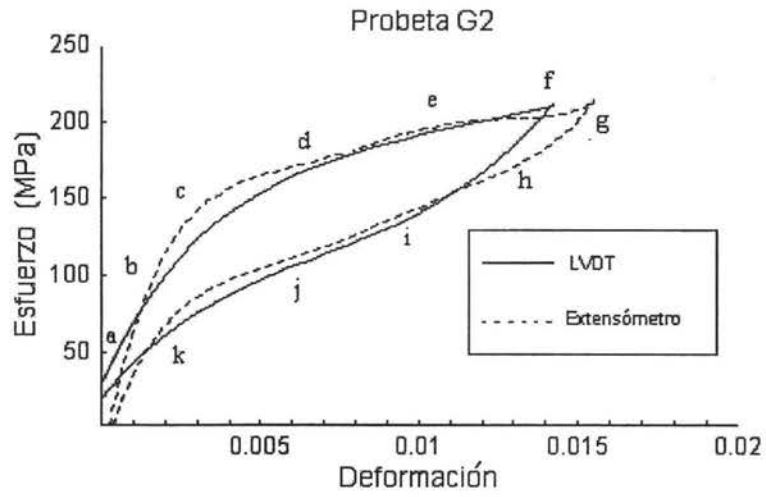


Figura 4.17 (a)



a)



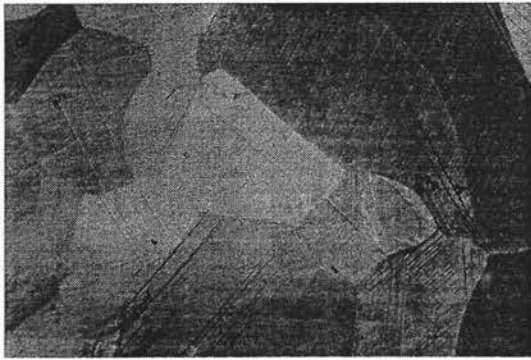
b)



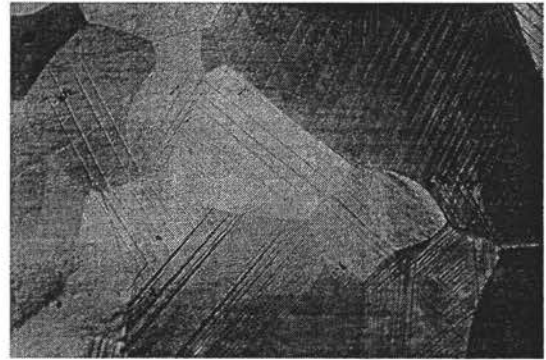
c)



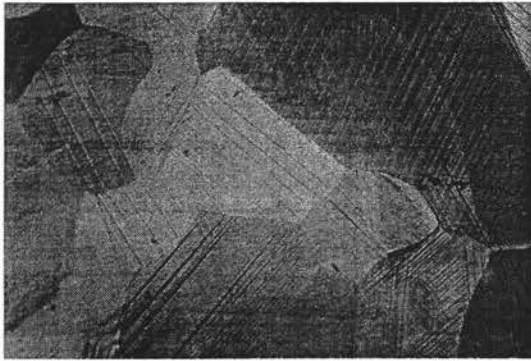
d)



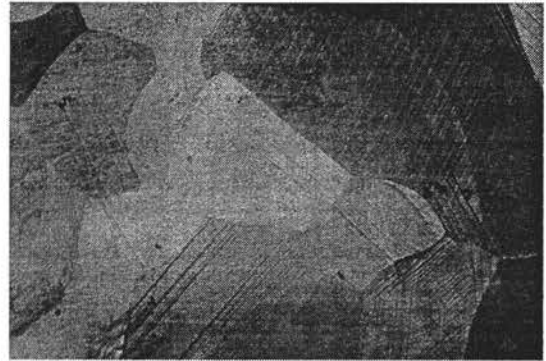
e)



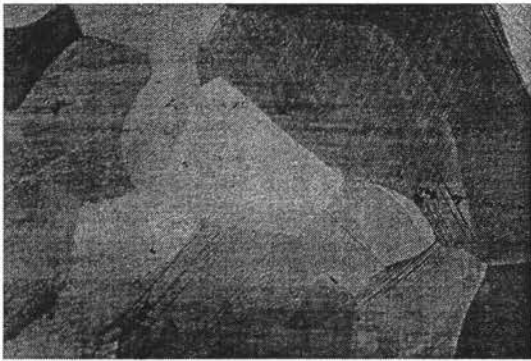
f)



g)



h)



i)



j)

