



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN INGENIERÍA
Ingeniería Mecánica – Mecánica Aplicada

Aplicación del método SF-SR-STD para predecir el comportamiento mecánico de aleaciones con memoria de forma policristalinas tipo CuAlBe sometidas a flexión.

Tesis

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRO EN INGENIERÍA

PRESENTA:

Ing. Rodrigo Lechuga Taboada

TUTOR PRINCIPAL

Dr. Jacinto Cortés Pérez, FES Aragón

Ciudad Universitaria, Febrero 2016



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. Arturo Barba Pingarrón
Secretario: Dr. Jorge Carrera Bolaños
Vocal: Dr. Jacinto Cortés Pérez
1^{er.} Suplente: Dr. Francisco M. Sánchez Arévalo
2^{do.} Suplente: M. en I. Alberto Reyes Solís

Lugar o lugares donde se realizó la tesis: División de Posgrado de la Facultad De Ingeniería, Ciudad Universitaria, Ciudad de México. Facultad de Estudios Superiores Aragón, Ciudad Nezahualcóyotl, Estado de México.

TUTOR DE TESIS:

Dr. Jacinto Cortés Pérez

FIRMA



AGRADECIMIENTOS

A mi padre, José Raymundo por su ejemplo y constante apoyo, y por estar siempre al presente de mí en los momentos más difíciles. Sin tu ayuda el presente trabajo no hubiera sido posible.

A mi madre Gloria Aurora por su paciencia, ya que junto conmigo ha tenido que sufrir los altibajos que se han tenido que sortear para lograr terminar este trabajo.

A Rosa Elena Miranda por todo su apoyo ejemplo y guía en los momentos difíciles los cuales son dignos de una madre.

A mis tíos Celeste Sáenz y Mauris Salloum por el gran apoyo e invaluable consejos, por ser un pilar de unión para la familia Aguiar que tanto lo necesita. Sin su ayuda el poder lograr esto hubiese sido infinitamente más difícil.

A mi hermano Alfredo por sus útiles consejos y el invaluable apoyo mostrado durante los periodos de crisis. Tú siempre serás un ejemplo de logro y de trabajo duro.

A mi hermano José Raymundo por su apoyo y ser un ejemplo de que se debe perseverar en lo que se hace.

A mi hermana Adriana por las continuas llamadas y el cariño que me muestras, a pesar de la distancia siempre te sientes cercana.

A mis abuelas Concepción García y Gloria Aguiar porque aunque ya no están conmigo sus enseñanzas y valores siguen siendo de suma importancia, sin ustedes no hubiese podido lograr muchas cosas.

A mis tías: Teresa, Rosa y Patricia por su cariño, consejos y apoyo.

A mis primos: Celeste, Diana, Yahel, Michelle, Montserrat, Jessica, Blanca, Violeta, Maribel, Israel, Gustavo, Antonio, Roberto y José Ángel, por todos los momentos vividos, y por sus palabras de ánimo.

A mi asesor el Dr. Jacinto Cortés Pérez por su apoyo, paciencia y disposición para compartir sus conocimientos, ha sido un verdadero placer trabajar con usted.

A Fernando Néstor García por su invaluable ayuda a lo largo de todo el proceso en este trabajo de tesis.

A mis sindicales: Dr. Arturo Barba Pingarrón, Dr. Jorge Carrera Bolaños, Dr. Francisco Sánchez Arévalo y M. en F. Alberto Reyes Solís por sus comentarios, correcciones, observaciones y asesoría.



AGRADECIMIENTOS



Al Dr. Gabriel Lara Rodríguez y al Laboratorio de Fabricación de Materiales Avanzados del Instituto de Materiales de La UNAI por la fabricación de la aleación utilizada en este trabajo.

Agradezco al Dr. Vicente Amigó Borrás por contribuir con la medición de orientaciones cristalinas mediante la técnica de EBSD

Al Ing. Ángel Romero Barrientos por la construcción del equipo mecánico óptico utilizado en el presente trabajo

A mis compañeros de Maestría: Nayeli, Adrián y Rodolfo por permitirme compartir con ustedes el vivir la experiencia de llevar una maestría y durante el proceso compartir buenos momentos y lograr objetivos, trabajar en equipo con ustedes es algo que no olvidaré.

A mis compañeros del laboratorio de mecánica aplicada: Salvador, Francisco, Ángel, Alejandro, Carlos e Iván, con los que he pasado varios años de trabajo les agradezco su compañía y el enseñarme día a día como ser mejor persona con sus actitudes y la manera particular que cada uno tiene de enfrentar la vida.

A los compañeros: Daniela, Uziel, Ernesto, Gustavo, Daniel, David por su amena compañía y compañerismo.

A Roberto Prado e Isis Prado por brindarme su amistad y su constante apoyo durante la que hasta ahora ha sido la etapa más difícil de mi vida, ustedes son sin duda de las personas a las que más agradecimiento debo.

A Alejandra Ponce, por su gran ayuda en el enseñarme el manejo del programa de edición de imágenes así como tu apoyo moral y consejo en los momentos difíciles.

A mis amigos: Rodrigo, Fernando, Juan Manuel, Esteban, Javier, Roberto, David, Francisco, Jaime, Juan, por tener años formando parte de mi vida y quienes en múltiples ocasiones han sido fuente de apoyo, ánimo y ejemplo, ustedes más que amigos son hermanos de vida. Sin duda sin ustedes no sería la misma persona.

A Zulema por la gran amistad que hemos formado en relativamente poco tiempo, gracias por escucharme siempre y por estar allí.

A Larissa por brindarme tu amistad, tu confianza, tu apoyo y por cuidarme, a veces contra mi voluntad.

A Isabel por la amistad y confianza brindadas desde que tengo el gusto de conocerlas, han sido una valiosa compañía dentro de este proceso.



AGRADECIMIENTOS



Agradezco a la Universidad Nacional Autónoma de México por brindarme el privilegio de formar parte de sus egresados, por ser mi Alma Mater académica y de formación, haré todo lo que me sea posible por llevar esta distinción de manera digna y honorable.

Agradezco de igual manera al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) que, mediante el Programa Nacional de Becas de Posgrado brindó a un servidor la confianza y el invaluable apoyo económico mediante el cual fue posible realizar el presente trabajo de tesis.

Agradezco a la División de Posgrado de la Facultad de Ingeniería y al laboratorio de Mecánica Aplicada del Centro Tecnológico de la Facultad de Estudios Superiores Aragón.



ÍNDICE

Introducción.....	1
-------------------	---

Capítulo I

Principales características de las aleaciones con memoria de forma.

1.1 La transformación martensítica en las AMF y sus efectos.....	7
1.2 La anisotropía mecánica en las AMF.....	13
1.2.1 Anisotropía mecánica en la fase austenítica.....	13
1.2.2 Anisotropía en el esfuerzo transformacional.....	14
1.2.3 Anisotropía en la deformación transformacional.....	17
1.3 Aleaciones con memoria de forma base cobre.....	18
1.3.1 Características de las AMF base cobre.....	18
1.3.2 TMIE en AMF base cobre.....	20

Capítulo II

Comportamiento mecánico de aleaciones con memoria de forma policristalinas.

2.1 Introducción.....	26
-----------------------	----



2.2 Análisis mediante rayos x y micrografías in-situ de una muestra policristalina de Cu-Al-Be sometida a tensión simple.....	27
2.3 Influencia de la microestructura en la transformación martensítica Inducida por esfuerzo en aleaciones CuAlBe con memoria de forma.....	30
2.4 Análisis del efecto de la microestructura en la TMIE mediante análisis de imágenes en una prueba de tensión uniaxial.....	34
2.5 Comportamiento micromecánico de una aleación con memoria de forma de CuAlBe sometida a flexión en tres puntos y analizada por el método de correlación de imágenes.....	40
2.6. Breve descripción del criterio SR-SF-STD.....	44

Capítulo III

Desarrollo experimental.

3.1 Preparación de la muestra.....	48
3.2. Montaje del experimento.....	52
3.3. Aplicación del criterio SF-SR-STD.....	56



Capítulo IV

Resultados y Discusión.

4.1. Obtención de resultados.....	63
4.2 Interpretación de resultados.....	95
Conclusiones.....	99
Referencias.....	101
Anexo I.....	106
Anexo II.....	108
Anexo III.....	115
Anexo IV.....	129



INTRODUCCIÓN



Las denominadas aleaciones con memoria de forma (AMF) son materiales que han comenzado a despertar un especial interés con respecto a su utilización y el desarrollo de aplicaciones de ingeniería mecánica ya que, debido a sus ya bien conocidos efectos, es posible desarrollar elementos que pueden fungir como sensor y actuador a la vez. Sin embargo, debido a que el comportamiento de éste tipo de materiales es altamente anisotrópico, histerético y dependiente de la temperatura los modelos matemáticos desarrollados con la finalidad de simular el comportamiento mecánico de esta clase de aleaciones suelen ser complejos. Por ésta razón la mayor parte de dichos modelos consideran únicamente el caso monocristalino, [1,3,8] no obstante que en la mayoría de las aplicaciones escaladas a nivel industrial las AMF utilizadas son policristalinas, debido a que es mucho más económico producirlas.

Esto crea una disminución significativa en la predicción del comportamiento mecánico de esta clase de materiales, es por ello que se han llevado a cabo diversas investigaciones respecto al comportamiento mecánico de las AMF policristalinas.

Existe evidencia experimental que indica que el comportamiento mecánico a nivel macroscópico en AMF policristalinas es afectado de manera significativa por efectos asociados a la microestructura del material. Debido a esto que se han realizado múltiples estudios que tienen como objetivo relacionar el comportamiento de la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE) con parámetros específicos de la microestructura así como de la estructura cristalina del material tales como la relación de Hall-Pech, la interacción intergranular y el Factor de Schmid (FS) entre otros [21-26].

En este sentido un trabajo reciente presenta el desarrollo de un criterio que tiene como objetivo predecir las variantes de martensita (VM) que pueden presentarse grano a grano en muestras policristalinas de CuAlBe, cuya distribución granular está confinada a un estado cuasi-bidimensional y las cuales son sometidas a tensión simple.

Para ello los autores utilizaron como parámetros de dicho criterio el FS, la relación de deformación entre los componentes ε_x y ε_y correspondientes al tensor de deformaciones referido a la base de observación (para lo cual es utilizado un modelo desarrollado previamente) [9], un criterio de balance desarrollado por el autor principal, así como la posición de la recta asociada a cada una de las 24 variantes en el diagrama de transformación (STD) [32].

El objetivo del presente trabajo es realizar una validación de dicho criterio para el caso de AMF de Cu-Al-Be policristalinas, con distribución cuasi-bidimensional tanto para tensión como para compresión uniaxial, ambos estados de carga



inducidos mediante pandeo por compresión a temperatura ambiente en ambos casos.

La muestra utilizada en este trabajo fue sometida previamente a un estudio de Electron Backscatter Diffraction (EBSD) con la finalidad de conocer la distribución de orientaciones cristalinas dentro de la misma.

La muestra fue observada mediante un microscopio óptico digital antes y durante la aplicación de la carga mediante la cual se generan los estados previamente mencionados. Se obtuvieron micrografías en las cuales es posible observar que los granos considerados en este estudio sufrieron una TMIE. Dichas micrografías son comparadas posteriormente con líneas que fueron calculadas a partir del cambio de base de los planos correspondientes a las VM por el criterio empleado en el trabajo en el sistema de observación y con ello determinar el rango de capacidad de predicción de este criterio tanto para tensión como para compresión.

En el primer capítulo titulado “Principales características de las Aleaciones con memoria de forma” se describe de manera breve como se presenta la TM en esta clase de aleaciones así como una descripción de los efectos asociados a ésta, la anisotropía mecánica y su efecto en el esfuerzo y deformación transformacional así como características propias de las AMF base Cu y la manera en que la TM ocurre en ellas.

Así mismo, en el segundo capítulo denominado “Comportamiento mecánico de las aleaciones con memoria de forma policristalinas” se hace énfasis en el cambio en el comportamiento mecánico que existe entre las AMF mono y policristalinas así como una revisión de diversos trabajos cuyo objetivo fue constatar la influencia de la microestructura del material, o bien la inferencia que las interacciones intergranulares tienen en el comportamiento mecánico de esta clase de aleaciones, así como una breve introducción al criterio utilizado en este trabajo.

Posteriormente, en el tercer capítulo nombrado “Desarrollo experimental” se describe el proceso de preparación de la muestra, las medidas tomadas con el fin de cerciorarse de que la probeta estudiada puede ser considerada cuasi-bidimensional, así como el montaje de las pruebas realizadas y la toma de micrografías. Se explica el modo en el cual se seleccionaron los granos que son considerados en este trabajo en base a las micrografías obtenidas y el estudio de EBSD. En dicho capítulo se incluye una descripción más detallada de cómo se aplica el criterio SF-SR-STD una vez que se conoce la orientación cristalina de los granos considerados.



INTRODUCCIÓN



Finalmente en el cuarto capítulo denominado “Resultados y discusión” se describe la manera en que fue llevada a cabo la aplicación del criterio SF-SR-STD tanto para el caso de tensión como de compresión, así como la descripción del criterio de balance desarrollado por F.N. García-Castillo. También se incluye un condensado de resultados en los que se comparan las variantes predichas por el criterio con lo obtenido de manera experimental. Por último se muestra una cuantificación que tiene como finalidad comparar la cantidad de variantes predichas coincidentes con las observadas en las micrografías y de esta manera indicar el porcentaje de predicción que el criterio presentó para este caso en particular tanto en tensión como en compresión.



CAPITULO I

PRINCIPALES CARACTERÍSTICAS DE LAS ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA



Como ha sido ampliamente reportado en la literatura, las aleaciones con memoria de forma (AMF) poseen características únicas que las distinguen de las convencionales, dichas aleaciones poseen la singularidad de que en ellas se presenta un tipo de TM termoelástica. Este tipo de transformación martensítica puede ser inducida mediante esfuerzo, temperatura, o una combinación de ambos [1,2].

Es debido a este fenómeno que las AMF presentan propiedades como la superelasticidad y el llamado efecto con memoria de forma (los cuales no se observan en materiales convencionales). Debido a ello, en las últimas cinco décadas las AMF han pasado de ser un mero objeto de estudio científico a ser materiales ampliamente investigados con miras a su aplicación en diversas ramas industriales haciendo de estas aleaciones unos de los más prominentes materiales funcionales [1].

Hoy en día es posible observar que las AMF han sido utilizadas como termostatos en las cafeteras [1], en armazones para anteojos [1] y antenas para teléfonos celulares [1], sólo por mencionar algunas aplicaciones cotidianas, pero también han tenido un amplio rango de aplicación en el desarrollo de dispositivos médicos de mínima invasión, específicamente en la fabricación de dispositivos médicos como los stents [3] y alambres guía [4]. Así mismo han demostrado ser de gran utilidad en ramas como la ortodoncia [5], la industria aeroespacial [6], la minería [1] y más recientemente en dispositivos antisísmicos en edificios y puentes [7], en micro-mecánica [8], electrónica [8]. En México se han desarrollado prototipos de dispositivos recuperadores de energía [9] o en dispositivos ahorradores de agua potable [10] entre otros.

Sin embargo, el comportamiento termo-mecánico de esta clase de materiales dificulta su implementación ya que poseen una elevada anisotropía mecánica, así como una gran histéresis transformacional, su respuesta mecánica es altamente dependiente de la temperatura y su comportamiento es no lineal. Las características anteriormente mencionadas ocasionan que el desarrollar modelos que permitan predecir con precisión su comportamiento termo-mecánico sea complejo aún en casos monocristalinos y, dado que la mayoría de dispositivos elaborados con AMF son policristalinos es importante determinar la influencia de factores como el tamaño de grano, las distintas orientaciones cristalinas que pueden existir en el material así como los efectos de la interacción intergranular, los cuales no se consideran en el caso de los modelos monocristalinos (actualmente los más utilizados).

En éste capítulo se abordarán brevemente algunos aspectos referentes a la TMIE, las principales características y efectos de las AMF, los tipos de anisotropía mecánica existentes en este tipo de aleaciones y algunas particularidades en cuanto al comportamiento termo-mecánico y características cristalográficas referentes a las AMF base cobre.

1.1 LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA EN LAS AMF Y SUS EFECTOS

Tanto el efecto de memoria de forma como la superelasticidad presentes en las AMF tienen un origen común, conocido como transformación martensítica termoelástica. La mayoría de los materiales metálicos y cerámicos son materiales cristalinos en los cuales los átomos que los constituyen forman arreglos tridimensionales ordenados formando estructuras cristalinas particulares, cada una de estas estructuras representa una fase [2]. Dicha estructura puede ser alterada en respuesta a cambios en determinados factores del medio externo tales como temperatura, presión, esfuerzo, campos eléctricos, campos magnéticos, etc. Las transformaciones de fase en los materiales cristalinos pueden ser clasificadas en dos categorías; una es la transformación difusional y otra es la transformación sin difusión o displaciva. En el caso de la transformación difusional los átomos migran de una celda cristalina a otra, por esta razón generalmente son necesarias altas temperaturas para asegurar que la movilidad de los átomos sea relativamente grande, de lo contrario la transformación puede ser muy lenta. Sin embargo, es posible que el movimiento de los átomos altere la estructura cristalina sin abandonar su celda original mediante movimientos displacivos coordinados. Este tipo de transformación no requiere que los átomos migren distancias mayores al parámetro de red, y puede llevarse a cabo en tiempos cortos [1].

La transformación martensítica que se presenta en las AMF pertenece a este segundo tipo y es conocida por un desplazamiento cortante coordinado como se muestra en la Figura 1.1. Este desplazamiento se caracteriza por ser significativamente más pequeño que el parámetro de red y da como resultado una gran deformación de corte. Otra característica importante es que el material sufre un cambio de volumen muy pequeño durante la transformación.

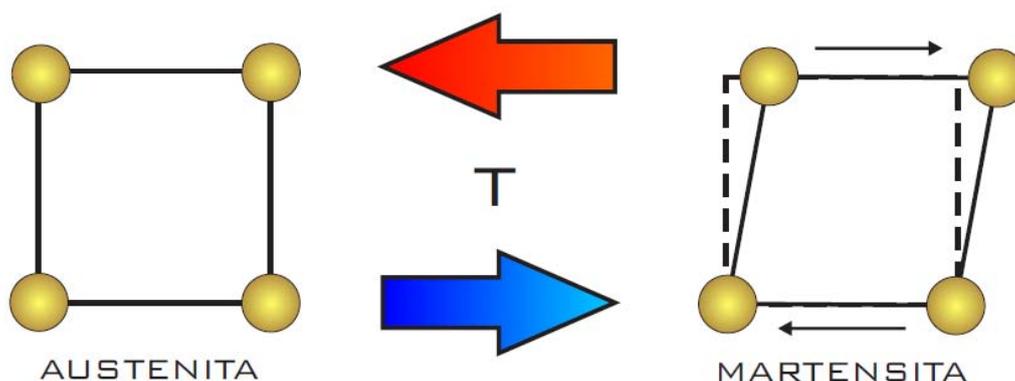


Figura 1.1. Ilustración esquemática del cambio en la celda unitaria durante la transformación martensítica displaciva [1].

