



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA EN MATERIALES
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

ANÁLISIS TERMO-MECÁNICO DE UNA ALEACIÓN CON MEMORIA DE FORMA

TESIS

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRO EN CIENCIAS E INGENIERÍA EN MATERIALES

PRESENTA:
ING. ROBERTO ANZUREZ RAMÍREZ

TUTOR
DR. FRANCISCO MANUEL SÁNCHEZ ARÉVALO
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

COMITÉ TUTOR
DR. ARTURO BARBA PINGARRÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA
DR. OMAR NOVELO PERALTA
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

MÉXICO, D.F.

MAYO 2015



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

Jurado Asignado

Presidente: Dr. Crescencio García Segundo

Secretario: Dr. Fernando Velázquez Villegas

1^{er} Vocal: Dr. Francisco Manuel Sánchez Arévalo

2^{do} Vocal: Dr. Jacinto Cortés Pérez

3^{er} Vocal: Dr. Grabiél Ángel Lara Rodríguez

Lugar donde se realizó la tesis: Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM,UNAM)

Director de tesis:

Dr. Francisco Manuel Sánchez Arévalo

Dedicatoria

Dedico esta tesis a:

A mis padres por todo el esfuerzo, cariño y apoyo que me han brindado a lo largo de estos años.

A mi familia que son mis hijas y mi esposa.

Con mucho cariño, Roberto.

Agradecimientos

A la Universidad Autónoma de México por abrirme las puertas y brindarme una educación de calidad y excelencia.

Al Instituto de Investigación en Materiales por darme la oportunidad de avanzar en mi formación académica dentro de sus aulas y laboratorios.

De manera muy especial a mi asesor, el Dr. Francisco Sánchez Arévalo, quien me brindó sus conocimientos, apoyo, confianza y guía durante estos años, impulsándome en todo momento para lograr este objetivo. ¡Un billón de gracias!

A mi comite tutor, Dr. Arturo Barba Pingarrón, Dr. Omar Novelo Peralta, por asesorarme e instruirme en los temas relacionados con mi tesis y por estar al pendiente de mis avances en el proyecto de investigación durante estos años.

A los técnicos del Instituto de Investigación en Materiales (IIM) que participaron con la operación de equipo para el análisis y caracterización de muestras: a la Q.F.B Damaris Cabrero Palomino por los estudios de análisis térmico, a la M. en C. Adriana Tejada Cruz por los estudios de rayos X , al Ing. Fernando Molina y al Sr. Miguel Díaz por su apoyo en maquinado de piezas en control numérico.

A la Lic. Tere Vázquez y la Lic. Oralia L. Jiménez por su apoyo en la búsqueda bibliográfica.

A CONACYT por la beca otorgada durante la realización de mis estudios de maestría y por el financiamiento otorgado (cámara termográfica) a través del Proyecto sectorial, SALUD-2009-01-112588 a cargo del Dr. Crescencio García Segundo.

A mis sinodales, Dr. Crescencio García Segundo, Dr. Fernando Velázquez Villegas, Dr. Francisco Manuel Sánchez Arévalo, Dr. Jacinto Cortés Pérez, Dr. Grabiél Ángel Lara Rodríguez, por todas sus aportaciones, tiempo, paciencia y consejos para mejorar este trabajo.

A mi familia que me dio mucha fuerza para seguir siendo constante en esto años de trabajo y en especial, a mi madre que admiro mucho por ser una persona fuerte y muy perseverante en obtener todo lo que se propone.

A mis compañeros de la maestría por hacer más amenas las horas de trabajo y compartir sus conocimientos y experiencia durante estos años.

Resumen

El objetivo de esta investigación fue estudiar la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE) en una aleación con memoria de forma del tipo Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%w. Para lo anterior se realizaron estudios macro y micromecánicos donde se logró correlacionar los cambios microestructurales con la respuesta mecánica de la aleación, sujeta a tensión uniaxial, mediante dos técnicas ópticas no intrusivas. La primera corresponde a correlación de imágenes digitales y la segunda corresponde a la termografía. Con el ensayo de tracción uniaxial se logró inducir la transformación martensítica por esfuerzo en probetas de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt; previamente preparadas metalográficamente. Durante la prueba de tracción se adquirieron datos de tiempo, fuerza, desplazamiento y deformación; así como imágenes de la superficie de la probeta bajo dichas cargas con una cámara reflex y una cámara termográfica. Con los datos e imágenes adquiridos se realizó un posprocesamiento de los mismos, con la finalidad de obtener la curva de esfuerzo como función de la deformación, y en ella, asociar las imágenes convencionales y las térmicas. En ambos conjuntos de imágenes se registraron los cambios de microestructura de la aleación y se observó que la técnica termográfica fue capaz de detectar conjuntos de granos, experimentando una reacción exotérmica debido a la transformación martensítica. También cuando se retira la carga del material, fue posible observar la (TMIE) inversa y la cámara termográfica registró una reacción endotérmica. Esta información fue consistente con la observada por la cámara reflex de alta definición y mediante la correlación de imágenes fue posible medir el comportamiento micromecánico en las regiones donde ocurrió la transformación.

El módulo elástico de la austenita a nivel micro fue de $83 \text{ GPa} \pm 1 \text{ GPa}$. Mientras que el módulo a nivel macro, para la misma fase fue de $71 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$. Además se observó que el comportamiento del material presentó mezcla de fases y esto resultó en un módulo que varía debido a la cantidad de martensita inducida por esfuerzo (fracción volumétrica), a nivel micro fue de $7 \text{ GPa} \pm 1.4 \text{ GPa}$ y nivel macro es de $13 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$. Con las imágenes termográficas se logró identificar la reacción exotérmica y endotérmica durante la transformación directa e inversa del Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt. Además se logró asociar los cambios registrados en las imágenes termográficas con los campos de desplazamiento obtenidos por CID. Dichos resultados mostraron que algunos granos forman dominios que experimentan la (TMIE); dichos dominios fueron registrados por las imágenes termográficas y corresponden a las perturbaciones registradas en los campos de desplazamiento por CID; esto quiere decir que la termográfica es capaz de registrar deformaciones no homogéneas en los materiales con memoria de forma experimentando una

(TMIE).

Este tipo de estudios podría resultar de gran importancia en aplicaciones donde se utilizan elementos mecánicos de aleaciones con memoria de forma, para disipar energía por cargas cíclicas. La termografía ayudaría a evaluar, in situ, el nivel de transformación y desempeño de dichos elementos en operación.

Objetivos

Objetivo General

- Determinar el comportamiento termo-mecánico de una aleación con memoria de forma bajo tracción uniaxial mediante dos técnicas ópticas no intrusivas: correlación de imágenes y termografía.

Objetivos Particulares

- Obtener una aleación con memoria de forma del tipo Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt. cuyas temperaturas críticas de transformación se encuentren por debajo de M_s .
- Caracterizar la aleación por medio de microscopía óptica, calorimetría diferencial de barrido y rayos X para conocer las propiedades estructurales y térmicas del material.
- Montar un experimento de tracción uniaxial acoplado a técnicas ópticas no intrusivas como correlación de imágenes digitales y termografía.
- Calcular las propiedades elásticas promedio del material, mediante análisis de imágenes y relacionarlas con el análisis termográfico.

Introducción

El desarrollo y estudio de nuevos materiales representa una nueva opción para reemplazar a los materiales convencionales de manera más productiva. Es por esta razón que se han registrado muchas investigaciones teóricas y experimentales que tratan de explicar el comportamiento de estos. Dentro de los nuevos materiales se encuentran los materiales con memoria de forma (MMF).

Los MMF se diferencian de los demás materiales por tener un comportamiento mecánico no convencional, ya que los MMF tienen la capacidad de recobrar su forma original después de haber sido deformados, de manera aparentemente plástica, mediante un simple calentamiento. Esta característica y algunas más, hacen atractivo a este tipo de materiales; ya que pueden ser de gran utilidad para resolver múltiples problemas industriales. Los MMF tienen un comportamiento mecánico diferente a los demás materiales convencionales debido a que son no lineales, altamente anisotrópicos, histeréticos y dependientes de la temperatura.

En la actualidad existen investigaciones que tratan de explicar y predecir el comportamiento de este tipo de materiales. Estas publicaciones abordan el tema desde los puntos de vista teórico y experimental. En la parte teórica, por la complejidad del comportamiento de los MMF, diversos autores han propuesto modelos matemáticos para simular sus comportamientos termomecánicos. Estos modelos dejan a un lado algunos parámetros estructurales y solo contemplan esfuerzos producidos por cargas simples. En la parte experimental se han publicado trabajos donde se presentan estudios en policristales que permiten observar el comportamiento mecánico de los materiales a un nivel macroscópico y sólo algunos casos a nivel microscópico [1, 2, 3].

Con el avance de la tecnología y el estudio más profundo de los MMF, surgen nuevas posibilidades para realizar investigaciones que expliquen, de una manera más amplia y precisa, el comportamiento mecánico de dichos materiales. Tal es el caso de la técnica llamada termografía infrarroja, uno de los métodos modernos de imagen que permite la evaluación de la temperatura de un objeto por medio de pruebas sin contacto. Debido a que esta técnica no es destructiva, nos proporcionaría información sobre la superficie del material y nos permitiría evaluar el comportamiento mecánico de los MMF a través de cambios de temperatura debidos a la TMIE directa e inversa.

A pesar de que existe un gran número de investigaciones realizadas en MMF durante los últimos años, nadie había estudiado el comportamiento macro y micromecánico de

policristales mediante la técnica de termografía infrarroja y su correlación con campos de desplazamiento en MMF. Es por ello que el objetivo de este proyecto es determinar el comportamiento termo-mecánico de una aleación policristalina con memoria de forma bajo tracción uniaxial mediante correlación de imágenes digitales y una técnica termográfica.

Índice general

1. Antecedentes	1
1.1. Materiales con Memoria de Forma (MMF)	1
1.2. Transformación martensítica	1
1.2.1. Efecto memoria de forma simple (EMFS)	4
1.2.2. Doble efecto memoria de forma (DEMF)	5
1.2.3. Efecto superelástico	5
1.3. Aleaciones metálicas con memoria de forma	5
1.4. Sistemas Cu-Al	6
1.5. Estado del arte en el sistema Cu-Al-Be	7
1.5.1. Aparición de la aleación Cu-Al-Be	7
1.5.2. Caracterización mecánica	7
1.5.3. Caracterización termográfica en pruebas mecánicas en tracción uniaxial	8
2. Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE	13
2.1. Termografía	13
2.1.1. Espectro electromagnético del infrarrojo	14
2.1.2. Elementos de un sistema de termografía	15
2.1.3. Cámaras termográficas	16
2.2. Teoría de la radiación térmica	16
2.3. Transferencia de calor por radiación	17
2.3.1. Leyes de radiación de un cuerpo negro	17
2.3.2. Ley de Planck	17
2.3.3. Ley de desplazamiento de Wien	19

2.3.4.	Ley de Stefan Boltzmann	20
2.3.5.	Desviaciones de las condiciones de un cuerpo negro	20
2.3.6.	Cuerpo real (no negro) y su emisividad	20
2.4.	Transmisión atmosférica	24
2.5.	Formas de inspección de las cámaras termográficas	24
2.6.	Funcionamiento de las cámaras termográficas	25
2.7.	Correlación de imágenes digitales	25
2.7.1.	Imágenes digitales	26
2.7.2.	Correlación cruzada adaptativa	27
2.7.3.	Flow Manager	28
2.7.4.	Medición de deformación con correlación de imágenes digitales	30
3.	Metodología	33
3.1.	Fabricación de la aleación	33
3.1.1.	Fundición	33
3.1.2.	Tratamiento termomecánico: laminado y betatizado	35
3.2.	Caracterización de la aleación	36
3.3.	Calorimetría diferencial de barrido (DSC por siglas en inglés)	37
3.4.	Metalografía y microscopía óptica	38
3.5.	Difracción de rayos X	38
3.6.	Prueba mecánica de tracción uniaxial	39
3.6.1.	Extensómetro eléctrico	40
3.7.	Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE	41
3.7.1.	Captura y procesamiento de imágenes termográficas	41
3.7.2.	Correlación de imágenes digitales (software)	43
4.	Resultados	49
4.1.	Fabricación de la aleación	49
4.1.1.	Fundición	49
4.1.2.	Tratamiento termomecánico: laminado y betatizado	50
4.2.	Caracterización de la aleación	51
4.2.1.	Calorimetría diferencial de barrido (DSC por sus siglas en inglés)	51
4.3.	Metalografía y microscopía óptica	52

4.3.1. Difracción de rayos X	53
4.4. Prueba mecánica de tracción uniaxial	53
4.4.1. Prueba macromecánica	53
4.4.2. Prueba micromecánica	56
4.5. Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE	58
4.5.1. Procesamiento de imágenes termográficas	58
4.5.2. Correlación de imágenes digitales	65
4.5.3. Trabajo futuro	88

Índice de figuras

1.1. Ciclo de transformación y temperaturas críticas.	3
1.2. Esquema de las posibles maneras de inducir la transformación martensítica en función de la temperatura y el esfuerzo externo.	3
2.1. Espectro electromagnético.	15
2.2. Bandas de transmisión atmosférica en el infrarrojo	15
2.3. Ley de Planck para distintas temperaturas	19
2.4. Componentes de la radiación incidente en una superficie	20
2.5. Esquemas de funcionamiento de la cámara termográfica, i)Cámara, ii)Atmósfera, iii)Probeta	25
2.6. Función de desplazamiento de la imagen.	28
2.7. Diagrama esquemático del algoritmo de correlación cruzada (Willert y Gharrib 1991).	29
3.1. Horno de inducción con atmósfera controlada.	34
3.2. Laminado en caliente.	35
3.3. Esquema de tratamiento térmico “betatizado”	36
3.4. Equipo de calorimetría diferencial de barrido.	37
3.5. Fenómeno de difracción.	39
3.6. Equipo de rayos X.	40
3.7. Geometría de las probetas de Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt. Cotas en (mm).	41
3.8. Esquema del ensayo de tracción de la aleación Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt.	42
3.9. Software ThermoVision para capturar de imágenes térmicas.	43
3.10. Diagrama de flujo del código para el análisis de imágenes térmicas.	44
3.11. Esquema del software, a)software, b)imagen no deformada, c)imagen deformada	45

3.12. Software FlowManager de Dantec Dynamics para correlación de imágenes digitales	46
3.13. Opciones del software para análisis CID	47
3.14. Análisis del software, a)imagen no deformada, b)imagen deformada, c)campo vectorial de desplazamiento entre dos imágenes	48
4.1. Lingote de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt obtenido por fundición . .	50
4.2. Láminas de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt.	50
4.3. Temperaturas críticas de transformación determinadas por DSC para una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt	52
4.4. Imagen metalográfica obtenida por microscopía óptica de una probeta de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	52
4.5. Difractograma para Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.3.5	54
4.6. Pendientes de las curvas vs deformación de una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	55
4.7. Estimación de pendientes y errores asociados a la medición de una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	56
4.8. Estimación de pendientes y errores asociados a la medición de una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	57
4.9. Región estudiadas de la probeta de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt, a)Ubicación de la zona de interés, b)Mosaico ensamblado.	58
4.10. Mosaico de imágenes ensambladas que muestran la sección entallada de la probeta Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. a) Sin carga predomina la fase austenítica, b) Con carga se aprecia TMIE y la mezcla de fases A-M en algunos granos.. . . .	59
4.11. Montaje experimental para las pruebas termomecánicas utilizando la termografía	60
4.12. Imágenes preliminares de la técnica de termografía.	60
4.13. Calibración de la cámara termográfica.	61
4.14. Resultados preliminares de la técnica termográfica.	62
4.15. Imágenes termográficas de probetas de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt, a distintos valores de esfuerzo; donde A,B,C son carga y E,F son descarga y la escala de colores.	64
4.16. Curva esfuerzo vs deformación de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt, fase presente en esta aleación.	65
4.17. Identificación de dominios formados por granos transformados.	66

4.18. Imagen del experimento para los estudios de micromecánica por correlación de imágenes digitales.	67
4.19. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 39,2MPa$	68
4.20. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 32,8MPa$	69
4.21. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 24MPa$	70
4.22. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 24MPa$	72
4.23. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 16MPa$	73
4.24. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 9MPa$	74
4.25. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 7,5MPa$	75
4.26. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 3,5MPa$	76
4.27. Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 6,2MPa$	77
4.28. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 10,8MPa$	78
4.29. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 7,2MPa$	79
4.30. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 12MPa$	80
4.31. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 8MPa$	81
4.32. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 11,2MPa$	82
4.33. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 13,6MPa$	83
4.34. Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 20,2MPa$	84
4.35. Módulo elástico del Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt. a nivel macro y micro-mecánico.	85
4.36. Transformación martensítica inducida por esfuerzo detectada por técnicas ópticas no intrusivas. a) Mosaico de la probeta de tensión con $\sigma = 0$, b) Mosaico de la probeta de tensión con $\sigma = 183MPa$ c) Identificación de dominios granulares experimentando TMIE detectada por termografía. . . .	86

Índice de tablas

3.1. Composición química teórica de la aleación Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt. . .	34
3.2. Propiedades térmicas y ópticas de cada uno de los materiales usados en este experimento.	34
3.3. Variables experimentales del software ThermoVision para la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	42
4.1. Temperaturas de transformación de la aleación del Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt.	51
4.2. Variables experimentales del software ThermoVision para la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.	59
4.3. Variables experimentales del software ThermoVision para calibración del experimento de baño maria.	61
4.4. Variables experimentales para la prueba de CID.	65

Capítulo 1

Antecedentes

1.1. Materiales con Memoria de Forma (MMF)

Los MMF pueden ser descritos de forma general, como materiales que tienen la capacidad de recordar su forma o geometría original y recuperarla de manera reversible frente a un estímulo externo. Los “*Materiales con Memoria de Forma*” (MMF) tienen la capacidad de recobrar una forma previamente definida cuando se les somete al procedimiento de tratamiento térmico apropiado. Al volver a su forma original, estos materiales también pueden aplicar fuerzas [4]. Varias aleaciones metálicas exhiben este comportamiento, entre ellas las de Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni, Cu-Al-Be y Ni-Ti. La mayoría de las aplicaciones prácticas corresponden a los “*Materiales con Memoria de Forma*” que tienen la capacidad de recuperarse tras una cantidad significativa de deformación (superelasticidad) y que pueden aplicar grandes fuerzas al adoptar de nuevo su forma original. 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 ha denominado “*Materiales inteligentes*”. 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 [5, 6].

1.2. Transformación martensítica

Actualmente se dice, que una transformación martensítica es aquella que ocurre en estado sólido y por desplazamiento (sin difusión atómica), de primer orden y está acompañada por una deformación homogénea de la red que conduce a un cambio de estructura cristalina, provocada principalmente por una cizalladura cuya energía de deformación domina la cinética y morfología de la transformación [5, 7].

La característica de ser una transformación no difusiva implica que, mediante pequeños desplazamientos coordinados de los átomos (en distancias inferiores a las interatómicas), se llega a la constitución de la nueva fase [8]. La transformación martensítica no necesita

difusión de átomos a larga distancia, sólo se puede observar transformación martensítica casi instantáneamente, a una temperatura aproximada 100 K donde los movimientos son insignificantes [9]. Otra consecuencia del carácter displacivo (por desplazamiento) es cuando dos átomos inicialmente vecinos, los siguen siendo después de que la transformación haya ocurrido. De esta manera la nueva fase mantiene la misma composición química de la fase inicial [10]. La transformación se produce mediante un proceso de nucleación heterogénea, ya que ésta tiene lugar preferencialmente en el borde de los granos y/o defectos y un posterior crecimiento de la fase nucleada en el resto del grano. Las interfaces están constituidas por un plano macroscópicamente invariable denominado plano de hábito; lo anterior significa que dos vectores cualesquiera sobre él, mantienen sus módulos y orientaciones relativas constantes durante el avance de la transformación. La fase en austenita o fase matriz, tiene una simetría mayor (generalmente cúbica) que la fase en martensita. Lo anterior provoca la aparición de las 24 variantes de martensita. Además del cambio en la simetría del cristal, la transformación lleva asociado una deformación del material (cizalladura sobre el plano de hábito) y un cambio de volumen. Esto produce un almacenamiento de energía elástica en el entorno de la zona transformada que finalmente será la que controle la transformación. Esto requiere un sobreenfriamiento por debajo de la temperatura de equilibrio para producir y completar la transformación [11].

Las transiciones de primer orden llevan asociado un cambio de entalpía, aunque no se desarrollan a una temperatura de equilibrio fija como las transiciones de primer orden más comunes (fusión, vaporización). Las transformaciones martensíticas tienen lugar en un intervalo finito de temperaturas durante las cuales se registra una coexistencia de las dos fases: austenita o fase matriz, y martensita. La transformación directa se induce al enfriar el material. La temperatura a la cual comienza el proceso se le conoce habitualmente como M_s (martensita inicial), mientras que M_f (martensita final) es la temperatura a la cual finaliza. Si el material está totalmente en martensita ($T < M_f$), al calentarlo se produce la transformación inversa o re-transformación, denominándose de manera análoga A_s (austenita inicial), a la temperatura a la cual empieza la formación de la austenita y A_f (austenita final) a la termina el proceso. Siempre se cumple que $A_s > M_f$ y $A_f > M_s$, lo que dicho de otra manera significa que existe histéresis térmica. También, M_s , A_s y M_f , A_f son diferentes cuando la martensita no es monovariante (es decir, cuando no se tiene una sola orientación cristalográfica de martensita); en este caso se producen múltiples variantes y estas interfieren unas con otras [12]. Las temperaturas de transformación, entre otros factores, dependen de la composición de la aleación; lo que hace necesario la producción de aleaciones con elevada precisión en la composición si se quiere obtener una transformación controlada en ciertos rangos de temperatura, como se muestra en la figura 1.1 [5, 12].

Ya se ha hablado de la inducción de la martensita mediante temperatura, aunque también es posible hacerlo mediante la aplicación de un esfuerzo externo sobre el material aunque a una temperatura mayor que A_f . Al efecto por el que se consigue la deformación reversible al retirar el esfuerzo a través de la transformación inversa, se le denomina habitualmente superelasticidad. Este efecto se verá a detalle en la siguiente sección. Así como se construyen expresiones analíticas que estiman M_s en función de la composición, también se pueden obtener relaciones de esfuerzo crítico (esfuerzo al cual comienza la transformación inducida de esta forma) [13]; también existe la nucleación por efecto de una deformación

plástica; en ésta se producen nuevos sitios de nucleación al alcanzar el esfuerzo crítico correspondiente. En la figura 1.2 [14], se muestra un resumen de las posibilidades para inducir la martensita en el caso de un esfuerzo de tracción.

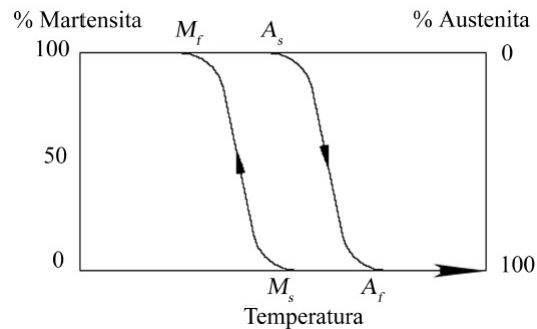


Figura 1.1: Ciclo de transformación y temperaturas críticas.

Cuando no se aplica ningún esfuerzo externo a la transformación martensita solo se induce exclusivamente por temperatura, ésta se produce de manera espontánea a una temperatura M_s . Si aumentamos la temperatura por encima de A_f se necesitará aplicar carga para inducir la transformación; obteniendo martensita inducida mediante esfuerzos. Cuando más alta sea la temperatura, mayor será el esfuerzo necesario para inducir la transformación; el límite es M_s^σ , es la temperatura máxima en la que podemos inducir la martensita exclusivamente mediante aplicación de esfuerzo. Si la temperatura es mayor que ese límite, al aumentar la carga provocaremos deformación plástica en la austenita (a σ_d), lo que facilita la inducción de martensita (en este caso es inducida por la deformación). El caso límite es M_d , a partir de la cual no podemos inducir martensita por esfuerzo [15].

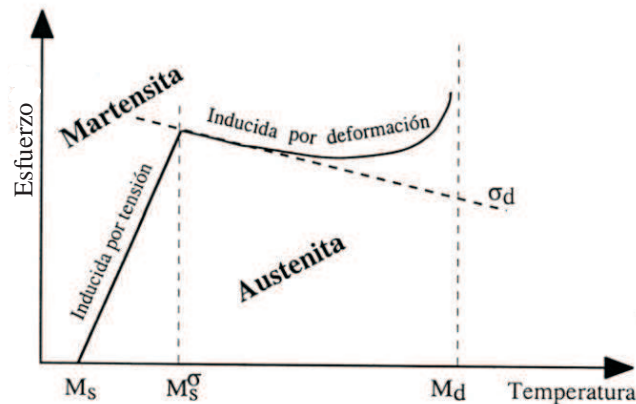


Figura 1.2: Esquema de las posibles maneras de inducir la transformación martensítica en función de la temperatura y el esfuerzo externo.

Además de clasificar las transformaciones martensíticas por la variable externa que la induce, también es posible realizar una clasificación general de las transformaciones martensíticas en dos importantes grupos. Por un lado están las transformaciones mar-

tensíticas termoelásticas, en ellas se encuentran decenas de grados, así mismo, un cambio de volumen muy pequeño (del orden de 0.5% [15] despreciable en primera aproximación) y acompañado de lo anterior se encuentra una elevada cizalladura producida en el material. La transformación se produce por temperatura, si el enfriamiento es constante y se al cansa una temperatura por debajo de M_s , de forma análoga, la transformación inversa sólo avanza mientras exista calentamiento por encima de A_s . La fuerza impulsada en estas aleaciones es muy pequeña, la interfase es muy móvil bajo calentamiento y/o enfriamiento y la transformación es reversible en el sentido de que la martensita vuelve a la fase matriz en la orientación original. El otro grupo importante son las transformaciones martensíticas tipo *burst* o no termoelásticas, que pueden tener lugar en intervalos muy pequeños de temperaturas y son menos reversibles que las anteriores. El cambio de volumen es notablemente superior al producido en las transformaciones termoelásticas, lo que produce fuertes irreversibilidades en el proceso reflejándose en histéresis muy elevadas (varios cientos de grados). Al contrario que en el caso anterior, la fuerza impulsora de la transformación es muy grande y la interfase se hace inmóvil a partir de que la martensita ha crecido hasta un tamaño crítico. La transformación inversa tiene lugar mediante la renucleación de la fase matriz; lo anterior contribuye a que la histéresis sea muy elevada.

Como el proceso de la transformación se produce en el seno de la fase sin transformar, pueden aparecer diferentes tipos de deformaciones no homogéneas, por ejemplo, el maclado interno de la martensita (*twinning*)[16]. Asimismo la zona que rodea a la región transformada se ve sometida a un elevado campo de esfuerzos suficientes para provocar deformación plástica. La forma de placa que tiene la martensita disminuye la energía de la deformación, así como el hecho de que el plano de hábito (interfase entre la martensita y fase matriz) sea invariante y sus átomos pertenezcan a ambas fases. Dentro de un cristal de austenita se pueden tener diferentes orientaciones equivalentes por simetría de las placas de martensita; cada una de las cuales recibe el nombre de variante. Un mecanismo muy común que utiliza la martensita para disminuir la deformación macroscópica global y, por tanto, la energía de deformación es la aparición de variantes [16].

1.2.1. Efecto memoria de forma simple (EMFS)

Es la recuperación por calentamiento de una forma macroscópica predeterminada a alta temperatura después de sufrir una deformación permanente aparentemente plástica a baja temperatura[5, 4].

En primer lugar el material se enfría sin aplicar esfuerzo, partiendo desde una temperatura superior a A_f , hasta una temperatura inferior a M_f . En este paso se produce la transformación directa (de austenita a martensita) y la martensita se forma de una manera auto acomodada para minimizar la energía del sistema, de manera que la forma macroscópica del material no cambia.

Posteriormente se aplica un esfuerzo creciente de manera que la aleación se deforma. Esta deformación es el resultado de la deformación elástica de la martensita, así como de la reorientación de las variantes formadas durante el enfriamiento, las cuales se mueven con facilidad de manera que se acomodan de acuerdo a la dirección donde el esfuerzo es

aplicado. Si el esfuerzo se aplica con la intensidad y dirección adecuada se puede incluso llegar a conseguir una martensita mono variante [17]. En este punto cabe destacar que si el esfuerzo es muy grande se puede introducir deformación plástica u otro tipo de efectos que hagan que el proceso no sea totalmente reversible. A continuación el esfuerzo se retira conservando una deformación residual. Finalmente la aleación recupera su forma original mediante el incremento de la temperatura por encima de A_f . La deformación residual desaparece a través de la transformación inversa a través del calentamiento.

1.2.2. Doble efecto memoria de forma (DEMF)

Consiste en aplicar varias veces el efecto de memoria simple, a este proceso se le conoce como educación o entrenamiento del material. Como resultado se obtiene un cambio de forma del material cuando se calienta a una temperatura crítica correspondiente, la cual comienza a adoptar por debajo de M_s hasta M_f . La deformación de la muestra (o parte de ella) se consigue de manera espontánea en el enfriamiento, y la recuperación de la forma inicial, al igual que en el caso anterior, se realiza mediante el calentamiento. Hay varios procedimientos para conseguir la educación de las muestras, las cuales se pueden dividir en procesos de educación sin difusión atómica.

1.2.3. Efecto superelástico

Es posible inducir la transformación martensítica por esfuerzo cuando el material está en austenita, a una temperatura mayor que A_f . Aunque el mecanismo de la deformación es también la transformación martensítica termoelástica, habitualmente se consiguen deformaciones macroscópicamente apreciables mediante este proceso (que pueden llegar hasta un diez por ciento en monocristales [5]), ya que las variantes de martensita inducidas preferencialmente son aquellas que deforman el material en la dirección más próxima a la del esfuerzo externo aplicado. Al aplicar este esfuerzo, el material inicialmente en austenita se deforma elásticamente hasta llegar al valor del esfuerzo crítico a partir del cual se inicia la transformación. El esfuerzo realiza el aporte energético suficiente como para que la transformación tenga lugar a temperaturas por encima de la M_s de la transformación inducida por temperatura. Cuando se retira el esfuerzo externo tiene lugar la transformación inversa, existiendo también histéresis. Este efecto se define como superelasticidad. A pesar de que la transformación es inducida de manera mecánica, la temperatura juega un papel muy importante [18]. Existen varios tipos de aleaciones metálicas con fenómeno llamado “*efecto de memoria de forma*” dentro de las cuales tenemos a las aleaciones de base Cu.

1.3. Aleaciones metálicas con memoria de forma

Las aleaciones metálicas que presentan memoria de forma son útiles en diversas aplicaciones tecnológicas. Dentro de estas aleaciones se encuentran los siguientes sistemas: Ni-Ti,

Cu-Zn, Cu-Sn, Cu-Al [19]. Las aleación Ni-Ti ofrecen buenas propiedades de pseudoelasticidad y biocompatibilidad. Sin embargo, son muy costosas comparadas con las aleaciones con memoria de forma base Cu. Las aleaciones con memoria de forma base Cu, tiene buenas propiedades a un bajo costo, también sus rangos de temperatura de transformación son amplios y muy controlados. Sin embargo, no son biocompatibles. A continuación se describen algunas cualidades de las aleaciones base Cu.

La aleación CuZn presentan una ductilidad muy alta y una buena resistencia a la fractura intergranular. A esta aleación cuando se le agrega aluminio, incrementa la temperatura de transformación. La fase madre presenta una fuerte tendencia a descomponerse en la fase de equilibrio, cuando ésta es sobre calentada o se le aplica un tratamiento por envejecimiento. Las temperaturas de transformación de dicha aleación son muy sensibles a la descomposición; el Zn puede perderse durante el proceso de fundición y por esa razón el proceso debe ser muy controlado. Su comportamiento mecánico es limitado, su nivel de esfuerzo ronda por 200 MPa aproximadamente, por lo tanto tiene un bajo esfuerzo crítico [20].

Las aleaciones CuSn presentan alta resistencia mecánica, excelente resistencia a la corrosión y buena conductividad eléctrica y térmica. Una desventaja de esta aleación es que no se puede endurecer mediante tratamiento térmico. La única forma de conseguir un endurecimiento es mediante deformación en frío [21].

Las aleaciones CuAl presentan excelente resistencia a la corrosión, resistencia a la oxidación en caliente, excelente resistencia mecánica a alta y baja temperatura [22]. Con respecto al sistema Cu-Al se puede decir que es sistema adecuado para aplicaciones tecnológicas debido a sus buenas propiedades mecánicas, además de que su costo es más bajo comparado con el Ni-Ti.