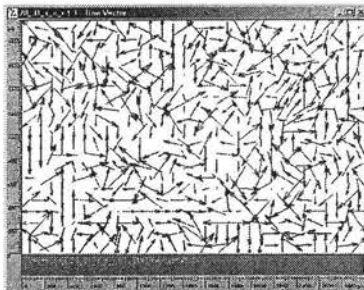


k)

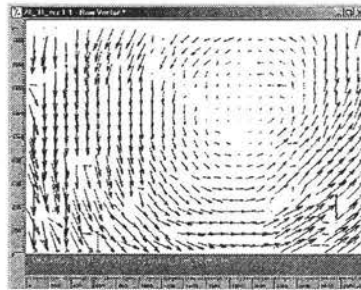
Figura 4.17 (b)

Análisis de imágenes

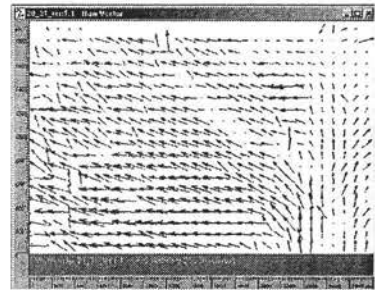
Probeta G2



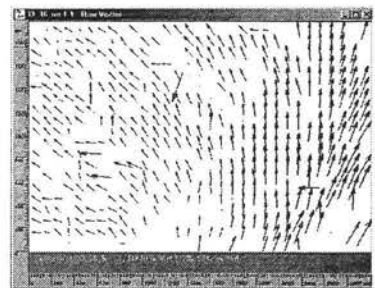
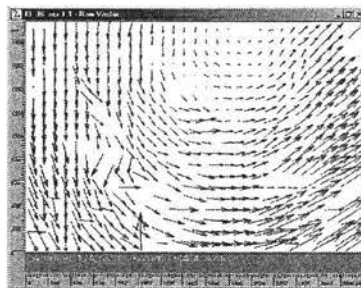
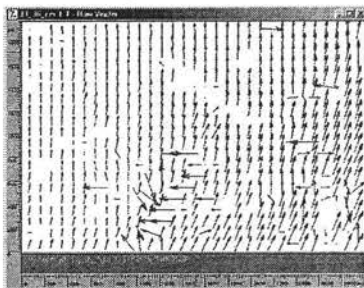
Suprimiendo movimiento de
traslación



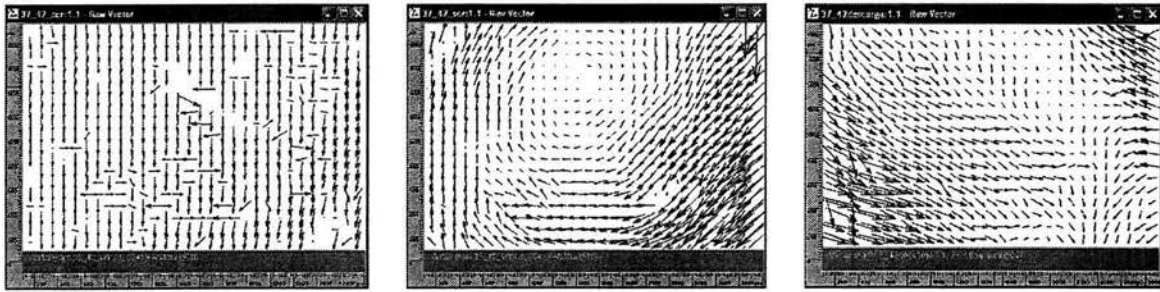
Suprimiendo movimiento de
rotación



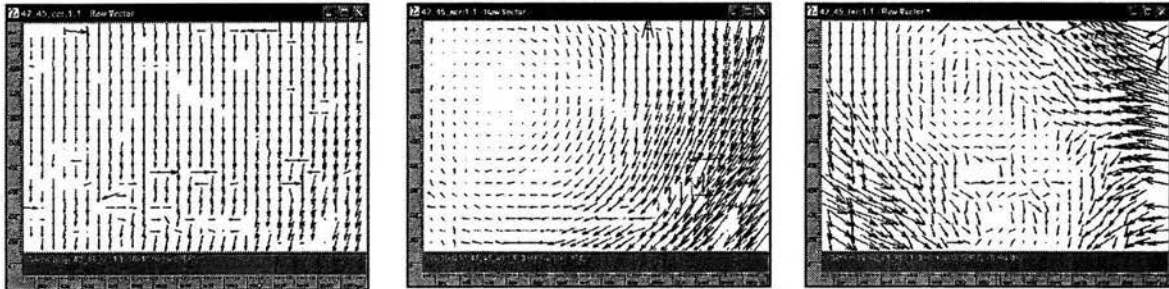
I) Análisis entre imagen c y d



II) Análisis entre imagen e y f



III) Análisis entre imagen f y g



IV) Análisis entre imagen i y j

Figura 4.17 (c)

Figura 4.17. Resultados de la probeta G2. (a) Asociación de imágenes a la Curva Esfuerzo vs Deformación, (b) Secuencia de imágenes, (c) Campos de desplazamiento experimentales.