La fase austenítica conocida también como la fase madre es una fase de alta temperatura (ya que se presenta a una temperatura mayor que la martensítica). Dicha fase está generalmente conformada por estructuras cristalinas tales como la cúbica centrada en el cuerpo (bcc por sus siglas en inglés) o bien cúbica centrada en las caras (fcc por sus siglas en inglés) [1]. Cuando el material se encuentra en fase austenítica y es enfriado hasta una temperatura crítica de transformación en la cual se presenta la fase producto o fase martensítica que, por lo general

posee una estructura cristalina de baja simetría [2]. Esta transformación puede ser detectada por métodos tales como la medición de la resistencia eléctrica del material durante la transformación o bien del flujo de calor a través de la muestra en una calorimetría diferencial de barrido.

Mediante este tipo de estudios se busca determinar cuatro temperaturas de transformación en el material:

M_s : Temperatura de transformación martensítica inicial.

M_f : Temperatura de transformación martensítica final.

A_s : Temperatura de transformación austenítica inicial.

A_f : Temperatura de transformación austenítica final.

Estas cuatro temperaturas son muy importantes ya que determinan el rango térmico de operación de cada AMF. Por convención se dice que el material se encuentra a una temperatura A_f cuando el 90% del material se encuentra en austenita mientras que A_s y M_s representan los valores de temperatura a los cuales un 10% del material se encuentra en fase austenítica y martensítica respectivamente. Por último M_f representa el valor de temperatura a la cual al menos el 90% del material se encuentra en martensita [3].

En la Figura 1.2 se puede observar de manera esquemática la aparición de variantes de martensita a una temperatura M_s , si la temperatura continúa descendiendo eventualmente alcanzará el valor de M_f . En un rango intermedio entre M_s y M_f el material está constituido por una mezcla de ambas fases. Debe observarse que cuando el material alcanza la temperatura M_f el material está compuesto por cristales de martensita con dos diferentes orientaciones, es decir se tiene una deformación de corte que genera desplazamientos en dos direcciones opuestas de magnitud muy similar. Esta morfología, llamada formación de variantes auto-acomodadas, permite a los cristales de martensita equilibrar la deformación de corte. Debido a esto el material no sufre cambios significativos en su morfología o en su volumen durante la transformación [1].

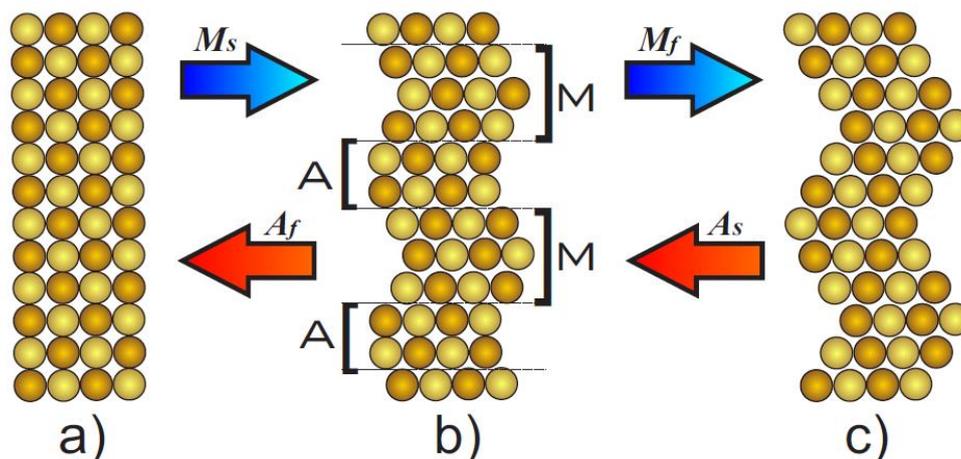


Figura 1.2. Esquema de los diferentes arreglos atómicos durante la transformación martensítica. a) Material en fase austenítica. b) Coexistencia de austenita (A) y martensita (M). c) Material en fase martensítica (con estructura auto-acomodada).

Los cristales de martensita se forman a partir de la austenita, pero pueden presentar diferentes orientaciones, a las cuales se les denomina variantes. Existen 24 diferentes variantes para el caso en el que la martensita posea una estructura monoclinica [11].

Es importante mencionar que en el caso de las AMF la TM es reversible, por lo tanto si el material se encuentra en una temperatura menor que M_f y posteriormente se calienta hasta llegar a una temperatura A_f sufre una transformación inversa, pero las temperaturas de transformación varían debido a la histéresis transformacional.

El efecto de memoria de forma simple, el efecto de memoria de forma inducido y el efecto de memoria de forma doble tiene su origen en el comportamiento termoelástico de la TM. El caso del denominado efecto memoria de forma simple se presenta cuando la AMF posee una M_f superior a la temperatura de prueba, esto implica que el material se encuentra en fase martensítica auto-acomodada (al menos el 90% del material). Si se aplica una carga lo suficientemente grande como para causar una deformación aparentemente plástica en el material, éste permanecerá en su configuración deformada mientras su temperatura sea igual o menor a M_f . Debido a la reversibilidad de la TM en las AMF si se incrementa la temperatura del material previamente deformado hasta alcanzar un valor A_f o superior el material recuperará su forma original. Se ha reportado que la deformación aparentemente plástica que una AMF puede recuperar alcanza hasta un 10% en casos monocristalinos. Esto depende de factores como son la composición química, las fases que se formen durante la TM, la orientación cristalina que ésta posea y la dirección de la carga aplicada. Para el caso policristalino el porcentaje de deformación recuperable es menor y es también afectado por otros factores micro-estructurales del material, así como por la interacción intergranular. En la Figura 1.3 se muestra de manera esquemática este fenómeno [2, 4].

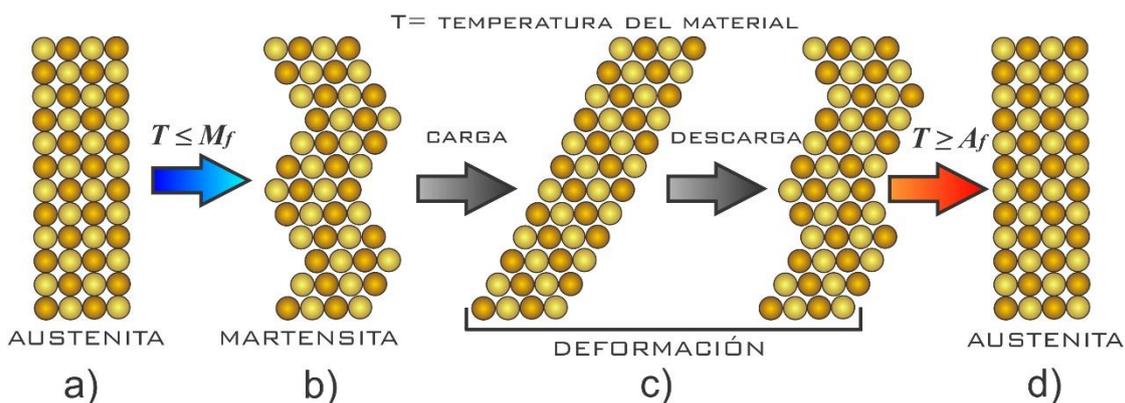


Figura 1.3. Representación esquemática del efecto de memoria de forma simple en una AMF monocristalina. a) AMF en fase austenita. b) Aparición de variantes auto-acomodadas en la fase martensítica. c) Carga y descarga realizadas en fase martensítica. d) reversibilidad de la transformación martensítica debido al incremento de temperatura en el material.

En el caso del doble efecto con memoria de forma inducido la AMF se encuentra a una temperatura igual o menor a M_f por lo que la estructura cristalina del material se encuentra en fase martensítica auto-acomodada, posteriormente el material es sometido a una carga externa (constante o variable) que sea capaz de inducir una deformación aparentemente plástica en el material pero a diferencia del caso anterior dicha carga permanecerá mientras la temperatura se eleva hasta alcanzar el valor de A_f o valores superiores a la misma. Si la temperatura disminuye nuevamente hasta M_f sin retirar la carga se observará que la AMF presenta nuevamente una deformación aparentemente plástica, lo que implica que el material se encuentra en fase martensítica no auto-acomodada. Este efecto es el más utilizado en el desarrollo de aplicaciones que utilizan AMF ya que permite que este tipo de aleaciones puedan realizar las funciones de sensor y actuador a la vez. Otra ventaja adicional de las AMF es que este efecto puede presentarse aún con valores de carga altos comparados con parámetros de operación de otros materiales como los piezocerámicos o los magnetoconstrictivos [1].

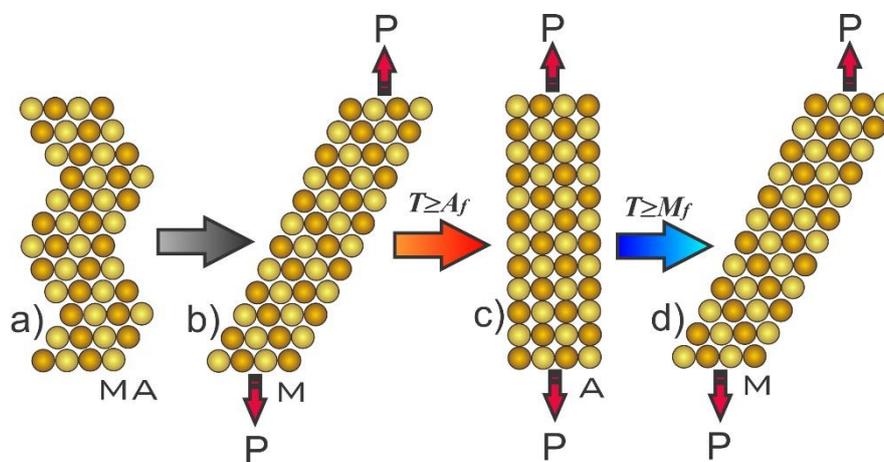


Figura 1.4 Representación esquemática del doble efecto de memoria de forma inducido. a) AMF en martensita auto-acomodada. b) AMF deformada (en martensita). c) Presencia de la fase austenítica debido al incremento de temperatura. d) El material vuelve a su configuración deformada cuando su temperatura disminuye.

El doble efecto de memoria de forma se presenta de forma similar al descrito con anterioridad, pero a diferencia de este, no es necesario aplicar ninguna carga, basta con que el material alcance los valores de temperatura de transformación para que se suscite un repentino cambio de forma, esto puede ser conseguido si la AMF es sometida a un proceso denominado “educación” mediante el cual el material es capaz de “recordar” dos formas distintas, una en cada fase, de tal manera que cuando la TM o bien la TM inversa se presentan en el material este cambia su configuración [13].

El efecto superelástico se presenta cuando la AMF es sometida a una carga capaz de inducir la TM cuando el material se encuentra en fase austenítica, es decir a una temperatura igual o mayor a A_f . En monocristales se tiene que la variante de martensita que sufra un mayor cortante debido a la dirección de la carga o cargas aplicadas es la que se activará. Una vez que la carga es retirada ocurre la TM inversa en el material. Este mecanismo permite deformaciones elásticas mucho mayores que las observadas en materiales convencionales y es otra razón por la cual las AMF son cada día más utilizadas [1].

La Figura 1.5 muestra una gráfica esfuerzo-deformación (σ - ϵ) donde se aprecia el lazo superelástico característico de las AMF monocristalinas. Mientras que en la Figura 1.6 se muestra un esquema que relaciona determinados puntos del lazo superelástico con lo que ocurre internamente en el material. Cabe mencionar que en las pruebas realizadas en este trabajo el material es estudiado bajo dicho efecto.

En la Figura 1.5 el punto **0** representa el inicio de la prueba cuando la muestra aún no ha sido cargada, el punto **p** representa el fin de la deformación elástica de la austenita y el comienzo de la deformación transformacional propia de las AMF es decir, el material comienza a sufrir la transformación martensítica inducida por esfuerzo (TMIE), el punto **q** representa la deformación recuperable del material que es la suma de la deformación elástica de la austenita, la deformación transformacional y la deformación elástica de la fase martensítica. El punto **r** representa el esfuerzo necesario para inducir la TMIE inversa en el material, el cual comienza a sufrir la TM inversa, en el punto **s** el material ha completado la TM inversa y, finalmente en los puntos **A** y **B** ambas fases coexisten en la AMF.

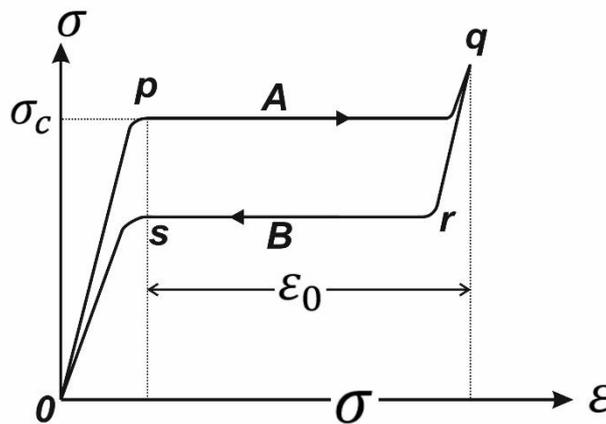


Figura 1.5. Lazo superelástico característico de las AMF monocristalinas [1].

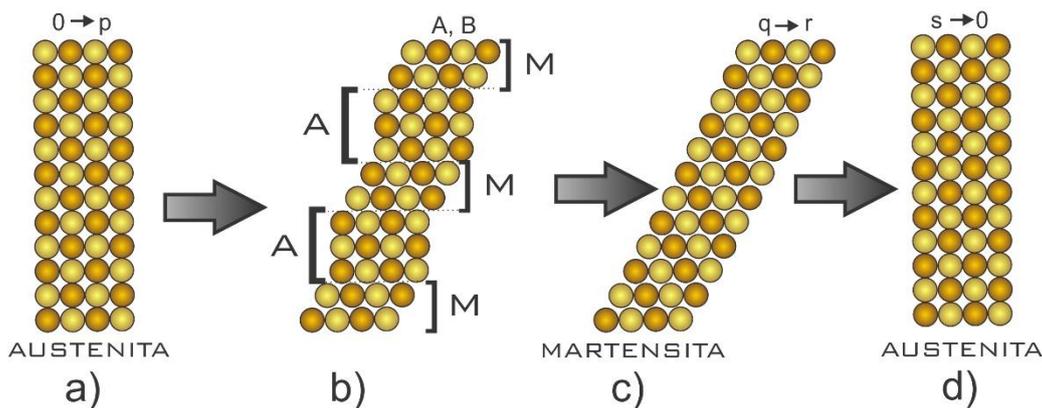


Figura 1.6. Representación esquemática del efecto superelástico en una AMF. a) Configuración inicial. b) Inicio de la TM inducida por esfuerzo. c) Fin de la TM inducida por esfuerzo. d) El material sufre la TM inversa una vez que la carga es retirada [1].

La diferencia existente entre el valor de esfuerzo necesario para el inicio y el final de la TMIE está directamente asociada con la histéresis presente en las AMF.

Es importante mencionar que el esfuerzo necesario para inducir la TM incrementa linealmente con la temperatura, en la Figura 1.7 se muestra una gráfica en la cual es posible observar dicha relación, que se presenta tanto en fase austenítica como en martensita [6]. En esta Figura T_d es la temperatura de deformación plástica para un esfuerzo dado, ϵ_m es la deformación de transformación, σ_f y σ_r son los valores de esfuerzo a los cuales se presentan la TM y la TM inversa respectivamente para una temperatura determinada.

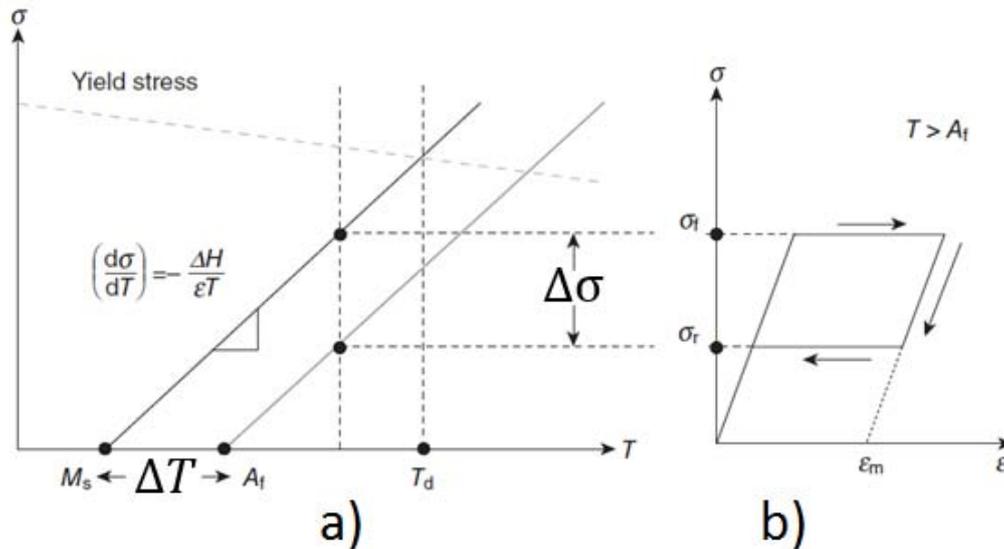


Figura 1.7 a) Gráfica esfuerzo-temperatura (σ - T). b) Gráfica esfuerzo-deformación (σ - ϵ) en la que se muestra la dependencia del esfuerzo de transformación con respecto de la temperatura [1].

El valor de la pendiente se denomina relación de Clausius-Clapeyron, dicho valor está dado por la ecuación:

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{\Delta H^{a/m}}{\epsilon T_0} \quad (1.1)$$

Donde σ es el esfuerzo que induce la transformación, T_0 es la temperatura de equilibrio y $\Delta H^{a/m}$ es la entalpía de la transformación. El valor de la relación de Clausius-Clapeyron es distinto para cada tipo de transformación y es uno de los parámetros de mayor importancia cuando se desea determinar si una aleación en particular puede o no cumplir con los parámetros de operación para una aplicación [14].

Es importante tomar en cuenta que el efecto superelástico está restringido a un determinado rango de temperaturas. Si la temperatura es menor a A_f , al aplicar el esfuerzo necesario para inducir la TM el material no regresara a su fase austenítica a menos que su temperatura sea elevada a un valor A_f o superior, por lo que se presentaría un efecto de memoria de forma, pero si por el contrario la temperatura es demasiado alta entonces se llega a un punto en el que el esfuerzo de transformación excede al esfuerzo de cedencia en el material en austenita y una deformación plástica permanente es provocada. Las AMF son sometidas a tratamientos térmicos con el objetivo de ampliar el rango de temperaturas en el que el material puede presentar el efecto superelástico [1].

1.2 LA ANISOTROPÍA MECÁNICA EN LAS AMF.

La anisotropía mecánica se describe como el cambio de las propiedades mecánicas de un material según la orientación cristalina con respecto a la dirección de la carga aplicada [15]. Es bien conocido que los materiales poseen anisotropía mecánica pero se considera nula en la mayoría de los materiales convencionales como en el caso del aluminio y los aceros, dicha anisotropía es tan pequeña en estos materiales que son considerados en forma ideal como isotropos. En el caso de las AMF esto no ocurre de la misma manera, las AMF son aleaciones que poseen un alto grado de anisotropía mecánica, y dicha característica está presente aún en las aleaciones más comerciales y utilizadas, tales como NiTi o CuAlBe [16].

En las AMF existen al menos tres aspectos relevantes referentes a la anisotropía mecánica. Dichos aspectos están relacionados con la estructura de la fase austenítica, con la posición relativa de los planos de hábito y finalmente con la proyección de la deformación relativa al sistema de observación.