1.4. Sistemas Cu-Al

Los sistemas Cu-Al son sensibles a los elementos aleantes, esto puede ser utilizado para darle mejores propiedades a este sistema. Al añadir aleantes al sistema Cu-Al, se modifican las temperaturas críticas de la transformación. Esto ayuda a optimizar la estabilidad térmica y así mantener sus propiedades de memoria de forma. La transformación martensítica del sistema Cu-Al se caracteriza por el cambio de estructura cristalina de tipo cúbica centrada en el cuerpo, a un tipo romboedral, ortorrómbico o monoclinico [23]. Si al sistema Cu-Al se le agrega Ni, se obtendrán nuevas características de la aleación como menor sensibilidad al fenómeno de estabilización y envejecimiento. Las temperaturas de transformación de la aleación Cu-Al-Ni pueden variar cuando se modifica el contenido de Al o Ni. La principal limitante de esta aleación es que presenta una baja ductilidad debido a un fenómeno de fractura intergranular. Este fenómeno afecta también a su comportamiento mecánico, esta aleación presenta fracturas cuando es sometida a un esfuerzo aproximado de 280 MPa [24].

Al agregar Be en el sistema Cu-Al como tercer aleante nos permite controlar las temperaturas críticas de la transformación de una manera más sencilla. La aleación Cu-Al-Be

es una buena opción para aplicaciones en el área de la tecnología, esto es posible por las excelentes propiedades de memoria de forma que tiene la aleación; además tiene buena estabilidad térmica y un costo muy aceptable. En el siguiente apartado se presenta un breve resumen del estado del arte para el sistema Cu-Al-Be.

1.5. Estado del arte en el sistema Cu-Al-Be

En esta sección se presenta el estado del arte del sistema Cu-Al-Be. En el primer apartado se explica la aparición de la aleación. En la segunda sección se comenta la caracterización mecánica. En la tercera sección se comenta la caracterización termográfica en pruebas mecánicas en tensión uniaxial.

1.5.1. Aparición de la aleación Cu-Al-Be

En 1982, se realizaron los primeros estudios con el sistema Cu-Al incorporando Be como tercer elemento aleante, ya que este reduce la temperatura crítica de la transformación. En estos estudios realizados se prueba que la aleación Cu-Al-Be presenta efecto de memoria de forma con temperaturas de transformación por debajo de la temperatura ambiente [25]. En 1986, se estudió la estabilidad térmica del Cu-Al-Be; se reportó que existe una buena estabilidad térmica en la aleación a temperaturas inferiores a 300 °C [1].

En la siguiente sección se presentan varios trabajos que explican la transformación martensítica en la aleación Cu-Al-Be y se presentan algunos estudios del comportamiento macro y micro mecánico de este material.

1.5.2. Caracterización mecánica

En 2004, B. Koauche et al. Realizaron un estudio donde se analizó la transformación martensítica en las regiones superelásticas en mono y policristales de Cu-Al-Be. El interés en esta investigación se enfocó, en el incremento de las deformaciones y esfuerzos internos de los granos al variar las fracciones volumétricas por esfuerzo de las fases presentes (austenita y martensita). Este análisis de esfuerzo se obtuvo por medio de difracción de rayos x , donde se registran las deformaciones, se midieron las intensidades, posiciones (2θ) y anchos de pico para distintos niveles de esfuerzos. La medición de los ángulos de Bragg, permitieron determinar los distintos planos (hkl) para diversos picos difractados [26].

En 2006, F.M. Sánchez-Arévalo y G. Pulos, realizaron un trabajo donde se observó la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE), donde observaron el comportamiento macro y micromecánico del Cu-Al-Be y obtuvieron campos de desplazamientos cualitativos por medio de la técnica de correlación de imágenes digitales [2].

En 2008, F.M. Sánchez-Arévalo y G. Pulos, realizaron ensayos de tracción uniaxial a tres materiales diferentes. En ellos se observó el comportamiento micromecánico. Los materiales utilizados fueron los siguientes: aluminio comercial, pericardio bovino y una

aleación con memoria de forma Cu-Al-Be; se obtuvieron los campos de desplazamiento cuantitativos por medio de correlación de imágenes digitales y se determinaron propiedades mecánicas a nivel microscópico [3].

En 2011, S. Berveiller et al. Realizó un investigación donde utilizó la aleación Cu-Al-Be a la cual se le aplicaron dos técnicas de difracción, las cuales fueron difracción de sincrotrón y difracción de rayos X en tres dimensiones y microdifracción de Laue. Estas fueron utilizadas para estudiar el comportamiento de los granos de forma individual. La matriz promedio de rotación y la heterogeneidad intergranular; las orientaciones se midieron durante los ensayos de tracción *in situ* a temperatura ambiente para cuatro granos de tamaño medio de aproximadamente 1 mm. Durante la carga mecánica, los cuatro granos rotaron y aumentaron la deformación en la fase austenítica. Al incrementar la deformación se produjo la transformación martensítica, la rotación se hizo más pronunciada y la orientación del grano se dividió en varios sub-dominios. La orientación austenítica varió en ambos lados de la variante de martensita. La desorientación media fue de aproximadamente 1° . Tras la descarga, se observó el colapso de sub-dominios y la rotación inversa [27].

En 2013, Martínez-Fuentes, R. J et al. Realizaron un estudio de flexión de tres punto en una aleación de memoria de forma en la región superelástica para mono y policristales de Cu-Al-Be, donde se observó la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE). Se observó el comportamiento micromecánico del Cu-Al-Be y también se obtuvieron campos de desplazamientos cualitativos por medio de correlación de imágenes digitales; esta técnica demostró la existencia de interacción granular y la contribución del crecimiento y la evolución de la transformación martensítica [28].

En la siguiente sección se mencionan algunos trabajos donde se estudiaron a los materiales con memoria de forma, por medio de la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE). Hoy día se requiere estudiar algunos casos que involucren las técnicas de no contacto para estudiar la evolución de (TMIE), dentro de las cuales tenemos a la termografía infrarroja y la correlación de imágenes digitales.

1.5.3. Caracterización termográfica en pruebas mecánicas en tracción uniaxial

En 2008, M.L. Pastor et al. Analizaron el comportamiento bajo ciclos de fatiga de la aleación de aluminio 2024-T3. Las mediciones térmicas fueron proporcionadas por una cámara infrarroja y un análisis energético. Las variaciones de oscilación de la temperatura fueron principalmente debidas al acoplamiento termoelástico. Durante la carga transitoria que condujo al valor máximo de esfuerzo (superior al esfuerzo de fluencia del material), se observaron incrementos bruscos de temperatura. Dichas zonas donde se concentró el calor se determinaron utilizando la ecuación de difusión de calor producidas por el material se determinaron utilizando la ecuación de difusión de calor. La disipación mecánica atribuida principalmente a la deformación plástica y el daño acumulativo de la plasticidad se calculó por la integral temporal de la misma. Los campos dañados por plasticidad se analizaron por dos geometrías de las muestras con el fin de subrayar los efectos estructurales

y de estudiar el estado de daño inicial de la muestra antes de la carga cíclica en estado estacionario [29].

En 2010, X.G. Wang et al. Utilizaron el método termográfico para evaluar los parámetros de fatiga (límite de fatiga, la curva σ vs ε y resistencia a la fatiga residual) de un acero A36, logrando buenas predicciones. Aplicaron la técnica termográfica de *lock-in* para el análisis de las zonas de concentración de esfuerzos en las muestras [30] y tomaron el incremento de la temperatura como el indicador de la fatiga, permitiéndoles predecir el límite de fatiga de los materiales y componentes mecánicos en un tiempo relativamente corto. Este estudio permitió la evaluación cuantitativa de fatiga residual y medición de la tracción no lineal [30].

En 2002, S.P. Gadaj et al. Estudió la aleación (Ni-Ti) con memoria de forma, a la cual se le aplicó un ensayo de tracción a diferentes velocidades de deformación y a diferentes temperaturas. Por medio de una cámara infrarroja se registraron cambios de temperatura de la superficie de la muestra. En este trabajo se observó a la transformación martensítica acompañada de un aumento en la temperatura y cuando la temperatura disminuyó la transformación dejó de estar presente en el material [31].

En 2006, E.A. Pieczynska et al. Utilizaron la técnica termográfica para analizar a diferentes velocidades contraladas, el esfuerzo y la deformación. A la aleación (Ni-Ti) se le aplicó un ensayo de tracción, donde el esfuerzo y la deformación fueron contraladas durante la prueba. En el ensayo se utilizó una cámara termográfica para registrar la temperatura de la superficie de la aleación. Cuando se le aplicó carga a la muestra, se generó un aumento en la temperatura, donde se observó la aparición de bandas en el centro del material [32].

En el siguiente apartado se presentan varios trabajos donde se estudió el comportamiento termo-mecánico de las aleaciones con memoria de forma con la técnica de correlación de imágenes digitales para obtener los campos de deformación en las muestras estudiadas. También se presentan estudios donde se utilizó la técnica de termografía para observar los cambios de temperatura en diversas aleaciones.

Caracterización mecánica de materiales por termografía y por correlación de imágenes digitales

En 2010, C. Badulescu et al. Estudiaron dos métodos diferentes de medición de campo completo, para investigar la respuesta mecánica de un espécimen de policristal de aluminio sometido a un ensayo de tracción. El *método de red* fue utilizado para obtener los campos de deformación, en el que se aplicó un procedimiento de tratamiento de las imágenes. Este procedimiento conduce a una alta resolución espacial en la tracción y proporciona una descripción exacta de la plasticidad que se produce en los granos. La otra técnica fue utilizando una cámara infrarroja para la obtención de fuentes de calor y mapas de temperatura. Algunos mapas de deformación típicos mostraron heterogeneidades significativas claramente. Estos mapas de deformación también se compararon con sus contrapartes numéricas, obtenidas utilizando un paquete de elementos finitos adecuados para la plasticidad de cristal. Se calcularon las distribuciones de fuentes de calor de los mapas de temperatura. Los mapas de deformación, el desplazamiento y la fuente de calor

se procesaron juntos para estimar la fracción de potencial inelástico convertida en potencia disipada. Esta cantidad se determinó sobre toda la sección en entallada de la muestra y también para tres granos individuales [33].

En 2010, A. Chrysochoos et al. Describieron las ventajas del uso de los datos suministrados por la correlación de imágenes digitales (CID) y la termografía infrarroja (TI) para estudiar el comportamiento termomecánico de la aleación Cu-Zn-Al. En este trabajo observaron la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE) y se describió un procedimiento experimental para la determinación de las fuentes de energía. El cual implicó dos técnicas de imagen complementarias: CID que proporciono campos de desplazamiento en el plano, mientras que TI permitió mostrar la distribución de temperatura en la superficie de la muestra analizada. En la técnica CID se utilizó el *método de red* para obtener mapas de deformación. La termografía fue utilizada para la investigación de factores que influyen en los ciclos, la velocidad de deformación y para medir mapas de variación de temperatura. En este estudio, propusieron sucesivamente diferentes ejemplos de aplicación para remarcar el potencial del enfoque experimental. Hicieron evaluaciones cinemáticas para revelar el grado de homogeneidad del estado de deformación para una longitud de referencia dado. También determinaron la relevancia de las variables y parámetros de los materiales introducidos en la descripción del comportamiento en la escala de longitud impuesta por la resolución espacial de los sistemas ópticos (normalmente 0,1 mm). Por otra parte, los datos infrarrojos y cinemáticos obtenidos se utilizaron para obtener información de la naturaleza disipativa o acoplada de los mecanismos de deformación [34].

En 2012, A. Maynadier et al. Estudiaron una aleación (Ni-Ti) donde se utilizó un nuevo método para medir de forma conjunta los campos térmicos y cinemáticos, a partir de imágenes, estas fueron capturadas con una cámara infrarroja. Se trató de un método de correlación de imagen digital, donde las variaciones del flujo óptico, debido al desplazamiento local y a los cambios de temperatura se determinan de forma conjunta, usando elementos finitos para observar cómo se comporta aleación [35].

En 2012, H. Louche et al. Presentaron una metodología para la estimación de fuentes de calor cuando la conductividad no es constante. En este método los campos térmicos y cinemáticos son necesarios. El método requirió de la sincronización espaciotemporal de estos campos. Los campos de temperatura y fuente de calor fueron estimados adecuadamente en todos los puntos materiales en la referencia o configuraciones deformadas de la muestra analizada. El método propuesto realzó la importancia de la determinación precisa de las propiedades termofísicas en estimaciones de calor. El método fue aplicado para la estimación de la fuente de calor en una prueba de tracción superelástica en una aleación con memoria de forma de (Ni-Ti) presentando tanto la fase inducida por esfuerzo y localizada de la deformación. Los cambios espaciotemporales ocurrieron durante la deformación del material. La fuente de calor fue integrada sobre el tiempo en cada punto del material, para la estimación local de la energía de calor asociada TMIE [36].

En 2013, K Kim et al. Realizaron estudios experimentales para examinar TMIE durante la deformación superelástica de la aleación con memoria de forma de Ni-Ti. La transformación de fase ocurrió entre austenita (B2) con una estructura cristalina cubica y

una fase martensítica con una estructura cristalina monoclinica, durante carga y descarga a temperatura ambiente. En este trabajo se examinaron interacciones termo-mecánicas que afectan el comportamiento de la transformación de fases, utilizando una combinación simultánea temporal y espacial de las deformaciones térmicas, con ayuda de la técnica de correlación de imágenes digitales en tres dimensiones y la termografía infrarroja respectivamente. Este enfoque experimental de campo completo, arrojó mapas cuantitativos de campos de deformaciones y de temperatura sobre la superficie de la muestra, lo que permite la investigación de factores como los ciclos, la velocidad de deformación, textura, y las variaciones locales de temperatura. Se discutieron los efectos de estos factores sobre las propiedades de transformación fundamentales, como la deformación necesaria para la nucleación y propagación, la evolución de la fracción volumétrica y la cantidad de histéresis [37].

En 2011, D. Delpueyo et al. Realizaron un estudio donde el objetivo fue revelar la microestructura martensítica de una aleación con memoria de forma. Utilizaron la técnica termográfica para este propósito. El experimento fue realizado con un monocristal de una aleación Cu-Al-Be. La primera muestra fue transformada parcialmente en fase martensítica por una carga mecánica. A la aleación se le aplicaron pequeñas cargas cíclicas hasta que la temperatura llegó a la superficie de la muestra, donde se capturaron imágenes por una cámara termográfica. Las imágenes térmicas obtenidas fueron procesadas para extraer dos tipos de cantidades: los mapas de fuentes de calor producidos por el material y los mapas de amplitudes de oscilación de temperatura. El acoplamiento termoelástico y el calor latente debido al movimiento cíclico revelaron las interfaces de austenita-martensita, destacando así la distribución microestructura en el material [38].

En 2012, D. Delpueyo et al. Utilizaron dos técnicas para la medición de un monocristal de Cu-Al-Be. El primero fue *método de red* para obtener los mapas de deformación y el segundo fue la termografía infrarroja para medir mapas de variación de temperatura. El espécimen fue un monocristal de Cu-Al-Be; en fase austenítica a temperatura ambiente. La austenita se transforma progresivamente en martensita durante la carga mecánica y el impacto de esta transformación en términos de tracción y la temperatura fueron analizada en este trabajo. La termografía infrarroja proporciona información adicional para analizar los fenómenos de la transformación martensítica [39].

Existe una gran cantidad de trabajos con respecto al sistema Cu-Al, en los cuales se abordan el esfuerzo, la transformación martensítica, características estructurales y hacen mención al sistema Cu-Al-Be. A pesar de que existe buena cantidad de información, hasta el momento no hay registro sobre la investigación de la (TMIE) en policristales Cu-Al-Be bajo tensión uniaxial, donde se realicen estudios con la técnica de termografía y medición de la deformación por medio de la técnica de correlación de imágenes digitales. Es por dicha razón que el objetivo de este trabajo es montar una técnica experimental que permita correlacionar la microestructura y el comportamiento macro y micromecánico de policristales de Cu-Al-Be mediante la tecnología óptica no intrusiva como correlación de imágenes y la termografía infrarroja.

Capítulo 2

Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE

2.1. Termografía

La termografía es una técnica no invasiva, que permite a distancia y sin contacto, medir la distribución de temperaturas en la superficie de un cuerpo. Para ello se hace uso de detectores infrarrojos, lo que permite obtener imágenes para cuantificar campos de temperatura; estos son llamados termogramas. A cada pixel de esta imagen o termograma, se le asocia un valor (0-255) que corresponderá a un color o nivel de gris. Este color representará una temperatura dada de acuerdo a una escala predeterminada. A partir de estos patrones térmicos se pueden realizar estudios de los defectos estables y transitorios de un cuerpo asociados a otros procesos dentro del cuerpo.

El fundamento de la técnica de imágenes infrarrojas es que cualquier cuerpo cuya temperatura este por encima de los 0 K irradiará energía infrarroja. La cantidad de energía irradiada esta en función de la temperatura del cuerpo y de su eficiencia relativa de irradiación. La cantidad de potencia térmica irradiada y las características específicas del espectro de radiación están gobernadas por las leyes de la radiación térmica. Estas leyes se reportaron en el 2001 por Maldague et al. [40]. La función de un sistema de termografía es capturar remotamente radiación que emite un cuerpo o sistema y la obtención de datos físicos sin contacto.

Los datos obtenidos por los sensores infrarrojos son procesados generalmente por una computadora cuya finalidad es extraer la información de campos de temperatura. Diferentes sensores (Reflex o IR) pueden proporcionar información única acerca de las propiedades del cuerpo o sistema bajo observación.

Los elementos básicos del sistema de termografía son: una fuente de radiación una trayectoria de transmisión, un sensor (cámara termográfica) y un subsistema de procesamiento, almacenamiento y despliegue. Cada uno de estos elementos desempeña un papel primordial en el proceso de registro de datos ya sea en el control o limitación de la información

adquirida.

El sensor y subsistema de procesamiento son elementos esenciales en un sistema de termografía porque llevan a cabo el control. Una selección de sensor y el subsistema de procesamiento acorde al problema es fundamental para asegurar que el resultado del estudio sea útil, cuantificable y confiable. El sensor comúnmente utilizado en un sistema de termografía es la cámara infrarroja, esta ofrece ventajas de adquisición de datos termográficos en un gran número de aplicaciones como en los mantenimientos de tipo predictivo. La termografía proporciona un medio rápido de adquisición de patrones de temperatura (termogramas) que existen en la superficie de un cuerpo u objeto. Estos patrones se adquieren de una manera no destructiva por lo que la medición no interfiere con los procesos propios del cuerpo o estructura; al grado de que estos patrones proporcionen información útil del desempeño térmico del cuerpo o estructura estudiada. Lo anterior tomando en cuenta las leyes de la termodinámica y transferencia de calor.

2.1.1. Espectro electromagnético del infrarrojo

La región infrarroja esta localizada entre el visible y las microondas en el espectro electromagnético de la luz y abarca la región comprendida de 1 a 1000 μm . Debido a que la mayoría de los objetos irradian energía en el infrarrojo, a esta región se le conoce también como la región térmica del espectro [41]. La mayor parte del espectro de emisión infrarrojo no es registrado para los sensores IR debido a que la radiación es absorbida por agua y dióxido de carbono en la atmosfera[42]. Sin embargo existen tres bandas de longitudes de onda con buena trasmisión son los siguientes:

- La banda infrarroja de longitudes de onda larga (LWIR) que cubre la región de 8-14 μm , con aproximaciones de un 100 % de trasmisión de la banda de 8-12 μm . La banda (LWIR) ofrece excelente visibilidad para las mayorías de los objetos terrestres.
- La banda infrarroja de longitudes de onda media (MWIR) que cubre el rango de 3-5 μm y ofrece también una transición cercana al 100 %.
- La banda infrarroja de longitudes de onda corta (SWIR) que cubre el rango de 1 a 3 μm .

A continuación se muestra en la figura 2.1 en el espectro electromagnético y las bandas del infrarrojo propuesto por Vollmer et al. [41].

La región entre 6 y 8 μm no está visible en la atmósfera terrestre puesto que la radiación es absorbida por el vapor de agua y sólo logra cubrir distancias cortas desde la fuente de la emisión. (Ibarra et. al) [43]. En la figura 2.2 se muestra las bandas de transición atmosférica utilizables en la porción infrarroja del espectro electromagnético. Las regiones sombreadas representan las bandas más comúnmente utilizadas por los equipos infrarrojos.

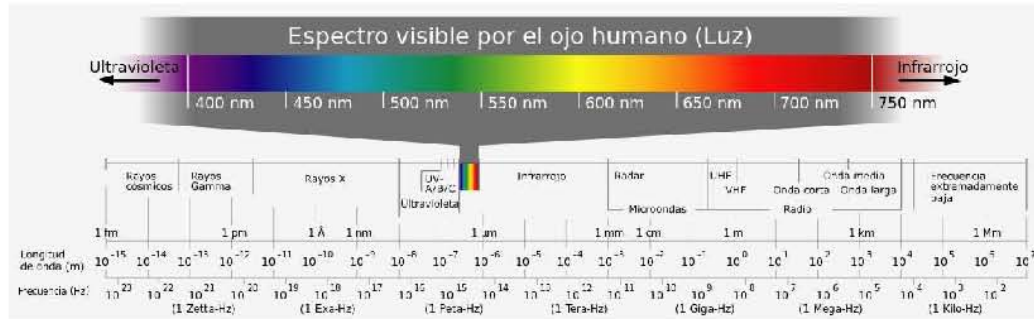


Figura 2.1: Espectro electromagnético.

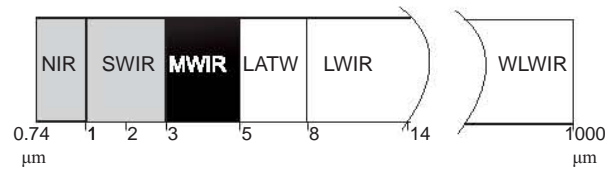


Figura 2.2: Bandas de transmisión atmosférica en el infrarrojo

2.1.2. Elementos de un sistema de termografía

Los elementos básicos de un sistema de termografía son los siguientes: una fuente de radiación u objeto, una trayectoria de transmisión, un sensor (cámara termográfica) y un subsistema de procesamiento, alimentación y despliegue. Cada uno de estos elementos desempeña un papel importante en el proceso del registro.

- Las fuentes de radiación u objeto están integradas por la muestra a observar y otros objetos que se encuentran en el campo de visión.
- La trayectoria de transmisión, es el medio a través del cual se propagan las ondas electromagnéticas que tiene un impacto significativo en las bandas del espectro, y pueden utilizarse como bandas de transmisión.
- La cámara y el subsistema de procesamiento son los elementos esenciales en el sistema de termografía, puesto que es aquí donde realmente se tiene un control. La selección de la cámara y el subsistema de procesamiento acorde al problema son determinante para asegurar que los resultados del estudio sean útiles y fácilmente cuantificables.

La cámara termográfica tiene un aspecto semejante a una cámara de video convencional, a diferencia de que ésta opera en el área de visión infrarroja; es decir, lo que se observa a través de ella es la radiación térmica de un cuerpo.

2.1.3. Cámaras termográficas

Son equipos sofisticados que miden la emisión natural de irradiación infrarroja procedente de un objeto o estructura y estos a su vez generan una imagen térmica. Las cámaras de termografía modernas son portátiles y de fácil manejo. Al no necesitar contacto físico con el sistema, las inspecciones pueden realizarse en pleno funcionamiento; evitando la pérdida o reducción de productividad. La energía medida viaja desde el cuerpo o superficie al sensor a la velocidad de la luz. La respuesta de estos instrumentos oscila en orden de los mili y microsegundos [44].

La imagen producida es presentada en la pantalla de la cámara como una imagen en colores falsos, donde cada color representa un nivel térmico en la superficie del objeto estudiado. Hoy en día las cámaras termográficas cuentan con herramientas de análisis avanzados tales como la selección de rangos, aplicación de perfiles térmicos, almacenamiento de imágenes, almacenamiento de voz, entre otras.

2.2. Teoría de la radiación térmica

Se llama radiación térmica a la radiación emitida por un cuerpo como consecuencia de su temperatura. Todos los cuerpos emiten energía radiante siempre que su temperatura este por encima del cero absoluto (0 K) [40, 41]. Cuando la temperatura del cuerpo es alta, la radiación emitida cae dentro del espectro visible, en cambio a bajas temperatura la radiación cae dentro del rango infrarrojo no visible. Es importante notar que aun a altas temperaturas, más del 90 % de la radiación térmica emitida es invisible para el ojo humano, empezando por la parte correspondiente al infrarrojo del espectro electromagnético. Por tal razón el interés en las investigaciones se centra en el rango de 2 a 15 micras en longitud de onda por dos motivos: el primero es porque la mayor parte de la energía emitida por un objeto a temperaturas terrestres, es emitida dentro de esta banda espectral. El segundo consiste en que se tiene mayor capacidad de detección en condiciones atmosféricas adversas.

En términos generales, la forma detallada del espectro de radiación térmica emitida por un cuerpo, depende de la composición del mismo. Sin embargo, experimentalmente se encuentra que sólo hay una clase de cuerpos que emiten espectros con características universales; estos son los llamados cuerpos negros [41]. Las propiedades universales de radiación emitida por esta clase de cuerpos los hacen objetos de un interés teórico especial.

La radiación térmica terrestre consiste en la radiación auto-emitida por las transiciones de niveles de energía cuántica rotacional y de la vibración en las moléculas. Todo cuerpo a temperatura por encima del cero absoluto emite energía electromagnética, denominada radiación térmica. Esto es debido al movimiento acelerado que sufren las partículas que constituyen el cuerpo. Cuando el cuerpo se encuentra en equilibrio térmico la radiación que emite por unidad de tiempo es igual a la que absorbe. Fundamentados en este concepto, a los cuerpos se les caracteriza por su eficiencia de emisión de radiación como: cuerpos negros, cuerpos grises y radiadores selectivos. Cada una de estas categorías permitirá analizar a un cuerpo dentro de un cierto margen de exactitud con respecto a sus características reales, al

mismo tiempo se presentaran diferentes grados de complejidad en el análisis del espectro de radiación [41].

2.3. Transferencia de calor por radiación

El mecanismo de traspaso de energías entre dos cuerpos con un distinto nivel de energía térmica, se realiza mediante el transporte de energía a través de emisión y absorción de ondas electromagnéticas. Lo anterior puede ocurrir a cierta temperatura en un medio físico (un sólido, fluido o incluso el vacío total).

El registro de energía térmica mediante ondas electromagnéticas se basa en la diferencia de temperaturas entre el cuerpo emisor y el cuerpo receptor. En este caso la temperatura del cuerpo emisor debe ser mucho mayor que la del cuerpo receptor para lograr una buena medición.

Este proceso es fundamentalmente diferente a la conducción y la convección ya que las sustancias que intercambian calor necesitan estar en contacto. Por lo tanto, la transferencia de calor por radiación difiere de los métodos anteriores en varios aspectos:

- No necesita medios de transmisión y es mucho más eficiente en el vacío
- Ocurren por emisión y absorción electromagnética
- Ocurren a la velocidad de la luz

2.3.1. Leyes de radiación de un cuerpo negro

Las propiedades generales de la radiación electromagnética aplicadas a un cuerpo están sintetizadas en un conjunto simple de reglas llamadas leyes de radiación. Estas leyes se aplican cuando el cuerpo que emite la radiación es un cuerpo negro. Un cuerpo negro se define como un objeto que absorbe toda la radiación incidente desde el exterior, y toda la energía incidente desde el interior es emitida por él. Generalmente, las condiciones de cuerpo negro se aplican cuando el cuerpo radiante tiene una interacción muy débil con el medio ambiente que lo rodea y este puede considerarse en estado de equilibrio térmico [41].

2.3.2. Ley de Planck

Max Planck fue capaz de describir la distribución espectral de la radiación procedente de un cuerpo negro, utilizando la siguiente expresión:

$$q_{\lambda} = \frac{C_1}{\lambda^5 * \left(\frac{C_2}{\exp^{\lambda T}} - 1\right)} \quad (2.1)$$

Dónde:

C_1 = Primera constante de radiación = $2\pi hc^2 = 1.43879 \cdot 10^4$ ($Wcm^{-2} \mu m^4$)

C_2 = Segunda constante de radiación = $(c \cdot h)/k = 1.43879 \cdot 10^4$ (μm K)

h = Constante de Plank = $6.6256 \cdot 10^{-34}$ (Wcm^2)

k = Constante de Boltzmann = $1.38024 \cdot 10^{23}$ (w/s K)

λ = Longitud de onda (μm)

c = Velocidad de la luz = $2.997925 \cdot 10^{10}$ (cm/s)

exp = Base de logaritmo neperiano

T = Temperatura del cuerpo (K)

q_λ = Radiación espectral de un cuerpo negro = ($W/cm^2 \mu m$)

La gráfica de esta expresión esta representada en la figura 2.3. Bagavathiappan et al. reportan una familia de curvas de intensidad en función de la longitud de onda a diferentes temperaturas [45].

Para cualquier curva de Planck, la emisión espectral es cero para $\lambda = 0$, luego aumenta rápidamente hasta alcanzar un máximo en λ_{max} , para aproximarse a cero nuevamente para valores de longitudes de onda elevados. El máximo de la curva para longitudes de onda corta se alcanza cuando más alta la temperatura. Como se muestra en la figura 2.3.

A) Para longitudes de onda corta, tales que:

$$\lambda T \ll \frac{hc}{k} \quad (2.2)$$

Se tiene que:

$$e^{\frac{hc}{\lambda k T}} - 1 \cong e^{\frac{hc}{\lambda k T}} \quad (2.3)$$

Entonces:

$$q_\lambda = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5 (e^{\frac{hc}{\lambda k T}})} \quad (2.4)$$

Se trata de la relación de Wien, valido para $\lambda T < 5000 \mu K$

B) Para grandes longitudes de onda tales que:

$$\lambda T \gg \frac{hc}{k} \quad (2.5)$$

Si el término exponencial llega a ser pequeño es posible efectuar un desarrollo en serie:

$$e^{\frac{hc}{\lambda kT}} - 1 = \left(1 + \frac{hc}{\lambda kT} + \dots\right) - 1 \cong \frac{hc}{\lambda kT} \quad (2.6)$$

Entonces:

$$q^\lambda = \frac{2\pi cK}{T^4} \quad (2.7)$$

Se trata de relación de Ray Leigh-Jean, válida para $\lambda T > 10^5 \mu mK$

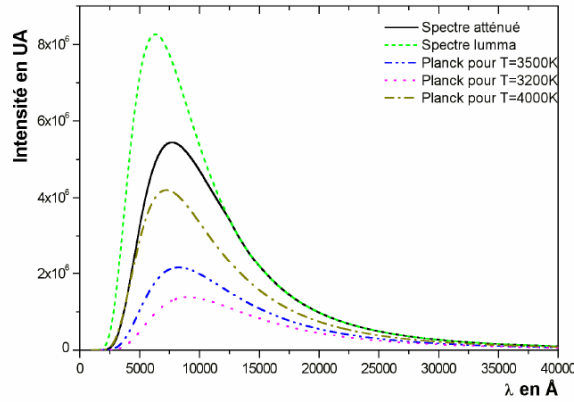


Figura 2.3: Ley de Planck para distintas temperaturas

2.3.3. Ley de desplazamiento de Wien

Diferenciando de la fórmula de Planck respecto a λ y calculando el máximo, se obtiene:

$$\lambda_{MAX} = \frac{2,898}{T} \quad (2.8)$$

Donde:

λ_{MAX} = Longitud de onda máxima μm

T = Temperatura en K

Esta es la ecuación de Wien que expresa matemáticamente y se observan en la figura 2.3 que los colores varían desde el rojo al naranja o al amarillo a medida que la temperatura del elemento radiante aumenta. La longitud de onda del color es la misma que el valor de longitud de onda calculada para λ_{MAX}

2.3.4. Ley de Stefan Boltzmann

Integrando la ley de Planck, desde $\lambda = 0$ a $\lambda = \infty$; se obtiene la cantidad total de energía radiada por un cuerpo negro es la siguiente:

$$q = \sigma T^4 \quad (2.9)$$

Donde:

q = Energía radiada

σ = Constante Boltzmann

T = Temperatura en K

Esta es la ecuación de Stefan Boltzmann, que establece que la cantidad total de energía radiada por un cuerpo negro es proporcional a la cuarta potencia de su temperatura absoluta. Gráficamente se representa el área bajo las curvas de Planck para una temperatura determinada.

2.3.5. Desviaciones de las condiciones de un cuerpo negro

Los cuerpos reales no son cuerpos negros; sólo bajo ciertas condiciones especiales se pueden aproximar sus características a propiedades de un cuerpo negro. Por tal motivo, en la mayoría de las mediciones de temperatura que se realicen a través de radiación térmica, se deben tener en cuenta estas desviaciones para obtener resultados correctos. Para ello se definirán algunos términos que tomen en cuenta estas condiciones.

2.3.6. Cuerpo real (no negro) y su emisividad

En un cuerpo real la radiación incide en la superficie y puede ser absorbida, transmitida o reflejada, como se aprecia en la figura 2.4, la cual fue tomada de un estudio termográfico [45].