En la Figura 4.17 (a) se presenta la curva esfuerzo vs deformación en carga y descarga para la probeta G2; se observa claramente el comportamiento superelástico. También se observa que el cambio de pendiente en la curva esfuerzo-deformación ocurre a un valor mayor al calculado lo cual, resulta congruente con lo esperado ya que se ha reportado que en MMF policristalinos el esfuerzo crítico puede sufrir variaciones asociadas al tamaño de grano y a la posible presencia de textura cristalina (Sommerday, Comstock y Wert, 1997).

En la Figura 4.17 (b) se presenta la secuencia de imágenes en donde del inciso a-f corresponden a la carga y del inciso g-k a la descarga. En estas imágenes podemos observar

la aparición de la fase martensítica en el inciso c) de la Figura 4.17 (b) y la evolución de la transformación martensítica en los incisos siguientes hasta llegar al inciso f). Mientras que para el inciso g) comienza la descarga y observamos la desaparición gradual de las agujas de martensita al llegar al inciso k).

En la Figura 4.17 (c) se presentan tres columnas correspondientes con los campos originales (sin corrección), la supresión de la traslación y de la rotación respectivamente. Sólo se presenta un par de imágenes correspondientes a la carga y para otro correspondiente a la descarga. Claramente se aprecia en la tercera columna de la Figura 4.17 (c) que los campos tienden a presentar la apariencia del campo hiperbólico en los cuadrantes III y IV principalmente. También se nota que al aparecer las agujas de martensita el software tiene problemas al tratar de correlacionar información que no existía en la imagen (aparición de agujas) y da como resultado vectores que no corresponden al campo de desplazamiento; principalmente se distinguen por tener mayor magnitud.

Como se mencionó anteriormente, para la probeta G3 realizó un ajuste mecánico en el experimento para eliminar el movimiento rígido y se logró suprimir completamente el movimiento de rotación e inhibir la traslación en buena cantidad. En la Figura 4.18 (a), 4.18 (b) y 4.18 (c) se presentan los resultados.

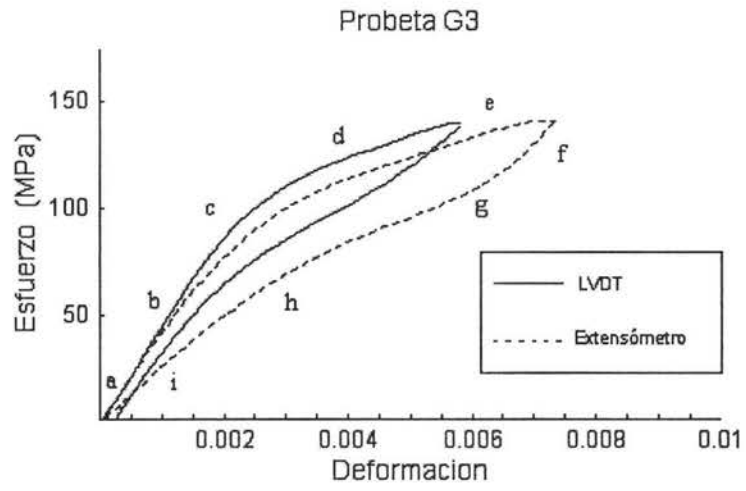
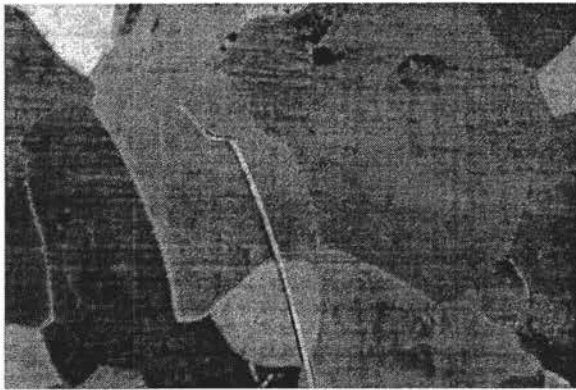
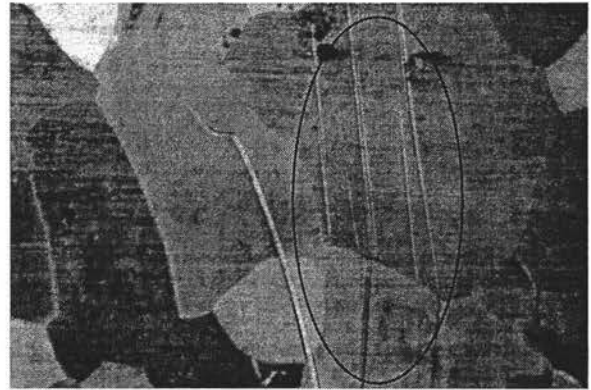