La fase austenítica de las AMF posee generalmente una estructura de simetría cúbica centrada en el cuerpo, en sus distintas modalidades; B2, L2 y DO₃. Por otra parte, la estructura de la fase martensítica es generalmente de largo período con celdas unitarias que pueden ser: ortorrómbica, monoclinica, triclinica, entre otras [17]. A continuación, se presenta una breve descripción de los tipos de anisotropía mecánica mencionadas anteriormente.

1.2.1 ANISOTROPÍA MECÁNICA EN LA FASE AUSTENÍTICA.

El origen de la anisotropía en la fase austenítica es la simetría de la celda unitaria ya que una celda cúbica posee al menos 3 ejes de simetría: uno de 90° otro de 180° y otro más de 270° los cuales corresponden con las direcciones de las familias $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ y $\langle 111 \rangle$ respectivamente [17]. Los ejes de simetría de la celda cúbica se muestran en la Figura 1.8. Los ejes indicados en la Figura 1.8.A. son conocidos como ejes de simetría 4, ya que si se rota la celda 360° con respecto a cualquiera de ellos cada 90° se puede observar una vista idéntica.

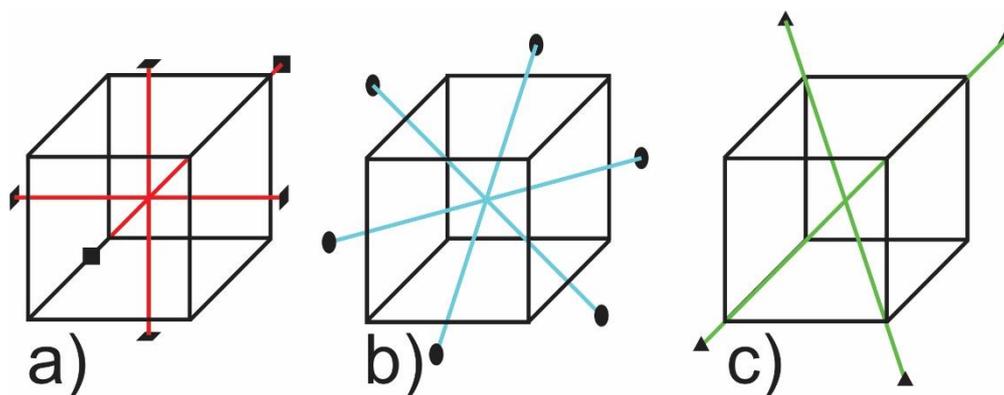


Figura 1.8. Tipos de ejes de simetría encontrados en las celdas cúbicas.

De forma análoga los ejes mostrados en la Figura 1.8.B y 1.8.C se conocen como ejes de simetría 2 y ejes de simetría 3 ya que si se gira la celda con respecto a estos se obtiene una vista idéntica cada 180° y 120° respectivamente.

Según se ha reportado en la literatura [18], diversas AMF presentan anisotropía en su fase austenítica. Lo anterior tiene implicaciones severas en el valor de los módulos elásticos tales como el módulo de Young y el de corte, ya que varían considerablemente con la orientación del material. De hecho se han reportado en la literatura, para AMF de CuAlNi, variaciones del módulo de Young de entre 23 y 230 MPa [14] como se muestra en la Figura 1.9.

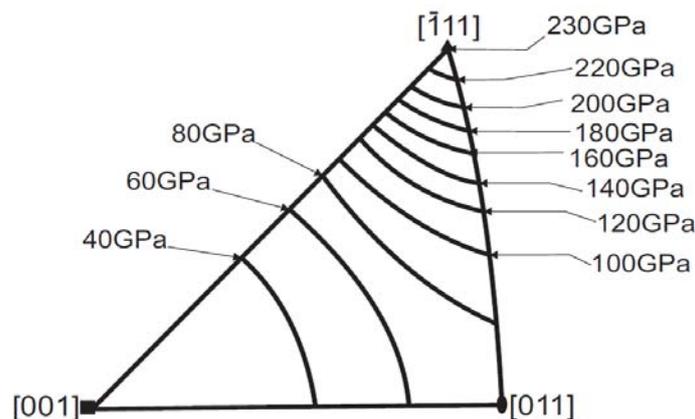


Figura 1.9. Variaciones del Módulo de Young de la fase austenítica en aleaciones de CuAlNi.[14].

1.2.2 ANISOTROPÍA EN EL ESFUERZO TRANSFORMACIONAL

Esta clase de anisotropía se relaciona con el esfuerzo necesario para iniciar la TMIE. En este caso, la transformación iniciará cuando la o las componentes cortantes paralelas a algunos de los planos de hábito alcanzan un valor crítico. En muestras sometidas a tensión uniaxial, se ha encontrado que la variante que se formará será aquella que posea el máximo valor del factor de Schmid (FS) para la orientación del cristal. De hecho, estudios recientes realizados en diversas AMF con estructura martensítica monoclinica han revelado que de las 24 posibles variantes de martensita que pueden ser inducidas por esfuerzo existen grupos de 4 variantes equiprobables, es decir, que tienen el mismo FS para una orientación fija del material [16, 19].

La formación de variantes favorecidas por la dirección del esfuerzo aplicado es especialmente importante para la determinación del esfuerzo necesario para iniciar la TMIE, también conocido como esfuerzo crítico σ_c sobre todo para estados de esfuerzos biaxiales o triaxiales. Se han reportado en la literatura trabajos en los que se presentan estudios realizados en AMF respecto a éste tópic. Los estudios presentados, muestran que la combinación de los esfuerzos principales necesarios para iniciar la TMIE varía considerablemente con la orientación del cristal [16, 19].

Para el caso monocristalino el grado de deslizamiento depende directamente de la magnitud del esfuerzo de corte producido por las cargas externas, por la geometría de la estructura cristalina y por la orientación del sistema de transformación con respecto al esfuerzo de corte. El deslizamiento comienza cuando la componente de corte para un plano y dirección de deslizamiento dados alcanza un valor τ_c [20]. En este caso τ_c es equivalente al esfuerzo de

cedencia de los materiales convencionales. En las AMF éste valor varía según la composición de la aleación así como de la temperatura de prueba.

El hecho de que se requieren distintas magnitudes de carga para generar desplazamiento en monocristales con diferente orientación puede ser relacionado con un esfuerzo cortante crítico. Esto fue determinado por primera vez por E. Schmid. Para determinar dicho esfuerzo cortante es necesario realizar una o varias pruebas de tensión en el material así como conocer en qué dirección y plano se presenta primero el deslizamiento así como la orientación del plano de deslizamiento con respecto al eje de aplicación de carga [20].

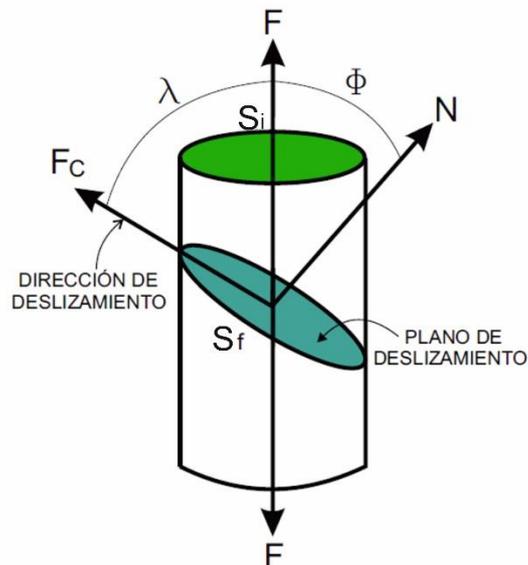


Figura 1.10 Diagrama que muestra los parámetros considerados en el cálculo del FS [20].

En la Figura 1.10 se considera un monocristal de forma cilíndrica que posee una sección transversal S_i así como un plano de deslizamiento que se supone conocido, cuya sección es S_f . Considerando a F como la fuerza aplicada al material, F_c como la fuerza cortante, N como la fuerza normal a F_c , λ como el ángulo existente entre F y F_c y a ϕ como el ángulo existente entre N y F , se tiene que:

$$\tau_c = \frac{F_c}{S_f} \quad (1.2)$$

Donde τ_c es el esfuerzo de corte. Posteriormente:

$$\cos \phi = \frac{S_i}{S_f} \quad \text{por lo tanto} \quad S_f = \frac{S_i}{\cos \phi} \quad (1.3)$$

$$\cos \lambda = \frac{F_c}{F} \quad \text{por lo tanto} \quad F_c = F \cos \lambda \quad (1.4)$$



Sustituyendo las ecuaciones (1.3) y (1.4) en la ecuación (1.2) se tiene:

$$\tau_c = \frac{F \cos \Phi \cos \lambda}{S_i} \quad (1.5)$$

Considerando que la ley de Hooke en el caso de tensión uniaxial describe al esfuerzo normal como:

$$\frac{F}{S_i} = \sigma \quad (1.6)$$

Entonces se tiene que:

$$\tau_c = \sigma \cos \lambda \cos \Phi = \sigma \xi \quad (1.7)$$

$$\xi = \cos \lambda \cos \Phi = \frac{\tau_c}{\sigma} \quad (1.8)$$

Donde ξ es el Factor de Schmid. Con el objeto de poder expresar ξ en términos de los índices de Miller debemos tomar en cuenta que:

$$\cos(a|b) = \frac{a \cdot b}{\|a\| \|b\|} \quad (1.9)$$

Expresando el factor de Schmid en términos de los índices de Miller se obtiene que:

$$\xi = \frac{(F \cdot F_c)(F \cdot N)}{\|F\|^2 \|F_c\| \|N\|} \quad (1.10)$$

Donde:

$$F = \begin{pmatrix} F_1 \\ F_2 \\ F_3 \end{pmatrix} \quad F_c = \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix} \quad N = \begin{pmatrix} H \\ K \\ L \end{pmatrix} \quad (1.11)$$

De lo cual es posible deducir que $[F_1 F_2 F_3]$ es la orientación del eje de la carga, $[h k l]$ es la dirección de deslizamiento y $[H K L]$ es la dirección normal al plano de deslizamiento, por lo cual el Factor de Schmid queda expresado de la siguiente manera:

$$\xi = \frac{\left[\begin{pmatrix} F_1 \\ F_2 \\ F_3 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix} \right] \left[\begin{pmatrix} F_1 \\ F_2 \\ F_3 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} H \\ K \\ L \end{pmatrix} \right]}{(F_1^2 + F_2^2 + F_3^2)(\sqrt{h^2 + k^2 + l^2})(\sqrt{\sqrt{H^2 + K^2 + L^2}})} \quad (1.12)$$

Considerando las características cristalográficas de las AMF y utilizando la definición del Factor de Schmid, es claro que los valores del FS dependen del llamado Sistema de Transformación (ST)

del material. El ST de una AMF está compuesto por las 24 combinaciones de planos de hábito y las direcciones de deslizamiento en las que se pueden inducir una variante de martensita.

Considerando que el material es sometido a cargas uniaxiales de tensión y compresión en dos ejes ortogonales ente sí y calculando el valor inverso del FS de cada variante en ambos casos es posible obtener una representación gráfica que indique que combinación biaxial de esfuerzos favorece la aparición de una variante en particular, este diagrama es análogo al de la elipse rotada 45° utilizada por Von Mises la cual representa el límite de cedencia para el caso de estados de esfuerzo biaxiales en materiales dúctiles convencionales. En la Figura 1.11 se muestra una serie de diagramas de transformación correspondientes a una muestra monocristalina de Cu-Ni-Al considerando distintas orientaciones de carga.

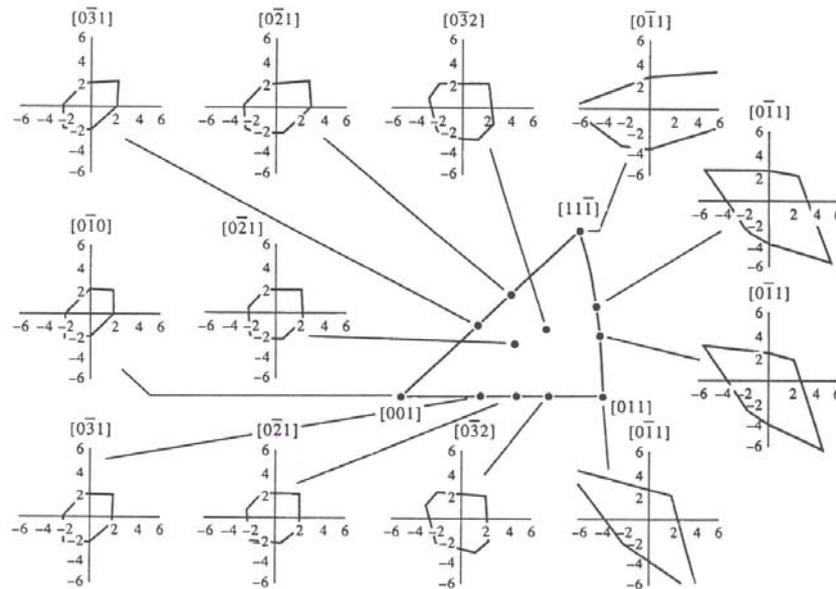


Figura 1.11. Diagramas de transformación, para diferentes orientaciones, correspondiente a una aleación de CuNiAl con MF [21].

En los diagramas de las Figura 1.11 se aprecia que aunque la forma de las curvas de transformación difieren considerablemente entre sí, existe cierta similitud cuando las orientaciones varían sobre alguno de los ejes del diagrama estereográfico como por ejemplo: de la dirección [001] a la [011], de la [001] a la [111] y de la [011] a la [111].

1.2.3 ANISOTROPÍA EN LA DEFORMACIÓN TRANSFORMACIONAL

Como se mencionó en la sección anterior, la magnitud de ϵ_0 que se observa en las curvas esfuerzo-deformación en pruebas de tensión uniaxial, que corresponde con la TMIE, presenta también rasgos de anisotropía severos que se han reportado en la literatura. Según estudios realizados en aleaciones monocristalinas base Cu sujetas a tensión uniaxial [21, 22], la deformación transformacional para transformaciones del tipo: $\beta \rightarrow \beta'$ varía entre 8.6% y menos de 1%. Según Otzuka, el valor más alto de la deformación transformacional se obtiene cuando la orientación del eje de aplicación de la carga es cercana a la dirección [001] mientras que el

más bajo se alcanza cuando la orientación correspondiente es cercana a la dirección [111]. De manera similar para el mismo material, Otzuka [21] encontró que para una transformación del tipo $\beta \rightarrow \gamma'$ la deformación transformacional varía entre 4.7 y 1% para las mismas orientaciones. En la Figura 1.12 se muestran diagramas estereográficos en los que se muestran los valores de deformación así como de F.S. obtenidos para CuNiAl que presentaron distintas TMIE.

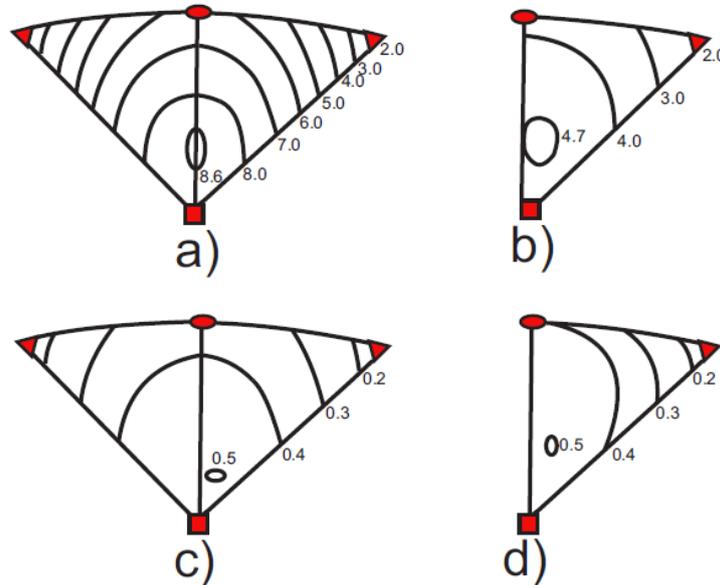


Figura 1.12. a) Porcentajes de deformación obtenidos para CuAlNi $\beta \rightarrow \beta'$. b) Porcentajes de deformación obtenidos para CuAlNi $\beta \rightarrow \gamma'$. c) Valores de F.S. correspondientes a la Figura 1.12.a. d) Valores de F.S. correspondientes a la Figura 1.12.b [21].

1.3 ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA BASE COBRE

1.3.1 CARACTERÍSTICAS DE LAS AMF BASE COBRE

Las AMF base cobre se derivan en tres sistemas de aleaciones binarias CuZn, CuAl, y CuSn (Figura 1.13). Las aleaciones base CuSn poseen la característica de ser poco estables a temperaturas cercanas a la temperatura ambiente lo que ha generado que el interés en esta clase de AMF sean más de carácter científico y hasta ahora no se ha detectado en ellas un potencial comercial.

Ya que las propiedades de memoria de forma de las AMF base cobre son muy sensibles al contenido de los elementos aleantes se han desarrollado diversas AMF ternarias en las que el tercer elemento es utilizada para regular las temperaturas de transformación, para mejorar la estabilidad térmica y/o para mejorar las propiedades mecánicas de las mismas [23].

Las AMF ternarias se han desarrollado a partir de los sistemas binarios CuZn y CuAl. En las AMF base CuZn generalmente se emplea como tercer elemento materiales como Al, Si, Sn, Ga o Mn, mientras que en las AMF base CuAl se utiliza Ni, Be, Zn, o Mn. También existen aleaciones cuaternarias o incluso aleaciones que poseen cinco aleantes donde los elementos restantes son empleados generalmente como refinadores de grano [23].

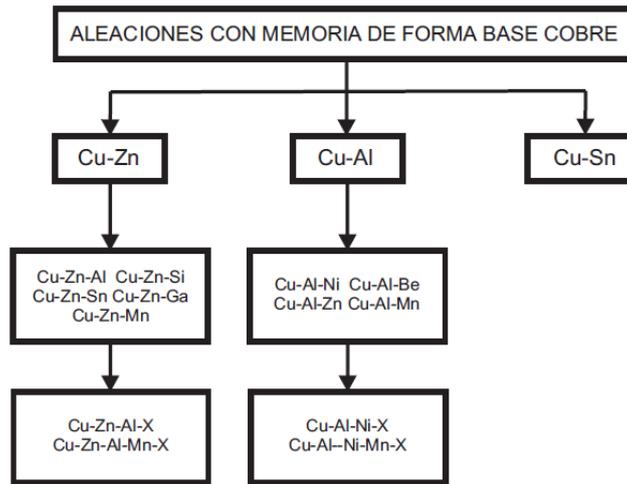


Figura 1.13. Sistemas de aleaciones con memoria de forma base cobre [24].

Debido a la importancia tecnológica que representan los efectos de memoria de forma y de superelasticidad presentes en las AMF base cobre éstas han sido motivo de diversas investigaciones tanto teóricas como experimentales. Dichas aleaciones poseen una fase β desordenada con estructura bcc a temperaturas elevadas, en el caso de las AMF con base Cu-Al dicha temperatura puede ser reducida alrededor de 50°C añadiendo un 0.5% en peso de Berilio [25]. La formación de la fase β es esencial para que el material pueda presentar el comportamiento de memoria de forma y con el objetivo de estabilizar esta fase a temperatura ambiente el material se somete a un tratamiento térmico conocido como betatizado. La fase austenítica presenta entonces una estructura cristalina ordenada DO_3 o $L2_1$, estas estructuras se muestran en la Figura 1.1 4 [24].