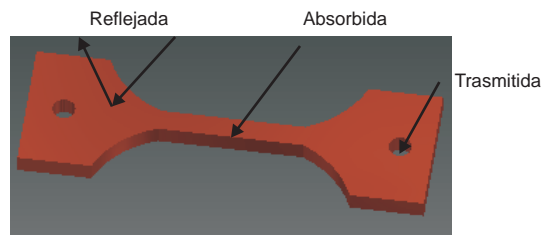


Figura 2.4: Componentes de la radiación incidente en una superficie

Existen tres fenómenos que impiden a los cuerpos reales comportarse como cuerpos negros. Esto son los siguientes:

1. Una fracción de la radiación incidente puede ser absorbida α
2. Una fracción de la radiación incidente puede ser reflejada τ
3. Una fracción de la radiación incidente puede ser transmitida δ

Para la conservación de la energía y para una misma longitud de onda (λ), la suma de los tres coeficientes es:

$$\alpha + \delta + \tau = 1 \quad (2.10)$$

Para la mayoría de los sólidos, la transmisión es cero y de este modo estos cuerpos son opacos $\delta=0$, a la radiación térmica o infrarroja. La ecuación 2.10 para un cuerpo opaco sería entonces:

$$\tau + \alpha = 1 \quad (2.11)$$

Para un absorbente ideal se tiene:

$$\alpha = 1 \quad (2.12)$$

Un absorbente ideal es denominado cuerpo negro. Un cuerpo negro, no refleja ni transmite radiación infrarroja. Para trabajar con cuerpos reales en relación a un cuerpo negro, es necesario agregar un factor, llamado emisividad espectral ϵ . La emisividad espectral se define como la razón o porcentaje de la energía radiante emitida de un objeto con respecto a un cuerpo negro a la misma temperatura y longitud de onda. Matemáticamente se expresa como:

$$\epsilon(\lambda T) = \frac{q_{\text{Cuerporeal}}(\lambda T)}{q_{\text{Cuerponegro}}(\lambda T)} \quad (2.13)$$

$\epsilon(\lambda T)$ = Emisividad espectral

$q_{\text{Cuerporeal}}(\lambda T)$ = Energía radiante emitida por un objeto

$q_{\text{Cuerponegro}}(\lambda T)$ = Energía absorbente ideal

Esta función no sólo depende de la temperatura y la longitud de onda, sino también de la dirección de observación con respecto a la superficie. En forma general, la emisividad espectral varía con la longitud de onda para los objetos sólidos de manera poco significativa, pero de manera importante para las sustancias líquidas y gaseosas. Los materiales y los tratamientos de las superficies presentan emisividades que están comprendidos entre 0.1 y 0.95. Una superficie muy pulida (espejo) tiene una emisividad del rango de 0.1; mientras que una superficie oxidada o pintada tiene una emisividad mucho más alta. Las pinturas,

independientemente de su color en el espectro visible tienen una emisividad superior a 0.9 en el espectro infrarrojo. La piel humana tiene una emisividad próxima a 1 [44].

La emisividad de una superficie en el espectro visible, no tiene a menudo relación con la emisividad en el espectro infrarrojo. Así por ejemplo, la nieve que posee una emisividad en el espectro visible muy baja, es un excelente cuerpo negro en el infrarrojo [44]; esta propiedad le permite un retorno muy lento al estado líquido, aun estando expuesta al sol. Por lo tanto, la mayor parte de la radiación solar en el espectro visible, es difundida y reflejada, mientras que la emisividad elevada en el infrarrojo permite la eliminación por radiación infrarroja de la energía absorbida.

Para un material dado, la emisividad es a menudo evaluada por incidencia normal, en una banda espectral que comprende todas las longitudes de onda; a ésta se le denomina emisividad total que expresada por:

$$\epsilon(\lambda) = \frac{\int_0^\infty \epsilon(\lambda) q_\lambda d(\lambda)}{\int_0^\infty q_\lambda d(\lambda)} \quad (2.14)$$

$\epsilon(\lambda)$ = Emisividad total

q_λ = Radiación espectral de un cuerpo negro

$\epsilon(\lambda)$ = Emisividad de una superficie en espectro visible

Para efectos de este estudio, clasificaremos los cuerpos, con relación a la emisividad en:

- Cuerpo negro o radiante Planck, para el cual $\epsilon(\lambda)=\epsilon=1$
- Cuerpo gris, para cual $\epsilon < 1$
- Radiador selectivo, donde ϵ varía con la longitud de onda (λ); este es el caso más próximo a la realidad

Si un objeto absorbe toda la radiación que incide en él, se le denomina cuerpo negro. Si un objeto absorbe parte de la radiación que incide en él (en todas longitudes de onda), entonces se denomina cuerpo gris. Si un objeto absorbe porciones variables de la radiación que incide en él (en diferentes longitudes de onda), entonces se denomina radiador selectivo. Kirchoff observó que a una temperatura dada, la razón entre la energía radiante (q') y la absorción (α), es una constante para todos los materiales y que esta es igual a la energía radiante (q) de un cuerpo negro a esta temperatura. La expresión que tenemos es la siguiente:

$$q = \frac{q'}{\alpha} \quad (2.15)$$

En esta fórmula se entiende como “buenos absorbentes son buenos emisores”, reescribiendo la expresión anterior a ahora tenemos la siguiente:

$$\dot{q} = q\alpha \quad (2.16)$$

Considerando la emisividad para un cuerpo emisor gris, la potencia emisiva total, de acuerdo a Stefan Boltzmann tenemos:

$$\dot{q} = \epsilon\sigma T^4 \quad (2.17)$$

ϵ = Emisividad

σ = Constante de Boltzmann

T = Temperatura en K

Relacionando con la ley de Kirchhoff, se tiene:

$$\epsilon\sigma T^4 = \alpha\sigma T^4 \quad (2.18)$$

Por lo tanto se tiene:

$$\epsilon = \alpha \quad (2.19)$$

Entonces, la emisividad de algunos materiales a una temperatura dada y a una longitud de onda dada, es numéricamente igual a su coeficiente de absorción. Para un material opaco ($\delta=0$), se tiene:

$$\alpha + \tau = 1 \quad (2.20)$$

$$\epsilon + \tau = 1 \quad (2.21)$$

$$\epsilon = 1 - \tau \quad (2.22)$$

Esto quiere decir que un cuerpo no negro, emite proporcionalmente menor energía que un cuerpo negro a la misma temperatura. Por lo tanto, la energía radiante emitida total es proporcional al valor de la emisividad del material [44]. Considerando las relaciones anteriores, la energía radiante que capta el equipo termográfico de un cuerpo opaco, es la sumatoria de la energía radiante emitida más la energía radiante reflejada.

$$q = q_e + q_r \quad (2.23)$$

Donde:

q_e = Energía emitida

q_r = Energía reflejada

Dentro de los factores que afectan la emisividad, tenemos:

- Rugosidad superficial: Superficies rugosas o corridas, son mejores radiadores
- Tipos de material: Material no metálico opaco, generalmente tiene mayor emisividad que material brillante o lustrosos
- Otros: temperatura, longitud de onda

2.4. Transmisión atmosférica

La radiación térmica se atenúa cuando viaja a través de la atmósfera terrestre por los procesos de absorción y dispersión por moléculas de gas, lluvia, neblina y suspensiones tales como humo y smog. Las siguientes moléculas, en orden de importancia, absorben radiación en las bandas espectrales del infrarrojo centradas en las longitudes de onda indicadas [41].

- Agua
- Dióxido de Carbono
- Ozono
- Óxido nítrico
- Metano

La absorción molecular es la fuente de extinción más grande excepto en suspensiones densas. El vapor de agua, dióxido de carbono y ozono son los compuestos químicos que más absorben la radiación infrarroja. Al realizar mediciones es importante tomar en consideración el medio a través de cual se propagan las ondas electromagnéticas para obtener resultados satisfactorios. A distancias no mayores a unos centenares de metros, entre objeto y sensor, no existen absorción atmosférica [44].

2.5. Formas de inspección de las cámaras termográficas

Existen dos formas de inspeccionar termográficamente, las cuales son: la forma cualitativa y la forma cuantitativa:

- Cualitativa: es la práctica de obtener información de la estructura, sistema, objeto o proceso a través de observarlo con imágenes de radiación infrarroja, grabarlos y presentar esa información.
- Cuantitativa: es la práctica de medir las temperaturas de los patrones de la radiación infrarroja, teniendo en cuenta factores con la carga, el ambiente, etc.

2.6. Funcionamiento de las cámaras termográficas

Al situar la cámara termográfica delante de un objeto cuya temperatura superficial se desea conocer, la cámara recibe energía infrarroja que es la suma de tres componentes:

- La energía infrarroja I proveniente de un objeto.
- La energía reflejada por $(1-\tau)I$ del entorno
- La energía emitida por el ambiente $(1-\delta)I_{atm}$

La energía total es recibida por la cámara termográfica a través de un conjunto de lentes sobre un detector de infrarrojo. El detector envía la información al módulo electrónico de la cámara, para procesar la imagen. Este módulo convierte los datos provenientes del detector en una imagen que puede ser vista en una pantalla de la cámara o de una computadora. En la figura 2.5 se aprecia un esquema del funcionamiento de la cámara termográfica.

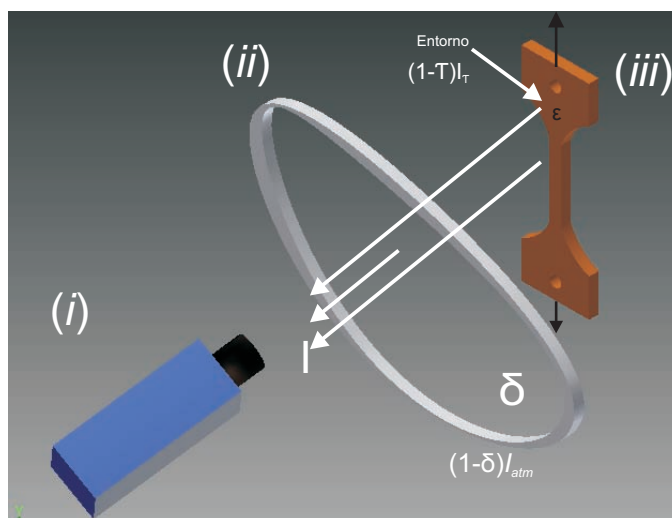


Figura 2.5: Esquemas de funcionamiento de la cámara termográfica, i)Cámara, ii)Atmósfera, iii)Probeta .

En este trabajo se utilizó una cámara Flir A320. Está diseñada para entregar medidas termográficas exactas de imágenes y temperaturas. Cada imagen térmica se construye de 76,800 píxeles capturados por la electrónica y el software de la cámara para medir la temperatura. Los datos de cada imagen (320 X 240 píxeles) de 16 bits pueden usarse en tiempo real para evaluar la evolución térmica del material.

2.7. Correlación de imágenes digitales

Con el desarrollo de las computadoras, cámaras Reflex y tecnología láser. Las técnicas de análisis de imágenes han mejorado significativamente. Hoy en día se aplican en muchos

campos de la ingeniería, como mecánica de fluidos, sólidos e incluso en el area médica. El procesamiento de imágenes digitales hace mucho más fácil y más rápido que una película o secuencia de imágenes sea analizada; de tal modo, que se extraiga de manera automática información sobre características geométricas involucradas en la imagen digital.

Las ventajas de las técnicas de análisis de imágenes digitales son las siguientes:

- Es una técnica de campo no invasiva
- Se pueden realizar mediciones a altas temperaturas
- Facilitan las mediciones a nivel micromecánico

Una vez adquirida la secuencia de imágenes, se descarga y se almacena en una computadora. Las imágenes individuales pueden ser pos-procesadas mediante algoritmos específicos para detectar bordes, desplazamiento o incluso deformación.

En ocasiones es necesario pre-procesar las imágenes (enmascarando regiones, igualando condiciones de brillo y contraste de las imágenes) para producir mejores resultados cuando se trata de la correlación de imágenes digitales [46].

Antes de continuar con los temas particulares de la correlación de imágenes digitales, primero se definirán los conceptos necesarios sobre el campo de las imágenes digitales.

2.7.1. Imágenes digitales

Resolución de imagen digital

Hasta hace poco, una imagen digital “típica” se componía de cerca de 480 filas por 640 columnas. Esta es la calidad de imagen que era encontrada en la televisión y en la investigación científica en general hasta hace un par de años. Las imágenes con más de 1000 por 1000 píxeles se consideran de buena calidad. En los últimos años, las cámaras han evolucionado de forma espectacular; muchas cámaras digitales pueden capturar imágenes de 10, 12 y 36 megapíxeles. Todos los videos de alta definición (1080p) proyectan imágenes a una resolución de 1920x1080 píxeles. Lo sorprendente hoy en día es que este tipo de cámaras están a nuestra disposición en un teléfono inteligente.

Uno de los problemas más difíciles en el procesamiento de imágenes es el manejo masivo de cantidades de datos. Por ejemplo, en una imagen de 537 por 358 píxeles, ocuparía 0.19 megabytes con la densidad de un byte por píxel suponiendo que no hay compresión. En el formato de imagen en color de 8 bits, cada píxel tiene tres capas o componentes de color que corresponde al formato RGB (por sus siglas en inglés) al rojo, verde y azul. Por lo tanto, una imagen de color con el mismo formato de la imagen anterior ocuparía 0.57 megabytes.

Compresión de imágenes digitales

Debido a la gran cantidad de datos, las imágenes son almacenadas normalmente en un formato compacto o comprimido. La compresión de datos es un campo muy importante en la señal digital y procesamiento de imágenes. Su principal función es ayudar a tener una mejor y más rápida comunicación entre cámaras-computadora-análisis.

La compresión de datos y los algoritmos se pueden clasificar en dos métodos diferentes. Método sin pérdidas y el método con pérdidas. El método sin pérdidas significa que el archivo de datos restaurado es idéntico al original. En comparación, el método con pérdida introduce cambios en la imagen original. Cuanto mayor sea la relación de compresión, se le añade más ruido a los datos.

Por ejemplo, el tamaño de una imagen en escala de grises en un formato TIFF (por sus siglas en inglés)(no comprimido y sin pérdida) es de aproximadamente 190 kilo-bytes. Si este archivo se guarda en un formato GIF (por sus siglas en inglés) (formato de compresión sin pérdida de datos) será de unos 160 kilo-bytes. Si se utilizara un formato de compresión con pérdida, como el JPEG (por sus siglas en inglés), el tamaño del archivo se reduce a aproximadamente 12 kilo-bytes.

2.7.2. Correlación cruzada adaptativa

Muchos investigadores han estudiado los errores asociados al algoritmo utilizado en la correlación cruzada y han mejorado dicho algoritmo en diferentes maneras. Los métodos utilizados se pueden resumir en tres categorías. La primera es para pre-procesar la imagen antes del cálculo de las sub-imágenes o áreas de interrogación [47]. El segundo es para mejorar en el propio algoritmo para tener en cuenta el cambio en el patrón o pérdidas de pares de sub-imágenes [48, 49, 50]. La última técnica es para descartar algunos errores obvios del resultado [51]. Se demostró que el desplazamiento de la ventana de interrogación por uno o más píxeles puede reducir los errores causados por la pérdida de correspondencia entre pares de partículas [49].

Algunos investigadores han utilizado el aumento de tamaño de la ventana para obtener un patrón de desplazamiento global y luego es subdividido en cada región para las regiones más pequeñas y para refinar el campo de desplazamiento [50]. Su enfoque aprovecha al máximo tanto la ventana de desplazamiento y tamaño de las ventanas. Los criterios de verificación se aplican en cada paso para eliminar los errores de los resultados. Su método se llama Correlación cruzada adaptativa (CCA). El programa computacional Flow Manager basa sus cálculos en la (CCA).

Tamaño de la ventana de interrogación o sub-imagen

Aumentar el tamaño de la ventana de interrogación aumentará la información dentro de la ventana; aumentando así el valor máximo de la función de correlación cruzada [52]. CID supone que las propiedades estadísticas de las ventanas son constantes [53]. Esta suposición es válida en la traslación de cuerpo rígido. En la CCA, se utiliza por

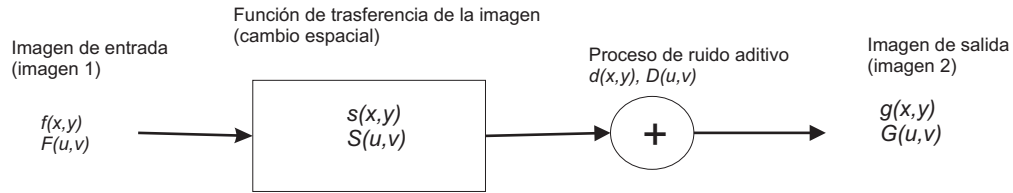


Figura 2.6: Función de desplazamiento de la imagen.

primera vez una ventana de interrogación grande para obtener la dirección general del movimiento. Subsecuentemente se utilizan ventanas más pequeñas para definir mejor los desplazamientos locales.

2.7.3. Flow Manager

Como se mencionó anteriormente, el programa Flow Manager se utiliza para realizar la estimación de flujo óptico entre pares de imágenes. Con los campos de desplazamiento obtenidos, a través de la CCA en la que se basa Flow Manager, es posible realizar los cálculos necesarios para estimar los campos de desplazamiento.

Los métodos de CID mencionados anteriormente presentan grandes diferencias entre sí, sin duda lo más importante para cada método, es estimar el flujo óptico así como la precisión con que lo realizan. Se puede decir que el método más confiable en precisión es por comparación de imágenes, aunque presenta algunos problemas con los mínimos locales, además de requerir mucho tiempo en el cálculo de flujo óptico. El método diferencial presenta una desventaja para el propósito de este trabajo y está muy limitado para estimar solo movimientos de rotación y dilatación. El método basado en transformada de Fourier nos ofrece buenas aproximaciones del flujo óptico en un tiempo más corto que los otros métodos.

El software comercial que se utiliza para obtener los campos de desplazamiento es Flow Manager de Dantec Dynamics. Este permite obtener los desplazamientos de un patrón de intensidad bien definidos e identificados en una imagen utilizando técnicas de correlación mediante la transformada de Fourier rápida (FFT, por sus siglas en inglés). La metodología de este software esta dentro de los métodos basados en FFT.

La justificación de usar la FFT para correlación de imágenes es debida 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. En la figura 2.6 se muestra un pequeño esquema de como funciona el software.

En la siguiente figura 2.7 se muestra un esquema que representa el algoritmo empleado por Flow Manger que se describe a grandes rasgos el flujo del programa. Las imágenes obtenidas durante la prueba de tensión se analizan con el software ya mencionado utilizado el algoritmo de Willert y Gharib [54]. Con esto se obtienen los campos de desplazamiento entre imágenes.

Con los campos de desplazamiento de deformación también es posible estimar pro-

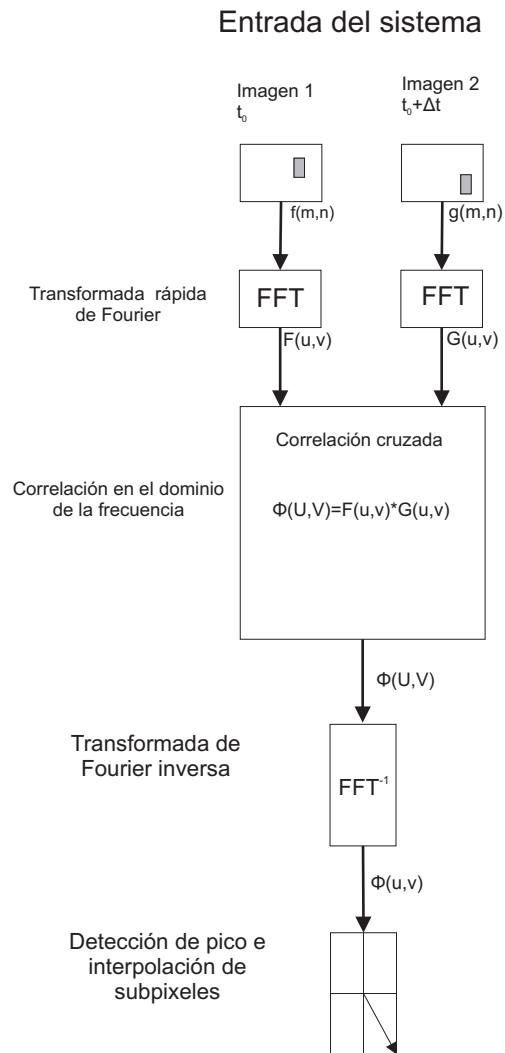


Figura 2.7: Diagrama esquemático del algoritmo de correlación cruzada (Willert y Gharib 1991).

propiedades elásticas de los sólidos mediante CID. Este procedimiento se presentará en la siguiente sección.

2.7.4. Medición de deformación con correlación de imágenes digitales

Las propiedades elásticas del material estudiado fueron calculadas de la siguiente forma: se considera que el material es continuo, homogéneo, isótropo, linealmente elástico en pequeños intervalos donde los esfuerzos y deformaciones se consideran constantes. Por lo tanto, se sabe que $\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2}(u_{i,j} + u_{j,i})$ y para tracción uniaxial, en notación cartesiana, tenemos lo siguiente:

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x} \quad \varepsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y} \quad \varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right) \quad (2.24)$$

Dado que las deformaciones son consideradas constantes tenemos que $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_0$, $\varepsilon_{yy} = \varepsilon_1$ y $\varepsilon_{xy} = \varepsilon_2$ y además, si u y v son funciones que dependen de x y y , se tiene $u = u(x, y)$ y $v = v(x, y)$ por lo siguiente integramos y tenemos que el campo de desplazamiento para la tracción uniaxial está dado por las ecuaciones 2.25

$$u(x, y) = \varepsilon_{xx}x + \varepsilon_{xy}y - c_4x + c_3 \quad v(x, y) = \varepsilon_{xy}x - \varepsilon_{yy}y + c_4x + c_1 \quad (2.25)$$

Donde c_1 , c_3 y c_4 son constantes resultado de la integración. Las ecuaciones 2.25 se pueden reescribir de la siguiente manera:

$$u(x, y) = \varepsilon_0x + \varepsilon_2y - \theta y + T_x \quad v(x, y) = \varepsilon_2x - \varepsilon_1y + \theta x + T_y \quad (2.26)$$

Donde T_x y T_y esto es el movimiento de traslación en x y y respectivamente, mientras que θ representa el giro. ε_{xx} y ε_{yy} representan las deformaciones normales en las direcciones x y y mientras que ε_{xy} representa las deformaciones cortantes.

Como se puede ver en las ecuaciones 2.26 se tienen dos ecuaciones con seis incógnitas. El sistema anterior se puede hacer cuadrado si se toman tres parejas de puntos (x, y) con sus respectivos desplazamientos en u y v más la condición de no colinealidad (para que el determinante no sea cero). En este caso se tiene un sistema de seis ecuaciones con seis incógnitas; con esto, el sistema se puede resolver y así recuperar las tres deformaciones, el giro y las traslaciones. El sistema de seis ecuaciones con seis incógnitas se puede descomponer en dos sistemas de tres por tres para que u y v se pueden expresar como dos funciones lineales (independientes) de x y y . Se realiza así,

$$u(x, y) = A_1x + B_1y + c_1 \quad v(x, y) = A_2x + B_2y + c_2 \quad (2.27)$$

Dichos sistemas se pueden resolver por separado y recuperar el valor de $\varepsilon_{xx} = A_1$, $\varepsilon_{yy} = B_2$, $\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}(B_1 + A_2)$, $\theta = \frac{1}{2}(B_1 - A_2)$, $T_x = c_1$ y $T_y = c_2$

Cuando el sistema tiene más de tres puntos se sobre determina y se tiene que hacer un ajuste lineal para recobrar los parámetros de deformación, giro y traslación. Para lograr un ajuste se utilizan métodos de minimización para que el error δ sea lo mínimo posible. Ahora la ecuación 2.27 se puede expresar así:

$$u(x, y) = A_1x + B_1y + c_1 + \delta u \quad v(x, y) = A_2x + B_2y + c_2 + \delta v \quad (2.28)$$

Donde $\delta u(x, y)$ y $\delta v(x, y)$ ahora representa pequeños errores. La minimización del error expresado por la función χ^2 esta dada en las ecuaciones 2.29

$$\chi_u^2 = \sum_{k=1}^n [u_k - (A_1x_k + B_1y_k + c_1)]^2 \quad \chi_v^2 = \sum_{k=1}^n [v_k - (A_2x_k + B_2y_k + c_2)]^2 \quad (2.29)$$

Donde n es el número de puntos que se utiliza para el ajuste; produciendo $2n$ número de ecuaciones. De la ecuación 2.29 se determinan las constantes A_1 , B_1 y C_1 y A_2 , B_2 y C_2 de la siguiente forma:

$$\begin{pmatrix} A_1 \\ B_1 \\ C_1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sum_{k=1}^n x_k^2 & \sum_{k=1}^n x_k y_k & \sum_{k=1}^n x_k \\ \sum_{k=1}^n x_k y_k & \sum_{k=1}^n y_k^2 & \sum_{k=1}^n y_k \\ \sum_{k=1}^n x_k & \sum_{k=1}^n y_k & \sum_{k=1}^n 1 \end{pmatrix}^{-1} \cdot \begin{pmatrix} \sum_{k=1}^n u_k x_k \\ \sum_{k=1}^n u_k y_k \\ \sum_{k=1}^n u_k \end{pmatrix}$$

y de igual forma veremos

$$\begin{pmatrix} A_2 \\ B_2 \\ C_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sum_{k=1}^n x_k^2 & \sum_{k=1}^n x_k y_k & \sum_{k=1}^n x_k \\ \sum_{k=1}^n x_k y_k & \sum_{k=1}^n y_k^2 & \sum_{k=1}^n y_k \\ \sum_{k=1}^n x_k & \sum_{k=1}^n y_k & \sum_{k=1}^n 1 \end{pmatrix}^{-1} \cdot \begin{pmatrix} \sum_{k=1}^n v_k x_k \\ \sum_{k=1}^n v_k y_k \\ \sum_{k=1}^n v_k \end{pmatrix}$$

Donde $A_1 = \varepsilon_x$, $C_1 =$ traslación en x . $B_2 = \varepsilon_y$, $C_2 =$ traslación en y . Por lo siguiente la combinación de los parámetros $\frac{A_1+B_1}{2} = \varepsilon_{xy}$ son la deformación de corte y $\frac{A_1-B_1}{2} = \theta$ y la rotación en plano xy respectivamente; $\delta u(x, y)$ y $\delta v(x, y)$ representan errores pequeños a minimizar.

Una vez que obtuvimos las constantes se pueden calcular las deformaciones y las propiedades elásticas (E y ν) de la región analizada, suponiendo un campo de esfuerzos homogéneos. De hecho, si el material no es isótropo, este es un procedimiento para encontrar las propiedades promedio en la región analizada.

Capítulo 3

Metodología

3.1. Fabricación de la aleación

La fabricación de la aleación Cu-Al-Be se realizó en el laboratorio de laminación del Instituto de Investigación en Materiales de la Universidad Nacional Autónoma de México (IIM-UNAM). Las temperaturas de transformación, que dependen de la composición, se estimaron con la ecuación de Belkahla [55]. Esta ecuación se basa en los porcentajes de los componentes en peso, como se aprecia en la ecuación 3.1 [1, 55].

$$Ms(C) = 1245 - 71(\%Al) - 893(\%Be) \quad (3.1)$$

La composición química y porcentajes de los mismos se muestran en la tabla 3.1. La aleación fue elaborada con aluminio electrolítico con una pureza 99.9%, cobre blíster con una pureza de 99.5% y una aleación de Cu-Be al 4%. De aquí en adelante se utilizará la siguiente nomenclatura para referirnos a dicho sistema Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

3.1.1. Fundición

En la elaboración de la fundición se utilizó un horno de inducción Leybol-Heraeus, que nos permitió tener un atmósfera controlada (argón de alta pureza) y un crisol de grafito (figura 3.1). La atmósfera controlada evita que los elementos de aleación se oxiden y se alteren las composiciones de la aleación. El cobre, aluminio y cobre-berilio fueron cortados en pequeños trozos para así poder alcanzar la masa correspondiente al porcentaje deseado de cada elemento. En la tabla 3.2 se muestran las propiedades térmicas y ópticas de cada uno de los materiales utilizado en este experimento.

La masa de los elementos fue medida con una balanza de precisión Mettler modelo PM 4000. Los elementos se introdujeron al crisol de grafito y este último se colocó dentro de la bobina del horno, se generó vacío y una purga de argón en tres ocasiones, se indujo una corriente a la bobina hasta alcanzar el punto de fusión de los elementos mencionados (1300 °C) y se colocó en una lingotera de cobre. Con este proceso se obtuvieron lingotes

Tabla 3.1: Composición química teórica de la aleación Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt.

Elemento	% en peso
Cu	88.2
Al	11.2
Be	0.6

Tabla 3.2: Propiedades térmicas y ópticas de cada uno de los materiales usados en este experimento.

Parámetros	Cobre	Aluminio	Berilio
Calor de fusión	204.8 J/g	386.9 J/g	1133 J/g
Calor de vaporización	5234 J/g	9462 J/g	24773 J/g
Capacidad de calor específico	0.385 J/g °C	0.900 J/g °C	1.925 J/g °C
Conductividad térmica	385 W/m-K	210 W/m-K	216 W/m-K
Punto de fusión	1083.2-1083.6 °C	660.37 °C	1273-1283 °C
Emisividad	0.15	0.20-0.30	0.61
Coefficiente de reflexión	0.63	0.050	0.50



(a) Horno



(b) Vista superior

Figura 3.1: Horno de inducción con atmósfera controlada.

cuyas dimensiones fueron de 100 x 50 x 25 mm de largo, alto y espesor respectivamente. Los lingotes se seccionaron en pequeñas rebanadas quedando listas para el tratamiento termomecánico [1].

3.1.2. Tratamiento termomecánico: laminado y betatizado

El tratamiento termomecánico consistió en laminar en caliente los pequeños lingotes obtenidos; el siguiente paso fue dar un tratamiento térmico a las láminas obtenidas. En las siguiente subsecciones se darán los detalles correspondientes.

Laminado

Los lingotes obtenidos por fundición se cortaron por mitad y sucesivamente se cortaron en porciones delgadas para realizar el laminado caliente. Como se mencionó anteriormente, las porciones delgadas se mantuvieron algunos minutos dentro del horno (Lindberg 847) hasta alcanzar, de manera estable, la temperatura de 900°C; de manera inmediata dichas porciones fueron pasadas por rodillos de una laminadora reduciendo el espesor a 0.5 milímetros por paso a una velocidad 10 m/Min. El espesor mínimo alcanzado por las láminas fue de 0.7 milímetros. Con esto se alcanzó un porcentaje de laminación alrededor de 90 % conservando la fase austenítica en su totalidad.



Figura 3.2: Laminado en caliente.

Tratamiento térmico

El tratamiento térmico es un proceso que involucra a la temperatura y al tiempo en forma controlada. Con este proceso se logra modificar algunas propiedades mecánicas de los materiales. En este estudio se realizó un tratamiento térmico muy específico llamado betatizado. El betatizado permitió obtener en el material con memoria de forma, una temperatura de transformación bien definida y una estructura ordenada, liberando todas

las tensiones internas en el material, además de resaltar las propiedades de memoria de forma en el material [1].

El betatizado consistió en calentar la muestra hasta 750 °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 °C y se mantuvo a esa temperatura durante 20 minutos. Finalmente, se enfría la muestra hasta llegar a temperatura ambiente. Esto se puede apreciar en la figura 3.3 [1].

Durante el proceso de la fabricación se midió la composición de la aleación, así como la temperatura de transformación a varias composiciones fabricadas. De las composiciones fabricadas se seleccionó una muestra que permitió obtener una lámina que en su mayoría estuviesen en la fase austenita a temperatura ambiente. Cuando se obtuvo la lámina con la composición y temperatura de transformación deseada se realizó la caracterización final de la aleación empleada en este trabajo [1].

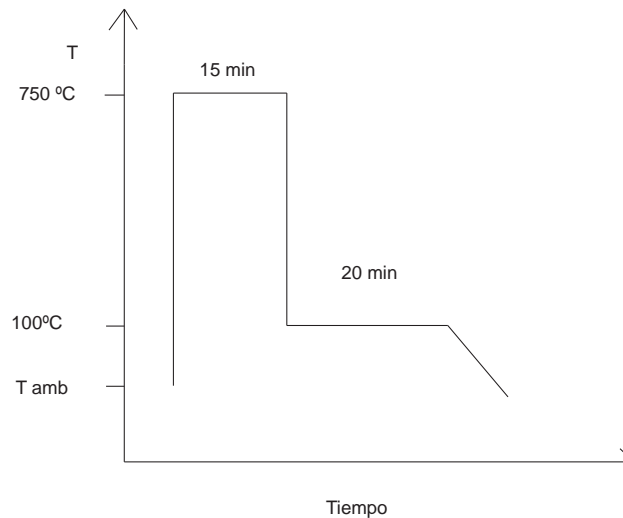


Figura 3.3: Esquema de tratamiento térmico “betatizado”

3.2. Caracterización de la aleación

La caracterización de la aleación consistió en realizar un análisis de calorimetría diferencial de barrido para obtener las temperaturas de transformación; difracción de rayos X para encontrar las fases involucradas en la aleación; microscopía óptica y metalografía para identificar las fases y medir el tamaño de grano; la técnica termográfica se utilizó para medir los cambios de temperatura en las regiones de granos transformados en la probeta durante la prueba de tracción uniaxial y así relacionarla con las curvas de esfuerzo vs deformación.