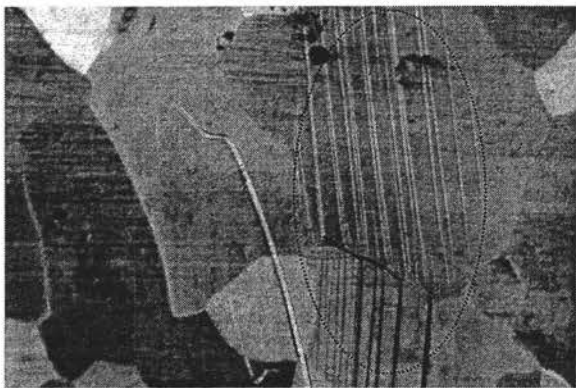
Figura 4.18 (a)



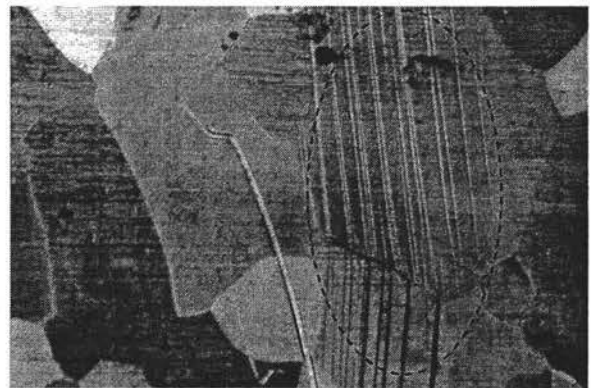
a)



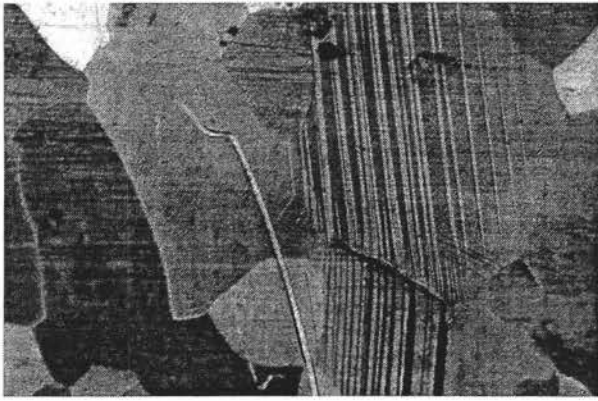
b)



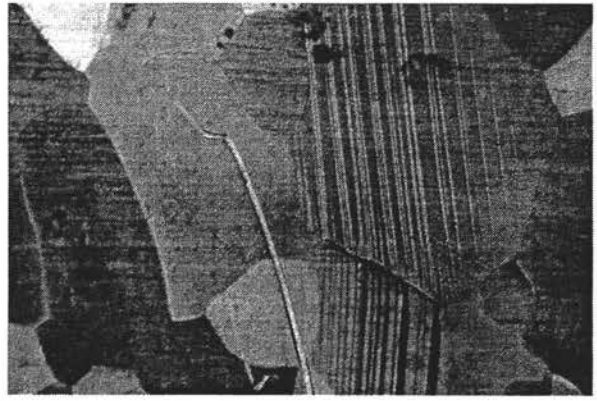
c)



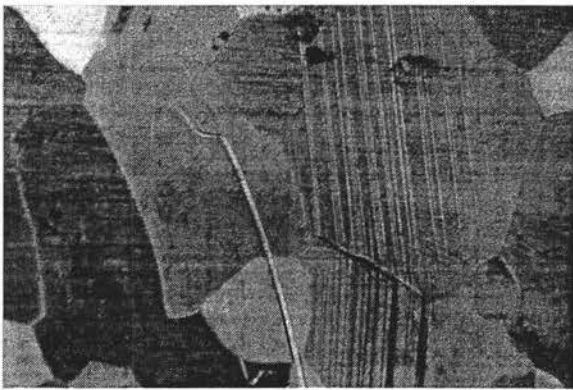
d)