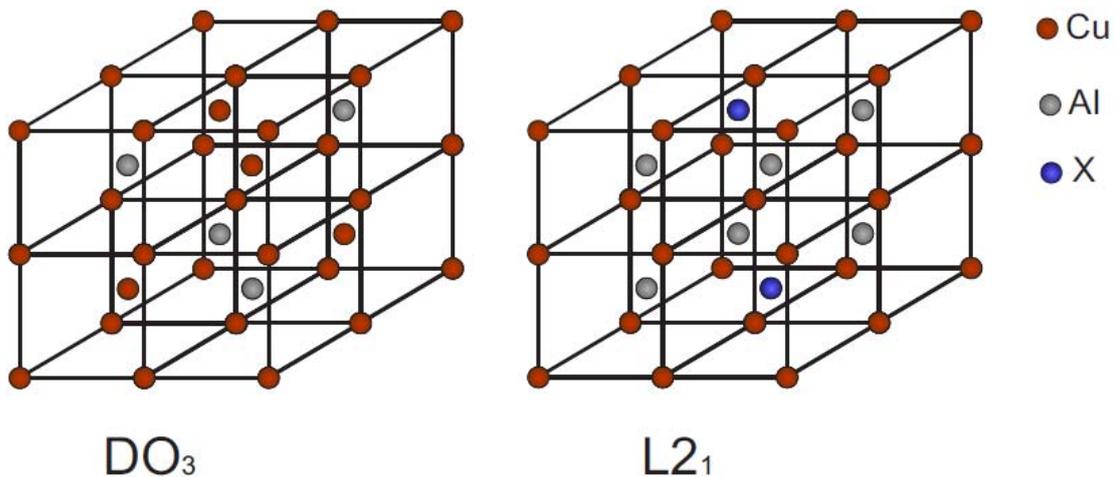


Figura 1.14. Tipos de orden atómico presentes en fase β en aleaciones de Cu-Al-X [24].

Se ha reportado en la literatura que en aleaciones de Cu-Al-Be el efecto del contenido de Be en las temperaturas de transformación es mayor que el del contenido de Al [25,26]. Por lo que pequeños cambios en el contenido de Be tienen como consecuencia grandes diferencias en la temperatura de transformación. Ş.N. Balo y M. Ceylan [27] realizaron un estudio sobre el efecto



que tiene el contenido de Be en aleaciones de Cu-Al-Be en el cual realizan estudios de difracción por rayos-X, así como mediciones de las temperaturas de transformación mediante la técnica DSC (Diferential scanning calorimetry) en diversas probetas obtenidas de dos composiciones distintas Cu-11.8%Al-0.47%Be y Cu-11.6%Al-0.42%Be (porcentajes dados en peso).

En este estudio se observó que la disminución de 0.47% a 0.42% de Be alteraron la estructura cristalina de las muestras a temperatura ambiente presentando austenita con estructura cristalina DO₃ las primeras y martensita 18R las segundas.

Previamente, Belkahl y Guenin [26] estudiaron la influencia de los elementos aleantes en las temperaturas de transformación para aleaciones con memoria de forma de Cu-Al-Be. Como resultado de este estudio se propuso la siguiente ecuación para la **Ms** en función de la composición.

$$Ms(^{\circ}C) = 1245 - 71(\%Al) - 893(\%Be) \quad 1.13$$

En la ecuación anterior es posible observar que la temperatura de transformación disminuye de forma considerable agregando pequeñas cantidades de Berilio.

1.3.2 TMIE EN AMF BASE COBRE

Si la TMIE es inducida en una AMF base cobre cuando se encuentra por encima de la temperatura **Ms** se pueden obtener una serie de curvas esfuerzo-deformación. Un ejemplo de esto es un trabajo reportado por Oztuka y Wayman [14] en el cual se muestra una serie de curvas esfuerzo-deformación correspondientes a una muestra monocristalina de Cu-14.1%(wt)Al-0.4%(wt)Ni (Figura 1.15). En dicho experimento, se sometió a tensión a la muestra anteriormente mencionada a diversas temperaturas de prueba (en orden ascendente).

En dicho trabajo se realizó un estudio en el que se somete una muestra de dicho material a distintas temperaturas de prueba. Parte de los resultados obtenidos muestran que diferentes tipos de transformación austenita-martensita se presentan a diferentes temperaturas de prueba. En la Figura 1.16 se muestra una gráfica en la que se ubican los diferentes tipos de transformación observados por los autores.

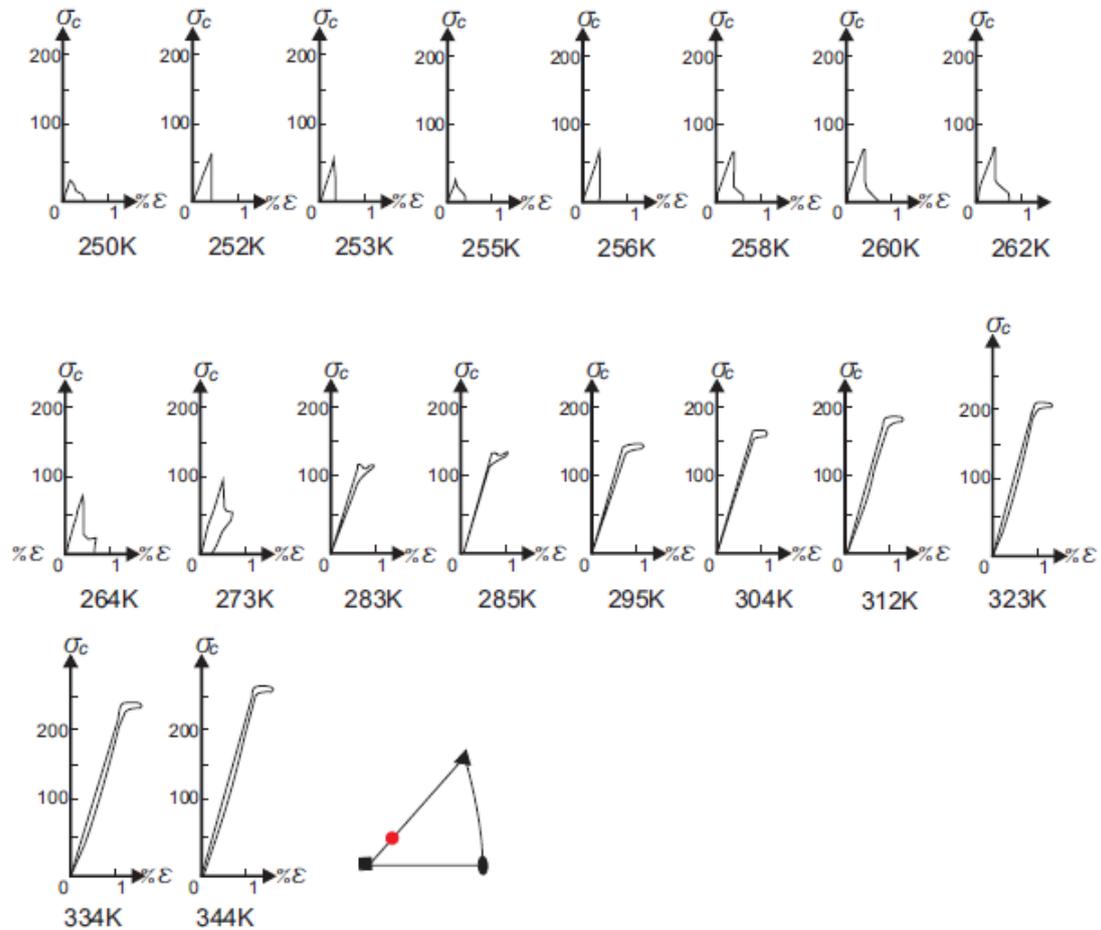


Figura 1.15 Curvas esfuerzo-deformación en función de la temperatura correspondientes a pruebas de tensión realizadas en una muestra monocristalina de Cu-14.1%Al-0.4%Ni (%en masa) cuyas temperaturas de transformación son $M_s=242K$, $M_f=241K$, $A_s=266K$, $A_f=291K$ [14].

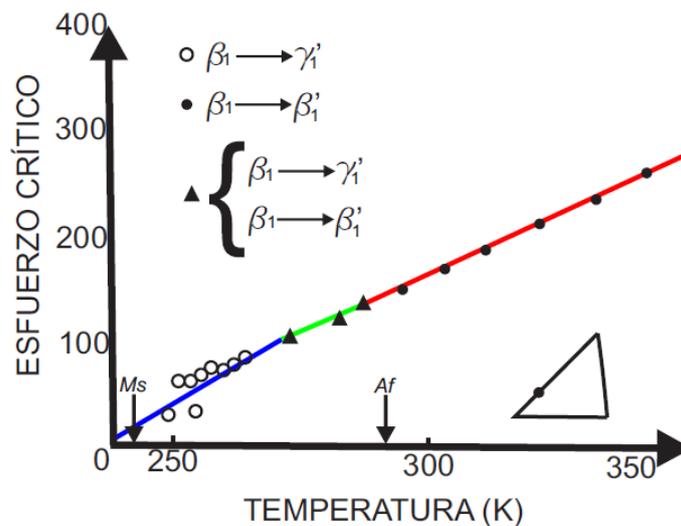


Figura 1.16. Gráfica esfuerzo crítico vs temperatura de prueba en pruebas realizadas a una muestra de Cu-14.1%Al-0.4%Ni [14].

Así mismo se ha reportado que las AMF presentan un comportamiento mecánico distinto a tensión que a compresión. Esto ha sido atribuido principalmente a la baja simetría de la fase martensítica y a la elevada anisotropía mecánica que se presentan en esta clase de materiales.

Patoor *et al.* [28] realizaron un trabajo en el que simulan el comportamiento mecánico de aleaciones monocristalinas de CuZnAl sometida a tensión y a compresión utilizando como datos de entrada las direcciones normales a los planos de hábito y las direcciones de deslizamiento del sistema de transformación de dicha aleación.

Los autores reportan que las simulaciones realizadas arrojan una disimetría en ambos estados de carga. Los autores resaltan que en la simulación la disimetría desaparece casi en su totalidad si el material tiene una orientación cercana a la [011], lo que concuerda con lo observado experimentalmente [28].

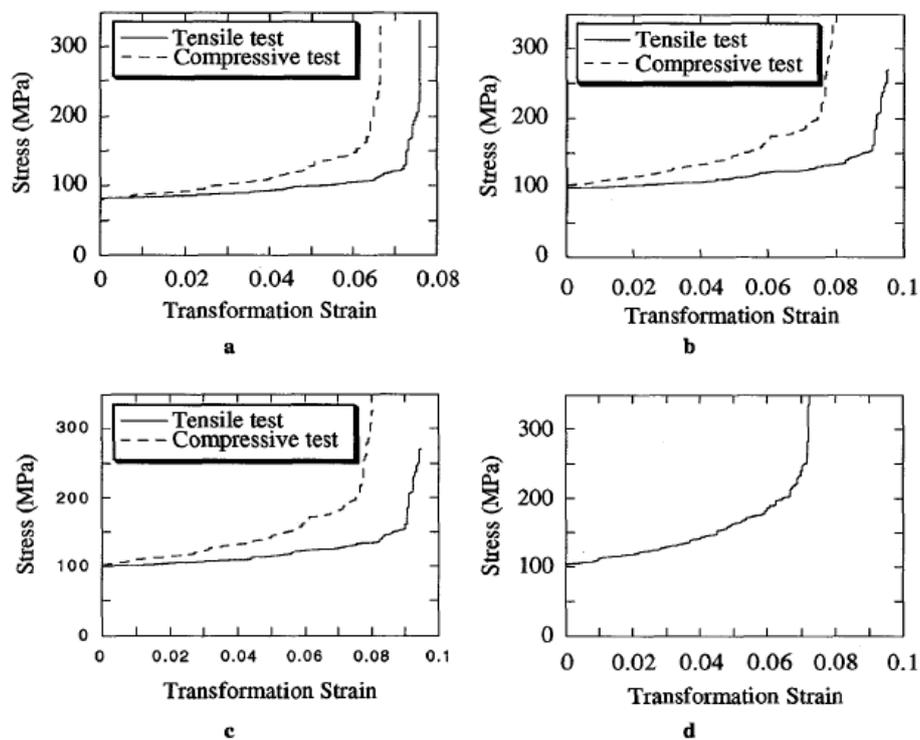


Figura 1.17 Simulación con optimización lineal de pruebas de tensión y compresión para aleaciones de CuZnAl [28].

Como parte de la simulación los autores calcularon el FS tanto para aleaciones CuZnAl como para aleaciones de Ni-Ti considerando diferentes orientaciones donde se observa la diferencia existente entre tensión y compresión para ambas aleaciones [28]. Cabe mencionar que la disimetría en el comportamiento mecánico es significativamente menor en aleaciones base cobre que en aleaciones de Ni-Ti, como se puede observar en los diagramas estereográficos obtenidos de la simulación realizada por Patoor et al [28].

A partir de los diagramas estereográficos (Figura 1.18) es posible apreciar que el mayor FS para el caso del Ni-Ti en tensión se encuentra entre las direcciones $[011]$ y la $[\bar{1}11]$ mientras que a compresión se encuentra entre las direcciones $[001]$ y la $[\bar{1}11]$, mientras que para las aleaciones de CuZnAl el máximo FS se encuentra cerca de la dirección $[001]$ tanto para tensión como para compresión.

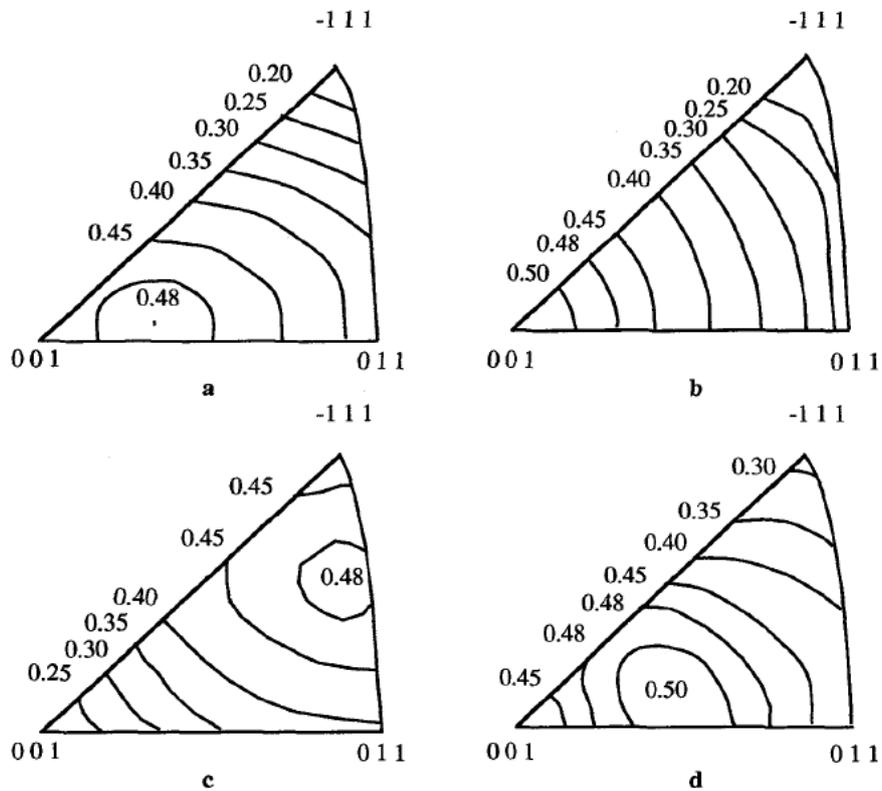


Figura 1.18. Factor de Schmid calculado para a) aleaciones de CuZnAl en tensión b) aleaciones de CuZnAl en compresión c) aleaciones de NiTi en tensión d) aleaciones NiTi en compresión [28].

Lo anterior implica que en el caso de las Aleaciones de NiTi la relación esfuerzo-deformación transformacional es muy distinta cuando el material es sometido a tensión y a compresión, mientras que en el caso de las aleaciones de CuZnAl aunque existe disimetría, es mucho menor que en el caso anterior y casi nula en direcciones cercanas a la $[001]$.

Actualmente algunas AMF base cobre, como las aleaciones CuAlBe han sido sujetas a diversos estudios que tienen como finalidad implementarlas en aplicaciones industriales ya que poseen la ventaja de que su fabricación es más sencilla que las aleaciones de NiTi, lo que las hace más económicas.

Una prueba de que las AMF de CuAlBe comienzan a considerarse para la fabricación de elementos empleados en aplicaciones industriales es que empresas como Trefimetaux S. A. ya ofrecen aleaciones de CuAlBe que pueden fabricarse considerando especificaciones dadas por el comprador. Además las aleaciones de Cu-Al-Be poseen propiedades que permiten su implementación en ambientes en los que las AMF de NiTi son inoperantes [7].



CAPÍTULO I

Principales características de las aleaciones con memoria de forma



Debido a que la mayoría de elementos elaborados a partir de Cu-Al-Be son policristalinos y a que el comportamiento termomecánico varía significativamente con respecto al reportado en monocristales, se han realizado diversos estudios en los que se ha atribuido esta diferencia a factores que no son considerados en los modelos monocristalinos como son: el tamaño de grano, la existencia de imperfecciones a nivel macroscópico, la anisotropía mecánica propia de las AMF así como la interacción intergranular, siendo este último factor de especial interés. Algunos trabajos han sido realizados con la finalidad de determinar la influencia de la interacción intergranular en el comportamiento termomecánico a nivel macroscópico de esta clase de materiales.

Los trabajos mencionados anteriormente presentan diversos enfoques entre los que destacan aquellos que presentan una modelación matemática puramente teórica, trabajos en los que se realizan pruebas experimentales en los cuales no se considera o bien se supone conocida la orientación cristalina de un grupo de granos, así como trabajos en los que la orientación cristalina de ciertos grupos de granos es conocida mediante diferentes métodos de medición.



CAPÍTULO II

COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE ALEACIONES CON MEMORIA DE FORMA POLICRISTALINAS

2.1 INTRODUCCIÓN

Es bien conocido que los metales policristalinos presentan un comportamiento mecánico significativamente distinto a las monocristalinos [29], esto ha sido reportado por diversos autores que han recopilado evidencia experimental de que los parámetros bajo los cuales es posible modelar el comportamiento mecánico monocristalino no son capaces de predecir con precisión el comportamiento en aleaciones policristalinas. Esto también ha sido observado en las AMF y ha sido atribuido principalmente a factores como el tamaño de grano, la existencia de orientaciones preferenciales, el aumento de defectos cristalinos y las interacciones intergranulares principalmente (Figura 2.1).

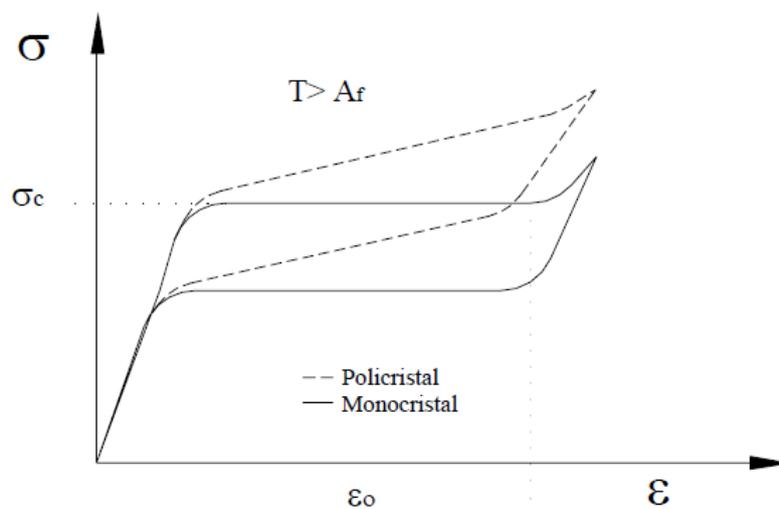


Figura. 2.1 Diagrama esfuerzo deformación que muestra la diferencia entre el comportamiento monocristalino y policristalino [30].