(a) Calorímetro

(b) Celda

Figura 3.4: Equipo de calorimetría diferencial de barrido.

3.3. Calorimetría diferencial de barrido (DSC por siglas en inglés)

En este trabajo se utilizó la técnica DSC para medir las temperaturas críticas de la transformación de la aleación y conocer la temperatura a la cual ocurre el cambio de fase en estado sólido. Las temperaturas críticas ayudan a extrapolar el comportamiento de la transformación martensítica inducida por temperatura a la transformación inducida por esfuerzo.

DSC es una técnica que sirve para medir los cambios en las propiedades térmicas de los materiales. El interés de las propiedades térmicas a medir, fue debida a la variación del flujo de calor a través del material al variar la temperatura, todo ello asociado a un cambio de fase en estado sólido. El equipo consta de dos celdas; la celda para el material de referencia (donde no hay cambio de fase) y la celda para el material a caracterizar. Ambas celdas son calentadas y enfriadas al mismo tiempo a una tasa controlada y constante. Al graficar el flujo de calor vs la temperatura de la muestra, que está siendo calentada o enfriada, se obtiene una curva de flujo de calor vs temperatura. Esta curva presenta unas discontinuidades notables y se debe a una reacción endotérmica o exotérmica que hace que el flujo de calor disminuya o incremente, respectivamente, de manera súbita. Las discontinuidades indican el inicio y fin de las temperaturas de transformación [56].

La preparación de las muestras para calorimetría, consistió en cortar pequeños trozos de aleación que cumplieran con las dimensiones y pesos requeridos por el equipo de DSC. El equipo es un DSC 2910 Modulated de TA Instrument. Al mismo tiempo el equipo 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 diferencial de barrido utilizado para realizar dichas pruebas.

3.4. Metalografía y microscopía óptica

La metalografía y la microscopía óptica fueron empleadas para identificar, de manera visual, las fases presentes en la aleación utilizada; la metalografía brinda una textura óptica, capturada en las imágenes digitales, que permitió realizar de manera adecuada el procesamiento de imágenes. La metalografía es una técnica que se encarga de estudiar la estructura de los metales y se acompaña de la microscopía óptica para observar los detalles de la estructura de los materiales con mejor resolución. La metalografía requiere un proceso para preparar las muestras y consiste en cuatro pasos: seccionar, montar, pulir y atacar el material. Cuando se secciona el material se procura obtener una muestra representativa del material. El pulido ayuda a minimizar las perturbaciones, en la superficie del material, causadas por la deformación mecánica. El ataque químico revela la microestructura del material.

Las muestras que se utilizaron para la metalografía fueron sometidas a un desbaste por medio de lijas de carburo de silicio de marca Fandeli. Las denominaciones de las lijas empleadas fueron 600, 1500 y 2000 (donde los números más grandes corresponden a lijas de grano más fino). Las muestras se sometieron a un pulido fino con un paño y alúmina cuyo tamaño de partícula fue de $0.5 \mu\text{m}$. Con este proceso se alcanzó un acabado espejo; ya pulidas las muestras, se atacaron con una solución $3 \text{ g FeCl}_3 + 95 \text{ ml C}_2\text{H}_6 + 2 \text{ ml HCl}$; con esta solución se revelaron los granos de las diferentes probetas. Una vez revelados los granos se observaron las fases en el microscopio óptico. Las muestras fueron sometidas a la microscopía óptica donde se les tomaron fotografías con aumentos de 5X con el propósito de obtener una mejor observación de las fases existentes en el material.

3.5. Difracción de rayos X

La difracción de rayos X es una técnica que nos permite identificar fases cristalinas presentes en un material, mediante la identificación de picos que satisfacen la llamada ley de Bragg [57, 58]. Dicha técnica nos permitió verificar la existencia de las fases austenita y martensita en la aleación utilizada. También ofrece una idea global acerca de la orientación cristalina de los granos presentes en láminas de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. El procedimiento consiste en enviar rayos X , con longitud de onda conocida (1.54056 \AA) para el cátodo de Cu, hacia un material colocado como se muestra en la figura 3.5 [59]. Los rayos X emitidos golpean el material y solo aquellos que cumplen con la ley de Bragg son difractados hacia el detector. Los rayos difractados son transformados en pulsos eléctricos para poder ser registrados de manera análoga. Con el análisis de los datos obtenidos se generan gráficas de intensidad relativa en función de ángulos 2θ .

Según esta ley, si el haz de rayos X incide en un conjunto de planos cristalinos con un ángulo arbitrario generalmente no habrá un haz difractado. El fenómeno de difracción no ocurre debido a que los rayos difractados por los planos del cristal deben viajar diferentes distancias y tenderán a estar fuera de fase y cancelarse entre sí. Sin embargo, a un ángulo específico conocido como ángulo de Bragg (θ), los rayos difractados estarán en fase debido a que la distancia que recorren será un número entero de las longitudes de onda (λ).

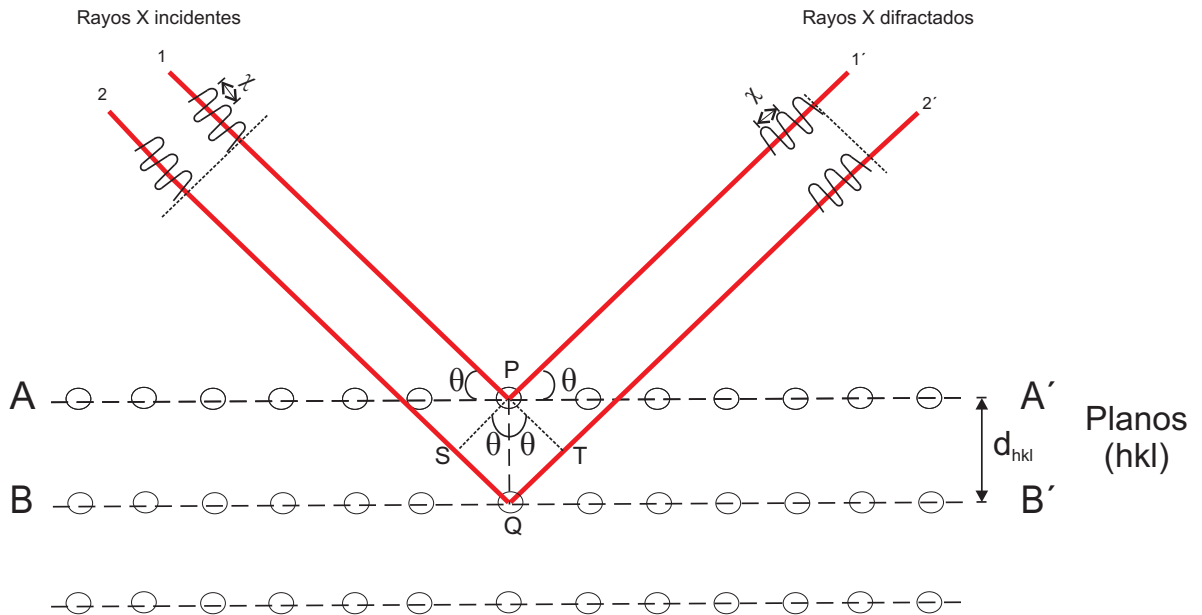


Figura 3.5: Fenómeno de difracción.

Matemáticamente la ley de Bragg está representada por la ecuación 3.2

$$\eta\lambda = 2d\sin\theta \quad (3.2)$$

Donde η es el orden de difracción, λ es longitud de onda de los rayos X, d es la distancia entre planos del cristal y θ es ángulo de incidencia del haz de rayos X. El equipo utilizado es un difractómetro marca Bruker AXS modelo D Advance y cuenta con monocromador de grafito radiación $K\alpha$ de Cu, como se muestra en la figura 3.6. Esta técnica se utilizó para determinar las fases presentes en aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

3.6. Prueba mecánica de tracción uniaxial

La prueba mecánica a la que fueron sometidas las probetas fue tracción uniaxial, con esta prueba se pueden determinar diversas variables del material. Entre ellas: módulo elástico, esfuerzo de cedencia, esfuerzo último a la ruptura y el en caso particular de esta aleación, el esfuerzo crítico de la transformación.

En la prueba es necesario que el material cumpla cierta geometría en particular, por tal motivo fue necesario maquinar las probetas para obtener los parámetros requeridos que se muestran en la figura 3.7. La geometría se obtiene de la norma ASTM E8[60]. Las probetas se pulieron hasta obtener el acabado espejo, posteriormente se atacaron para revelar los granos como se describe en la sección 3.4. Se tomaron las medidas de las probetas (espesor, ancho), para obtener el área de la sección transversal. Después se colocaron los extensómetros eléctricos del tipo EA-09-062AQ-350, donde EA es una denominación

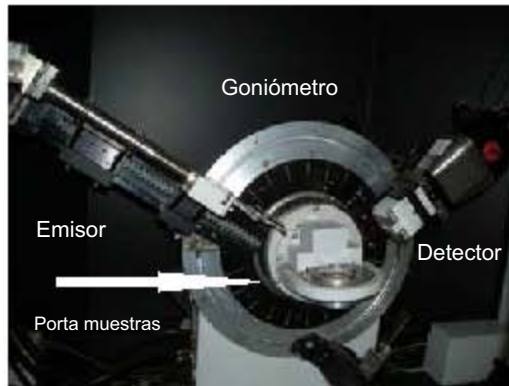


Figura 3.6: Equipo de rayos X.

para el tipo de extensómetro eléctrico de la aplicación general, 09 correspondiente al tipo de material donde se va colocar el extensómetro eléctrico en este caso Cu; 062AQ indica la geometría del extensómetro (dimensiones, tipo de malla y la sensibilidad para medir los gradientes de tensión); finalmente el número 350 corresponde a la resistencia nominal del extensómetro. Los extensómetros eléctricos fueron pegados y colocados de acuerdo al procedimiento indicado por el fabricante (Vishay Micromasurements)[61]. Una vez pegados y colocados los extensómetros eléctricos se conectaron a un puente de Wheatstone (modelo P3 de la marca Vishay Micromasurements). La conexión empleada fue $\frac{1}{4}$ de puente, es decir, que sólo el extensómetro será activado para realizar la medición de la deformación sobre el centro de la probeta durante el ensayo de tracción. Las pruebas de tracción se realizaron en una máquina universal de ensayos de tracción uniaxial MTS.

Las probetas fueron sometidas a intervalos cortos de deformaciones dando como resultado las microdeformaciones. Las microdeformaciones se registraron en diferentes rangos, hasta llegar a la transformación martensítica en las probetas, en cada paso se tomaron fotografías para poder documentar y observar la TMIE en el material. En la figura 3.8 se muestra un esquema del ensayo de tracción.

3.6.1. Extensómetro eléctrico

La extensometría eléctrica es una de las técnicas más utilizadas para monitorear de manera directa, elementos sujetos a cargas. Para esto se utilizó un extensómetro de resistencia eléctrica que consiste en una malla con dos terminales en sus extremos. El extensómetro se adhiere al material a ensayar y cuando el material sufre deformación, el extensómetro también se deforma. La malla del extensómetro se deforma, cambia su longitud y su sección transversal y con esto su resistencia eléctrica. Por lo tanto, la deformación se liga a un cambio de resistencia eléctrica. Este cambio se mide con un puente de Wheatstone

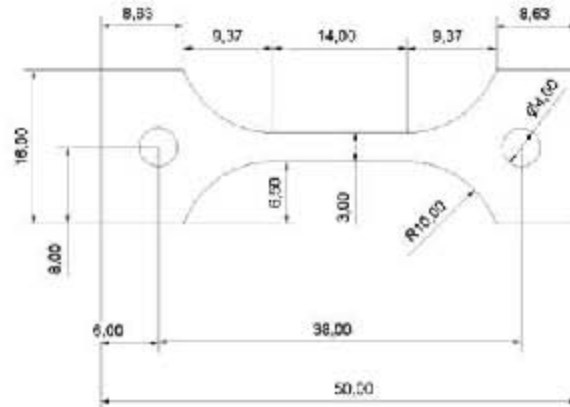


Figura 3.7: Geometría de las probetas de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. Cotas en (mm).

el cual puede tomar varios arreglos de conexión como se reporta en la literatura[62]. En este experimento se utilizó el arreglo $\frac{1}{4}$ de puente que fue conectado a un acondicionador y amplificador de señal P3500 de Measurement group, el cual nos permitió obtener las lecturas de deformación.

3.7. Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE

3.7.1. Captura y procesamiento de imágenes termográficas

En este estudio fueron utilizados una cámara termográfica y un software *ThermoVision*, este software permitió modificar los parámetros de la cámara y las variables que se necesitaban definir para una correcta medición de las imágenes térmicas. En el esquema siguiente (figura 3.9) se muestra una breve descripción de las variables. En la sección (A) se maneja el enfoque de la cámara y el zoom de la misma; en la sección (B) se maneja el histograma de la imagen. En la sección (C), llamada configuración de imagen existen dos pestañas; la primera solicita parámetros como: tamaño de la imagen, rango de frecuencia, calidad de la imagen, formato de video, rango de temperatura y la paleta de colores o grises. En la segunda pestaña se requieren datos como: temperatura ambiente del laboratorio, humedad, la emisividad y la distancia a la cual se coloca la cámara de la probeta. En la sección (D) la llamaremos ajuste de la imagen. En la cual hay dos opciones un ajuste automático, y otro manual, en el ajuste se optó por el segundo. En el ajuste manual se configura la temperatura de menor a mayor para observar cual se ajustaba mejor a las necesidades de la prueba. Una vez configurado lo anterior se inició con la captura de imágenes térmicas, la cuales fueron analizadas en el software llamado "*Mathematica*". En la tabla 3.3 se menciona las variables necesarias del software para ajustar la imagen.

Después de la captura, se procedió al análisis de las imágenes termográficas; para realizar este proceso se optó por utilizar el software (*Mathematica*) debido a que es una

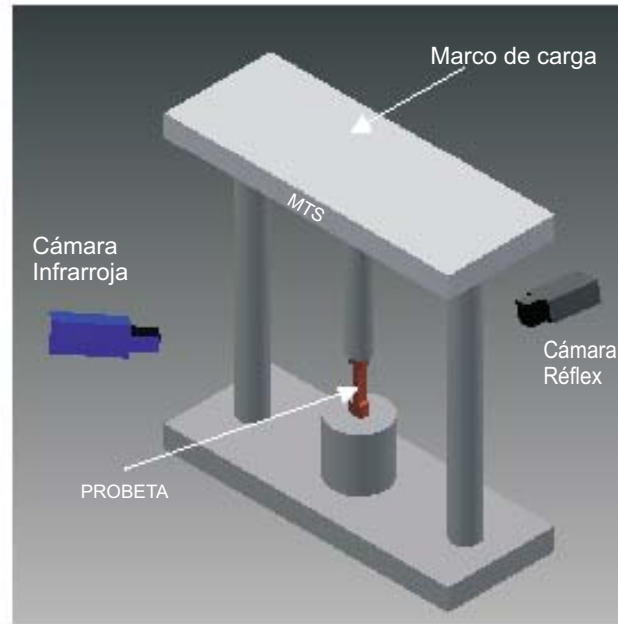


Figura 3.8: Esquema del ensayo de tracción de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

Tabla 3.3: Variables experimentales del software ThermoVision para la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

Variables	Unidades
Distancia de trabajo	cm,mm
Temperatura ambiente	°C
Humedad relativa	%
Emisividad	s/u

herramienta computacional que nos apoya en el procesamiento de estas imágenes. Este software cuenta también una serie de recursos, funciones y librerías que ayudan al post-procesamiento de imágenes. El análisis consistió de una serie de pasos que a continuación se describen:

Primero, se importaron todas las imágenes termográficas capturadas por el software *ThermoVision*; posteriormente se seleccionó la zona de interés para observar la región de los granos que se transforman en la probeta bajo tracción uniaxial. Una vez seleccionadas las imágenes se les asigna un nombre con el fin de facilitar el proceso. A continuación se aplicó el comando (*ColorSeparate*), el cual fue utilizado para separar la imagen en tres capas. Estas capas corresponden al color rojo (Capa R), al color verde (Capa G) y al color azul (Capa B). Una vez separadas en capas, se inicia con el tratamiento de la capa roja, porque es la que mayor información ofrece para este caso en particular.

El comando (*ImageTake*) nos permite tomar las filas de una imagen que se numeran

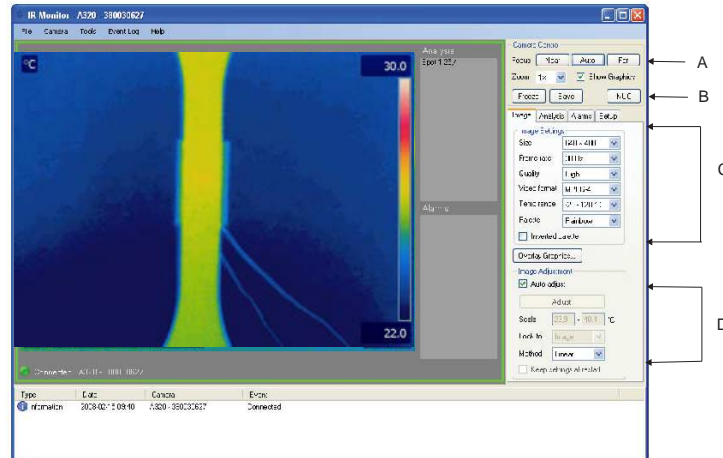


Figura 3.9: Software ThermoVision para capturar de imágenes térmicas.

de arriba hacia abajo; dicha función delimitó una ventana de la imagen a fin de asignar un número de filas y columnas. En seguida se aplicó el comando ColorSeparate, para dar la instrucción de solo utilizar la capa R.

Una vez delimitada la imagen se dio la instrucción de que sólo se utilizara la capa R en el software. Para evaluar los datos de la imagen se procedió a utilizar el comando (ImageData), posteriormente se aplicó el comando (ListContourPlot) que filtra la imagen de la capa roja, para observar las áreas transformadas de los granos de la probeta.

El comando (ImageTake) se utilizó nuevamente sobre la imagen de la capa R para tomar las filas y columnas y así poder delimitarla.

Al final se sobrepusieron la imagen inicial y la imagen filtrada de la capa R para ser analizadas por el software y para esto se utilizó el comando (Show) permitiendo apreciar las diferencias que existen. Así se observó que los granos de la probeta fueron transformados después de llegar al esfuerzo crítico. En la figura 3.10 se muestra secuencia de cómo se utiliza el software para analizar una imagen.

3.7.2. Correlación de imágenes digitales (software)

El software utilizado en este experimento fue FlowManager de Dantec Dynamics. Las imágenes adquiridas durante el experimento introdujeron al software y este las subdividió en regiones pequeñas, llamadas áreas o zonas de la imagen de referencia. Las imágenes deformadas fueron correlacionadas para obtener el vector de desplazamiento promedio. Aplicando este procedimiento para todas las áreas se obtuvo el campo vectorial de desplazamientos.

El software en cuestión, transforma las imágenes en imágenes en color gris para poder hacer un análisis de escala de grises. Ya estando en escala de grises, el software hace un promedio para mostrar el campo de desplazamientos entre la imagen deformada y la no

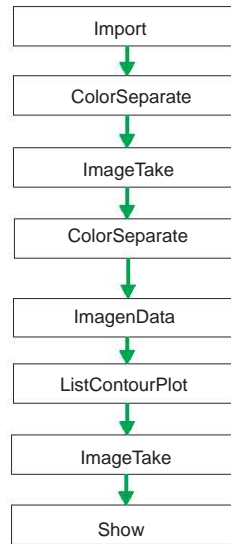


Figura 3.10: Diagrama de flujo del código para el análisis de imágenes térmicas.

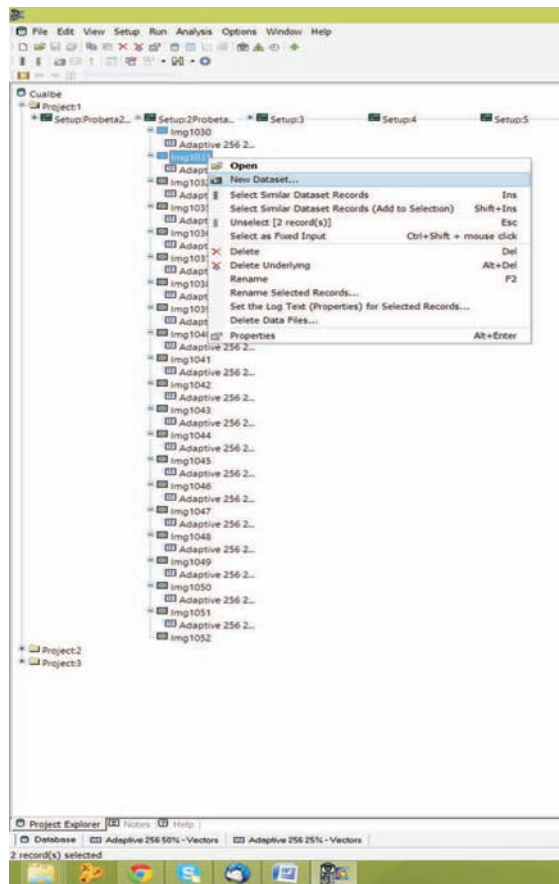
deformada.

A continuación se explican los pasos a seguir para el análisis de las imágenes. El primer paso fue importar todas las imágenes que se analizaran en este software, una vez cargadas las imágenes se procede hacer el análisis.

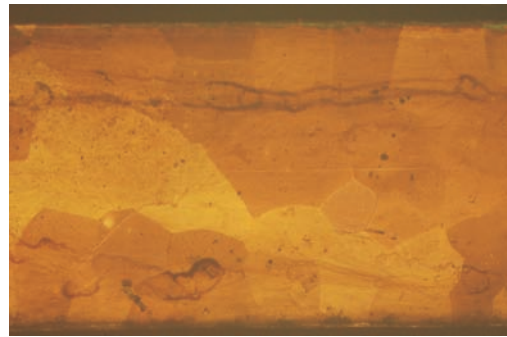
Segundo paso, seleccionar la imagen deformada y la no deformada con el botón derecho del ratón, el cual abre una ventana y aparece varias opciones de las cuales se selecciona *New Dataset* como se muestra en la figura 3.11. En esta ventana se observan dos opciones, en este caso utilizaremos el *Analysis Method*, se selecciona *Categories* y después *PIV Signal*; en *Applicable method* se elige la opción *Adaptive correlation* y se da clic en aceptar, como se muestra en la figura 3.12.

En seguida se elige a la opción *Recipe (Adaptive Correlation)*, en esta ventana se selecciona *Interrogation Areas* y en esta, se escoge la opción 256 x 256 y le se da ok; esta opción es utilizada debido a que las imágenes son muy grandes y con este tipo de opción se generan campos con mejor calidad. En la figura 3.13 se muestra las opciones elegidas en el software.

Una vez configurado el software, el paso a seguir es obtener el campo vectorial de las imágenes analizadas. Como se muestra en la figura 3.14.

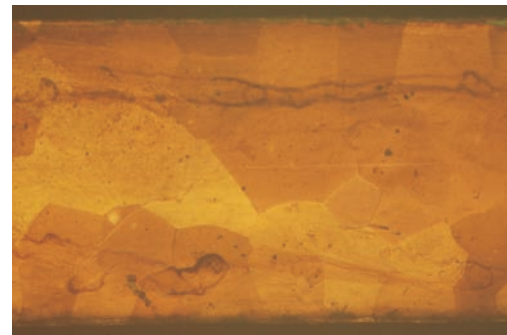


a)



Img1030

b)



Img1031

c)

Figura 3.11: Esquema del software, a)software, b)imagen no deformada, c)imagen deformada

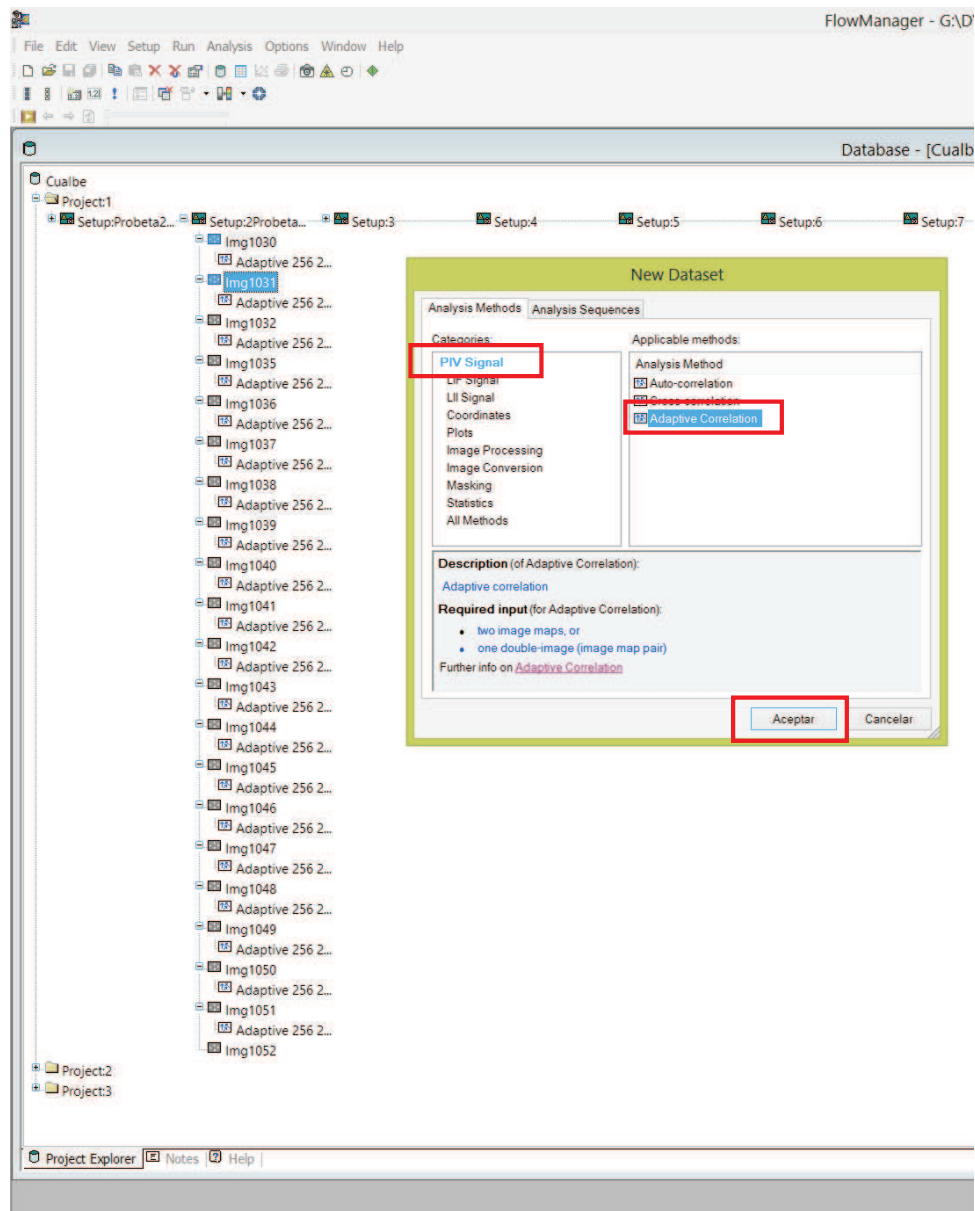


Figura 3.12: Software FlowManager de Dantec Dynamics para correlación de imágenes digitales

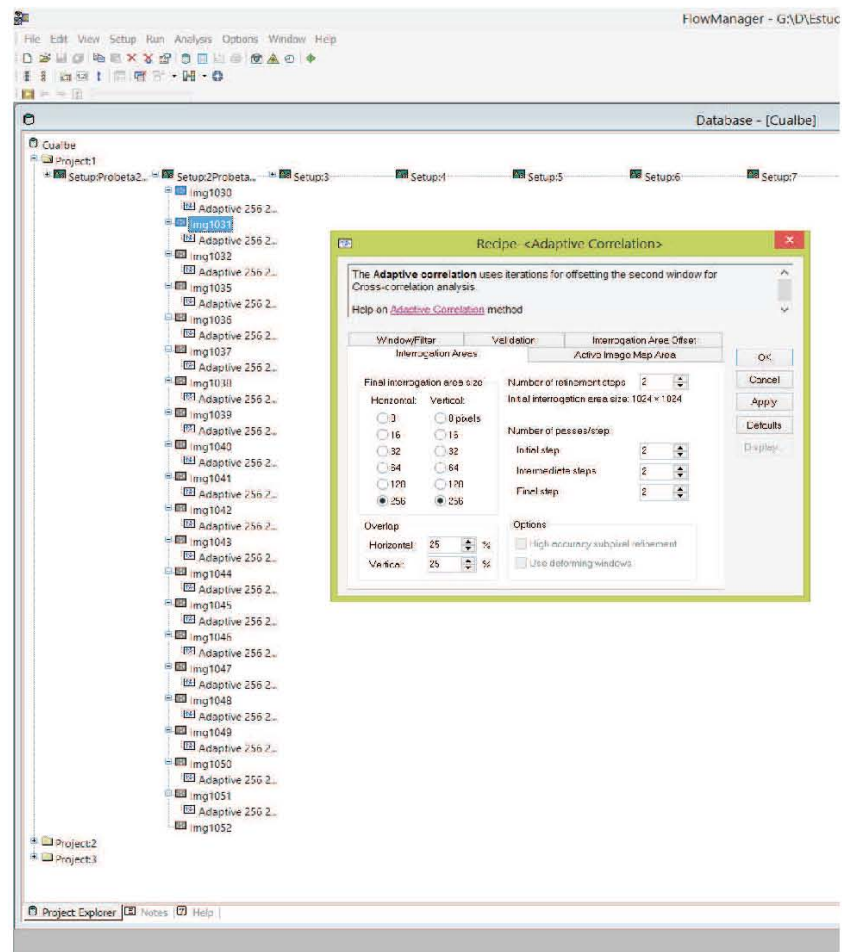
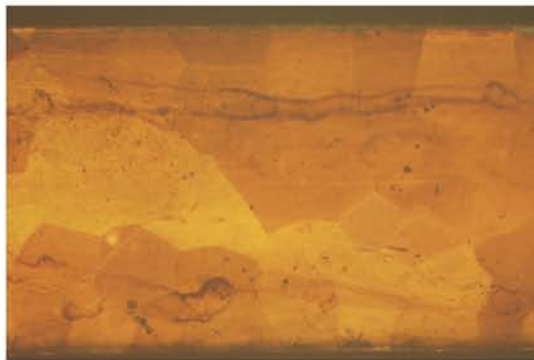
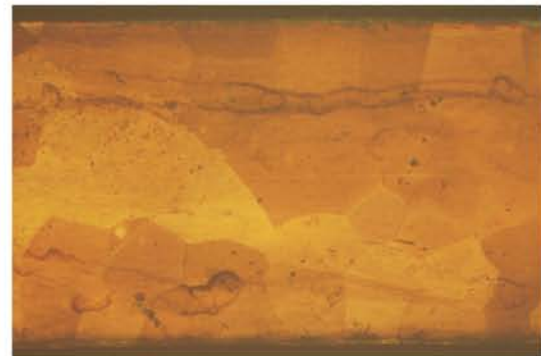


Figura 3.13: Opciones del software para análisis CID



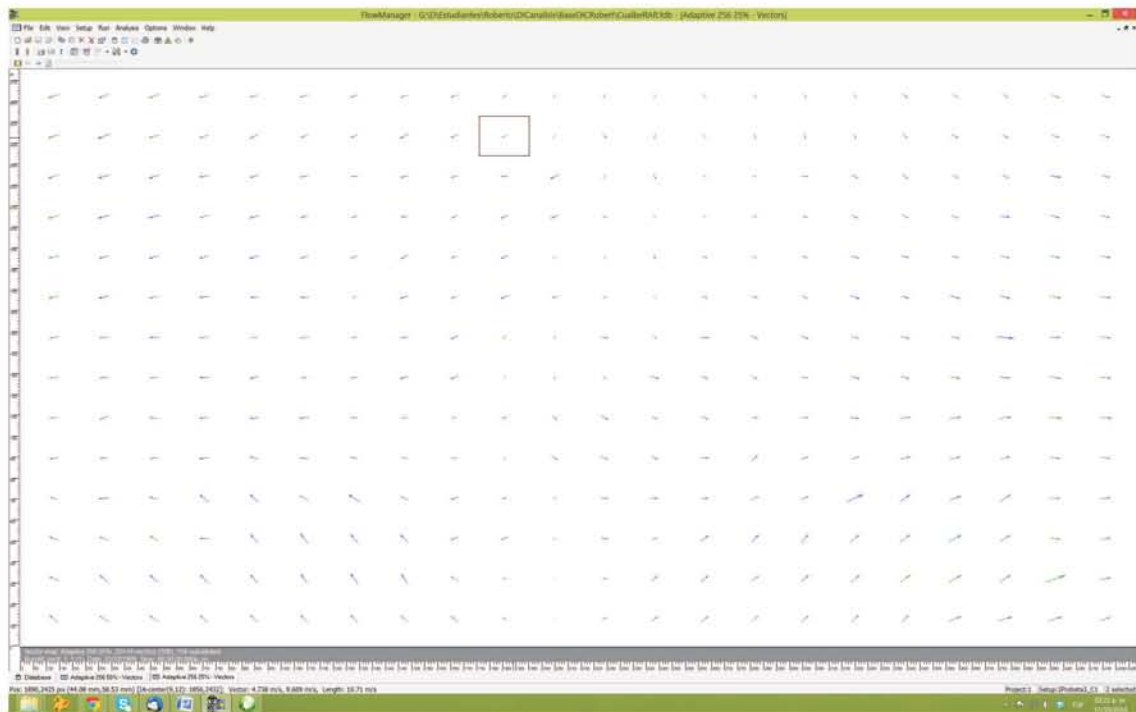
Img1030

a)



Img1031

b)



c)

Figura 3.14: Análisis del software, a) imagen no deformada, b) imagen deformada, c) campo vectorial de desplazamiento entre dos imágenes

Capítulo 4

Resultados

Los resultados de esta investigación se dividen en dos secciones. La primera consiste en la fabricación y caracterización de la aleación sujeta a los procesos termo-mecánicos mencionados en la metodología y la segunda sección corresponde a los resultados obtenidos de la caracterización macro y micromecánica, por las técnicas ópticas no intrusivas. En esta última sección se correlacionan las curvas σ - ε con el comportamiento termo-mecánico de la aleación, los cuales fueron registrados por correlación de imágenes digitales y por el análisis termográfico sobre la superficie de la aleación. En las siguientes subsecciones se comenzará presentando los resultados correspondientes a la fabricación de la aleación del tipo Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

4.1. Fabricación de la aleación

Como se describió en la metodología, la aleación se obtuvo por un proceso de fundición. Como resultado de este proceso se obtuvieron lingotes rectangulares de la aleación del tipo Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

4.1.1. Fundición

De acuerdo a la composición teórica utilizada para elaborar la aleación Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt; tenemos los porcentajes de los elementos en peso, de la siguiente manera: Cu = 88.2 %, Al = 11.2 % y Be = 0.6 %. Estos porcentajes permitieron calcular la temperatura teórica de la transformación martensítica, con la ayuda de la ecuación de Belkhala 3.1 y obteniendo como resultado una $M_s = -86^\circ\text{C}$ para el lingote obtenido por fundición, el cual se observa en la figura 4.1.