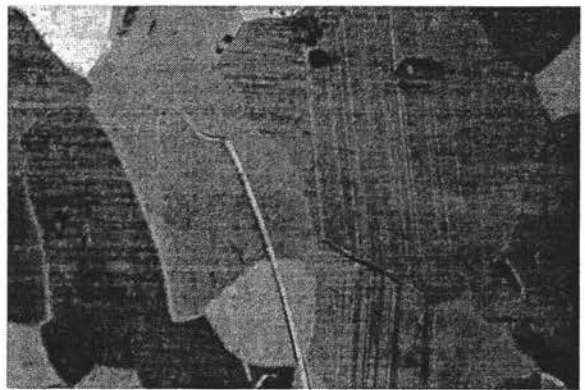
e)



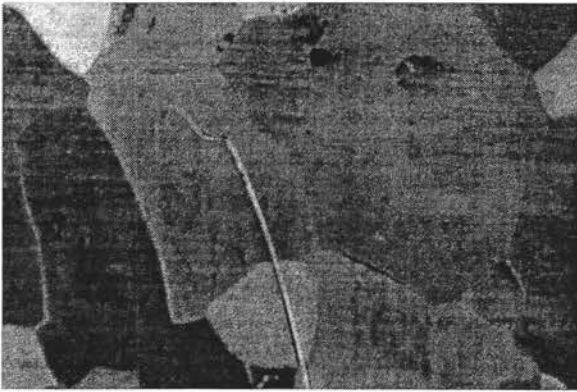
f)



g)



h)

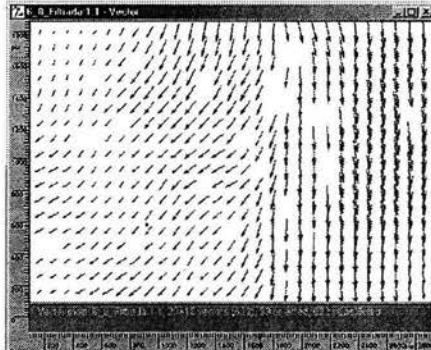


i)

Figura 4.18 (b)