Se ha observado que no es suficiente el implementar una simple extensión de los criterios y parámetros utilizados en monocristales para poder predecir el comportamiento mecánico de policristales. La inclusión de factores microestructurales en el modelado del comportamiento mecánico de aleaciones con memoria de forma policristalinas (AMFP) puede proveer un incremento significativo en las aproximaciones es cuantitativas en este tipo de aleaciones [31,32], no obstante la complejidad de dichos modelos aumenta considerablemente además que consideran parámetros que son difíciles de determinar. Estudios recientes indican que el poder determinar la influencia de la interacción intergranular es la clave para poder modelar adecuadamente el comportamiento mecánico en materiales policristalinos [31].

Los efectos de las interacciones intergranulares locales y el comportamiento de frontera de grano han sido estudiados experimentalmente en bicristales y tricristales así como en muestras multicristalinas cuasi-bidimensionales que tienden a contener una sola capa granular. Esto con la finalidad de eliminar dentro de lo posible la influencia de deformaciones e interacciones de carácter tridimensional, las cuales no es posible determinar en base a la mera observación superficial de la deformación de los granos.



Muestras bicristalinas y tricristalinas han sido empleadas para investigar la transmisión del deslizamiento, la heterogeneidad del deslizamiento presente en policristales, y la evolución de la curvatura en la red cristalina [33, 34]. Sin embargo, el producir muestras bicristalinas o tricristalinas es complicado y por ello no han sido tan ampliamente utilizadas como las muestras multicristalinas en este tipo de investigaciones. Es debido a esto que los experimentos llevados a cabo en muestras multicristalinas cuasi-bidimensionales han ido ganando cada vez más aceptación para la investigación de la deformación plástica en materiales de éstas características. Esto debido a que se ha observado que las pruebas realizadas con elementos multicristalinos cuasi-bidimensionales proveen al experimentalista de una variedad de interacciones de frontera de grano que pueden ser expresadas en términos de esfuerzos y deformaciones locales [32].

En este capítulo se hará referencia a trabajos que están orientados a determinar o evidenciar la influencia de la interacción intergranular en las AMFP durante la TMIE, los cuales presentan diversas maneras de abordar el problema. Entre ellos se destaca un criterio capaz de predecir la o las variantes de martensita que se forman grano a grano en tensión simple utilizando como parámetros el FS, el diagrama de transformación y una relación de deformación [35], ya que este criterio es el que se somete a validación para estados de tensión y de compresión inducidos por pandeo en muestras policristalinas de Cu-Al-Be en el presente trabajo de tesis.

2.2 ANÁLISIS MEDIANTE RAYOS “X” Y MICROGRAFÍAS IN SITU DE UNA MUESTRA POLICRISTALINA DE CU-AL-BE SOMETIDA A TENSIÓN SIMPLE.

B. Kaouache *et al.* [36] realizaron un estudio en el cual someten a dos muestras policristalinas de Cu-15%wt.Al-0.5%wt.Be a un estado de tensión uniaxial con valores de carga ligeramente superiores a los necesarios para desencadenar la TMIE. Las muestras fueron sometidas a un análisis de rayos-X y posteriormente observadas por medio de un microscopio óptico durante la prueba.

Los autores de este trabajo predijeron que los granos cuya orientación cristalina es cercana a la dirección [111] tenderán a sufrir una transformación martensítica completa, mientras que los granos cuya orientación cristalina es cercana a la dirección [100] no transformarán completamente. Dicha predicción se hizo en base al cálculo del FS para las 24 posibles variantes de cada grano estudiado y tomando un valor de esfuerzo cortante crítico (τ_c) para esta aleación en particular.

Las muestras denominadas **P1** y **P2** fueron sometidas a un tratamiento térmico a una temperatura de 800°C por un periodo de 3 y 2 horas respectivamente y posteriormente enfriadas con aceite a temperatura ambiente. Por último ambas muestras fueron sometidas a una temperatura de 200°C por un periodo de 12 horas. Este último tratamiento permite remover esfuerzos residuales y reducir la densidad de vacancias en el material. Mediante microscopía óptica se determinó que el tamaño promedio de grano en las muestras es de 1mm (Figura 2.2) y en consecuencia las muestras fueron maquinadas y pulidas de tal manera que su espesor fuese cercano a 1mm con el objetivo de que el caso de estudio pudiese considerarse plano. Las

temperaturas de transformación se obtuvieron por calorimetría diferencial de barrido ($M_{SP1} = -72^{\circ}C$, $M_{SP2} = -80^{\circ}C$) [36].

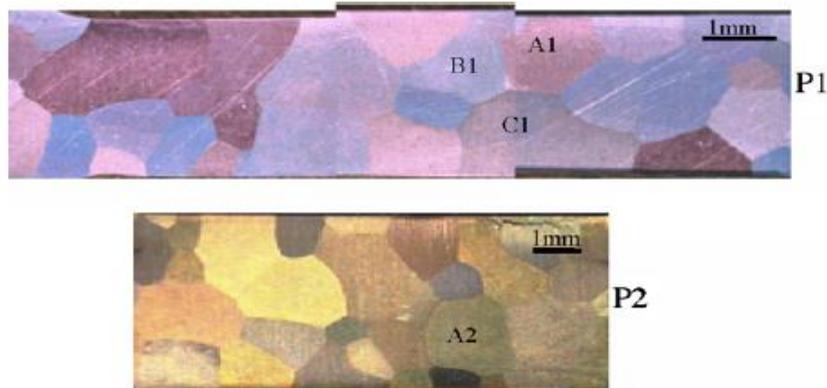


Figura 2.2 Muestras utilizadas en el estudio realizado por B. Kaouache et al. [36].

Los autores reportan la dirección y el plano de rolado para cuatro granos como se muestra en la Tabla 2.1 mientras que en la Figura 2.3 se observa la ubicación en el diagrama estereográfico de las orientaciones reportadas.

<i>Tabla 2.1. Orientación de los granos reportadas por B. Kaouache et al. [36].</i>		
GRANO	PLANO DE ROLADO(hkl)	DIRECCIÓN DE ROLADO (uvw)
A1	(-0.18, -0.10, 0.97)	[-0.55, 0.80, 0.19]
B1	(0.44, 0.83, -0.32)	[-0.89, 0.45, -0.03]
C1	(0.84, 0.13, 0.52)	[0.27, -0.94, -0.16]
A2	(0.26, 0.88, 0.38)	[-0.75, -0.05, 0.65]

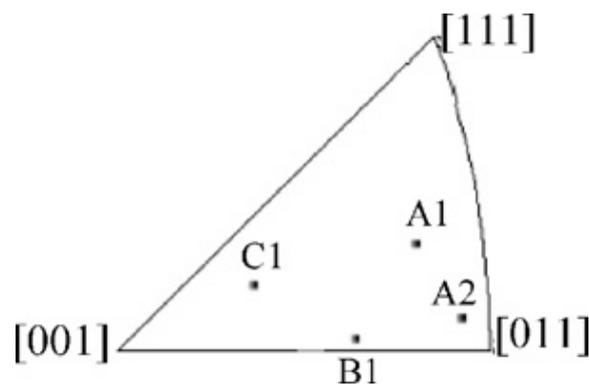


Figura 2.3. Ubicación en el diagrama de polos de los granos analizados [36].

B. Kaouache *et al.* [36] reportaron que cuando las muestras son sometidas a un valor de esfuerzo menor al necesario para inducir la transformación martensítica (σ_c), la evolución esfuerzo-deformación de cada grano es lineal, y ocurre una desviación de dicha linealidad una vez que el material comienza su cambio de fase (Figura 2.4).

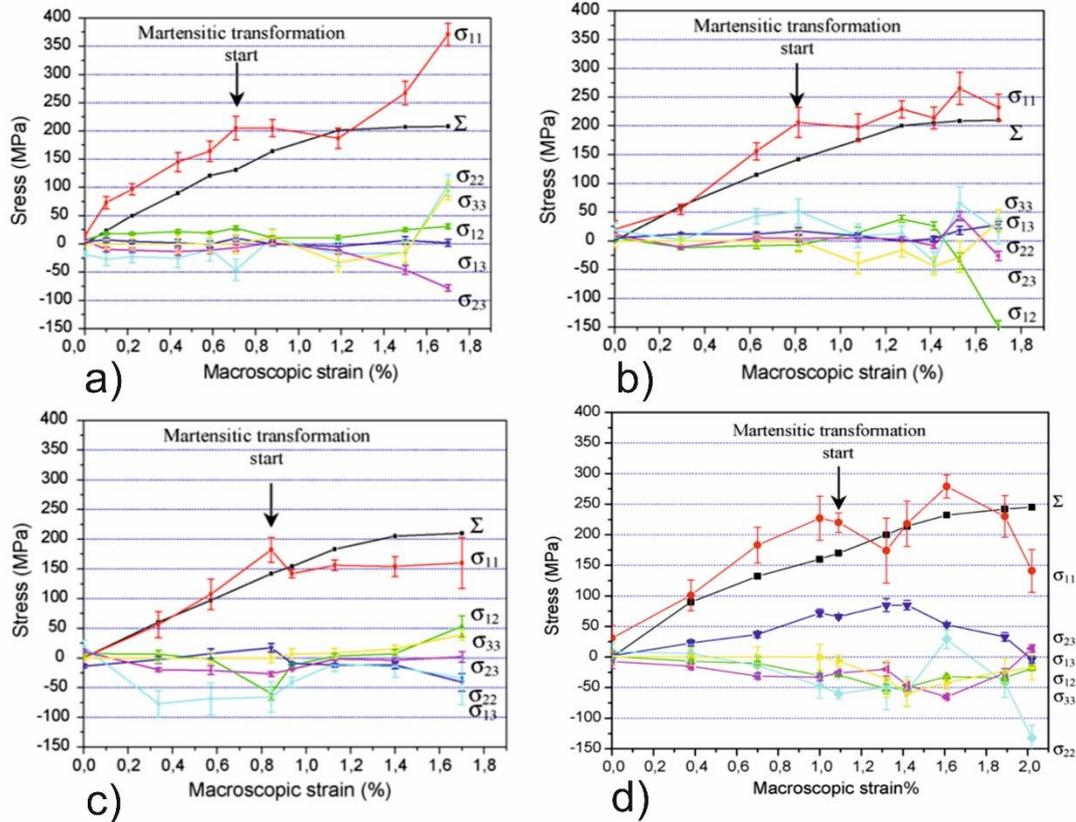


Figura 2.4. Análisis de esfuerzo in situ para cada grano estudiado. a) A1, b) B1, c) C1, d) A2 [36].

En la Figura 2.4 σ_{11} representa el esfuerzo en dirección a la aplicación de la carga y es posible observar como en los cuatro casos presentados en este estudio el material mantiene una relación esfuerzo-deformación lineal antes de presentarse la TMIE. Una vez que las franjas de martensita aparecen existe un relajamiento en los valores de σ_{11} .

Los autores indican que el valor de σ_{11} al cual se presenta la TMIE es distinto para cada grano considerado. Así mismo observaron que en cada caso la TMIE comienza en las fronteras de grano (Figura 2.5). En el caso de los granos considerados en **P1** la TMIE comienza primero en la zona donde los granos comparten frontera entre sí. Al incrementare la carga, las franjas de martensita alcanzan la zona central de cada grano. El número de franjas presente en cada grano es distinto, por lo tanto se asume que en cada uno de ellos la fracción volumétrica f_v es distinta [36].

Posteriormente los autores calculan la proyección de las 24 posibles VM en el plano superficial para cada grano y compararon los resultados con las micrografías correspondientes. De lo cual se reporta que en cada grano aparece una o más variantes de martensita predominantes, y que dichas variantes poseen un FS elevado. En la Figura 2.5 se muestran dos micrografías que muestran la evolución de las franjas de martensita en los granos correspondientes a la muestra **P1** [36].

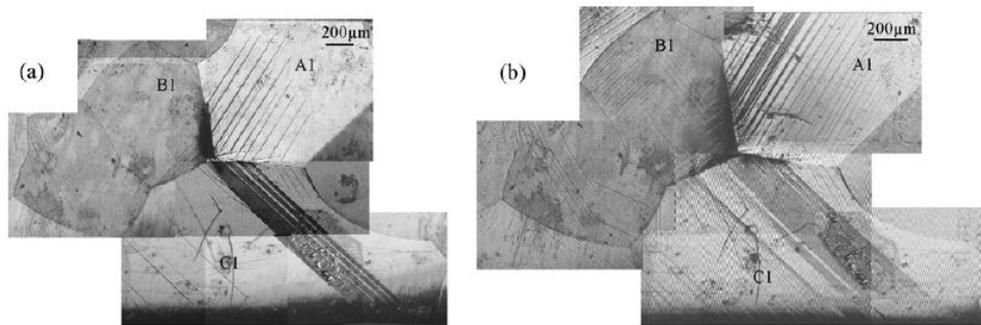


Figura 2.5. Micrografías que muestran la evolución de la TMIE en los granos A1, B1 y C1 [36].

De los resultados presentados en el trabajo realizado por B. Kaouache *et al.* es importante resaltar que se observa un comportamiento mecánico distinto en cada grano y esto provoca que la TMIE no se presente de manera homogénea dentro de las muestras policristalinas de CuAlBe. Los autores de este trabajo atribuyen a 4 principales factores este hecho; el primero es la elevada anisotropía mecánica que el material presenta, el segundo es la existencia de posibles defectos en el material, y la tercera es que los tratamientos térmicos a los que las muestras fueron sometidas pudieron haber causado distintos niveles de evaporación de Be, lo que alteraría de manera significativa la respuesta termomecánica del material. Finalmente el cuarto factor es la interacción intergranular presente en las muestras policristalinas, de hecho los autores la sugieren como la principal causa de que más de una variante de martensita se presente en cada grano así como de que la TMIE comience en la frontera de grano [36].

2.3 INFLUENCIA DE LA MICROESTRUCTURA EN LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA INDUCIDA POR ESFUERZO EN ALEACIONES CuAlBe CON MEMORIA DE FORMA.

F. N. García-Castillo [37] presentó un trabajo cuyo objetivo fue determinar el efecto de la microestructura en el esfuerzo efectivo transformacional, a través de la comparación del comportamiento de muestras con diferentes tamaños relativos de grano.

Las muestras policristalinas estudiadas en este trabajo provienen de una aleación cuya composición aproximada en peso es: Cu-Al 12%-Be 0.5%. Dichas muestras fueron obtenidas en un horno de inducción de atmósfera controlada con argón y laminadas en caliente hasta obtener muestras de poco más de 1 mm de espesor. Así mismo, fue empleada para el estudio una muestra monocristalina de una aleación cuya composición en peso aproximada es Cu-12%wt.Al-0.6%wt.Be. Todas las muestras fueron sometidas a un proceso denominado betatizado con el objetivo de que el material presente memoria de forma [37].

F. N. García-Castillo reporta la utilización de 6 muestras policristalinas con una temperatura de transformación de 1.5°C y una muestra monocristalina con una temperatura de transformación de -98°C durante su estudio.

Las muestras fueron sometidas a flexión en cantiléver en dos arreglos distintos manteniendo la temperatura de prueba constante y variando la carga aplicada con el objetivo de inducir la TMIE en el material. Las probetas fueron instrumentadas con galgas extensométricas con la finalidad de obtener de manera experimental el valor del esfuerzo crítico. Los extensómetros fueron pegados en la parte superior las muestras a lo largo del eje longitudinal y fueron colocados de tal forma que la elongación fuese medida a lo largo de la muestra, como se observa en la Figura 2.6.

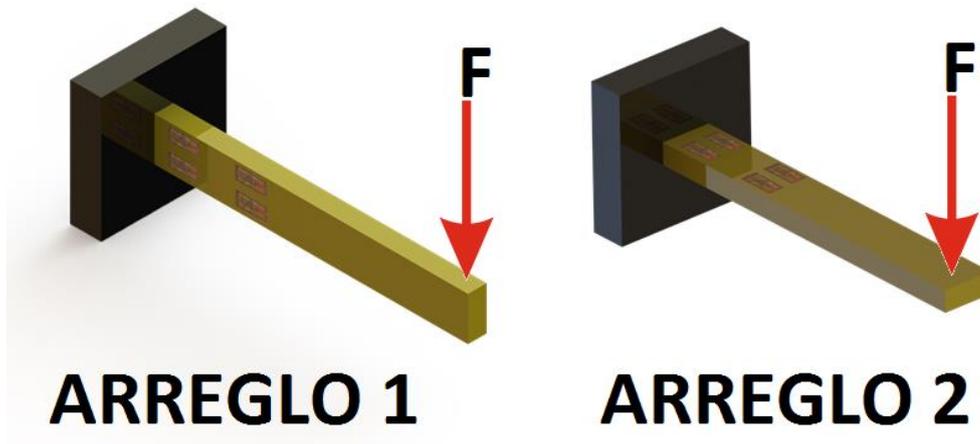


Figura 2.6. Muestras instrumentadas y sometidas a flexión en cantiléver en dos arreglos distintos [37].

Con el objetivo de calcular la fuerza necesaria para inducir la transformación y no llevar al material a la plasticidad F. N. García-Castillo calculó el esfuerzo crítico de transformación. Para ello se utiliza la expresión 2.1

$$\sigma_c = \frac{\partial \sigma}{\partial T} (T - M_s) \quad (2.1)$$

Donde $\frac{\partial \sigma}{\partial T}$ es la relación de Clausius-Clapeyron la cual, para el caso del Cu-Al-Be tiene un valor de $1.97 \frac{MPa}{^\circ C}$ [38]. Donde T es la temperatura ambiente a la cual se realiza la prueba y M_s la temperatura de inicio de la transformación martensítica de cada una de las probetas.

Posteriormente se obtiene la fuerza crítica considerando las posiciones de los extensómetros en base a la ecuación 2.2.

$$F_c = \frac{\sigma_c b h^2}{6(l-x)} \quad (2.2)$$

En la Tabla 2.2 se muestra un listado de cuales de ellas fueron sometidas a cada uno de los estados de carga anteriormente mencionados [37].

Tabla 2.2. Pruebas realizadas a cada muestra [37].

MUESTRA	ARREGLO	
	1	2
M1	X	
M2	X	
M3	X	X
M4	X	X
M5	X	
M2A1	X	X
M2A1	X	X

F. N. García-Castillo señala que en la primera serie de pruebas las muestras se ensayaron en un arreglo en cantiléver con una carga puntual colocada en el extremo de las muestras a una distancia fija, dicha carga fue aumentada paulatinamente por medio de masas, la carga aplicada depende de las temperaturas de transformación propias de cada muestra. Los extensómetros se colocaron en 4 diferentes puntos, los primeros dos a la misma distancia, lo más cerca posible del empotramiento (X_1) y los otros a una distancia mayor (X_2). En la Figura 2.7 puede observarse a una de las probetas instrumentadas durante la prueba [37].