Figura 4.1: Lingote de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt obtenido por fundición

4.1.2. Tratamiento termomecánico: laminado y betatizado

Los lingotes obtenidos por fundición se cortaron por mitad y sucesivamente se cortaron en porciones más delgadas para realizar el laminado caliente. Como se mencionó anteriormente, las porciones delgadas se mantuvieron algunos minutos dentro del horno (Lindberg 847) hasta alcanzar, de manera estable, la temperatura de 900°C; de manera inmediata dichas porciones fueron pasadas por rodillos de una laminadora reduciendo el espesor 0.5 milímetros por paso a una velocidad 10 m/Min. El mínimo espesor alcanzado por las láminas fue de 0.7 milímetros. Con esto se alcanzó un porcentaje de laminación alrededor de 90% conservando la fase austenítica en su totalidad. Las láminas obtenidas se observan en la figura 4.2.

A las láminas obtenidas se les realizó un tratamiento térmico llamado betatizado; este tratamiento mejoró sus propiedades de memoria de forma.



Figura 4.2: Láminas de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt.

Tabla 4.1: Temperaturas de transformación de la aleación del Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

Temperatura	°C
M_s	-69
M_f	-83
A_s	-85
A_f	-66

4.2. Caracterización de la aleación

La caracterización de la aleación se llevó a cabo usando las técnicas descritas en la sección 3.2. En las siguientes subsecciones se presentan los resultados y discusión de cada técnica utilizada en la caracterización de la aleación con memoria de forma aquí estudiada.

4.2.1. Calorimetría diferencial de barrido (DSC por sus siglas en inglés)

La curva de flujo de calor vs temperatura se muestra en la figura 4.3. En ella se pueden observar las temperaturas críticas de inicio y fin de la transformación directa e indirecta para la aleación de tipo Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %w. Los resultados de calorimetría diferencial de barrido se resumen en la Tabla 4.1.

Con la composición teórica, se esperaba una temperatura del inicio de la transformación martensítica de -86 °C. La temperatura obtenida con respecto a la composición medida de la aleación fue de -69 °C. Este desfase de la temperatura de transformación se debe al cambio de la composición durante el proceso de fundición y muy probablemente al proceso de laminado en caliente; ya que este no se realizó en un horno convencional; es decir, sin atmósfera controlada. Es importante aclarar que si bien el cambio en composición y desfase de las temperaturas críticas de transformación es importante, para este trabajo no afecta los objetivos primordiales del mismo; ya que la transformación martensítica puede ser inducida por esfuerzo a temperatura ambiente.

De acuerdo a la curva de DSC, la temperatura de inicio de la transformación (M_s), fue de -69°C y la temperatura de prueba $T=24$ °C; por lo tanto, si se considera dicha temperatura en la ecuación 4.1 se obtiene un esfuerzo crítico de transformación $\sigma_c = 183$ MPa.

$$\sigma_c = 1,97MPa * (T - M_s) \quad (4.1)$$

Las temperaturas críticas de transformación nos indican, que el efecto memoria de forma se encuentra presente en la aleación y por lo tanto que existe la fase austenítica a temperatura ambiente y que al enfriar la muestra, ésta puede ser transformada en martensita. Con la aleación obtenida y sus temperaturas críticas respectivas, se realizó una inspección visual por microscopía óptica y así observar las fases involucradas.

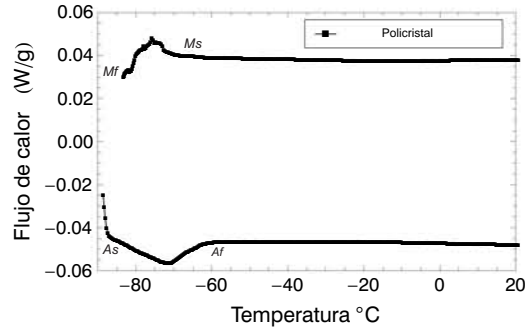


Figura 4.3: Temperaturas críticas de transformación determinadas por DSC para una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%w

4.3. Metalografía y microscopía óptica

Por medio de la metalografía se caracterizó esta aleación y se pudo observar las fases que se presentan en estas probetas. La fase austenítica se caracterizó por presentar una superficie lisa y homogénea. Por medio del microscopio óptico se observó la fase austenítica y las agujas correspondientes a la fase martensítica de estas probetas de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. En la figura 4.4 se observan claramente múltiples granos dentro de la probeta.

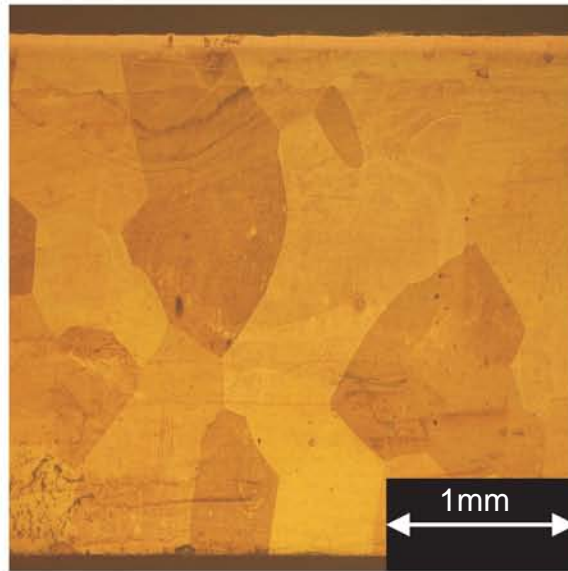


Figura 4.4: Imagen metalográfica obtenida por microscopía óptica de una probeta de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

4.3.1. Difracción de rayos X

Con el propósito de tener un mejor entendimiento de las fases involucradas en la aleación estudiada, se realizaron mediciones por difracción de rayos x. En la figura 4.5 se presenta un difractograma que muestra los resultados que se obtuvieron de estas mediciones. Aquí se puede observar cada una de las fases presentes en las muestras policristalinas de la aleación de tipo Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. Es importante mencionar que se encontraron similitudes con los resultados previamente reportados por otros autores [63]. Jurado et al. reporta para una composición similar, la existencia de las fases (Austenita β y Martensita β' , γ_2)[63]. Dichas fases son las mismas que se observaron en la aleación elaborada en este trabajo y que se identificaron con la ficha JCP22CA:03-065-8478.

Otro resultado interesante que se observó está relacionado con el efecto que causa el laminado en caliente en la orientación cristalina del policristal. Se observó que existe una orientación preferente en las direcciones (111) y (220) de la fase austenita; este resultado indica la existencia de textura cristalográfica en la muestra policristalina en fase austenítica; por lo tanto, este resultado también ha confirmado la posibilidad de conseguir la transformación directa (austenita - martensita) inducida por esfuerzo.

En otras palabras, la aleación Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt, presentará el efecto superelástico. La red correspondiente entre martensita y austenita a través de la transformación de la fase β (supercelda DO_3) en β' o martensita 18R [64]. En la transformación más de una variante de martensita puede ser inducida a partir de una austenita. Además se tiene que señalar que las variantes de martensita tienen red cristalina idéntica pero pueden aparecer en una orientación diferente. La relación de microestructuras es esencial para obtener una mejor comprensión de la respuesta mecánica de este material inteligente. De lo anterior podemos decir que no toda la muestra se encuentra en austenita y que la difracción de rayos X está midiendo una textura global de la muestra. Otro resultado importante que se obtuvo a partir de los difractogramas fue el tamaño de la celda. El análisis realizado reveló que el tamaño de la celda es de $5.83 \text{ \AA} \pm 0.01$.

4.4. Prueba mecánica de tracción uniaxial

4.4.1. Prueba macromecánica

Los resultados del comportamiento macromecánico de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt, se muestran en esta sección. Se presentan las curvas esfuerzo vs deformación obtenidas mediante ensayo de tracción. Para medir la deformación directamente sobre la aleación, se utilizó un extensómetro eléctrico. En la figura 4.6 se observa una curva típica esfuerzo vs. deformación del material. En ella se manifiesta un lazo superelástico característico de los materiales metálicos que presentan memoria de forma. En estas curvas se presentan las cargas y descargas de las probeta bajo tracción uniaxial. En dicha curvas se observan dos pendientes que rigen el comportamiento mecánico de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. La primera pendiente corresponde a una aleación cuya fase predominante es la austenita. Cuando el esfuerzo sigue incrementando se alcanza un valor

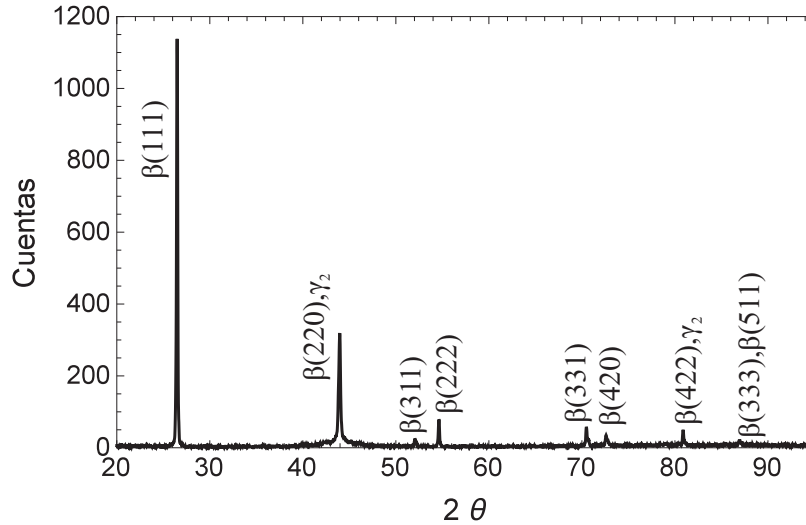


Figura 4.5: Difractograma para Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.3.5

crítico conocido como esfuerzo crítico de transformación. En este caso el esfuerzo crítico de transformación en la aleación de tipo Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt, fue de 153 MPa de acuerdo al cambio de pendiente registrado en las curvas esfuerzo vs. deformación; como se puede observar en la figura 4.6.

Este valor resultó ser cercano al valor del esfuerzo crítico calculado con la ecuación 4.1; el esfuerzo crítico calculado fue de 183 MPa; lo anterior de acuerdo con la temperatura crítica de transformación medida por la calorimetría diferencial de barrido.

Cabe recordar que el esfuerzo crítico de transformación es un indicador del inicio de la transformación martensítica y del efecto superelástico. En dichas curvas se aprecia un cambio de pendientes. Las primeras pendientes van de 0 a 0.003 es decir 0.3% de deformación, que corresponden a un comportamiento lineal de la austenita. La segunda pendiente corresponde a la mezcla de fases Austenita-Martensita que es de 0.003 a 0.008. Con lo mencionado es un hecho que el material soporta una deformación de 0.8% y que es completamente recuperada al retirar la carga. Este resultado muestra que este material es capaz de deformarse hasta 4 veces más que un material convencional (acero); recuperando totalmente su forma.

A los datos de dichas curvas, se les realizó ajustes por mínimos cuadrados lineales para cada pendiente. El ajuste para la primera pendiente correspondiente a la austenita, se representa con una línea recta en color rojo; mientras que la segunda pendiente, mezcla de fase, se presenta en color azul o gris.

Al obtener el promedio de las pendientes se tiene que el módulo elástico de la austenita es de 49 ± 2 GPa, mientras que para la segunda pendiente donde ambas fases coexisten, tenemos una pendiente de 15 ± 1 GPa. Este último no es módulo de la martensita; este valor es el comportamiento mecánico reflejado por el material debido a la transformación martensítica que involucra mezcla de fases. Cuando aparecen las agujas martensíticas se

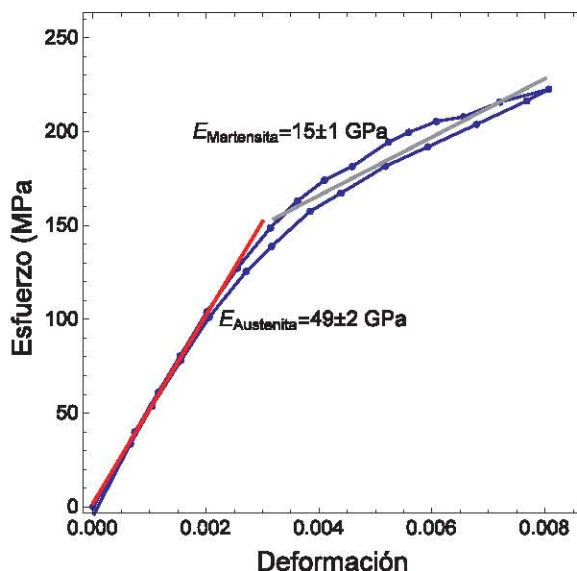


Figura 4.6: Pendientes de las curvas vs deformación de una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

generan desplazamientos mayores, provocando que la deformación, de mayor orden y una disminución de la pendiente en la curva esfuerzo vs deformación.

En esta sección se evaluó la probeta 3 durante varios ciclos; sin embargo, no se continuó con su estudio debido a que falló en uno de los ciclos de carga y descarga. Por tal motivo se utilizó la probeta 4 para continuar observando el comportamiento del material en varios ciclos de carga y descarga de los ensayos de tracción, acoplados a CID y al análisis termográfico.

Prueba termomecánica: aspectos macro y micromecánicos

En esta sección se presentan los resultados que correlacionan los fenómenos térmicos producidos por la transformación martensítica inducida por esfuerzo con la respuesta macro y micromecánica del material.

Los resultados del comportamiento macromecánico de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt, se refieren a las curvas esfuerzo vs deformación, obtenidas mediante pruebas de tracción uniaxial convencional para una probeta diferente a la ensayada en la sección 4.4.1. Para obtener las deformaciones en esta probeta se utilizó un extensómetro eléctrico. En la siguiente figura 4.7 se observan las curvas de esfuerzo vs deformación de esta aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

En cada una de ellas se registró nuevamente el lazo superelástico. En cada gráfica se presenta la carga y descarga de la probeta bajo tracción uniaxial. En esta gráfica se observan las pendientes que rigen el comportamiento mecánico de la aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt. Como se mencionó anteriormente, la primera pendiente corresponde a la fase

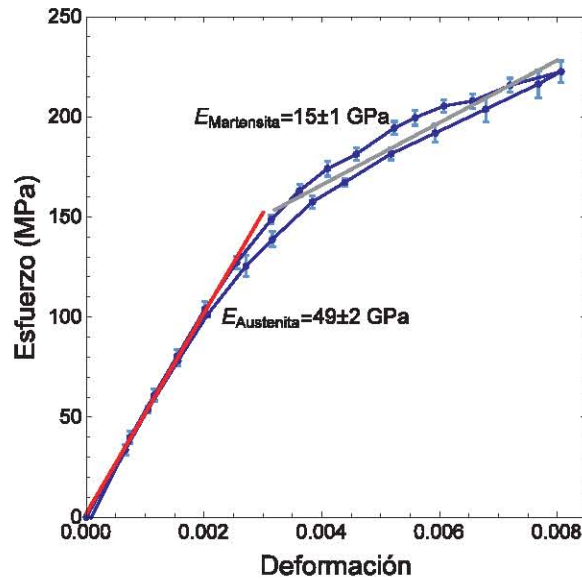


Figura 4.7: Estimación de pendientes y errores asociados a la medición de una aleación Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

austenítica. En esta probeta el esfuerzo crítico de transformación inducido por esfuerzo en la aleación Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt, fue de 190 MPa de acuerdo al cambio de pendiente registrado en las curvas esfuerzo vs. deformación, como se observa en la figura 4.8.

Este valor resultó ser ligeramente mayor al valor del esfuerzo crítico calculado con la ecuación 4.1; como se presentó en la sección anterior, el esfuerzo crítico calculado fue de 183 MPa; para este experimento, se aprecia que en las gráficas también existe un cambio de pendientes, en las primeras pendientes se sigue un régimen lineal comprendido de 0 a 0.003 es decir 0.3 % de deformación, el cual corresponde a un comportamiento lineal de la austenita. La segunda pendiente corresponde a la mezcla de fases Austenita-Martensita y observamos que va de 0.003 a 0.007. Con lo anterior es un hecho que el material soporta una deformación de 0.35 % y que el material se puede recuperar al retirar la carga.

A los datos de las gráficas obtenidas, se les realizó el mismo tratamiento matemático para determinar el valor numérico de las pendientes involucradas. La pendiente de la fase de austenítica se presenta con una línea recta de color rojo. La pendiente correspondiente a la mezcla de fases, se representa con una línea color gris.

4.4.2. Prueba micromecánica

En este punto cabe mencionar que las curvas esfuerzo vs deformación corresponden a distintos ciclos de carga-descarga para esta probeta. En cada ciclo se adquirieron imágenes de la superficie de la probeta de Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt, que previamente fueron pulidas y atacadas químicamente para revelar estructura cristalina del material. Las imágenes adquiridas por cada ciclo dan lugar a un mosaico que cubre parte de la sección entallada

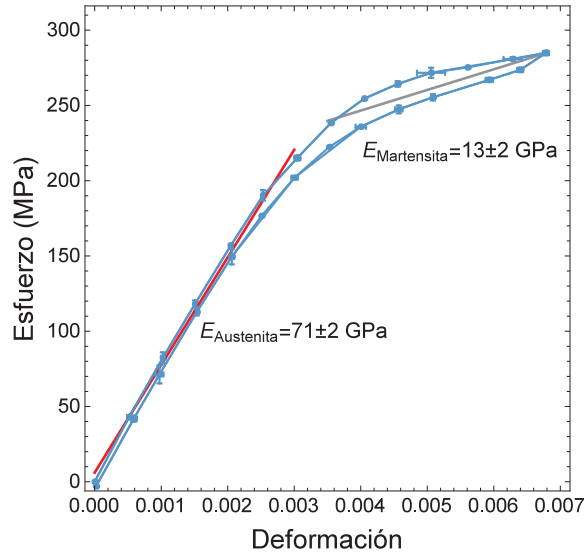


Figura 4.8: Estimación de pendientes y errores asociados a la medición de una aleación Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt.

de la probeta, como se aprecia en la figura 4.9(a). Dichas imágenes se tomaron a una magnificación de 5X y posteriormente se ensamblaron para generar el mosaico de la figura 4.9(b).

El centro de la probeta es donde se genera el mayor interés del este estudio, puesto que es aquí donde se generan los mayores cambios de fase Austenita-Martensita en la probeta.

En la figura 4.10(a) se apreciar que los granos y sus fronteras están bien definidos y tienen un tamaño relativamente grande (aprox 500 μm). También se observa que la fase austenítica se caracteriza por tener una textura óptica lisa. Por lo contrario la martensita presenta una textura óptica con franjas que crecen dentro de los granos en distintas direcciones y depende de varios factores. Estas franjas visibles al microscopio óptico son las agujas de martensita. Entre los factores que determinan su crecimiento tenemos el nivel de esfuerzo al que este sujeto el material, la temperatura de la probeta, orientación cristalina y tamaño de grano.

A continuación se presentan los mosaicos que corresponden a distintos niveles de esfuerzo que van desde 0 hasta 192 MPa. En la figura 4.10(a) se tiene el mosaico que corresponde a 0 MPa donde se observa la austenita en prácticamente en todo el mosaico, esta fase marcada con la letra A; en cambio en la figura 4.10(b) se observan las mezcla de fases austenita y martensita. También se notan las zonas que tienen agujas martensíticas y se observa claramente una zona martensítica bien definida y marcada con la letra M.

Finalmente en la figura 4.10(b) que representa al máximo de esfuerzo (192 MPa) alcanzado sin incurrir en deformación plástica, se observa que sólo existe una pequeña región que cuenta con ambas fases y se encuentran cerca del centro de la probeta.

Las gráficas anteriores nos indican que los granos que no están regresando a la fase

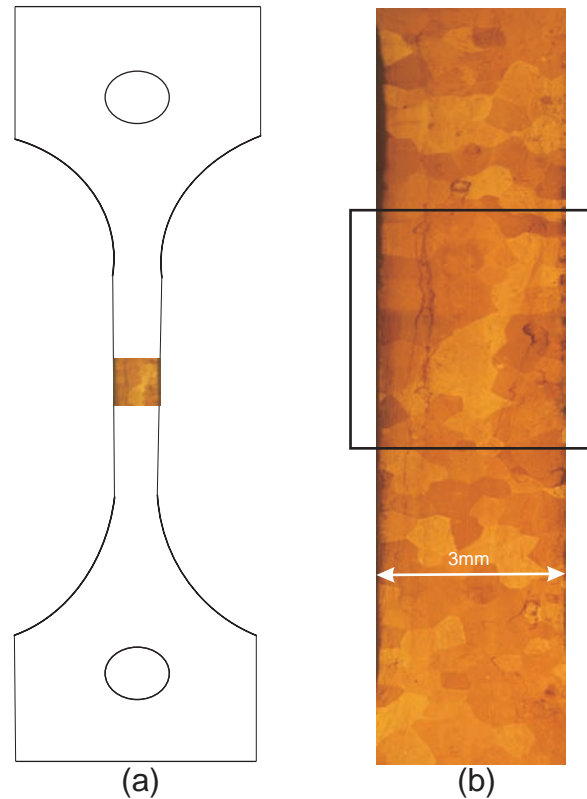


Figura 4.9: Región estudiadas de la probeta de Cu-Al11.2%wt.-Be0.6%wt, a) Ubicación de la zona de interés, b) Mosaico ensamblado.

austenita o madre, están contribuyendo en forma de desplazamiento o cambio de forma de manera permanente. Lo cual nos indica que la longitud inicial de la probeta cambió ligeramente y por esta razón la sección de prueba ya no es idéntica a la inicial. De lo anterior se concluye que al aumentar los ciclos en la probeta de carga y descarga en tracción uniaxial, se observa que las propiedades mecánicas del material cambiaron ligeramente.

4.5. Técnicas ópticas no intrusivas para detectar TMIE

4.5.1. Procesamiento de imágenes termográficas

En este estudio se presentan los resultados de las pruebas de tracción uniaxial medidas por la técnica de termografía. En este trabajo se utilizó una cámara Flir A320; en la siguiente tabla se muestran los parámetros de configuración para la cámara termográfica utilizados en este experimento; la emisividad fue obtenida por tablas [65, 66]. En la figura 4.11 se muestra el experimento con la cámara.

En el ensayo se detectó un problema de inicio. La cámara termográfica registraba un punto de concentración de temperatura, como se aprecia en la figura 4.12. Sin embargo, este

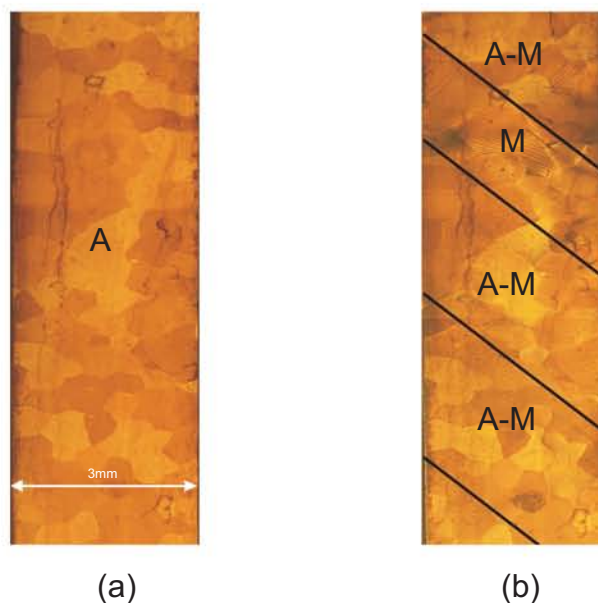


Figura 4.10: Mosaico de imágenes ensambladas que muestran la sección entallada de la probeta Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt. a) Sin carga predomina la fase austenítica, b) Con carga se aprecia TMIE y la mezcla de fases A-M en algunos granos..

Tabla 4.2: Variables experimentales del software ThermoVision para la aleación Cu-Al11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

Variabes	Unidades
Distancia de trabajo	39.26 cm
Temperatura ambiente	25 °C
Humedad relativa	50 %
Emisividad	0.78

punto se generaba por reflexión debido a la rugosidad prácticamente nula de la superficie o acabado de espejo de la probeta. Por lo tanto, se buscaron alternativas para corregir este contratiempo experimental.

La primera acción que se tomó fue no centrar la cámara con la probeta, así que se movió la cámara para disminuir la reflexión.

El primer ensayo contribuyó a configurar la cámara y sus parámetros dentro de esta primera prueba. El segundo problema dentro del ensayo de tracción fue una alteración dentro de los parámetros de temperatura. La máquina de tracción donde se ensaya la probeta tiene un gradiente de temperatura: debido a que sobre la parte trasera de la maquina inciden rayos luminosos provenientes del sol a determinadas horas del día; por lo tanto, esto nos cambia la temperatura de prueba asociada a una escala de color falso. Para disminuir este efecto se colocó un fondo de papel color blanco logrando un campo de

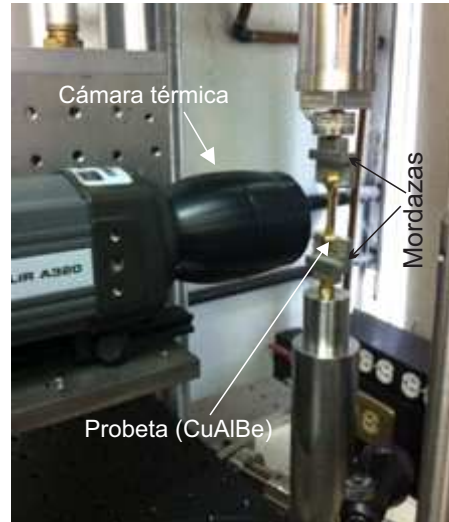


Figura 4.11: Montaje experimental para las pruebas termomecánicas utilizando la termografía

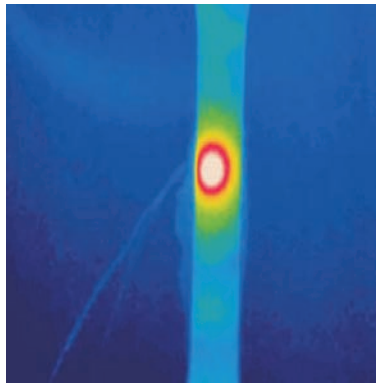


Figura 4.12: Imágenes preliminares de la técnica de termografía.

temperatura más homogéneo alrededor de la probeta.

Durante la etapa de experimentos termomecánicos se apreció que la temperatura ambiental juega un papel muy importante; por lo tanto, se recomienda realizar este tipo de experimentos en laboratorios con temperatura controlada.

La calibración de la cámara termográfica se realizó en un ambiente controlado. Esto fue posible para obtener mediciones sin un gradiente considerable sobre un objeto con temperatura conocida. Se utilizó un baño maría el cual tiene acoplado termopar y este nos indica la temperatura del agua que contiene. En este caso la calibración se realizó colocando el baño maría en el piso para evitar posibles fuentes de radiación térmica externas y así tener una buena medición con la cámara termográfica. Como se muestra en la figura 4.13.

Tabla 4.3: Variables experimentales del software ThermoVision para calibración del experimento de baño maria.

Variabes	Unidades
Distancia de trabajo	10 cm
Temperatura ambiente	25 °C
Humedad relativa	50 %
Emisividad	0.96

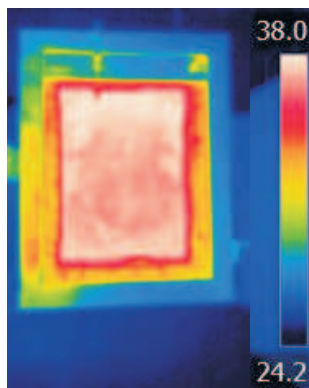


Figura 4.13: Calibración de la cámara termográfica.

Una vez calibrada la técnica de termografía, se realizaron los experimentos termomecánicos. Como se mencionó anteriormente, nos encontramos con dos problemas identificados en los experimentos preliminares, el primero fue que las probetas que se utilizaron para estas pruebas tenían un acabado espejo; por lo tanto, este tipo de acabado seguía interfiriendo con la medición de la cámara termográfica. Lo primero que se hizo fue revisar trabajos anteriores donde hacían referencias a pruebas similares en otros materiales. La sugerencia era pintar las probetas uno o dos minutos antes de iniciar la prueba con pintura color negro mate. Sin embargo, este tipo de metodología no es la mejor porque la pintura tiende a agrietarse y a agregar información falsa a la medición durante la prueba de tracción.

Tomando en cuenta lo anterior, se realizaron un par de experimentos con las probetas pintadas. Desafortunadamente la pintura no permitió detectar las reacciones exotérmica y endotérmica esperadas en la TMIE. Este resultado se puede observar en la figura 4.14.

La siguiente solución fue utilizar el *Sand blasting*, que es una técnica abrasiva utilizada para alisar o dar forma a las superficies mediante la aplicación de un chorro de arena a gran presión. En nuestro caso obtuvimos la rugosidad ideal para que el detector de la cámara realizara la medición adecuadamente.

El segundo problema referente a los gradientes de temperatura ambiental cercanos al equipo se resolvió acoplado un campo frío por detrás de la zona del experimento. Se

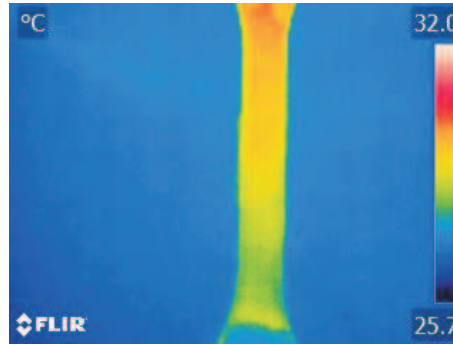


Figura 4.14: Resultados preliminares de la técnica termográfica.

utilizó un gel encapsulado en una bolsa, usualmente utilizado en terapias ortopédicas. El gel fue previamente congelado para posteriormente colocarlo detrás de la probeta y así obtener un fondo más definido a la hora de capturar las imágenes, evitando las variaciones de temperatura severas en el fondo del campo visual utilizado.

Una vez que se logró todo lo anterior procedimos con la siguiente probeta, a la que se le aplicó la técnica de *Sand blasting*, subsecuentemente se colocó en la máquina de tracción para capturar las imágenes correspondientes. También se colocó el gel para obtener un mejor fondo en las mediciones de las probetas.

Las muestras se sometieron a un ensayo de tracción controlando la deformación. Simultáneamente se registraron los valores de fuerza, deformación e imágenes termográficas de la superficie de la probeta bajo tracción uniaxial como se muestra en las figuras 4.15a), b), c) y d).