Análisis de imágenes

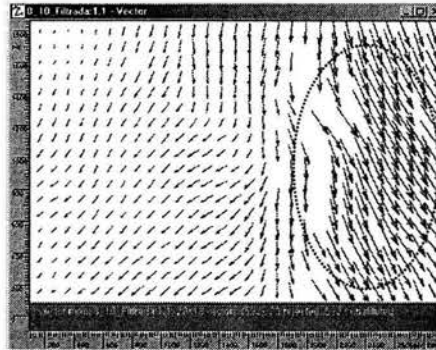
Probeta G3



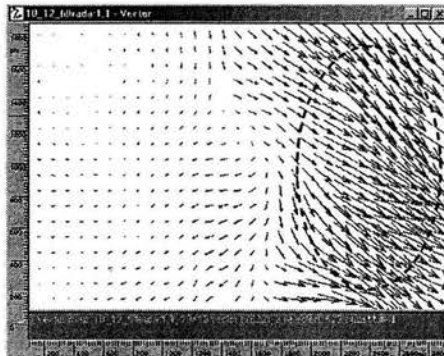
I) Análisis entre imágenes a y b

Suprimiendo movimiento de

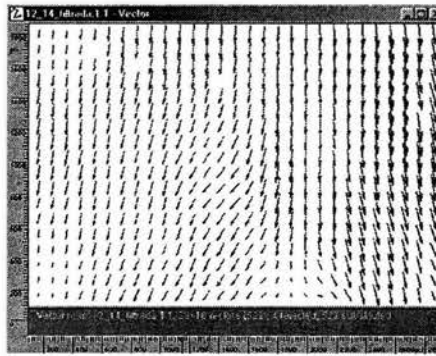
traslación



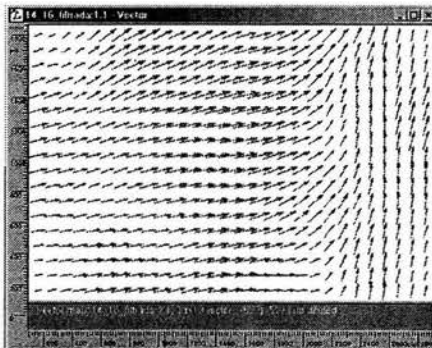
II) Análisis entre imagen b y c



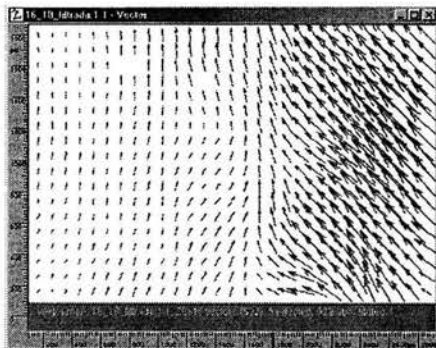
III) Análisis entre imagen c y d



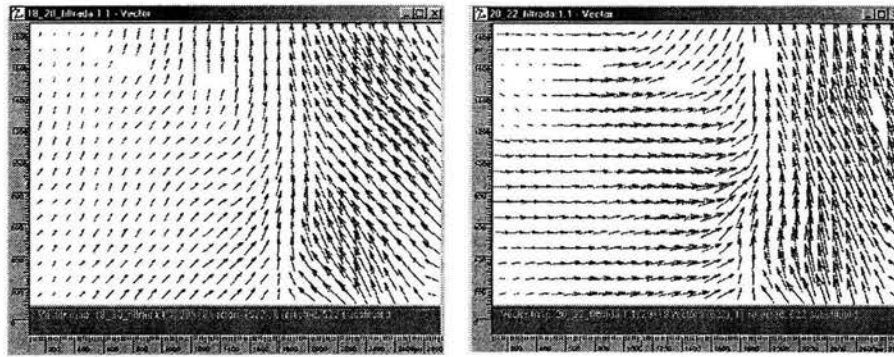
IV) Análisis entre imagen d y e



V) Análisis entre imagen e y f



VI) Análisis entre imagen f y g



VII) Análisis entre imagen g y h VIII) Análisis entre imagen h y i

Figura 4.18 (c)

Figura 4.18. Resultados para la probeta G3. (a) Curva esfuerzo vs deformación, (b) Secuencia de imágenes y (c) Campos de desplazamiento.

En la figura 4.18 (a) se presenta la curva esfuerzo vs deformación para la probeta G3 donde se aprecia nuevamente el laso superelástico, en dicha figura se observa que las curvas obtenidas por el LVDT y el extensómetro difieren un poco entre si. Posiblemente esta diferencia se debe a que el extensómetro esta pegado en regiones pequeñas, donde la martensita empieza a aparecer, dando como resultado lecturas promedio sobre esa región que no describen completamente el comportamiento global espécimen (deformaciones no homogéneas); mientras que el LVDT obtiene lecturas globales del desplazamiento que sufre la probeta al ser tensionada; sin embargo, hay que tomar en cuenta que estos sensores de desplazamiento tienen una precisión limitada.

En la Figura 4.18 (c), se presentan los campos de desplazamientos correspondientes a la muestra G3 y nuevamente se aprecia una distribución del campo de mayor magnitud en la región en la que aparecieron las agujas de martensita (Figura 4.18(c) inciso II y III); además se nota que en este caso los campos observados corresponden a los cuadrantes I y II de un

campo hiperbólico teórico mostrado en la Figura 4.15. Comparando el campo mostrado en la Figura 4.15 y los campos obtenidos experimentalmente en la Figura 4.18 (c) se observa que los campos experimentales presentan regiones donde los vectores cambian su dirección respecto a los vectores en su vecindad; esto precisamente se debe a las deformaciones no homogéneas presentes en los MMF. La interpretación de dichas distorsiones representa hoy en día, una de las mayores complicaciones del estudio de materiales con memoria de forma policristalinos debido a que no se cuenta con información teórica suficiente reportada en la literatura.

Conclusiones y trabajo futuro

En este trabajo se han resuelto los principales problemas asociados a la implementación de la nueva técnica y se encontró consistencia con la información que se obtiene al emplear otras técnicas experimentales conocidas.

La nueva técnica experimental para el estudio de la transformación martensítica inducida por esfuerzo en MMF policristalinos es capaz de brindar información a nivel micro y macro del comportamiento mecánico de estos materiales.

Mediante el análisis de imágenes fue posible observar la transformación martensítica y asociar el cambio de fase al comportamiento mecánico local y global de la muestra ensayada.

Se obtuvieron campos vectoriales de desplazamientos mediante la correlación de dos imágenes obtenidas durante el proceso de carga y/o descarga de la muestra en una zona específica de la muestra.