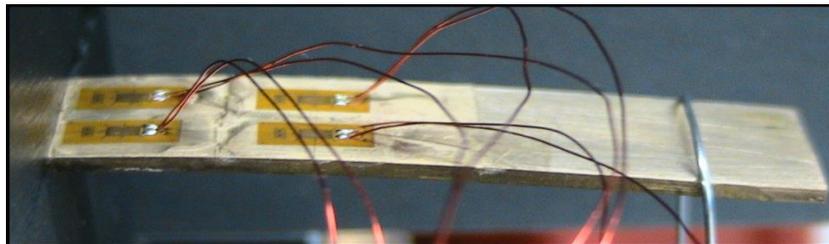


Figura 2.7. Muestra instrumentada sometida flexión [37].

Cabe mencionar que las muestras M₃, M₄, M_{2A1} y M_{2A2} fueron lo suficientemente anchas para alojar dos galgas por lo que en estos casos el autor sólo colocó una galga en cada una de las distancias X_1 y X_2 .

A partir de las pruebas anteriormente descritas F. N. García-Castillo obtuvo una serie de curvas Esfuerzo-deformación para cada probeta. En la muestra M1 (Figura 2.8.a) es posible observar que las curvas esfuerzo-deformación de los extensómetros 2 y 3 son similares, esto se atribuye al hecho de que dichos extensómetros fueron colocados a la distancia X_2 , de forma similar ocurre con los extensómetros 1 y 4 que se colocaron a la distancia X_1 . Es importante destacar que en este caso la deformación no fue recuperada de manera total. En el caso de la muestra M2 (Figura 2.8.b) las curvas esfuerzo-deformación no son tan similares entre sí como en el caso de la muestra M1, sin embargo, la deformación se recuperó totalmente. Las curvas correspondientes a las muestras 3 y 4 (Figura 2.8.c y Figura 2.8.d) no presentan el típico lazo superelástico en el extensómetro 1. En dichas curvas se hace evidente la presencia de una deformación permanente importante. El autor señala que esto pudo deberse a que el material se encontraba por encima de la temperatura M_s al momento de llevar a cabo la prueba [37].

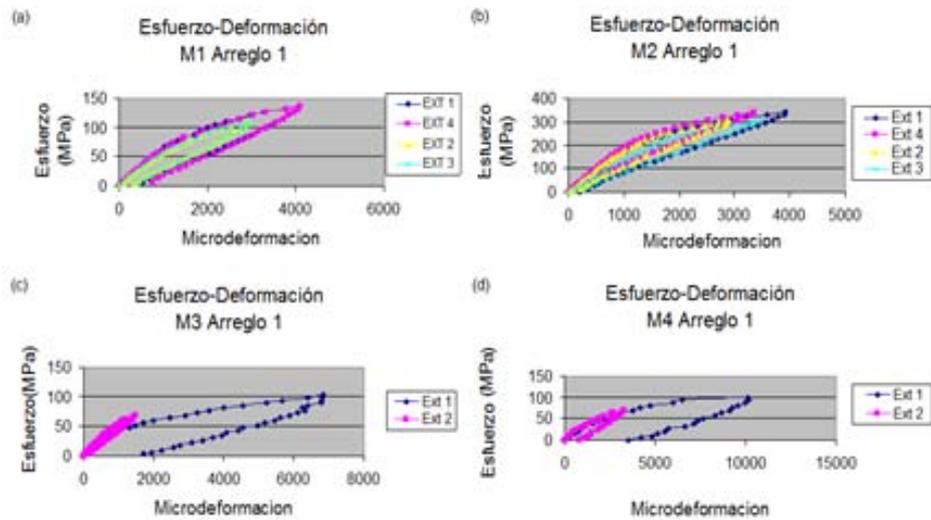


Figura 2.8. Curvas esfuerzo-deformación correspondientes a las muestras a) M_1 , b) M_2 , c) M_3 y d) M_4 [37].

El procedimiento anteriormente descrito fue llevado a cabo en la muestra monocristalina M_5 , y en las curvas esfuerzo-deformación obtenidas de dicha prueba es posible observar que el comportamiento entre los extensómetros 2 y 3 es casi idéntico, del mismo modo ocurre en los extensómetros 1 y 4, aunque en las curvas de éstos últimos no se observa la formación del lazo superelástico, esto es atribuido a que en este caso el esfuerzo generado no fue el necesario para inducir la TMIE a la distancia X_2 (Figura 2.9).

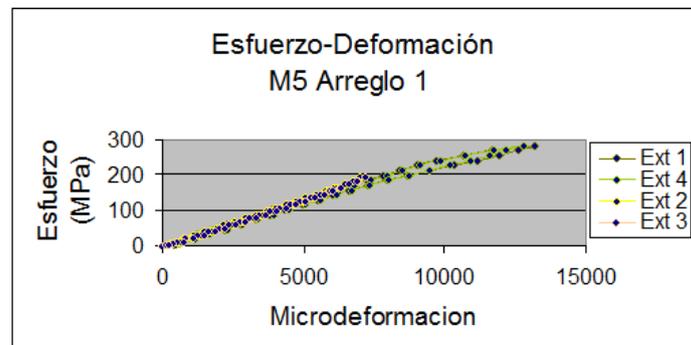


Figura 2.9. Curvas esfuerzo-deformación correspondientes a la muestra monocristalina M_5 [37].

Con la finalidad de poder determinar si el esfuerzo crítico de transformación disminuye al reducir el ancho de la muestra, F. N. García-Castillo dividió la muestra M_2 en dos muestras (M_{2A1} y M_{2A2}), en las cuales el número de granos a lo ancho de la muestra disminuyó considerablemente. Debido a la disminución del ancho de la muestra, sólo fue posible colocar un extensómetro en cada una de las distancias anteriormente descritas.

En la Figura 2.10 se muestran las curvas esfuerzo deformación correspondientes a la muestra M_{2A1} y es evidente que en ambas curvas se aprecia el típico lazo superelástico sin deformación remanente. La presencia de dicho comportamiento hace evidente que la muestra se encuentra en fase austenítica; sin embargo, al medir el esfuerzo crítico, el valor que se obtuvo resultó ser considerablemente menor del obtenido en la muestra M_2 .

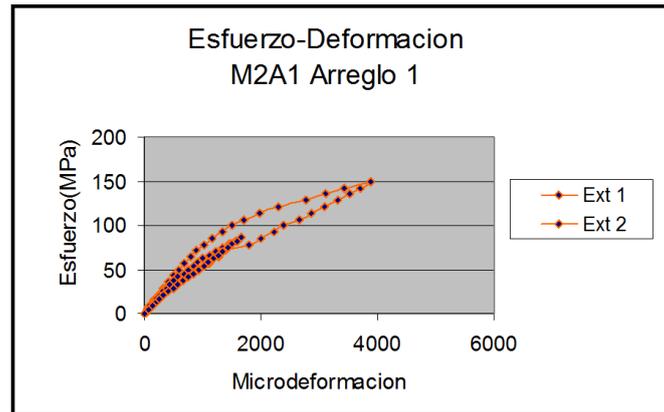


Figura. 2.10. Curvas esfuerzo deformación correspondientes a la muestra M_{2A} [37].

El efecto observado, parece no tener relación con el tamaño de grano pero si con el número de vecinos laterales sin embargo, la temperatura de transformación tiene cierta similitud. En el estudio reportado por Lara *et al.* [39] se produjeron, por el método denominado Melt Spinning, cintas de una aleación de CuAlBe a diferentes rapidezces de enfriamiento que originaron diferentes tamaños de grano.

Debido a que en el estudio anteriormente mencionado no se reportan las dimensiones de las cintas, el autor supone que si el ancho de dichas cintas es similar, mientras que el tamaño de grano cambia, el número de granos a lo ancho de la muestra cambiaría de manera similar a lo que ocurrió al cortar la muestra M_2 . Asumiendo esta suposición como correcta, entonces se afirma que la variación en el tamaño relativo del grano, es el parámetro que influye en la variación de la temperatura de transformación, lo cual como se mencionó anteriormente.

F. N. García-Castillo concluye que a pesar de que el estudio realizado no permite establecer claramente la razón por la cual algunas de las muestras estudiadas presentaron regiones en fase martensítica es posible atribuir cierta dependencia del esfuerzo crítico con el tamaño relativo del grano [37].

2.4 ANÁLISIS DEL EFECTO DE LA MICROESTRUCTURA EN LA TMIE MEDIANTE ANÁLISIS DE IMÁGENES EN UNA PRUEBA DE TENSIÓN UNIAXIAL.

Sánchez Arévalo *et al.* [40] realizaron pruebas de tensión simple en una muestra policristalina de Cu-Al 11.2%w-Be0.6%w, en una muestra que fue obtenida de un lingote que se fabricó por fundición en un horno de inducción. La muestra empleada en este experimento fue obtenida cortando una placa de un lingote de este material, que posteriormente fue sometida a un proceso de rolado en caliente (con una deformación del 191% a 800°C).

Posteriormente la muestra fue sometida a un tratamiento térmico de betatizado, con el objetivo de que el material presentara el efecto de memoria de forma. El proceso de betatizado consiste



en inducir en el material una temperatura de 750°C y posteriormente enfriarlo súbitamente en agua a 95°C durante 20 min.

Un estudio de calorimetría diferencial de barrido fue realizado para determinar las temperaturas de transformación de la muestra, con ello se determinó a la vez que el material se encuentra en fase austenita a temperatura ambiente.

La muestra fue maquinada mediante una máquina CNC (Control Numeric Center), posteriormente pulida y atacada químicamente con cloruro férrico (FeCl_3) con el objetivo de revelar su microestructura. Durante la prueba dicha muestra fue sometida a tensión uniaxial mediante un dispositivo de carga servo-hidráulico (MTS 858 MiniBionix axial).

Un instrumento virtual fue desarrollado con el objetivo de guardar y sincronizar datos tales como tiempo, desplazamiento, fuerza, deformación y las imágenes digitales derivadas de cada prueba. Dicho instrumento fue desarrollado en base al software LabVIEW, el cual guarda datos acerca del desplazamiento, la deformación y la fuerza aplicados a la muestra, una curva macroscópica esfuerzo deformación fue obtenida y las imágenes adquiridas fueron relacionadas con determinados puntos de dicha curva [40].

El procedimiento de análisis de imágenes fue complementado mediante el uso de un programa desarrollado en Matlab. Éste consiste en etiquetar los granos en cada imagen, calcular el área y el centroide de cada grano etiquetado así como el número de franjas de martensita formadas en cada grano cuando se presenta la TMIE y la orientación con respecto a la sección transversal del área. Dichas regiones fueron analizadas a fin de determinar los campos de desplazamiento, mediante los cuales es posible medir la deformación y con ello determinar la influencia que los granos vecinos tienen en la transformación de fase.

Los resultados reportados por Sánchez-Arévalo *et al.* [40] indican que la temperatura de transformación martensítica (M_s) del material es de -95°C. Una vez obtenida la M_s de la muestra los autores calcularon el esfuerzo crítico de transformación una vez conociendo la temperatura a la cual se encuentra el material al momento de realizar la prueba así como la relación de Clausius-Clapeyron mediante la ecuación 2.3.

$$\sigma_c = Rc(T - Ms) \quad (2.3)$$

Donde T es la temperatura de prueba y Rc es la relación de Clausius-Clapeyron ($1.97\text{MPa}/^\circ\text{C}$ para el caso del CuAlBe), obteniendo así un esfuerzo de transformación de 230MPa.

Durante la prueba de tensión Sánchez-Arévalo *et al.* [40] reportaron los datos obtenidos durante una prueba de tensión uniaxial de los cuales generaron una gráfica esfuerzo vs relación de elongación (Figura 2.11).

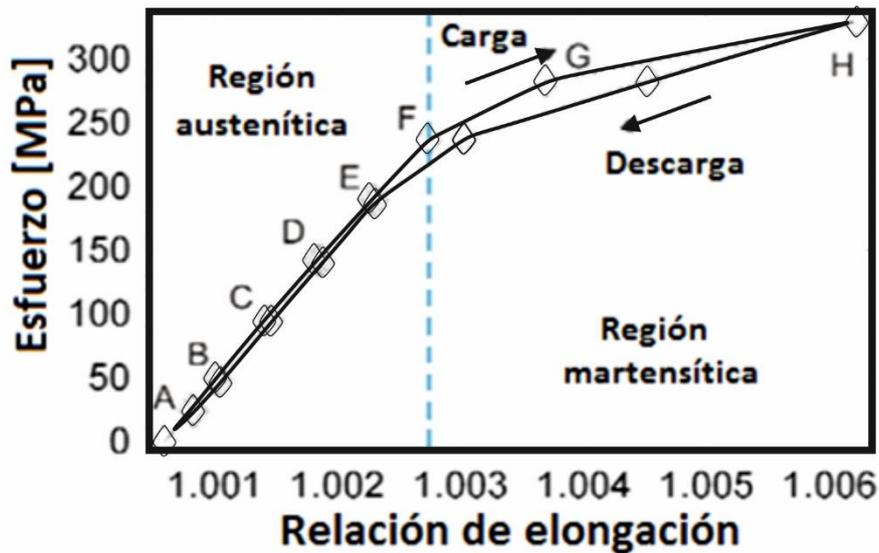


Figura 2.11 Gráfica esfuerzo vs elongación. Tomada de [40] y traducida al español.

En la Figura 2.11 se puede apreciar una disminución en la pendiente de la curva esfuerzo vs elongación. Este cambio de pendiente (marcado por la línea azul en la Figura 2.11) se asocia a la TMIE.

En este caso la deformación elástica es de 0.23%. En este caso la TMIE se presentó cuando la carga alcanzó un valor aproximado de 240MPa, valor que es cercano a lo predicho en la expresión 2.3.

En La Figura 2.12 se puede observar una serie de imágenes del ensamble de micrografías tomadas a la muestra a distintos valores de carga. Estas imágenes se relacionan con los puntos A, B, C, D, E, F G, H indicados en la Figura anterior. En el caso de la Figura 2.12.A que corresponde a la muestra sometida a una carga de 25MPa es posible observar que la muestra presenta una apariencia relativamente libre de franjas mientras que en las Figuras 2.12G y 2.12H es posible notar un número importante de ellas. En estas imágenes también se observa como la orientación de las franjas de martensita cambia en algunos granos así como una variación en la cantidad de franjas de martensita presentes en cada uno de ellos.

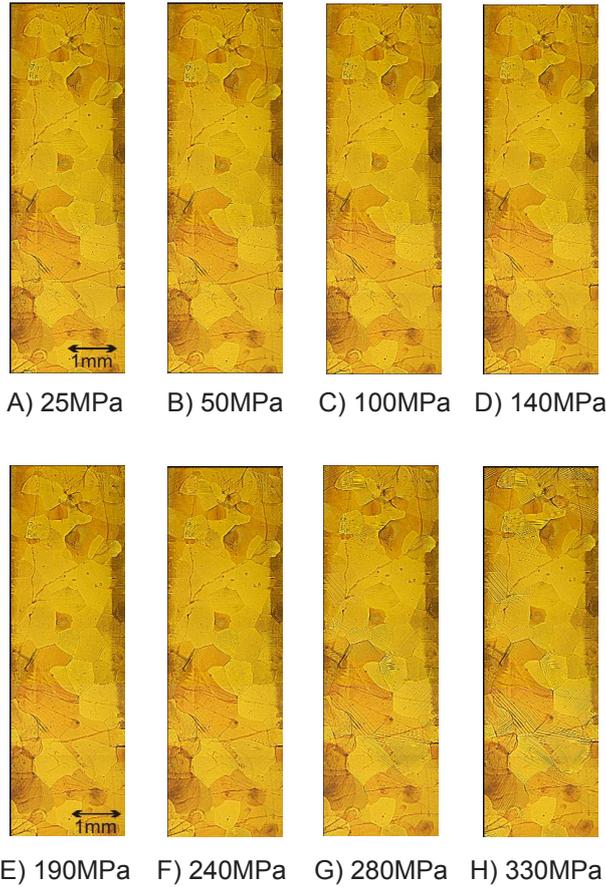


Figura 2.12. Muestra policristalina de CuAlBe sometida a tensión uniaxial [40].

Posteriormente se etiquetó con un número a cada grano con el propósito de identificar la evolución de la TMIE de manera total así como individualmente. El etiquetado realizado por Sánchez-Arévalo *et al.* [40] se muestra en la Figura 2.13.

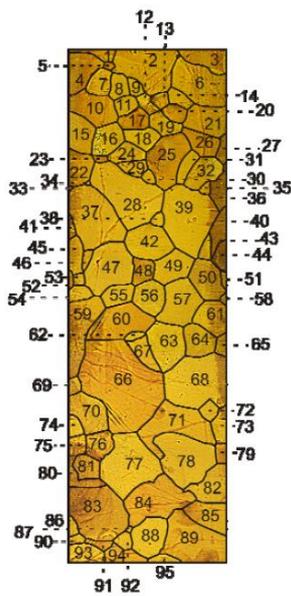


Figura 2.13. Etiquetado de granos presentado por F. Sánchez *et al.* [40].

Mediante este proceso se relacionan el valor de esfuerzo y la cantidad de franjas de martensita que aparecen en la superficie de cada grano. El hecho de que en diferentes granos se presenten variaciones en el número de franjas de martensita o no se tenga presencia de éstas se debe principalmente a que cada grano posee una orientación cristalina diferente y debido a que el material presenta una elevada anisotropía mecánica. En la Figura 2.14 se puede observar una gráfica que relaciona la carga aplicada con el número de franjas formadas en cada grano.

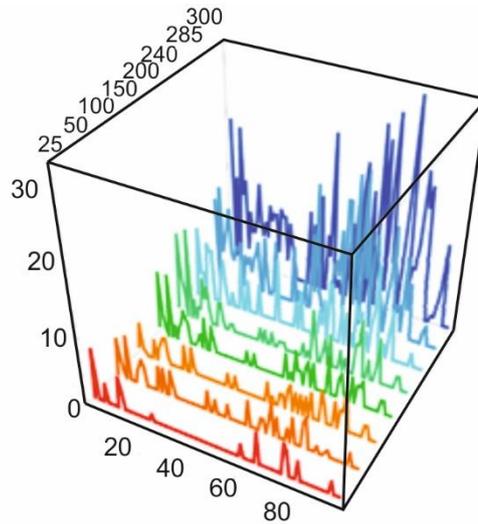


Figura 2.14. Evolución de la TMIE durante la prueba [40].

Es importante mencionar que en la Figura 2.14 las líneas color cian coinciden con el cambio de pendiente de la Figura 2.11 a un valor de esfuerzo de 240 MPa. A partir de este punto la aparición de franjas de martensita en la mayoría de los granos aumenta significativamente. Esto indica que a nivel macroscópico un porcentaje importante de la muestra se encuentra en martensita.

Para calcular dicho porcentaje los granos que presentaron franjas de martensita fueron cuantificados. El número de franjas estimadas en la muestra sometida a una carga uniaxial de tensión con un valor de 330MPa fue de 3840, mientras que a 25MPa se estimaron sólo 202 franjas (Figura 2.15)

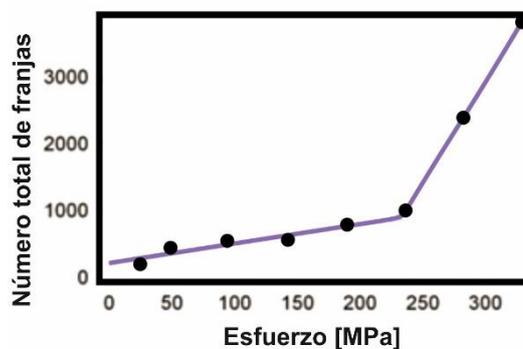


Figura 2.15. Número total de franjas vs esfuerzo. Tomado de [40] y traducido al español.