Con lo anterior se logró detectar la distribución de la temperatura en la superficie de la muestra. También se logró empatar la imagen termográfica con el mosaico de la probeta donde se registraron los granos involucrados. Todo ello a distintos niveles de esfuerzo.

Las fotografías capturadas por la cámara infrarroja; es decir termogramas, se almacenaron en formato digital. Eso permitió la reproducción de las imágenes en cualquier momento y hacer un posprocesamiento como el descrito en la sección 3.7.1.

Los experimentos realizados hasta el momento han demostrado que la TMIE puede ser detectada por termografía, puesto que el mediante análisis de imágenes, se pueden detectar regiones donde el incremento o decremento de la temperatura es más evidente. Esto corresponde a pequeños dominios de granos que experimentan la TMIE. Al hacer la comparación con el respectivo mosaico de imágenes capturados por la cámara reflex al mismo nivel de carga, se aprecia que en esas regiones donde ocurren los cambios de temperatura mayores, también ocurren los mayores cambios de fase austenita-martensita en la carga y martensita-austenita en descarga.

Una vez alcanzado el esfuerzo crítico, se observa un aumento de temperatura, el cual está relacionado con la transformación martensítica. En este momento se observa una reacción exotérmica en el material. La temperatura más alta se observó al final de la

transformación martensítica experimentada por pequeños dominios de granos y fue de 32 °C. Lo que quiere decir que existió un incremento de al menos 6.1 °C, puesto que la temperatura ambiente fue de 25.9 °C.

En el proceso de descarga, no se manifestó una disminución la temperatura como se esperaba; esto se puede notar en la figura 4.15 e) y f). Lo anterior posiblemente causado por el ruido térmico del entorno. La temperatura debería descender rápidamente debido a la transformación inversa y su reacción endotérmica asociada. Se observa, en la imagen capturada al final por la cámara termográfica que el cambio en la descarga no fue evidente (ver figura 4.15f). También se aprecia que algunos granos ya no regresan a su fase madre, esto significa que cuando se aplica una pequeña deformación, algunos granos sufren un gran deformación local principalmente asociada a una orientación cristalina que favorece la TMIE.

La TMIE es dependiente de la temperatura; los cambios en la temperatura del material, a su vez, modifican el valor del esfuerzo crítico de transformación; dicho valor se incrementará ligeramente y también modificará la evolución de la TMIE.

Dicha influencia se aprecia en la curva esfuerzo vs. deformación y en las imágenes termográficas presentadas en la figura 4.16. Cabe mencionar que los fenómenos similares en la dirección opuesta, se pueden observar durante el proceso de descarga; es decir cuando la transformación inversa se lleva a cabo. Como resultado, tanto el nivel de esfuerzo y la forma de las curvas de esfuerzo vs deformación dependen fundamentalmente de la deformación aplicada y la temperatura global de la muestra.

Durante las pruebas de deformación controlada, casi de inmediato y en varios puntos de la superficie de la muestra, las secciones relacionadas con la nueva fase aparecen. Las Distribuciones de temperatura son más uniformes y los cambios son más suaves. Así que todo el proceso de la transformación inversa parece brindar más información desde punto de vista termográfico. La transición inversa se produce también de una manera no homogénea, esto fue confirmado por las distribuciones de temperatura no uniformes registradas por los termogramas durante la descarga en las condiciones de esfuerzo.

Es importante mencionar que el resultado esperado en la descarga de la probeta y su respectiva transformación inversa, se debería recupera la temperatura inicial de la probeta y por lo tanto, se debería a regresará al color verde de partida de acuerdo a la figura 4.17a; sin embargo, el resultado obtenido para las figura 4.17e y 4.17f muestra que la temperatura global de la muestra incrementó. Esto se puede apreciar en el cambio de color predominantemente amarillo, asociado a la carga máxima (figura 4.17d), a un color predominantemente naranja; como se aprecia en la figura 4.17f. Esto podría explicarse de la siguiente manera: la TMIE alcanzó su máximo nivel, para este experimento, a los 292.7MPa; por lo tanto, la reacción exotérmica tuvo lugar; sin embargo, cuando se procedió a la descarga no se dio el suficiente tiempo para que la muestra alcanzara su equilibrio térmico. Es por eso que aún en la descarga observamos un campo de temperatura mayor al de la figura 4.17d. En otras palabras los granos que sufrieron la reacción exotérmica están conduciendo su temperatura a los granos vecinos. A pesar de lo anterior, las figuras 4.17e y 4.17f muestran claramente los pequeños dominios donde la TMIE tuvo lugar.

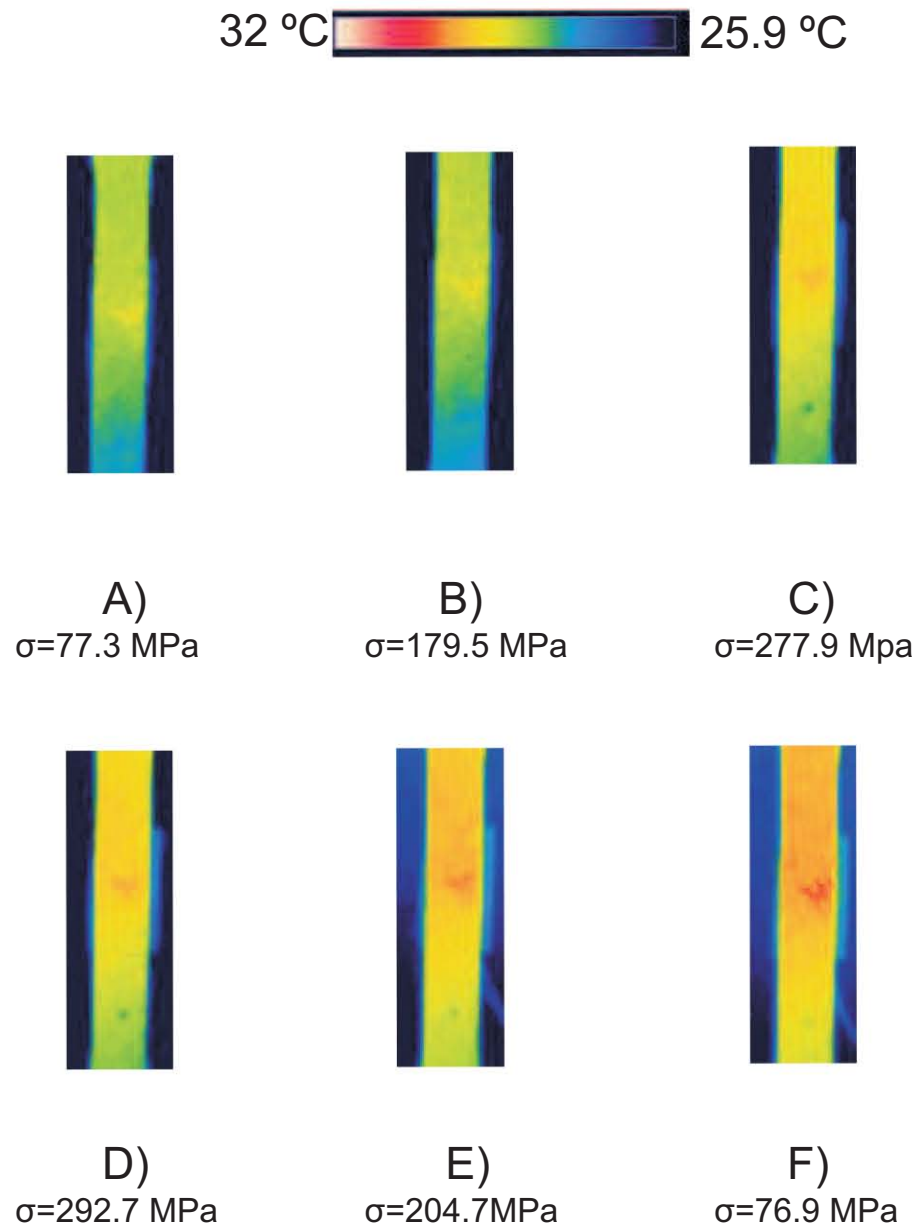


Figura 4.15: Imágenes termográficas de probetas de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt, a distintos valores de esfuerzo; donde A,B,C son carga y E,F son descarga y la escala de colores.

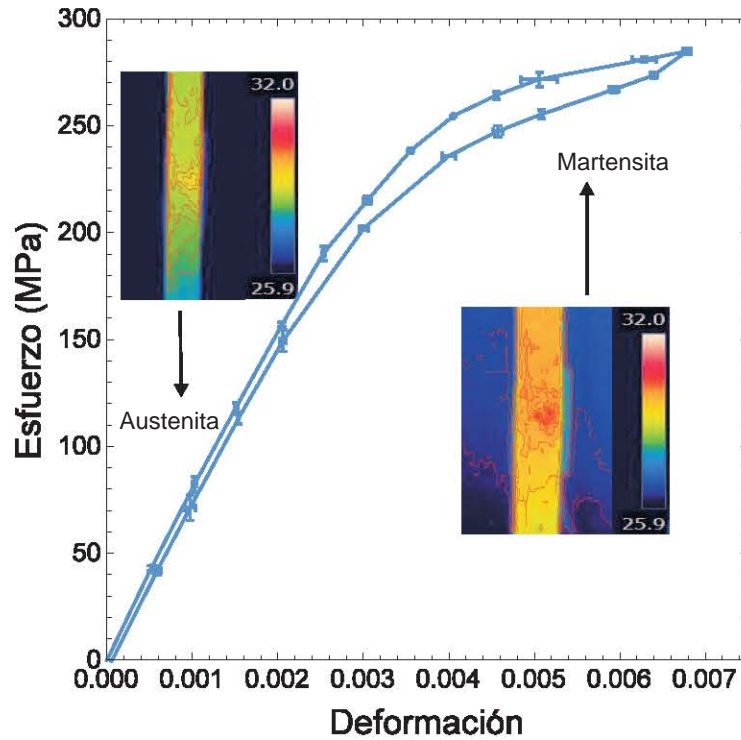


Figura 4.16: Curva esfuerzo vs deformación de Cu-Al 11.2%wt.-Be0.6%wt, fase presente en esta aleación.

4.5.2. Correlación de imágenes digitales

En este apartado se presentan los resultados de la técnica de correlación de imágenes digitales que se aplicó a pares de imágenes. Los resultados de la correlación de imágenes digitales, muestran los campos de desplazamiento que sufre la superficie de la probeta observada. En la siguiente figura 4.18 se muestra como se montó el experimento para esta prueba. En la siguiente tabla 4.4 se muestra las variables que se utilizaron para esta prueba con la cámara reflex.

En estos campos de desplazamiento se puede apreciar que no existen cambios de dirección de manera abrupta; más bien éstos cambian de manera suave, formando un campo de tipo hiperbólico. Donde la dirección horizontal se presenta con una elongación, mientras

Tabla 4.4: Variables experimentales para la prueba de CID.

Variabes	Unidades
Distancia de trabajo	40 mm
Temperatura ambiente	25 °C
Humedad relativa	55 %

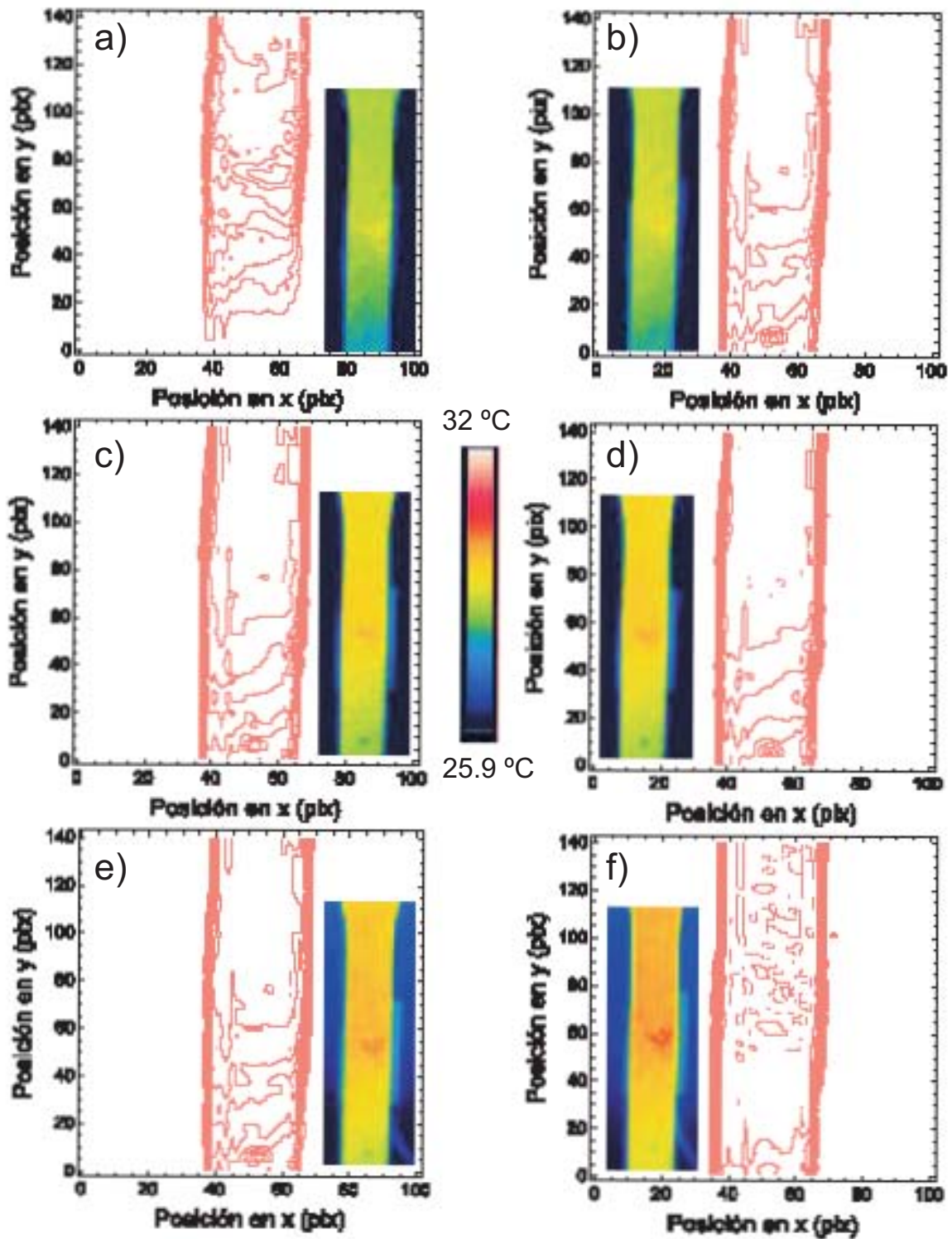


Figura 4.17: Identificación de dominios formados por granos transformados.



Figura 4.18: Imagen del experimento para los estudios de micromecánica por correlación de imágenes digitales.

que en la dirección vertical se presenta una contracción. Este desplazamiento es congruente con las condiciones de carga del experimento.

Lo antes mencionado nos indicaría la presencia de deformaciones homogéneas siempre y cuando el campo hiperbólico presentara magnitudes similares en todo su espacio. Como se aprecia en la siguiente secuencia de imágenes, y su respectivo análisis por DIC, se obtuvieron campos de desplazamiento para carga y descarga respectivamente, donde se aprecia que la aleación Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, bajo tracción uniaxial presentó campos de desplazamiento no homogéneos aun en su fase austenítica. Esta situación fue más clara cuando apareció la mezcla de fases austenita-martensita; ya que los campos inicialmente hiperbólicos se distorsionaron notablemente. Con lo anterior se afirma que esta técnica es capaz de medir las deformaciones no homogéneas de los materiales.

En las siguientes figuras, se presentan los campos más representativos de los experimentos realizados para carga y descarga de las probetas bajo tensión uniaxial. Para las siguientes figuras se utilizó una magnificación de 5X es de $0.887 \pm 0.001 \frac{\mu\text{m}}{\text{Pixel}}$ ó $1.127 \frac{\mu\text{m}}{\text{Pixel}}$

En la figura 4.19b aparece una aguja martensítica (enmarcada en un recuadro), esto cambia ligeramente la dirección del campo, como se observa en el recuadro de la figura 4.19c, lo que indica que ya hay granos con ligera concentración de esfuerzo debido a la interacción granular y la aparición de la TMIE. En el segundo par de imágenes, figuras 4.20a y b; la mayor perturbación del campo de desplazamiento 4.20c está del lado izquierdo. Esto se debe a que aparecen dos agujas de martensita (ver recuadro en 4.20b).

En la figuras 4.21a, b y c se observa que la TMIE ya es evidente. Como resultado se observó un desorden en los vectores del campo de desplazamiento. Esto se debe a que ya hay varias agujas martensíticas en distintos granos y algunos de ellos se ven mas favorecidos por su orientación cristalina respecto a la dirección de aplicación de la carga.

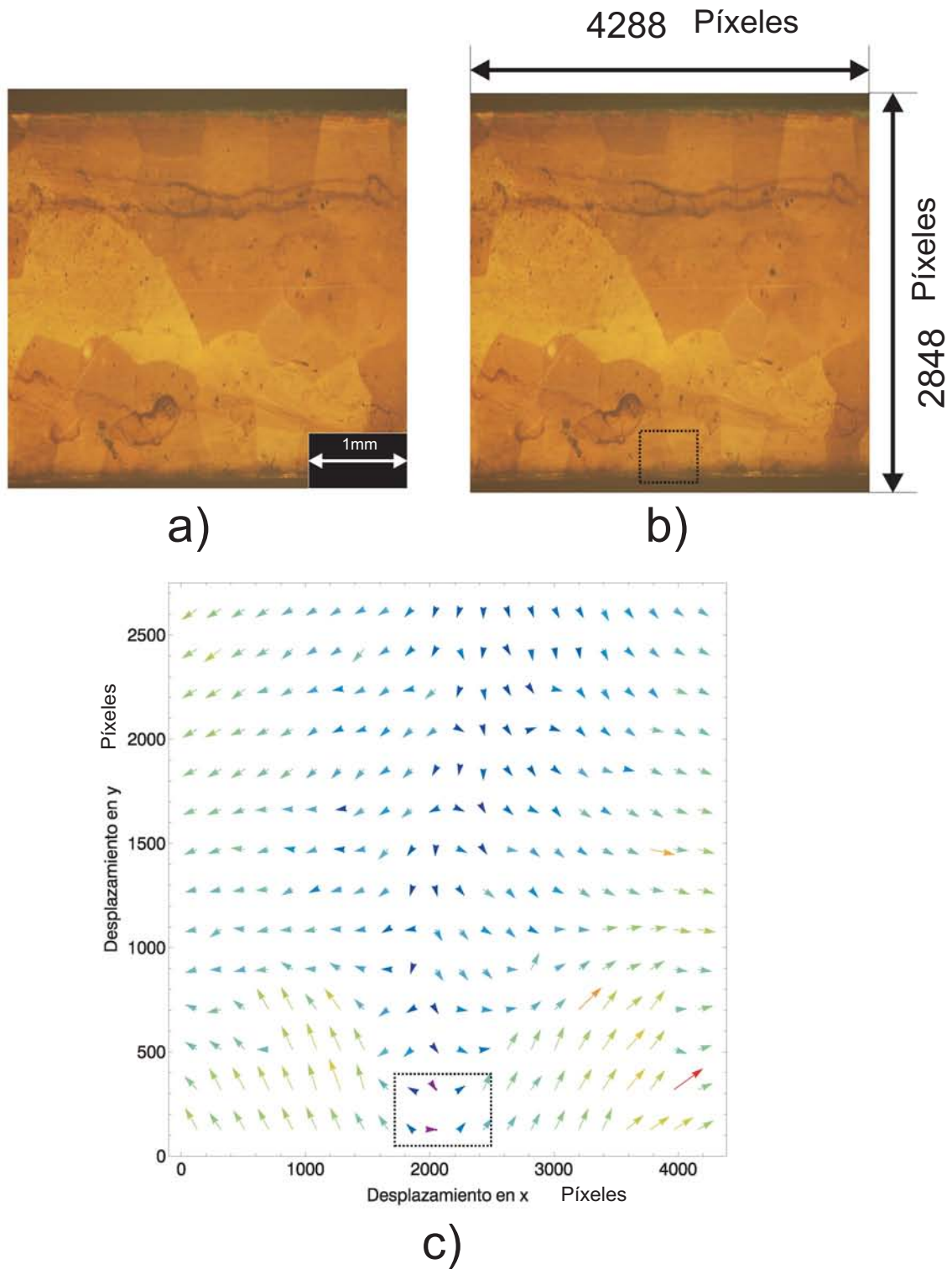
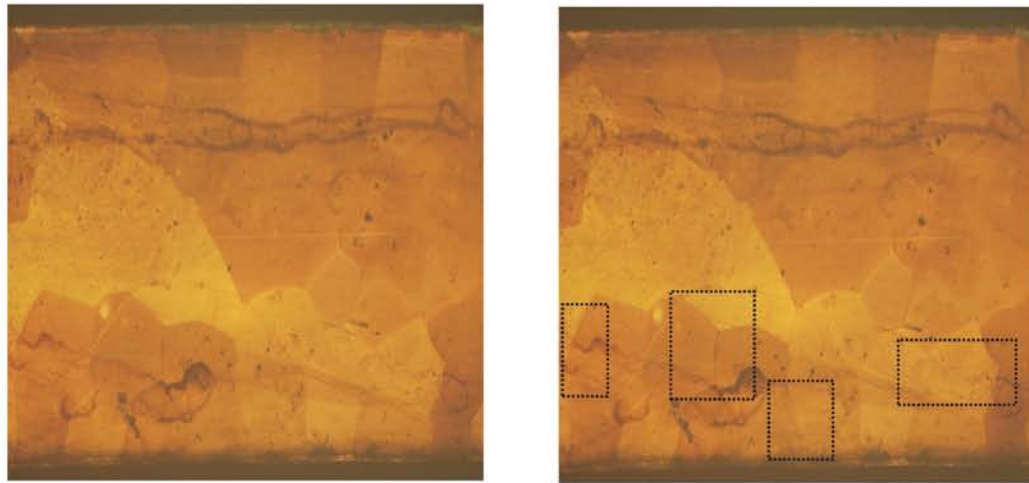
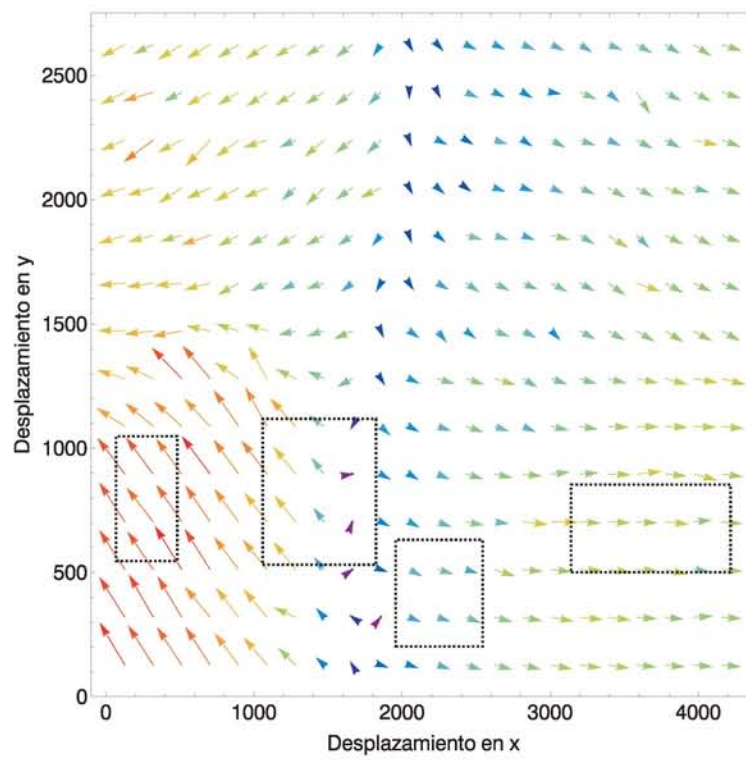


Figura 4.19: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 39,2MPa$.



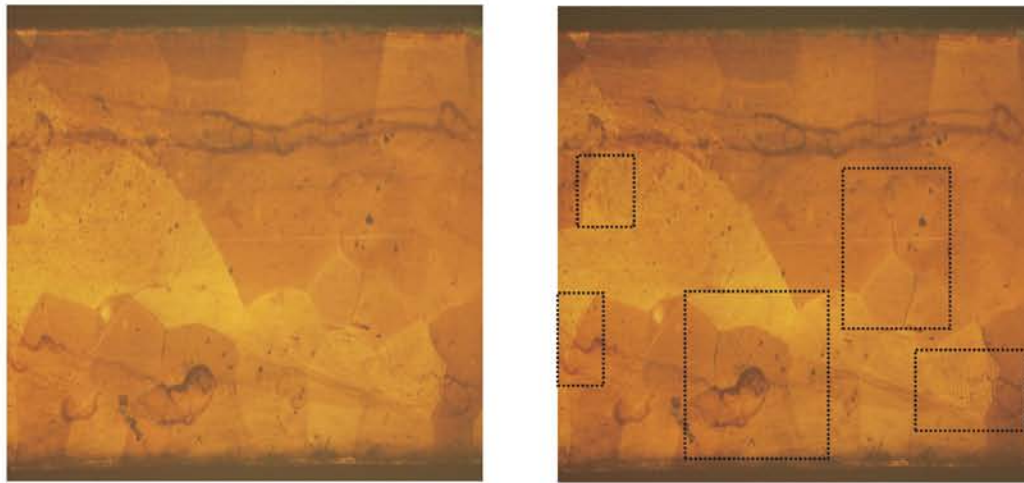
a)

b)



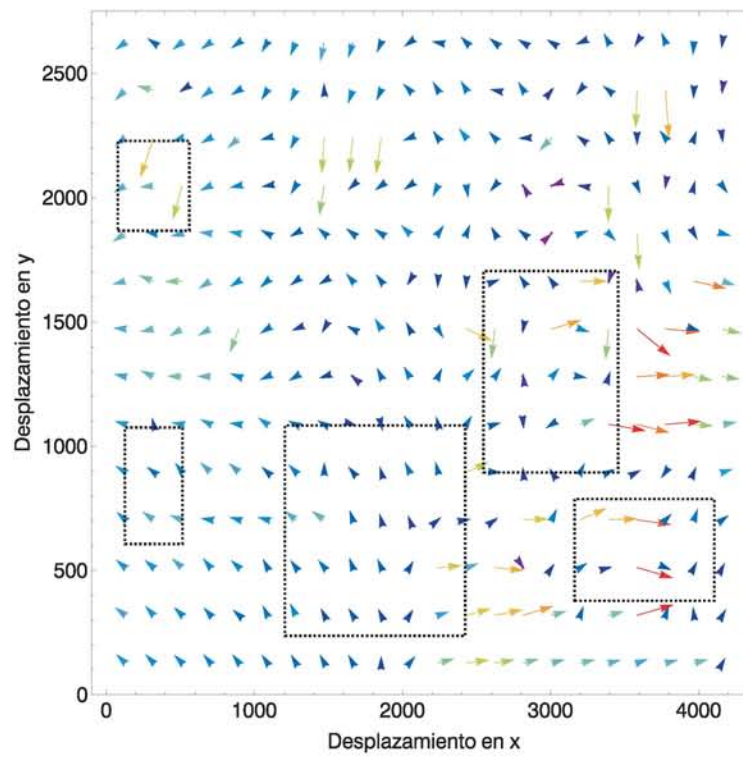
c)

Figura 4.20: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 32,8MPa$.



a)

b)



c)

Figura 4.21: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 24MPa$.

En la figura 4.22 se nota una elongación en el eje x y una compresión en el eje y , hasta ahora este campo se observa con mayor uniformidad. Sin embargo, este campo representa un estado donde predomina el esfuerzo de corte. Esto se debe principalmente a la interacción granular.

En las figuras 4.23, 4.24, 4.25, 4.26 y 4.27, la distorsión en los campos está presente, ya que continúa la carga y con ello el incremento de la TMIE.

La figura 4.27 corresponde a la carga máxima a la que se llevó la probeta; en ella puede observarse que el nivel de transformación cubre casi toda la sección estudiada. Respecto al campo de desplazamiento se observa que una vez que la TMIE se ha alcanzado; también se recupera un poco de uniformidad en los campos de desplazamiento (Fig.4.27c); sin embargo, la deformación registrada aun continúa siendo no homogénea.

Los campos e imágenes correspondientes a la descarga se muestran en la figura 4.28 a la figura 4.34; en esta secuencia de imágenes se aprecia que la TMIE es reversible. Al retirar el esfuerzo se recupera la fase inicial.

En las figuras 4.28, 4.29 se observa que los campos presentan regiones donde los vectores cambian su dirección respecto a los vectores en su entorno; esto precisamente se debe a las deformaciones no homogéneas presentes en los MMF. La interpretación de dichas distorsiones representa una mayor complicación para estudiar los materiales policristalinos con memoria de forma.

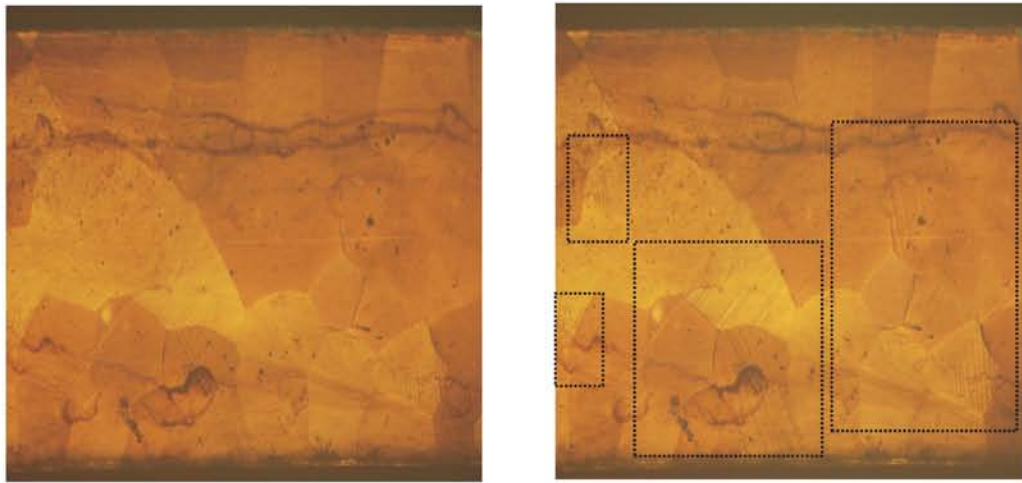
En la figura 4.30 se nota como el eje x se empieza comprimir y el eje y se empieza a alongar. En las siguientes figuras 4.31, 4.32, 4.33 de descarga se muestra campos con perturbación notables. Dichas perturbaciones posiblemente se deban a la interacción granular originada por la aparición o desaparición de martensita como se muestra en la secuencia de imágenes y sus respectivos campos.

De acuerdo a la sección 2.7.4, es posible calcular el campo de deformación a partir de campos de desplazamiento. Con lo anterior fue posible calcular la deformación en dirección de elongación de la probeta y así determinar un módulo de Young a nivel micromecánico.

Al realizar un promedio de las mediciones macro y las micro se obtienen dos curvas que representan el comportamiento del módulo elástico del Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, a dichas escalas (figura4.35).

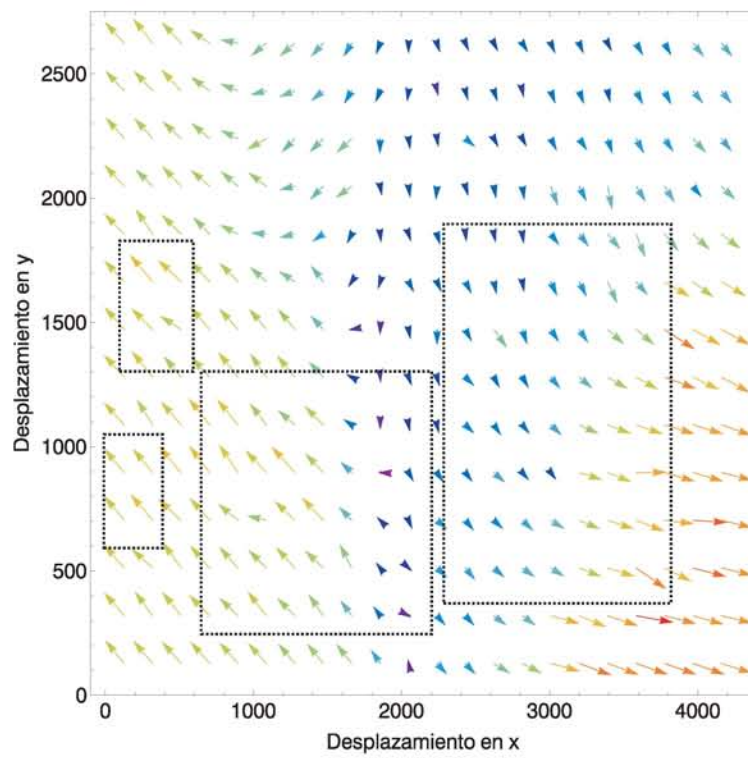
El módulo elástico de la austenita a nivel micro fue de $83 \text{ GPa} \pm 1 \text{ GPa}$. Mientras que el modulo a nivel macro, para la misma fase fue de $71 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$. Además se observó que el comportamiento del material tiene mezcla de fases y esto presenta un módulo que varía debido a la cantidad de martensita inducida por esfuerzo (fracción volumétrica), a nivel micro es de $7 \text{ GPa} \pm 1.4 \text{ GPa}$ y nivel macro es de $13 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$.