Los campos de desplazamiento experimentales obtenidos mediante el software empleado brindarían la posibilidad de calcular los campos de deformación y de esfuerzos si se conocen las relaciones constitutivas del material; ya que además de las gráficas obtenidas se cuenta con listados que pueden ser manipulados numéricamente. Esta característica de la técnica implementada también permitiría, en materiales linealmente elásticos, calcular parámetros elásticos así como deformaciones normales y de corte con la misma imagen.

La comparación realizada entre los campos de desplazamientos experimentales y teóricos, aunque en este estudio fue solamente cualitativa, muestra buena resolución aunque es necesario refinar un tanto más la técnica para poder hacer comparaciones cuantitativas.

Las comparaciones entre imágenes que se realizaron en el presente estudio mostraron que deben cuidarse algunos aspectos inherentes a la técnica para obtener resultados satisfactorios; entre dichos aspectos se encuentran los siguientes:

a) El software empleado para la correlación de imágenes no considera cambios de iluminación lo cual se puede reflejar en ruido para la determinación de flujo óptico.

b) Se presenta una distribución en los campos de desplazamiento con una magnitud mayor debido a la aparición de la nueva fase; esto se debe a que el software compara dos imágenes de una secuencia, la primera corresponde a la configuración de referencia y la segunda a una configuración con un nivel de deformación mayor, si en la segunda imagen se presenta la transformación martensítica entonces aparecerá información que no existía en la primera imagen lo cual es identificada por el software como un cambio de intensidad en los píxeles. Dicho cambio genera una pérdida de referencia que ocasiona el incremento de magnitud en el campo de desplazamiento.

Trabajo Futuro

En lo que se refiere al dispositivo experimental se requiere un rediseño del sistema de sujeción de las muestras con la finalidad de proporcionar una sujeción rápida y eficiente.

Corrección de movimientos cuerpo rígido mediante el entorno de programación LabView y el hardware empleado.

Realizar un barrido de toda la superficie de la muestra a distintos niveles de esfuerzo con el objeto de obtener información de toda la superficie transformada y su contribución en el comportamiento mecánico.

En este apartado se propone el desarrollo de un software que considere los cambios de iluminación durante el experimento para evitar la pérdida de referencia, así como incluir en

este algoritmo una subrutina que sea capaz de calcular campos de deformación y esfuerzo para diversos materiales para hacer de esta técnica una herramienta útil en la caracterización mecánica de materiales.

Referencias

- Ashbi, M. F., Jones D. R. 1980, *Engineering Materials*, Pergamon Press. Cambridge University, England.
- Barron J. L., Flett D. J., Beauchemin S.S, Burkitt T.A., 1992, "Performance of optical flow techniques". *IEEE*. Vol. 0-81862855-3/92. pp. 236-242.
- Belkahla S. 1990. "Elaboration et caracterisation de nouveaux allieages à mémoire de forme basse température type Cu- Al-Be". Tesis de Doctorado : Inst. Nat. Sc. Appl., Lyon Francia.
- Bhattacharya K., Kohn R.V., 1996, "Symmetry, textura and the recoverble strain of shape-memory polycrystals". *Acta Mater.* Vol. 44 No. 2, pp.529-542.
- Buchheit T.E, Kump S.L., Wert J.A., 1995, "Modeling the stress-induced transformation behavior of shape memory alloy single crystals". *Acta Metallurgica*. Vol. 43. No. 11. pp. 4189-4199.
- Calderón S., Marroquín Z., 2003, "Un nuevo algoritmo para el cálculo de flujo óptico y su aplicación al registro de imágenes". *Computación y sistemas*. Vol. 6. pp 213-226
- Cortes J., Pulos G., Gonzalez G. Flores H., 2004, " 2-D Simulation of the termo-mechanical behavior of single cristal of shape memory alloys. En preparación.
- Czichos, H., 1989, "Adolf Martens and the research of martensite". *Proceedings of the european conference on martensitic transformation in science and technology*. Bochum, Alemania, pp. 3-14.
- Dieter E., 1976, *Mechanical Metallurgy*, McGaw-Hill, Maryland.
- Fenneman C., Thompson W., 1979, "Velocity determination in scenes containing several moving objects", *Comput. Graph image process*. Vol. 9, pp. 301-315.
- Flores H. 1993. "Stabilite thermique de la phase β et de l'effet memoire double sens d'un alliage a memoire de forme du type Cu-Al-Be ". Tesis de Doctorado : Inst. Nat. Sc. Appl., Lyon Francia.
- Guénin G., 1979, "Contribution a l'étude de la nucléation des transformations martensitiques thermoelastiques, cas de l'alliage ternaire Cu-Zn-Al". Thèse : Sci : Inst. Nat. Sc. Appl. Lyon, 155 p.
- Gurtin M, 1981, *An introduction to continuum mechanics*. Academic Press, Pittsburgh.