En la Figura 2.15 es posible apreciar que el número de franjas de martensita aumenta drásticamente en diferentes granos una vez que se alcanza un valor de 240 MPa.

Finalmente en este estudio se emplean las micrografías de la Fig.2.8 para determinar mediante análisis de imágenes y un programa generado en Matlab los campos de desplazamientos de ciertas regiones de interés. Esto se hace comparando una imagen de la región con otra en la cual la muestra está sometida a una carga mayor. La Figura 2.16 muestra la comparación de 3 regiones, la Figura 2.16.a) corresponde a la comparación de imágenes de una región a un valor de esfuerzo menor a 240 MPa. Mientras las Figuras 2.16.b) y 2.16.c) corresponde a la comparación de imágenes de dos regiones distintas cuando la muestra es sometida a valores mayores a 240 MPa.

En la Figura 2.16 es posible observar que en el caso a) la formación de variantes de martensita es escasa, mientras que en los casos b) y c) la cantidad de franjas formadas aumenta de manera significativa. Esto se debe a que en los casos b) y c) las micrografías fueron tomadas cuando la muestra estaba sometida a un valor de esfuerzo mayor que σ_c y por lo tanto esto genera una variación significativa en los campos de desplazamiento.

Así mismo es posible observar que la cantidad de franjas de martensita formadas en las micrografías de la figura 2.16.c) es mayor a la de la Figura 2.16.b), esto se atribuye principalmente a dos factores: la orientación cristalina de los granos analizados y el efecto de la interacción intergranular.

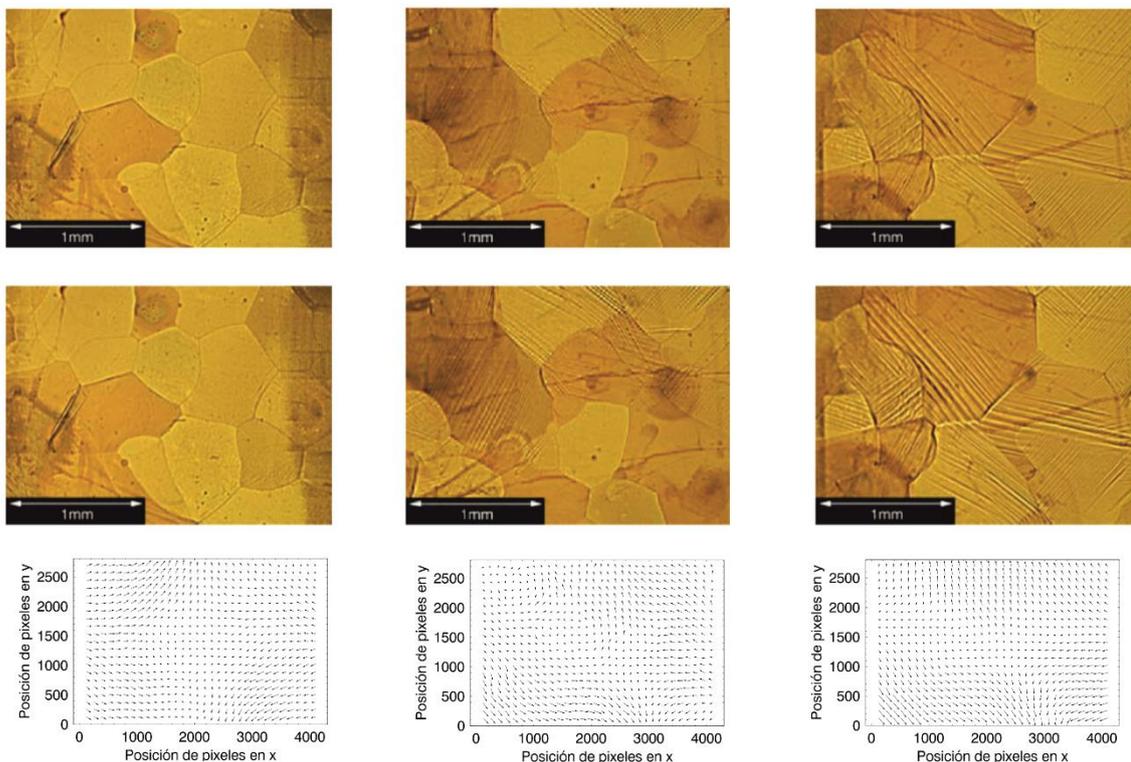


Figura 2.16. Interacción intergranular observada en micrografías junto con el campo de desplazamientos [40].

Sánchez Arévalo et al. [40] concluyen que el comportamiento macroscópico y microscópico de la muestra analizada son análogos cuando aún no se alcanza un valor de esfuerzo de 240MPa, sin embargo, a partir de valores de esfuerzo mayores a σ_c la TMIE se presenta en el material

ocasionando que estos comportamientos ya no sean análogos, Así mismo los autores indican que en ciertos casos el campo de desplazamientos correspondiente a una región de interés presenta valores mucho mayores que los valores observados en las micrografías, esto se atribuye al efecto de la interacción intergranular.

2.5 COMPORTAMIENTO MICROMECAÍNICO DE UNA AMF CuAlBe SOMETIDA A FLEXION EN TRES PUNTOS Y ANALIZADA POR EL MÉTODO DE CORRELACION DE IMÁGENES.

Una muestra monocristalina y otra muestra policristalina de una AMF de Cu-Al 11.2%wt.-Be 0.6%wt. sometidas a flexión en 3 puntos fueron estudiadas por Martínez-Fuentes R. J. *et al.* [41] El estudio fue realizado en muestras rectangulares de dicho material, las cuales fueron pulidas mecánicamente y posteriormente sometidas a un ataque químico con la finalidad de revelar la microestructura del material y observar la respuesta de los granos localizados a lo largo del espesor de la muestra. La prueba de flexión se llevó a cabo en un marco de carga modificado al cual se le adaptó una cámara CCD (Charge-Coupled Device). Este dispositivo permite observar la TMIE durante el experimento.

Durante la pruebas se obtuvieron datos acerca del desplazamiento y de la fuerza aplicada a la muestra así como una secuencia de imágenes. A través del análisis de las imágenes y de los datos obtenidos se observa la distribución y la evolución de la TMIE en el espesor de las muestras. Los autores detectaron la zona de las muestras en las que las franjas de martensita empiezan a crecer, y detectaron la presencia de diferentes variantes de martensita en tensión que en compresión en cada grano [41].

Mediante la técnica de correlación digital de imágenes, los autores reportan evidencia de la interacción intergranular así como su contribución a la aparición y crecimiento de diversas variantes de martensita.

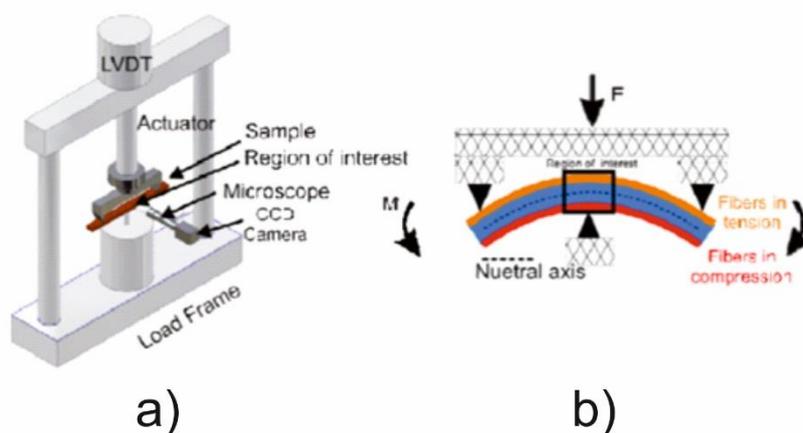


Figura 2.17. a) Isométrico del experimento realizado por Martínez-Fuentes R. J. *et al.* b) Diagrama de cuerpo libre correspondiente al estado de carga inducido en las probetas [41].

Para hacer evidente el efecto de la interacción intergranular durante la TMIE las dos muestras fueron sometidas a las mismas condiciones de carga, y en ambos casos secuencias de imágenes

durante la prueba fueron obtenidas. De dichas secuencias los autores obtuvieron el campo vectorial de desplazamientos en la región de interés para ambos casos.

Para calcular dicho campo se utilizaron pares de imágenes consecutivas empleando el algoritmo de Willert y Gharib para calcular el campo de desplazamiento $u_k(x_k, y_k)$ y $v_k(x_k, y_k)$ donde u y v representan los desplazamientos del cuerpo o región de interés a lo largo de las direcciones x y y respectivamente, las cuales representan las coordenadas de posición del objeto analizado en cada imagen. El subíndice k indica a cada objeto o subregión de la zona de interés. Los autores definieron subregiones de 64x64 píxeles [41].

En la Figura 2.18 se muestra una gráfica carga vs desplazamiento máximo del eje neutro y se compara el caso monocristalino y el policristalino.

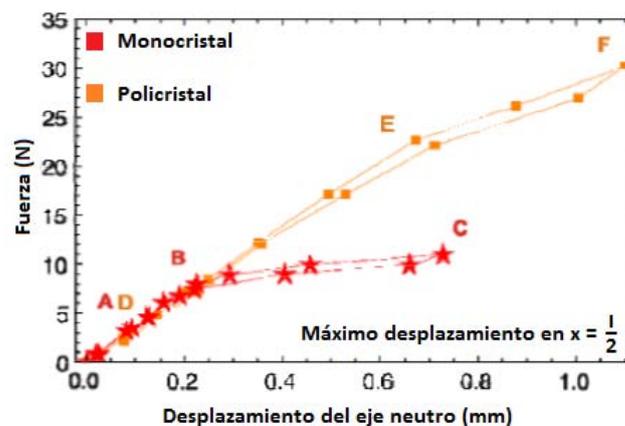


Figura 2.18. Curvas de fuerza vs desplazamiento del eje neutro [41].

A cada etiqueta le corresponde una imagen de las muestras durante la realización de las pruebas, por lo que las imágenes A, B, C corresponden a la muestra monocristalina mientras que las imágenes D, E, F corresponden a la muestra policristalina, estas seis etiquetas se asocian con las imágenes presentadas en la Figura 2.19, en donde 2.19.A) corresponde a la muestra monocristalina en fase austenítica, 2.19.B) el inicio de la transformación y 2.19.C) cuando la muestra monocristalina se encuentra en fase martensítica casi en su totalidad. Mientras que las figuras 2.19D), 2.19E) y 2.19F) muestran estados análogos para el caso de la muestra policristalina [41].

Es importante resaltar que en la imagen 2.19B) la aparición de franjas de martensita se da en la parte inferior de la muestra, en donde el material se encuentra sometido a compresión, mientras que en el caso de 2.19E) la aparición de VM se presenta primero en la parte superior de la muestra, en donde el material es sometido a tensión.

Finalmente si se comparan las imágenes 2.19.C) y 2.19F) es posible apreciar que en el caso monocristalino la TM correspondiente a la parte superior, muestra la aparición de dos franjas de martensita que predominan en esta región, mientras que en la parte inferior solamente predomina una variante. Los autores atribuyen este hecho a que la parte inferior de la muestra tiene contacto con el fulcro central del dispositivo.

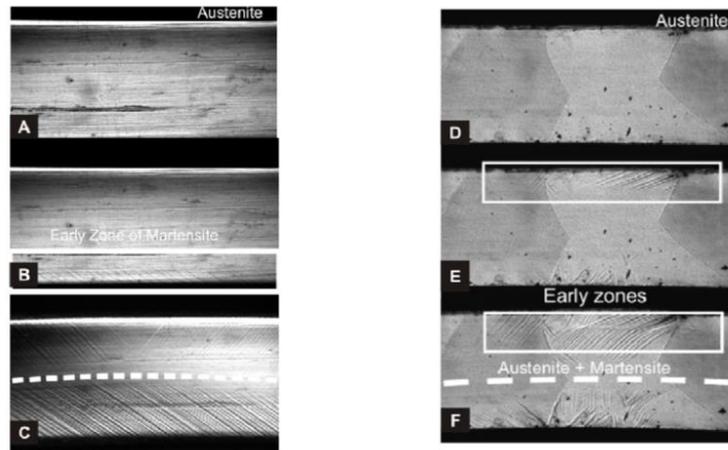


Figura 2.19. Muestras mono y policristalinas de CuAlBe sometidas a flexión en tres puntos [41].

En el caso policristalino la imagen 2.19.F) revela la aparición de múltiples franjas de martensita con distinta orientación como lo muestra la Figura 2.20.

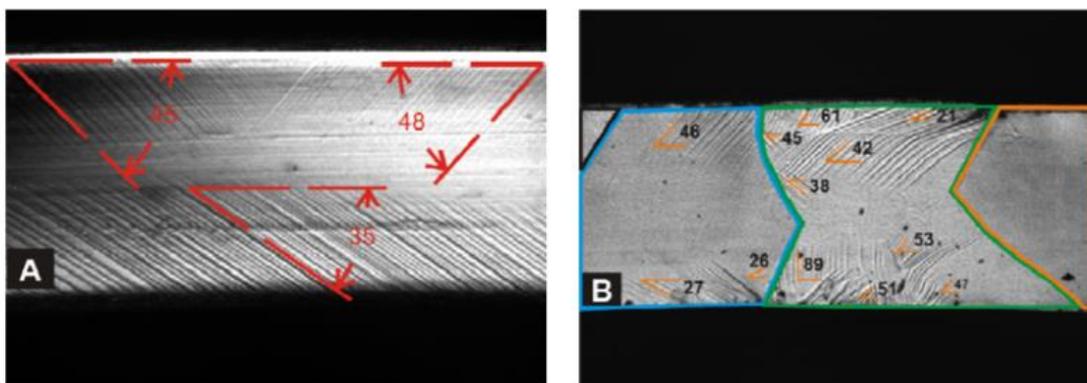


Figura 2.20. Variantes de martensita inducidas por esfuerzo a) Monocristal b) Policristal [41].

En este caso la orientación cristalina de las muestras no fue medida, sin embargo, los autores indican que es posible inferir cuales variantes tienen una mayor oportunidad de formarse si se supone su orientación cristalina. Para ello fueron utilizadas las listas de planos de habito y direcciones de deslizamiento propias del sistema de transformación correspondiente al CuAlBe reportado por Kaouache et al. [36] así como el procedimiento propuesto por Buchheit et al. Para obtener la transformación en la superficie para el caso monocristalino [42].

Con esta información los autores calcularon los diagramas de transformación de cada variante de martensita correspondiente al sistema de transformación del CuAlBe. Dichos diagramas presentan regiones poligonales irregulares. Mediante estos diagramas es posible estimar cuales de las variantes tienen una mayor probabilidad de presentarse bajo un estado de esfuerzos determinado. De los diagramas de transformación obtenidos los autores seleccionan cuatro casos en los que un número importante de variantes de martensita pueden aparecer en tensión y/o compresión bajo la misma dirección de carga. En general, dichos diagramas presentan diferentes variantes con la misma posibilidad de aparecer de acuerdo al estado de esfuerzo aplicado [41].

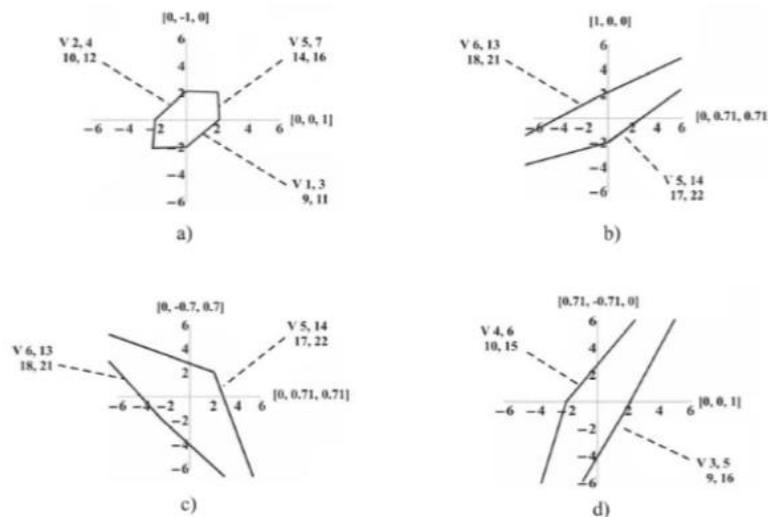


Figura 2.21. Diagramas de transformación para esfuerzo plano para CuAlBe [41].

En la Figura 2.21a) se muestra que existen 12 posibles variantes a presentarse, mientras que en las Figuras 2.21b, 2.21c y 2.21d solo se presentan 8 de estas variantes [41].

Con el objetivo de relacionar la aparición de diversas variantes de martensita con la diferencia del comportamiento micromecánico entre la muestra policristalina y la monocristalina, Martínez-Fuentes R. J. *et al.* [40] Obtuvieron el campo vectorial de desplazamientos de cada muestra mediante el método de correlación de imágenes (Figura 2.22). En dicha Figura se puede observar la curvatura de las muestras durante la prueba de flexión en 3 puntos [41].

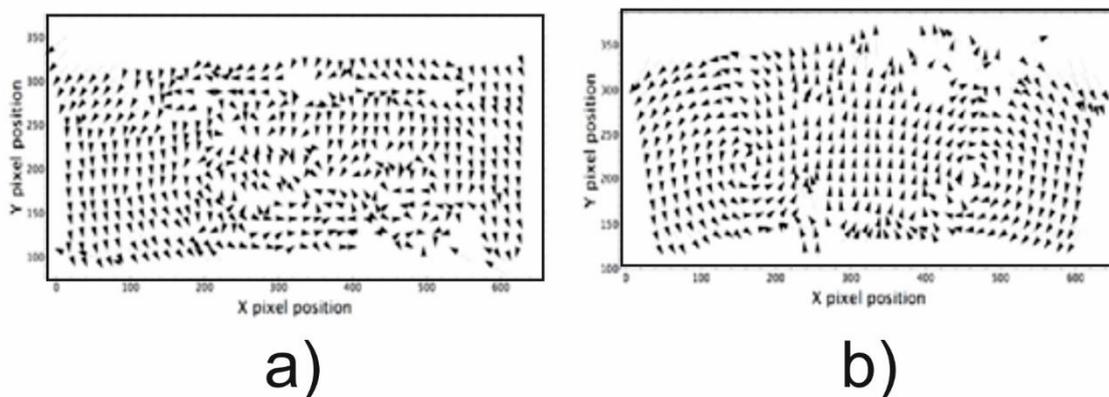


Figura 2.22. Campo vectorial de desplazamientos de las muestras durante la prueba de flexión en 3 puntos. a) Monocrystal. b) Policristal [41].

Aislado los desplazamientos a lo largo del eje “x” y sobreponiéndolos con sus correspondientes imágenes es posible observar que en la parte superior de la muestra monocristalina los desplazamientos a lo largo de “x” son como se esperaban, mientras que en la parte inferior no ocurre del mismo modo, ya que sólo se presentan deslizamientos en una dirección lo que indica que sólo una variante se presentó y creció a lo largo de la zona de interés sometida a compresión. Mientras que en el caso policristalino el campo de desplazamientos en “x” coincide con lo esperado y se observa claramente que en la parte superior el material se encuentra en tensión mientras que en la parte inferior se encuentra en compresión.