En la figura 4.36 se observan tres imágenes. La primera corresponde a la superficie de una probeta de Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, preparada metalográficamente; este primer caso corresponde a un esfuerzo igual a cero; mientras que la imagen mostrada en la figura 4.36b muestra la misma región a un nivel de esfuerzo donde ya se logró alcanzar la TMIE (183 MPa). La imagen mostrada en la figura 4.36c corresponde a la imagen termográfica de la misma zona en donde se le ha aplicado el código desarrollado para detectar los dominios



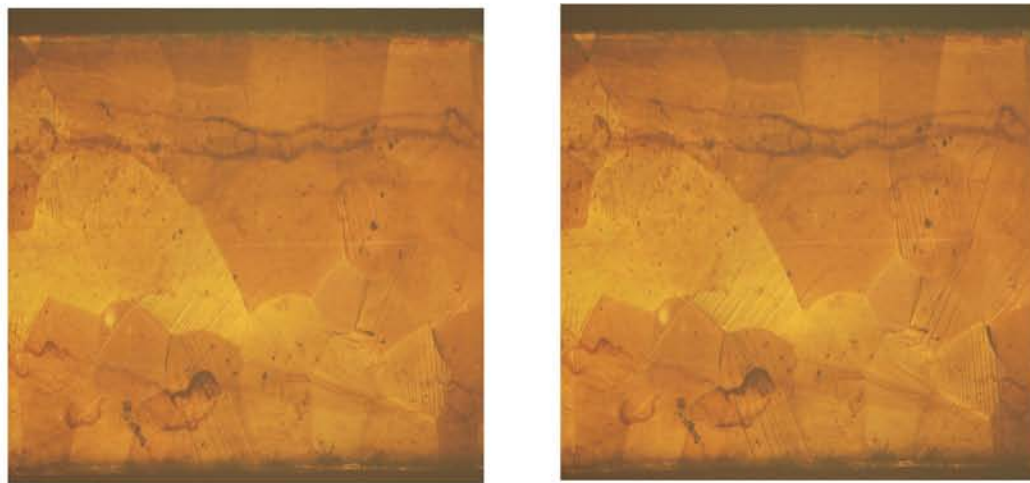
a)

b)



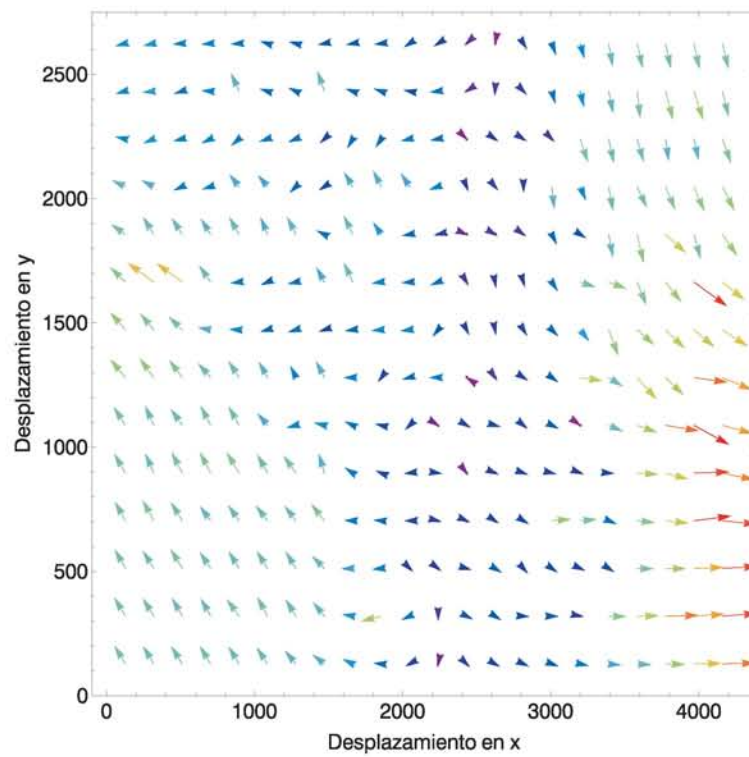
c)

Figura 4.22: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 24MPa$.



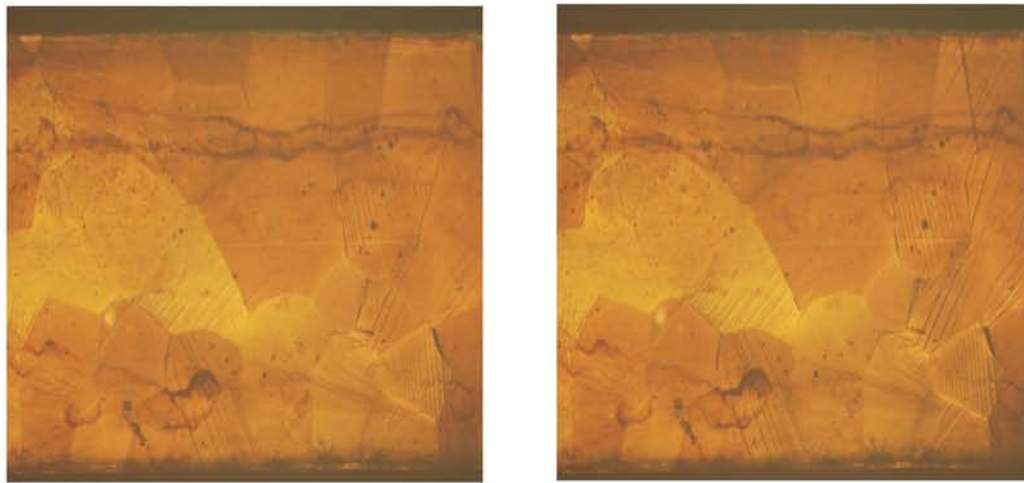
a)

b)



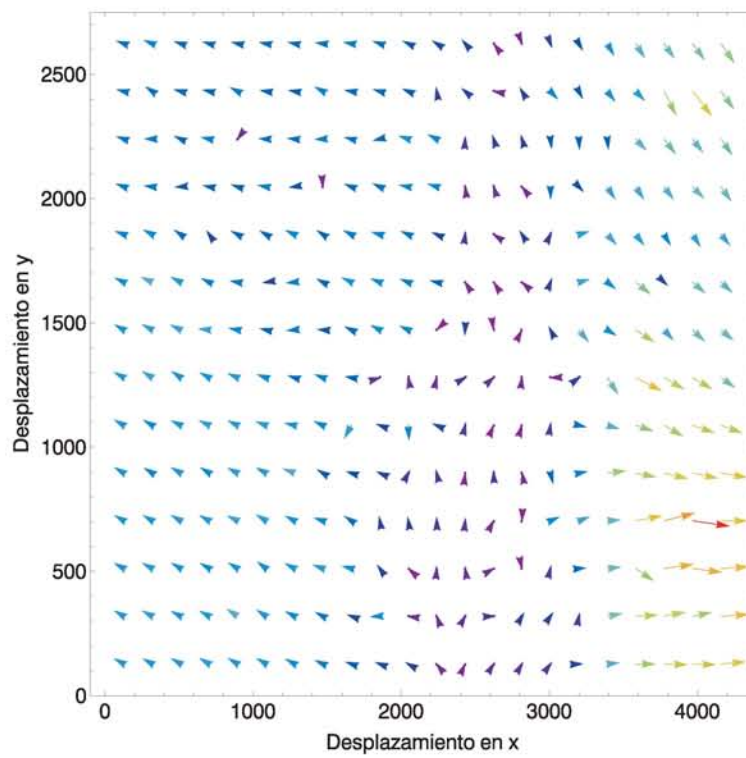
c)

Figura 4.23: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 16MPa$.



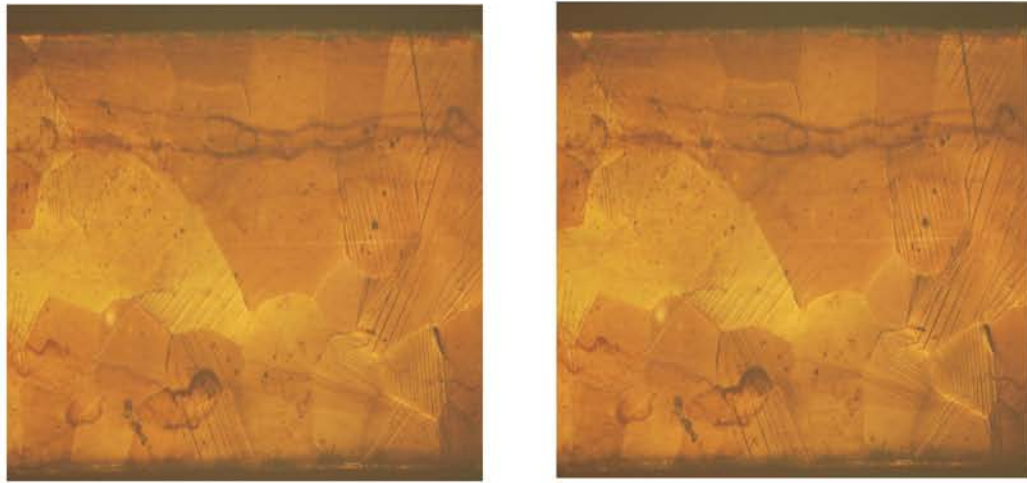
a)

b)



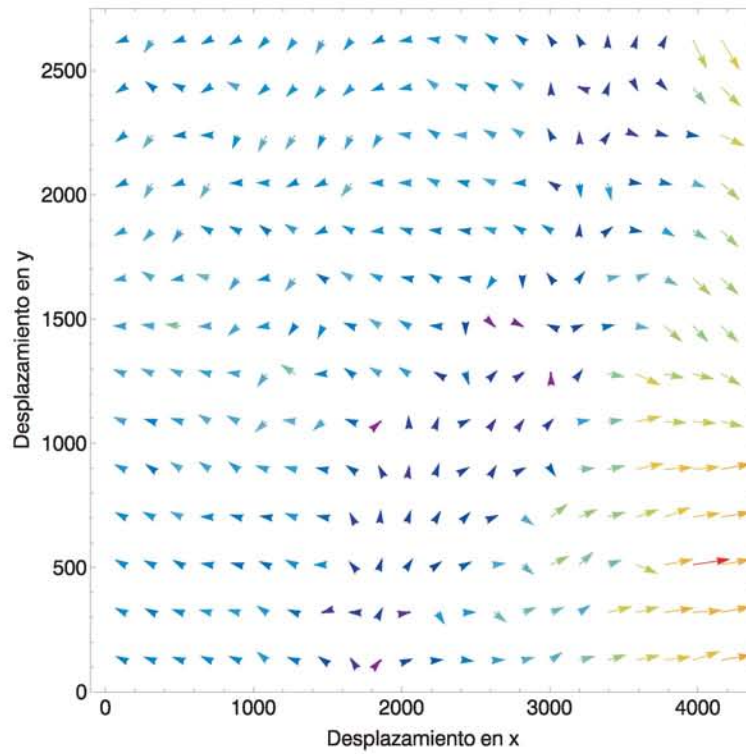
c)

Figura 4.24: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 9MPa$.



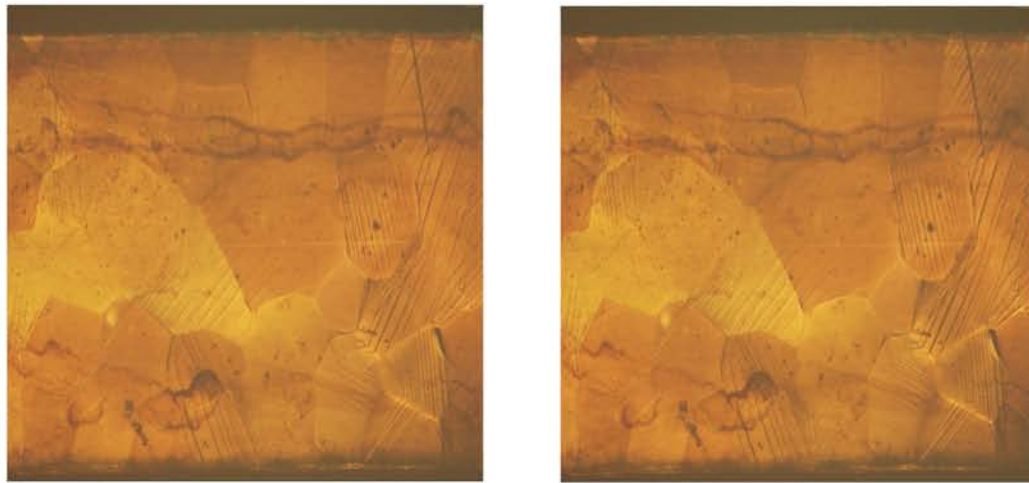
a)

b)



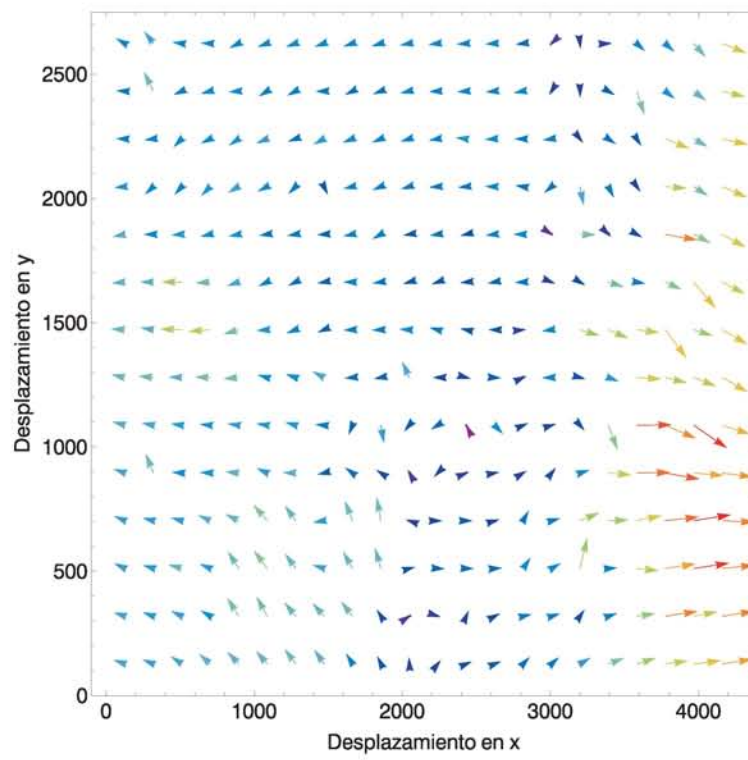
c)

Figura 4.25: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 7,5MPa$.



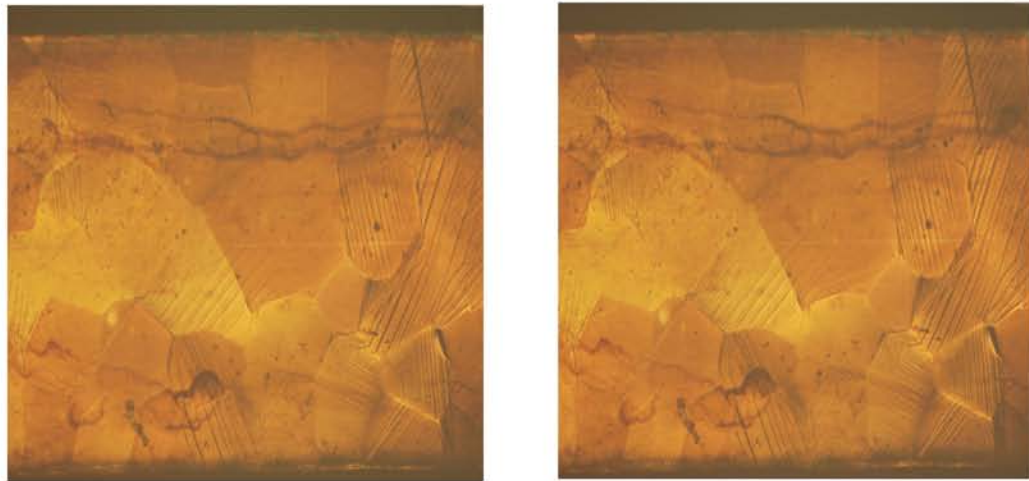
a)

b)



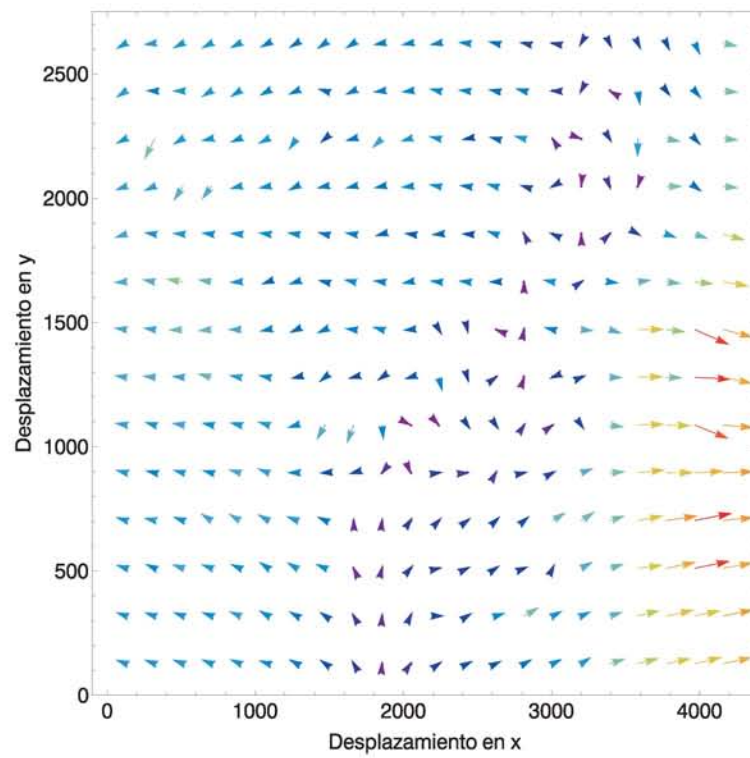
c)

Figura 4.26: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 3,5MPa$.



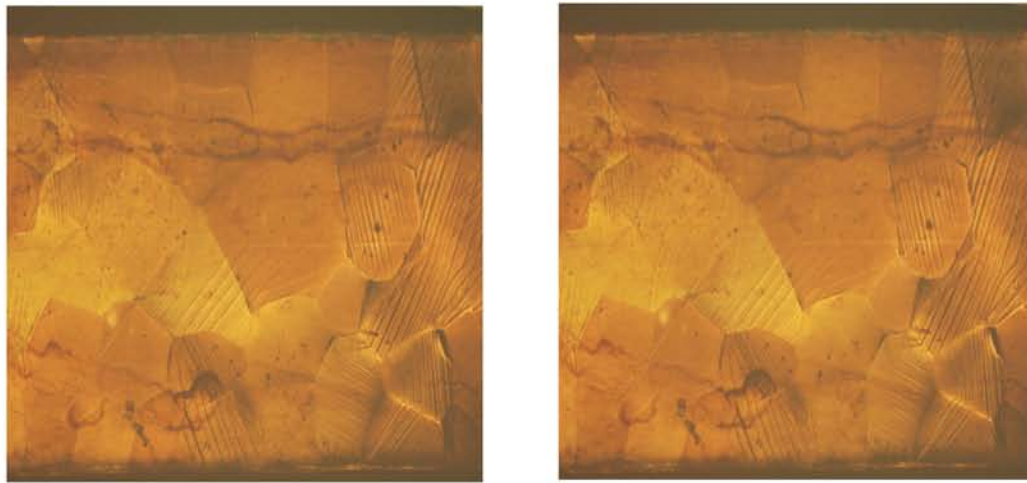
a)

b)



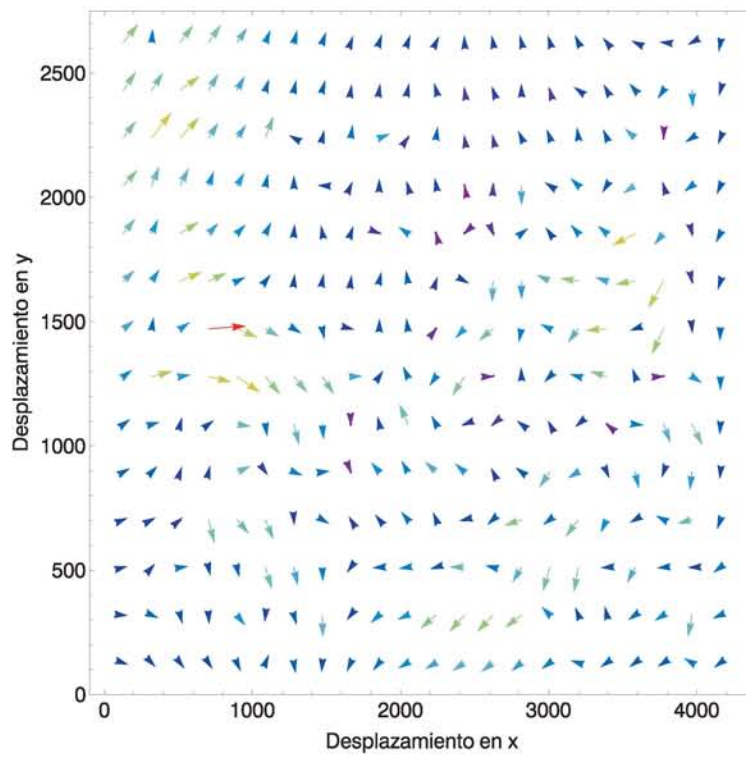
c)

Figura 4.27: Campos de desplazamiento durante la carga $\Delta\sigma = 6,2MPa$.



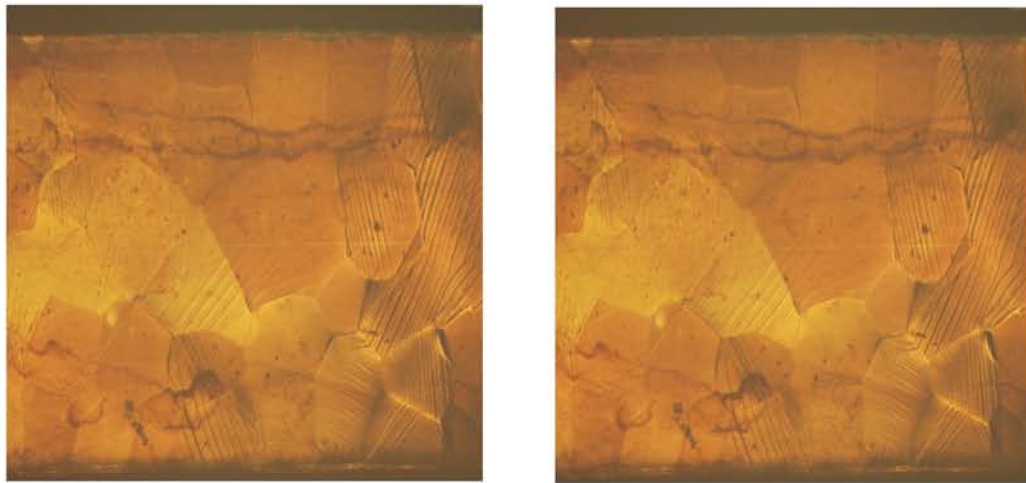
a)

b)



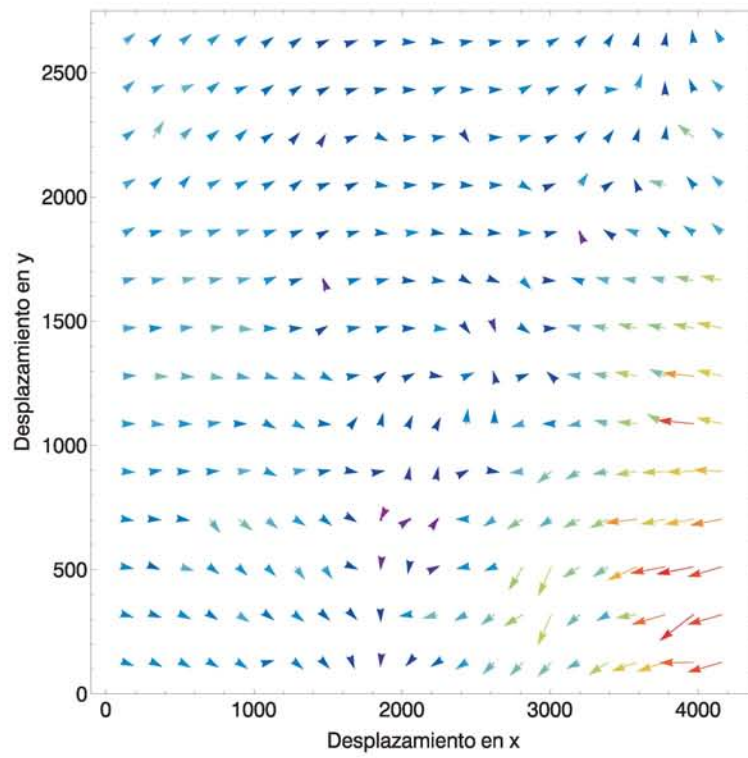
c)

Figura 4.28: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 10,8MPa$.



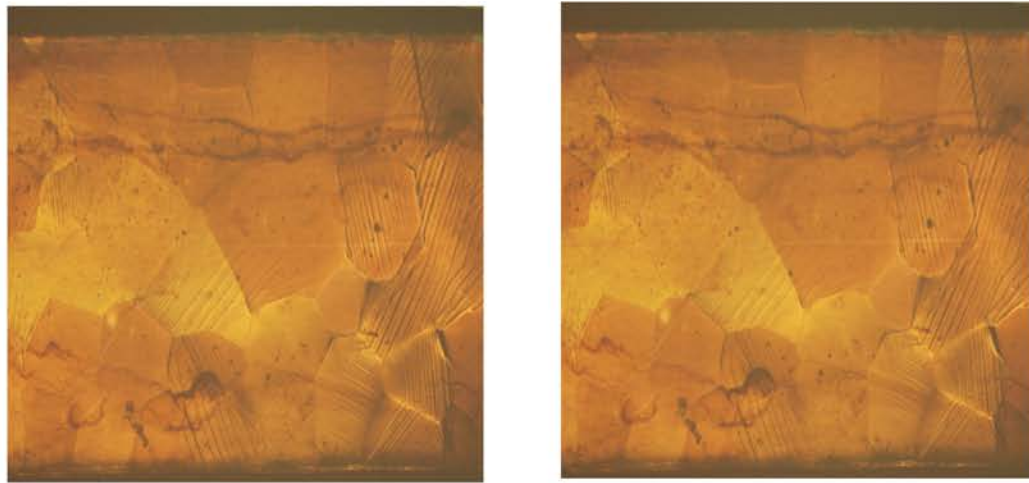
a)

b)



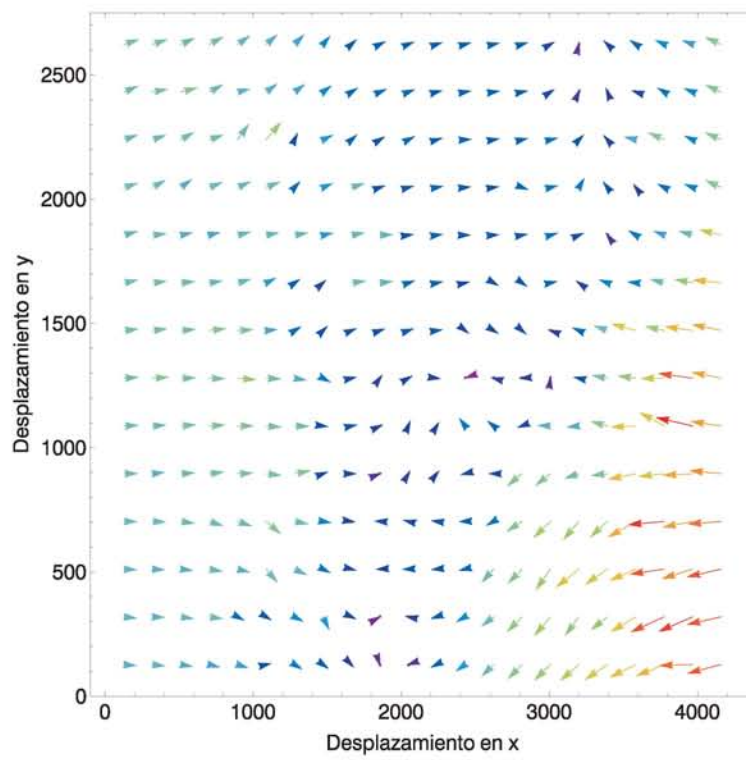
c)

Figura 4.29: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 7,2MPa$.



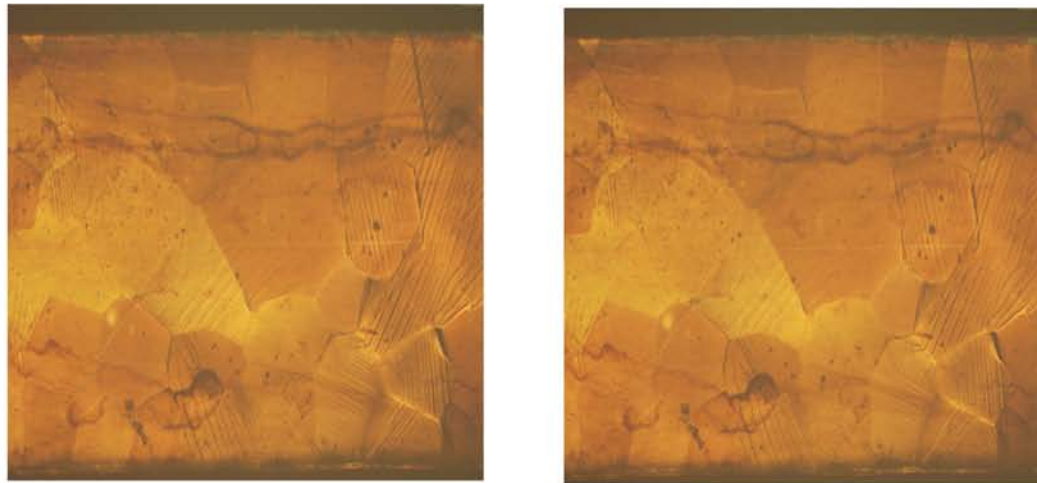
a)

b)



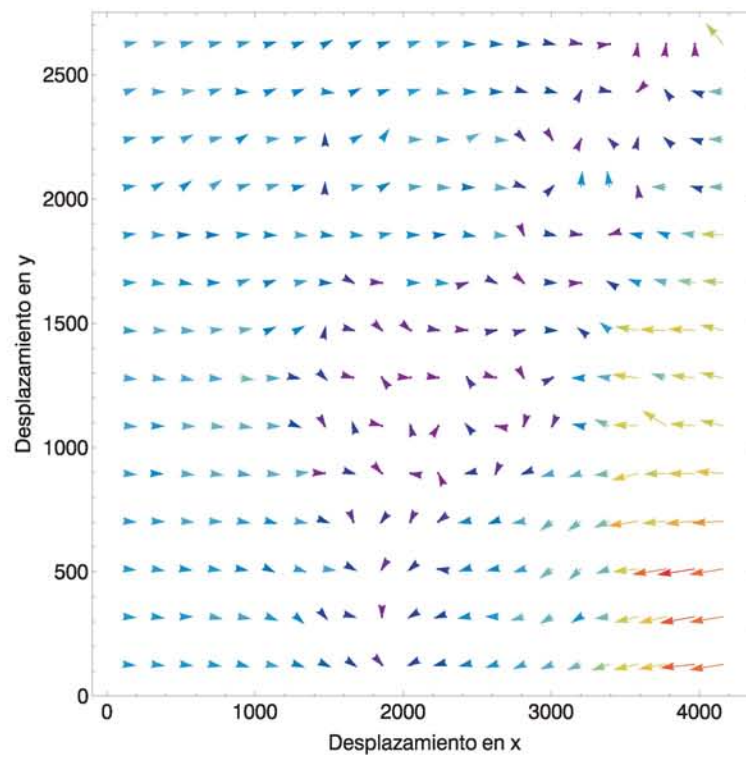
c)

Figura 4.30: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 12MPa$.