- Horn B. K. P., 1986, *Robot vision*. Cambridge Massachusetts: MIT press.
- Houtocour A., Eberhard A., Patoor E., Berveiller M. 1994. "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, J. de Physique Colloque C2*, pp.459.
- Huang W.M., Zhu J.J. 2002. "To predict the behavior of shape memory alloys under proportional load". *Mechanics of materials*, vol. 34, pp. 547-561.
- Lexcellent C., Vivet A., Bouvet C., Calloch S., Blanc P., 2002, "Experimental and numerical determinations of the initial surface of phase transformation under biaxial loading in some polycrystalline shape-memory alloys". *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. Vol. 50, pp2717-2735.
- Lubliner J., 1990, *Plasticity Theory*. Macmillan Company, New York.
- Nagel H. H., 1983, "Displacement vectors derived from second-order intensity variations in image sequences". *Comput. Graph image process* .Vol. 21. pp. 85-117.
- Nagel H. H., 1987, "On the estimation of optical flow: Relations between different approaches and some new results". *Artificial Intelligence*. Vol. 33. pp. 299-324.
- Novak V., Sittner P., Vokoun D., Zárubová. 1999. "On the anisotropy of martensitic transformations in Cu-based alloys". *Materials science and engineering*. A273-275. pp. 280-285.
- Olson M., Cohen G.B., Clapp P.C., 1979, "On the classification of displacive phase transformations". *Proceedings of the international conference on martensitic transformation. ICOMAT 79*, pp. 1-11.
- Otzuka K., Sakamoto H., Shimizu K., 1979. "Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in Cu-Al-Ni". *Acta Metallurgica*. vol. 27. Pp. 585-601.
- Otzuka K., Wayman C. M., Nakay K., Sakamoto H., Shimizu K., 1976, "Superelasticity Effects and Stress- Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloys". *Acta Metallurgica*, vol. 24. pp. 207-226.
- Patoor E., Berveiller M., 1990, *Les alliages à mémoire de forme, Technologies de pointe*. Hermes.

- Patoor E., Eberhardt A., Berveiller M. 1994. "Micromechanical Modeling of Superelasticity in Shape Memory Alloys". *Proceedings of de III European Symposium on Martensitic Transformations, J de Physique Colloque C-2*, pp. 501-506.
- Pereyra E. 2003. "Equipo servohidráulico para estudios de micromecánica: Fractografía y propagación de grietas en PMMA por fatiga." Tesis de Maestría. UNAM. México.
- Rios D., Belkahlá S., Canales A., Flores H., Guéniñ G., 1991, "Elastic constants measurements of β Cu-Al-Be- Alloys". *Scripta metallurgica et materialia*. Vol 25, pp. 1351-1355.
- Sakamoto H., Shimizu K., 1986, "Experimental investigation on Cyclic deformation and fatigue behavior of polycrystalline Cu-Al- Ni shape memory alloys above M_s ". *Transactions of the Japan Institute of Metals*. Vol.27 No. 8, pp 592-600.
- Somerday M., Comstock R.J., Wert J.A.,1997,"Effect of grain size on the observed pseudoelastic behavior of a Cu-Zn-Al Shape memory alloy". *Metallurgical and materials transaction A*. Vol.28A, pp. 2335-2341.
- Teittrak O., Pastor L., 1984, "Velocity estimation from image sequences with second order differential operators". *Proc. 7th Intern. Conf. Patt. Recog. Montreal*. pp. 20-22.
- Uras S.,Giroso F.,Verri A., Torre V., 1988, "A computational approach to motion perception". *Biol Cybern*. Vol. 60. pp. 79-97.
- Wayman C. M., Duerig T.M., 1990, "An introduction to martensite and shape memory". *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*. pp. 3-20.
- Willert C. E., Gharib M., 1991, "Digital Particle Image Velocimetry". *Experiments in fluids*. Vol. 10. pp. 181-193.
- Yang J.H., Wayman C.M., 1992a, "Self-accommodation and shape memory mechanism of ϵ -martensite". I. Experimental observations. *Materials Characterization*, Vol. 28, pp. 23-35.
- Yang J.H., Wayman C.M., 1992b, "Self-accommodation and shape memory mechanism of ϵ -martensite". II. Theoretical considerations. *Materials characterisation*. Vol. 28, pp. 37-47.