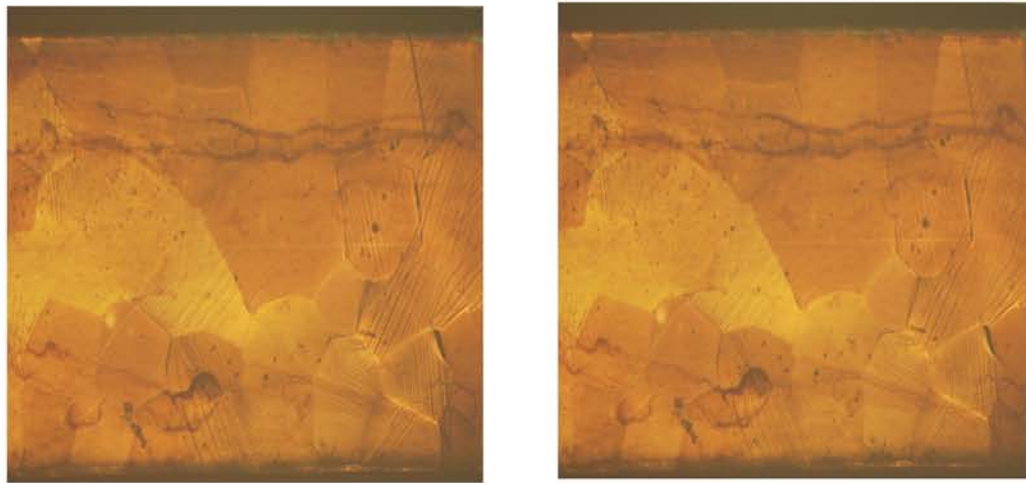
a)

b)



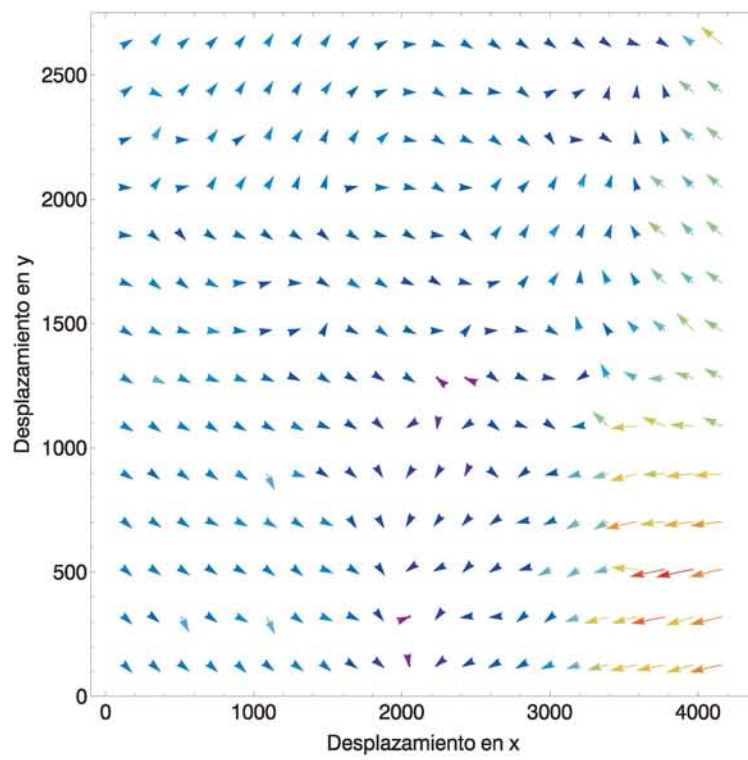
c)

Figura 4.31: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 8MPa$.



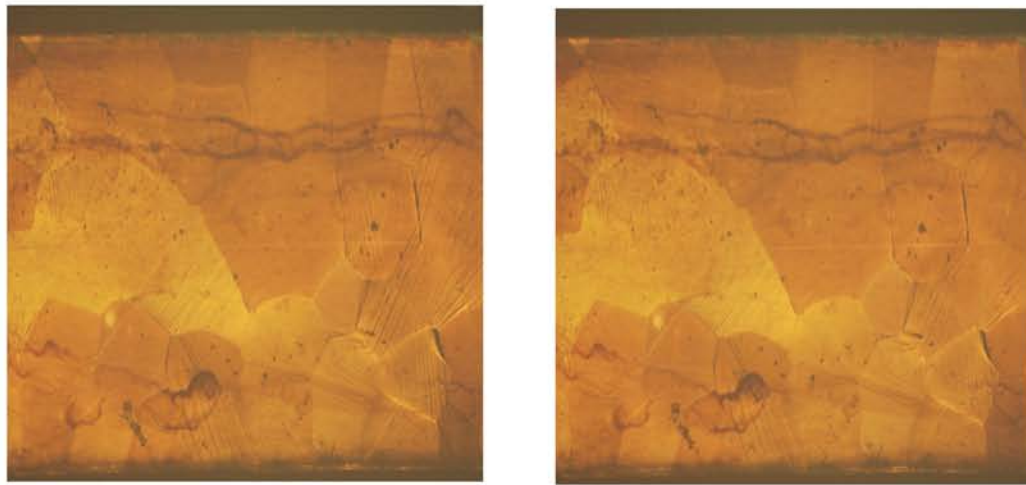
a)

b)



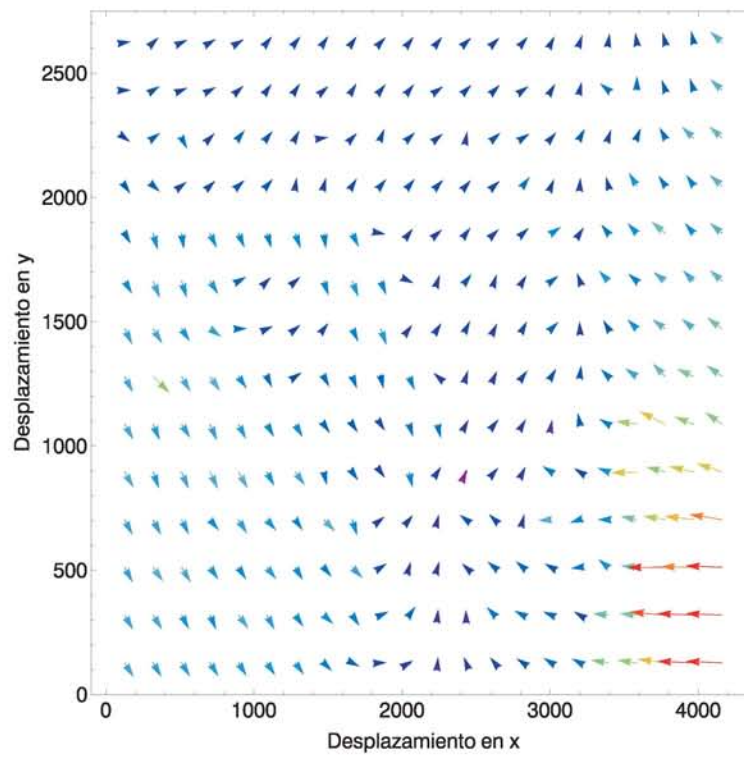
c)

Figura 4.32: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 11,2MPa$.



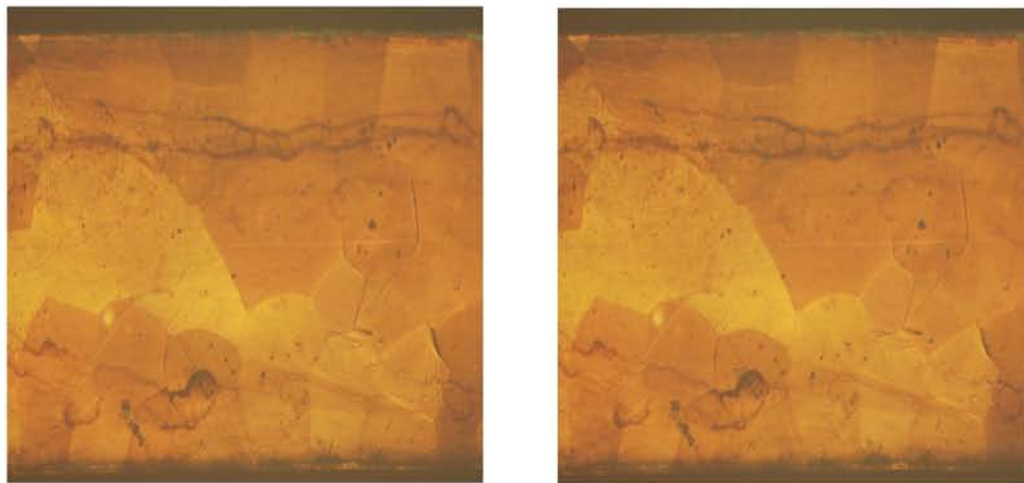
a)

b)



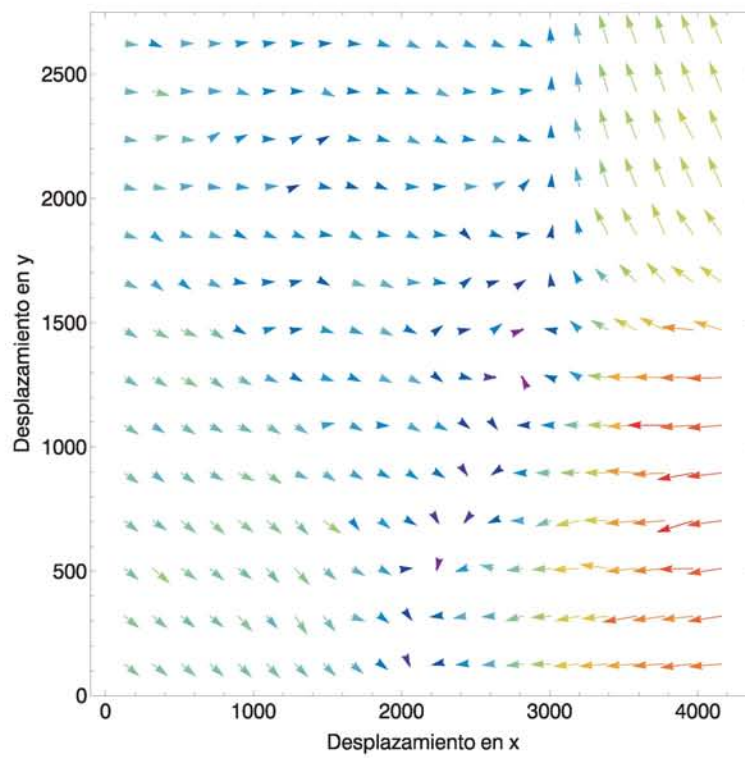
c)

Figura 4.33: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 13,6MPa$.



a)

b)



c)

Figura 4.34: Campos de desplazamiento durante la descarga $\Delta\sigma = 20,2MPa$.

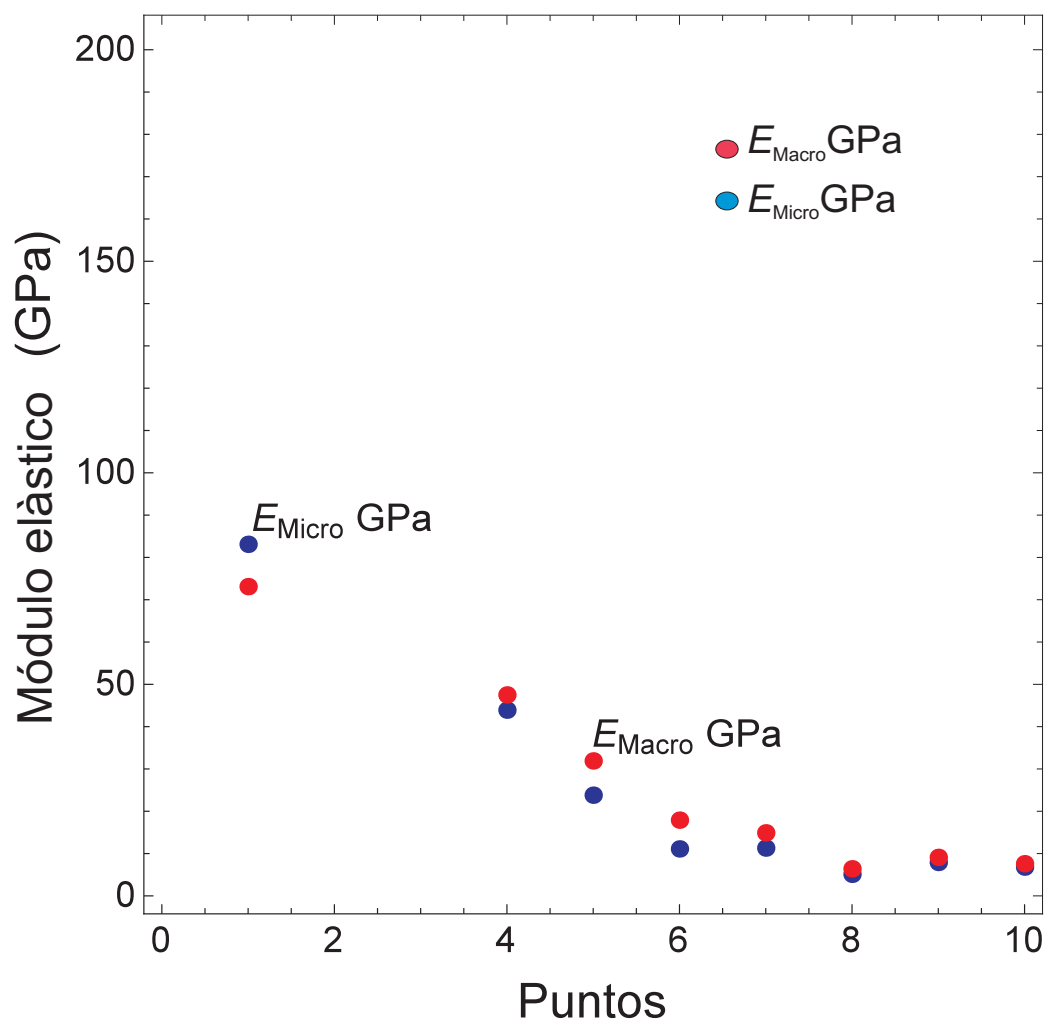


Figura 4.35: Módulo elástico del Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt. a nivel macro y micromecánico.

granulares experimentado de la TMIE. Esto se logró identificar con la cámara termográfica debido a la reacción exotérmica y endotérmica durante la transformación directa e inversa del Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt.

Comparando las imágenes 4.36a y b, se observa que hay una correspondencia entre cambio de fase. En la figura 4.36c se aprecian regiones que experimentaron cambios de temperatura mayores que el resto de la probeta. Esto corresponde a los granos que presentan una mayor fracción volumétrica de martensita.

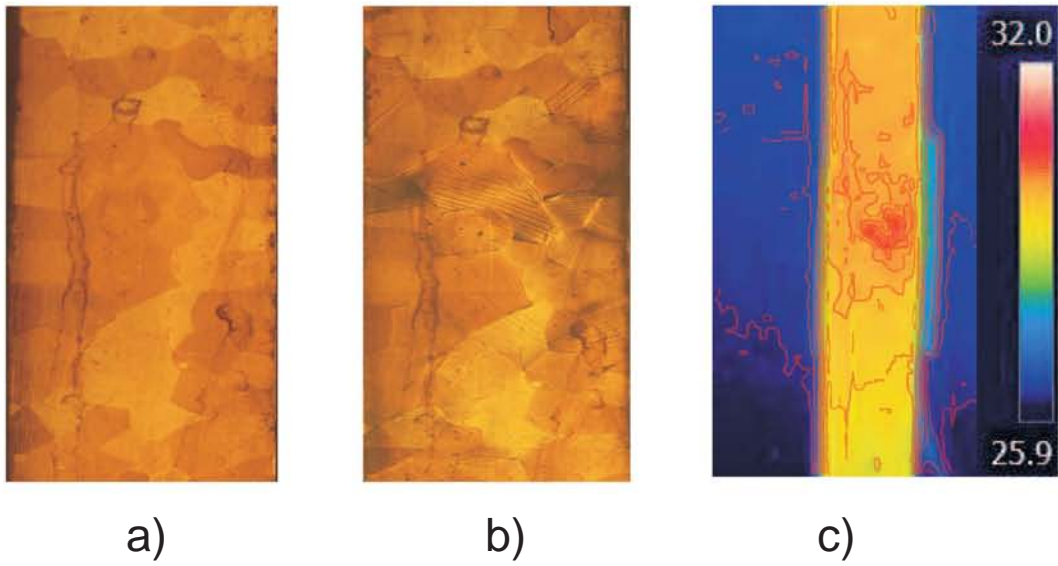


Figura 4.36: Transformación martensítica inducida por esfuerzo detectada por técnicas ópticas no intrusivas. a) Mosaico de la probeta de tensión con $\sigma = 0$, b) Mosaico de la probeta de tensión con $\sigma = 183MPa$ c) Identificación de dominios granulares experimentando TMIE detectada por termografía.

Conclusiones

Se obtuvo una aleación con memoria de forma del tipo Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, mediante el tratamiento térmico de betatizado se logró obtener el efecto superelástico en la aleación y por lo tanto fue posible obtener la transformación martensítica inducida por esfuerzo. La caracterización estructural por microscopía óptica y de barrido al igual que la caracterización por difracción de rayos x , revelaron las fases presentes en la aleación Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, siendo la fase austenítica predominante en la aleación.

Con la caracterización térmica y mecánica se logró correlacionar parámetros de transformación del material como la temperatura crítica M_s y el esfuerzo crítico (σ_c) de transformación. El valor del esfuerzo crítico para dicha aleación fue de 190 MPa. En calorimetría diferencial de barrido se obtuvieron valores de temperatura crítica $M_s = -69$ °C, esto se traduce en un esfuerzo crítico de 183 MPa obtenido con ecuación 4.1; de acuerdo al esfuerzo de transformación obtenido de manera experimental y al calculado tomando en cuenta la M_s resultó que ambos valores son muy cercanos.

Se logró implementar dos técnicas ópticas no intrusivas (CID y Termografía) para estudiar la transformación martensítica inducida por esfuerzo en una aleación memoria de forma del tipo Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt. Con estas dos técnicas se logró adquirir imágenes digitales desde la cámara Reflex y la Termográfica a distintos valores de esfuerzo y se logró detectar la TMIE con ambas técnicas. Con las imágenes adquiridas por la cámara reflex se ubicaron regiones de granos transformados en las diferentes probetas, esto fue comparado con las imágenes de la cámara termográfica para poder identificar los dominios de granos que experimentan transformación y por tanto una reacción exotérmica.

Con la metodología propuesta en esta tesis fue posible evaluar propiedades macro y micromecánicas del Cu-Al 11.2 %wt.-Be0.6 %wt, bajo tensión uniaxial. Asimismo se logró correlacionar la TMIE con imágenes termográficas y su respectivo nivel de transformación. También fue posible determinar el módulo elástico de la austenita a nivel micro y fue de $83 \text{ GPa} \pm 1 \text{ GPa}$. Mientras que el módulo a nivel macro, para la misma fase fue de $71 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$. Además se observa que el comportamiento del material tiene mezcla de fases y esto presenta un módulo que varía debido a la cantidad de martensita inducida por esfuerzo (fracción volumétrica), a nivel micro es de $7 \text{ GPa} \pm 1.4 \text{ GPa}$ y nivel macro es de $13 \text{ GPa} \pm 2 \text{ GPa}$.

Los estudios por termografía, requieren de un ambiente controlado (en cuanto la temperatura y humedad) para tener mejores mediciones. La superficie de las probetas requiere

un acabado no reflejante; el método de preparación que mejor funcionó fue el *Sand blasting*. Una de las cosas a mejorar en este tipo de estudios en particular, es la óptica de la cámara termográfica; ya que se podría captar con mayor detalle la TMIE a nivel granular; sin embargo, el tipo de óptica de estas cámaras es muy costoso y por el momento no se disponen de los recursos para ello.

4.5.3. Trabajo futuro

- Construir un dispositivo, adecuado para aislar el ruido térmico del entorno y montarlo en la máquina universal para ensayo de tracción uniaxial.
- Acoplar las técnicas ópticas no intrusivas al nuevo dispositivo de control de ruido térmico
- Otro factor a mejorar es la óptica utilizada en la cámara termográfica; se requiere realizar las mediciones con un lente que permita un campo de visión del orden de 5 mm; sin embargo, este lente especializado no es económico.
- Buscar técnicas alternativas para *sand blasting* para preparación de la superficie a observar.

Bibliografía

- [1] Sánchez F. Estudio experimental del comportamiento mecánico de un material con memoria de forma. *Tesis de Doctorado. Instituto de Investigación en Materiales. México D.F.*, pages 10–50, 2007.
- [2] FM Sánchez and G Pulos. Micro and macromechanical study of stress-induced martensitic transformation in a cu-al-be polycrystalline shape memory alloy. In *Materials science forum*, volume 509, pages 87–92. Trans Tech Publ, 2006.
- [3] F.M. Sánchez-Arévalo and G. Pulos. Use of digital image correlation to determine the mechanical behavior of materials. *Materials Characterization*, 59(11):1572 – 1579, 2008.
- [4] II Parte and Enrique López Cuéllar. Una introducción a las aleaciones con memoria de forma. *Ingenierías*, 5(17), 2002.
- [5] Wayman C.M. and Duerig T.W. An introduction to martensite and shape en engineering aspects of shape memory alloys. *Elsevier Science Publishers BV*, 5(4):3–20, 1990.
- [6] J.H. Yang and C.M. Wayman. Self-accomodation and shape memory mechanism of ϵ -martensite| i. experimental observations. *Materials Characterization*, 28(1):23 – 35, 1992.
- [7] Olson G.B. Cohen M. and Clapp P.C. On the classification of displacive phase transformations. proceedings of the international conference on martensitic transformations icomat 1979, massachusetts institute of technology. (1):1–11, 1979.
- [8] Nishiyama Z. Martensitic transformation. *Ed. M. Fine, M, Meshi y C. Wayman, Academic Press*, 1978.
- [9] Wayman C.M. Phase transformations, nondiffusive. *Physical Metallurgy*, 15(3):1031–1074, 1983.
- [10] Ahlers M. Martensite and equilibrium in cu-zn and cu-zn-al alloys. *Progress in Materials Science*, page 30, 1986.
- [11] Christian J.W. Crystallographic theories, interface structures, and transformation mechanisms. *Metallurgical and Materials Transactions.*, 25A(A):1821–1839, 1994.

- [12] Ortin J. and Planes A. Thermodynamic analysis of thermal measurements in thermoelastic martensitic transformations. (36):1873–1889, 1988.
- [13] Guilemany J.M. and Gil F.J. The relationship between the stress to induce martensitic transformation and chemical composition in cu-zn-al shape memory single crystals. *Journal of Materials Science Letters*, (9):1241–1242, 1990.
- [14] R. B. Pérez-Sáez, V. Recarte, M. L. Nó, O. A. Ruano, and J. San Juan. Advanced shape memory alloys processed by powder metallurgy. *Advanced Engineering Materials*, 2(1-2):49–53, 2000.
- [15] Nakata Y. Nam T.H., Saburi T. and Shimizu K. Shape memory characteristics and lattice deformation in ni-ti-cu alloys. *Journal of Materials Science*, (JIM31):1050–1056, 1990.
- [16] Otsuka K. and Wayman C.M. Mechanism of shape memory effect and superelasticity,. *Journal of Materials Science*, pages 27–48, 1998.
- [17] K Otsuka and CM Wayman. Mechanism of shape memory effect and superelasticity. *Shape memory materials*, pages 27–48, 1998.
- [18] K Bhattacharya. Shape memory. pages 3–20, 1997.
- [19] Ian Milne, Robert O Ritchie, and B Bhushan L Karihaloo. Comprehensive structural integrity: Cyclic loading and fatigue. 2, 2003.
- [20] M. Ahlers. The martensitic transformation in the cu–zn based shape memory alloys as a tool for the evaluation of transformation mechanisms and phase stabilities. *Materials Science and Engineering: A*, 481–482(0):500 – 503, 2008. Proceedings of the 7th European Symposium on Martensitic Transformations, {ESOMAT} 2006.
- [21] N. Saunders and A.P. Miodownik. The cu-sn (copper-tin) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 11(3):278–287, 1990.
- [22] S. Qu, X.H. An, H.J. Yang, C.X. Huang, G. Yang, Q.S. Zang, Z.G. Wang, S.D. Wu, and Z.F. Zhang. Microstructural evolution and mechanical properties of cu–al alloys subjected to equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 57(5):1586 – 1601, 2009.
- [23] Xavier Balandraud and Giovanni Zanzotto. Stressed microstructures in thermally induced m9r–m18r martensites. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55(1):194 – 224, 2007.
- [24] V. Recarte, R.B. Pérez-Sáez, J. San Juan, E.H. Bocanegra, and M.L. Nó. Influence of al and ni concentration on the martensitic transformation in cu-al-ni shape-memory alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33(8):2581–2591, 2002.
- [25] A Higuchi, K Suzuki, Y Matsumoto, K Sugimoto, S Komatsu, and Y Nakamura. Shape memory effect in cu-al-be ternary alloys. *Le Journal de Physique Colloques*, 43(C4):C4–767, 1982.

- [26] B Kaouache, S Berveiller, K Inal, A Eberhardt, and E Patoor. Stress analysis of martensitic transformation in cu–al–be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 378(1–2):232 – 237, 2004. European Symposium on Martensitic Transformation and Shape-Memory.
- [27] S. Berveiller, B. Malard, J. Wright, E. Patoor, and G. Geandier. In situ synchrotron analysis of lattice rotations in individual grains during stress-induced martensitic transformations in a polycrystalline CuAlBe shape memory alloy. *Acta Materialia*, 59(9):3636 – 3645, 2011.
- [28] RJ Martínez-Fuentes, FM Sánchez-Arévalo, FN García-Castillo, GA Lara-Rodríguez, J Cortés-Pérez, and A Reyes-Solís. Micromechanical behavior of CuAlBe shape memory alloy undergoing 3-point bending analyzed by digital image correlation. 2013.
- [29] M.L. Pastor, X. Balandraud, M. Grédiac, and J.L. Robert. Applying infrared thermography to study the heating of 2024-t3 aluminium specimens under fatigue loading. *Infrared Physics and Technology*, 51(6):505 – 515, 2008.
- [30] X.G. Wang, V. Crupi, X.L. Guo, and Y.G. Zhao. Quantitative thermographic methodology for fatigue assessment and stress measurement. *International Journal of Fatigue*, 32(12):1970 – 1976, 2010.
- [31] S.P. Gadaj, W.K. Nowacki, and E.A. Pieczyska. Temperature evolution in deformed shape memory alloy. *Infrared Physics and Technology*, 43(3–5):151 – 155, 2002.
- [32] E.A. Pieczyska, S.P. Gadaj, W.K. Nowacki, and H. Tobushi. Phase-transformation fronts evolution for stress- and strain-controlled tension tests in TiNi shape memory alloy. *Experimental Mechanics*, 46(4):531–542, 2006.
- [33] C. Badulescu, M. Grédiac, H. Haddadi, J.-D. Mathias, X. Balandraud, and H.-S. Tran. Applying the grid method and infrared thermography to investigate plastic deformation in aluminium multicrystal. *Mechanics of Materials*, 43(1):36 – 53, 2011.
- [34] André Chrysochoos, Vincent Huon, Franck Jourdan, J-M Muracciole, Robert Peyroux, and Bertrand Wattrisse. Use of full-field digital image correlation and infrared thermography measurements for the thermomechanical analysis of material behaviour. *Strain*, 46(1):117–130, 2010.
- [35] A Maynadier, M Poncelet, K Lavernhe-Taillard, and S Roux. Infrared image correlation: a new method for characterizing thermal and displacement fields.
- [36] H. Louche, P. Schlosser, D. Favier, and L. Orgéas. Heat source processing for localized deformation with non-constant thermal conductivity. application to superelastic tensile tests of NiTi shape memory alloys. *Experimental Mechanics*, 52(9):1313–1328, 2012.
- [37] Kyubum Kim and Sam Daly. Experimental studies of phase transformation in shape memory alloys. In Tom Proulx, editor, *Application of Imaging Techniques to Mechanics of Materials and Structures, Volume 4*, Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series, pages 267–269. Springer New York, 2013.

- [38] D. Delpueyo, X. Balandraud, and M. Grédiac. Applying infrared thermography to analyse martensitic microstructures in a cu–al–be shape-memory alloy subjected to a cyclic loading. *Materials Science and Engineering: A*, 528(28):8249 – 8258, 2011.
- [39] D. Delpueyo, M. Grédiac, X. Balandraud, and C. Badulescu. Investigation of martensitic microstructures in a monocrystalline cu–al–be shape memory alloy with the grid method and infrared thermography. *Mechanics of Materials*, 45(0):34 – 51, 2012.
- [40] XPV Maldague, HH Streckert, and MW Trimm. Introduction to infrared and thermal testing: Part 1. *Nondestructive testing*. In: *Maldague, X., Moore, PO (eds.) Nondestructive Handbook, Infrared and Thermal Testing*, 3:718, 2001.
- [41] M. Vollmer and K.P. Möllmann. *Infrared Thermal Imaging: Fundamentals, Research and Applications*. Wiley, 2010.
- [42] Carosena Meola, Giovanni M. Carlomagno, and Luca Giorleo. The use of infrared thermography for materials characterization. *Journal of Materials Processing Technology*, 155–156(0):1132 – 1137, 2004. Proceedings of the International Conference on Advances in Materials and Processing Technologies: Part 2.
- [43] Clemente Ibarra-Castanedo, Marc Genest, Jean-Marc Piau, Stéphane Guibert, Abdelhakim Bendada, Xavier PV Maldague, and CH Chen. Active infrared thermography techniques for the non-destructive testing of materials. *Chapter XIV of the book: “Ultrasonic and Advanced Methods for Nondestructive Testing and Material Characterization”*, ed. *Chen CH*, pages 325–348, 2007.
- [44] Flir. *The Ultimate Infrared Handbook for R and D Professionals*. FLIR AB, 2012.
- [45] S. Bagavathiappan, B.B. Lahiri, T. Saravanan, John Philip, and T. Jayakumar. Infrared thermography for condition monitoring – a review. *Infrared Physics and Technology*, 60(0):35 – 55, 2013.
- [46] M. Sjö Dahl and L. R. Benckert. Electronic speckle photography: analysis of an algorithm giving the displacement with subpixel accuracy. *Appl. Opt.*, 32(13):2278–2284, May 1993.
- [47] D. P. Hart. Piv error correction. *Experiments in Fluids*, 29(1):13–22, 2000.
- [48] P.T. Tokumar and P.E. Dimotakis. Image correlation velocimetry. *Experiments in Fluids*, 19(1):1–15, 1995.
- [49] J. Westerweel, D. Dabiri, and M. Gharib. The effect of a discrete window offset on the accuracy of cross-correlation analysis of digital piv recordings. *Experiments in Fluids*, 23(1):20–28, 1997.
- [50] F. Scarano and M. L. Riethmuller. Iterative multigrid approach in piv image processing with discrete window offset. *Experiments in Fluids*, 26(6):513–523, 1999.
- [51] J. Westerweel. Efficient detection of spurious vectors in particle image velocimetry data. *Experiments in Fluids*, 16(3-4):236–247, 1994.

- [52] S. Sadek, M. Iskander, and J. Liu. Accuracy of digital image correlation for measuring deformations in transparent media. *Journal of Computing in Civil Engineering*, 17(2):88–96, 2003.
- [53] A. Giachetti. Matching techniques to compute image motion. *Image and Vision Computing*, 18(3):247 – 260, 2000.
- [54] C.E. Willert and M. Gharib. Digital particle image velocimetry. *Experiments in Fluids*, 10(4):181–193, 1991.
- [55] Belkahla S. Elaboration et caracterisation de nouveaux allieages à mémoire de forme basse temperature type cu-al-be. pages 3–20, 1993.
- [56] Brown M. E. Introduction to termal analysis techniques and applications. *Techniques and application*, 1(2):15–200, 2001.
- [57] Wilson A. J. Peiser H., Rooksby. X-ray diffraction by polycrystalline materials.
- [58] Bertin E. Principles and practice of x-ray spectrometric analysis. 1975.
- [59] W.D. Callister and D.G. Rethwisch. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. John Wiley & Sons Canada, Limited, 2009.
- [60] Norma astm e345-93. 1998. standard test methods of tension testing of metallic foil.
- [61] Instruction bullentin, strain gage installations with m-bond 200 adhesive,micro-measurement:2012.
- [62] James F Doyle. *Modern experimental stress analysis: completing the solution of partially specified problems*. Wiley. com, 2004.
- [63] Mariàngels Jurado, Teresa Castàn, Lluís Mañosa, Antoni Planes, Josep Bassas, Xavier Alcobé, and Michel Morin. Study of the order-disorder phase transitions in cu-al-be shape memory alloys. *Philosophical Magazine A*, 75(5):1237–1250, 1997.
- [64] J.J. Zhu and K.M. Liew. Description of deformation in shape memory alloys from {DO3} austenite to 18r martensite by group theory. *Acta Materialia*, 51(9):2443 – 2456, 2003.
- [65] W.L. Wolfe, Environmental Research Institute of Michigan. Infrared Information, Analysis Center, G.J. Zissis, and United States. Office of Naval Research. *The Infrared handbook*. Press Monographs. Environmental Research Institute of Michigan, 1985.
- [66] W.L. Wolfe, United States. Office of Naval Research, and University of Michigan. *Handbook of Military Infrared Technology*. Office of Naval Research, Department of the Navy, 1965.