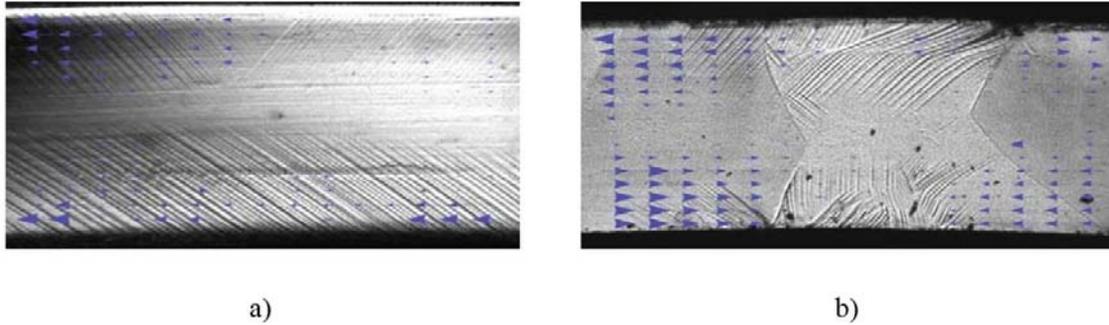


Figura 2.23. Campos vectoriales de desplazamiento en “x” sobrepuestos en sus correspondientes imágenes. a) Monocristal. b) Policristal [41].

Con esto Martínez-Fuentes R. J. *et al.* [41] muestran evidencia de que el comportamiento mecánico de las AMF de Cu-11.2%wt.Al-0.6%wt.Be sometidas a flexión en 3 puntos no es simétrico en tensión y en compresión. Además se considera que la aparición de diversas franjas de martensita con distintas orientaciones en el caso de la muestra policristalina se debe a la interacción intergranular existente ya que cada grano posee una orientación cristalina distinta y por lo tanto se forman distintas variantes de martensita en cada uno, lo que afecta las condiciones de frontera de cada uno de los granos vecinos. Así mismo se observó la reorientación de algunas variantes de martensita cuando se indujo un incremento en la carga aplicada a la muestra, provocando la aparición de diversas variantes de martensita que según lo reportado por Martínez-Fuentes R. J. *et al.* coinciden con las variantes seleccionadas a partir de los diagramas de transformación [41].

2.6. BREVE DESCRIPCIÓN DEL CRITERIO SR-SF-STD

Un estudio acerca del comportamiento mecánico de muestras policristalinas de CuAlBe en las cuales se presenta la TMIE mediante un arreglo de tensión simple es desarrollado por F. N. García-Castillo *et al.* [35]. Los autores de este trabajo proponen un criterio para predecir la variante de martensita que se formará en cada grano perteneciente a la región de estudio cuando la muestra es sometida a tensión simple.



Figura 2.24. Estado de carga bajo el cual se aplicó el criterio SR-SF-STD.

En orden de simular el comportamiento mecánico de las AMF, en este criterio se utiliza el modelo matemático desarrollado por J. Cortés-Pérez [17]. Dicho modelo es capaz de simular la distorsión mediante la simulación de una marca testigo en la superficie con la finalidad de

obtener los campos de desplazamiento y de deformación durante la TMIE utilizando como datos de entrada la orientación cristalina y el sistema de deslizamiento del material. (Ver Anexo I).

La probeta empleada durante las pruebas experimentales fue obtenida a partir de un lingote de Cu-Al11.5%-Be0.5% que fue producido mediante fundición convencional en un horno de alta frecuencia en base a la ecuación de Belkahla [25].

Con el fin de poder observar la estructura cristalina de estos materiales, la muestra fue preparada metalográficamente según los estándares de Struers para la preparación de cobre [43]. Esto con la finalidad de que la muestra fuese adecuada para la toma de medición de orientaciones cristalinas de múltiples granos por medio de la técnica denominada EBSD (Electron Back Scatter Diffraction). Para dicho efecto fueron utilizados un microscopio electrónico JEOL modelo JSM 6300 y los datos obtenidos fueron procesados por medio del software INCA, desarrollado por Oxford Instruments. Este software es necesario para añadir los parámetros cristalográficos a los datos obtenidos por el microscopio JEOL.

Posteriormente se sometió la probeta a tensión simple y se tomaron micrografías in situ por medio de un microscopio óptico. Una carga de 2KN fue aplicada a la probeta y el rango de deformación durante la prueba fue ajustado a 2mm/min. De esta manera la TMIE fue observada in situ. Así mismo, un instrumento virtual programado en LabView fue utilizado para obtener en coordenadas cartesianas un registro de puntos próximos a la frontera de cada grano (en pixeles) [35].

F. N. García-Castillo *et al.* [35] reporta que el análisis se centró en dos regiones específicas ubicadas dentro de la zona central de la probeta, en las cuales se aplicó el criterio SF-SR-STD a una triada de granos vecinos en cada región. En la Figura 2.25 se muestra un diagrama con algunas dimensiones de la probeta y una aproximación gráfica de la ubicación de las regiones de estudio mencionadas por F. N. García-Castillo *et al.* [35].

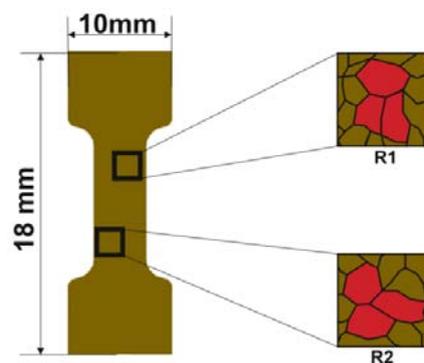


Fig. 2.25. Diagrama de la probeta utilizada por F. N. Castillo et al. y las micrografías correspondientes a las regiones R1, y R2 durante la TMIE.

En la Figura 2.26 se muestran de manera esquemática los puntos triples donde se aplicó el criterio SF-SR-STD (grano a grano) pertenecientes a las regiones **R1** y **R2**. Estos granos son señalados por distintos colores, este cambio en el color representa un cambio en la orientación cristalina de los mismos, los colores se basan en la gama de la llave de colores del diagrama inverso de polos empleado en el software INCA (Figura 2.27). Los datos de la orientación

crystalina fueron obtenidos mediante la técnica de EBSD cuando el material se encuentra en austenita.

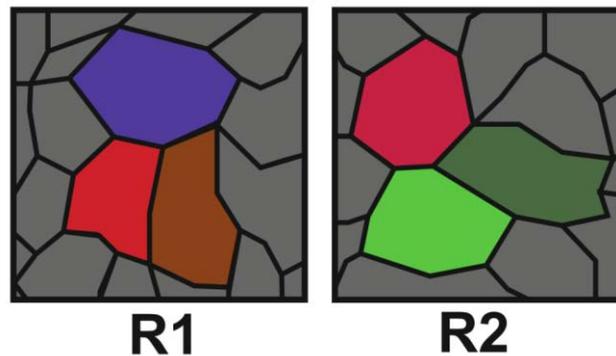


Figura 2.26. Granos a los que se aplicó el criterio SF-SR-STD correspondientes a ambas regiones.

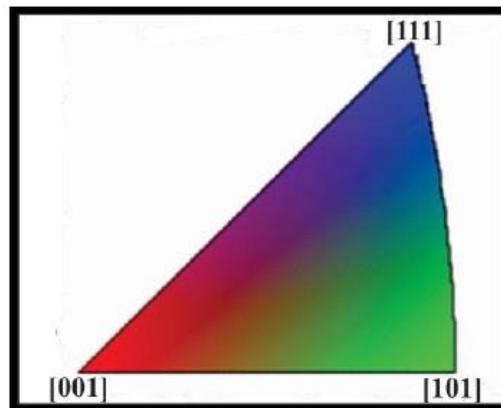


Figura 2.27 Llave de colores del diagrama inverso de polos [35].

Una vez que la orientación cristalina del material se conoce es posible determinar la proyección de la fuerza aplicada en cada uno de los elementos del sistema de transformación del material mediante el modelo matemático desarrollado por J. Cortés-Pérez [17].

El presente trabajo de tesis tiene como objetivo aplicar el criterio desarrollado por F.N. García-Castillo *et al.* [35] a una muestra policristalina de CuAlBe, la cual es sometida a pandeo por compresión con la finalidad de observar granos cuya orientación cristalina es conocida mediante un estudio previo de EBSD. El someter a la muestra a este estado de carga en particular se debe a que de este modo se puede observar la TMIE tanto en tensión como en compresión en los mismos granos y con ello medir la capacidad de predicción del criterio tanto en flexión como en compresión para este caso en particular.

Así mismo es importante señalar que a diferencia del trabajo presentado por Martínez-Fuentes R. J. *et al.* [41], en el cuál se observa una muestra policristalina sometida a flexión en tres puntos (Figura 2.17), y cuya orientación cristalina es desconocida, en este caso la orientación cristalina de los granos estudiados es conocida y mediante el criterio desarrollado por F.N. García *et al.* [35] se busca predecir que variante o variantes aparecerán en cada grano, comparando los resultados con las micrografías presentadas en el cuarto capítulo. Una descripción de las



CAPÍTULO II

Comportamiento mecánico de AMF policristalinas



características de la muestra utilizada así como los detalles del montaje del experimento son mostrados en el tercer capítulo del presente trabajo.



CAPITULO III

DESARROLLO EXPERIMENTAL



3.1 PREPARACIÓN DE LA MUESTRA

Para la realización de la pruebas se utilizó una muestra policristalina de Cu-11.5%.wtAl-0.5%.wtBe. La muestra fue extraída de un lingote obtenido mediante fundición convencional en un horno de alta frecuencia. Dicho lingote fue elaborado utilizando la ecuación de Belkahala [25]. La muestra fue cortada utilizando una máquina cortadora Accuttom-5 marca Struers Izaa S.A. con una unidad de enfriamiento por recirculación con un flujo de 800ml/min. El proceso de corte fue realizado a una velocidad constante de 0.025mm/s.

La temperatura de transformación martensítica (M_s) del material producido fue determinada mediante un estudio de calorimetría diferencial de barrido (DSC) utilizando un equipo TA Instruments modelo Q 100 (New Castle, Delaware, Estados Unidos de América). Para tal efecto se utilizó una muestra de 39.45mg. La prueba fue efectuada en un intervalo de temperaturas de -80 °C a 200°C a intervalos de 20°C /min. Dicho estudio arrojó como resultado una temperatura M_s aproximada de -20°C. Posteriormente la muestra es sometida a un tratamiento térmico llamado betatizado en el cual el material es sometido a una temperatura de 750°C por un periodo de 15 minutos y posteriormente colocado en agua a una temperatura aproximada a los 100°C por un periodo de 20min. Esto se hace con la finalidad de congelar la fase β del material a temperatura ambiente.

Con el objetivo de conocer la orientación cristalina grano a grano (OC) en la muestra, ésta fue sometida a un estudio de EBSD, el cual se realizó en el Instituto de Materiales de la Universidad Politécnica de Valencia, España. Se utilizó un microscopio electrónico de barrido **JEOL** modelo **JSM3600** junto con el software INCA para la interpretación de resultados. Los parámetros cristalográficos para CuAlBe utilizados como datos de entrada se muestran en la Tabla 3.1 [35].

<i>Tabla 3.1. Parámetros cristalográficos empleados como datos de entrada para el software Inca [32].</i>	
Tipo de Celda	DO ₃ bbc
Parámetro de red	5.82 Å
Grupo espacial	Fm $\bar{3}$ m

En la Figura 3.1 se muestran imágenes procedentes del programa INCA correspondientes a la muestra empleada en este estudio.

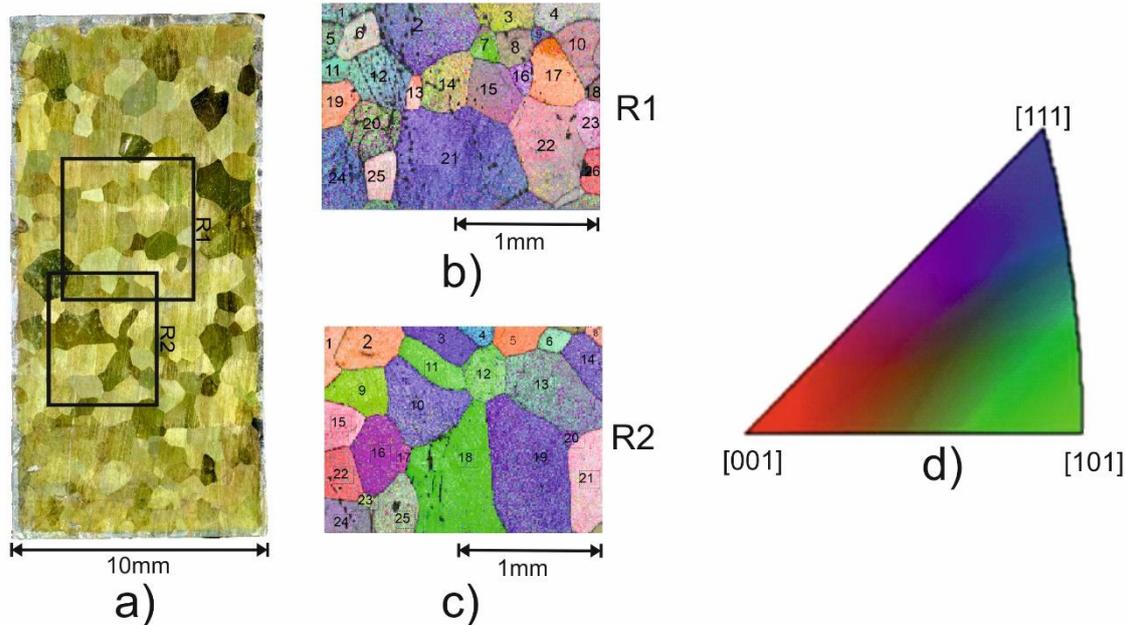


Figura 3.1.a) Ubicación de R1 y R2. **b)** Medición de OC en R1 mediante EBSD. **c)** Medición de OC en R2 mediante EBSD. **d)** Llave de colores del diagrama inverso de polos.

Finalmente la muestra fue pulida y atacada con una mezcla de agua destilada, dicromato de potasio ($K_2Cr_2O_7$) y ácido sulfúrico (H_2SO_4), la cual se aplica sobre la muestra junto con unas gotas de ácido clorhídrico (HCl) con la finalidad de revelar la microestructura del material. Una vez que la microestructura es revelada es necesario realizar un mapeo de la probeta antes de ser cargada, con la finalidad de registrar la morfología de la misma y verificar la no existencia de martensita residual antes e iniciar la prueba. Para ello se tomó una serie de micrografías con un microscopio digital Dinolite-Pro® el cual se encuentra montado en una mesa de coordenadas que ayuda a ubicar al microscopio en una posición determinada de la probeta, (Figura 3.2.a). A partir de las micrografías obtenidas se realiza un ensamble con la ayuda del programa Adobe Photoshop® y como resultado se obtuvo la imagen mostrada en la Figura 3.2.b.

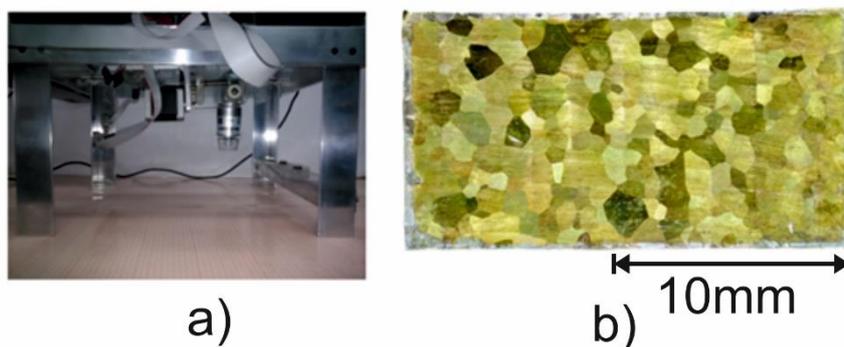


Figura 3.2.a) Microscopio digital y mesa de coordenadas. **b)** Ensamble de micrografías.

A continuación se determinó el tamaño de grano promedio. Esto se realizó con la finalidad de corroborar que el espesor h de la muestra sea menor al tamaño de grano promedio, lo que permite considerar una distribución de grano cuasi-bidimensional, esto con el propósito de que las interacciones intergranulares puedan ser consideradas como bidimensionales.

El tamaño de grano puede ser obtenido trazando líneas paralelas de longitud conocida y enumerando los granos que son intersectados por cada una de éstas (N) [35]. El tamaño de grano obtenido por línea estaría dado por:

$$D_L = \frac{L}{N} \quad (3.1)$$

Donde L es la longitud de la muestra y D_L es el tamaño de grano obtenido de cada línea. Siguiendo este procedimiento, el tamaño de grano promedio de una muestra está dado por la expresión 3.2.

$$D = \frac{\sum_{i=1}^n DL_i}{n} \quad (3.2)$$

Las líneas consideradas para esta estimación y su ubicación dentro de la probeta son mostradas en la Figura 3.3.b. Mientras que en la tabla 3.2 se enlistan los granos y el tamaño de grano obtenido de cada línea en base a las ecuaciones 3.1 y 3.2.

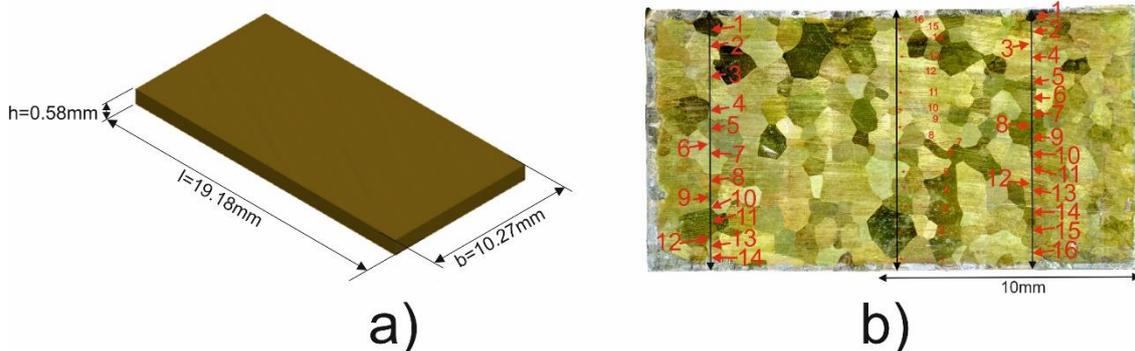


Figura 3.3.a) Dimensiones de la probeta. b) Granos considerados para obtener el tamaño de grano promedio.

Como se muestra en la Figura 3.3 Las líneas consideradas son paralelas al ancho de la muestra y de una longitud muy similar a ésta. Debido a esto se considera $L = b = 10.27mm$. Los valores de D_L así como de D se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2 Obtención del tamaño de grano promedio para la muestra utilizada.		
Línea	Granos intersectados	D_L
1	14	0.74mm
2	16	0.64mm
3	16	0.64mm
Tamaño de grano promedio (D)	0.67mm	

Por lo tanto se corrobora que es posible considerar a la muestra como una probeta policristalina cuasi-bidimensional.

3.2. MONTAJE DEL EXPERIMENTO.

Posteriormente la muestra fue sometida a flexión en dos puntos con el propósito de provocar la TMIE en la mayoría de los granos que conforman la muestra. La prueba fue realizada de tal manera que la cara de la muestra en la que el estudio de EBSD fue realizado estuviera sometida tanto a tensión como a compresión con la finalidad de observar la TMIE en ambos casos. Una prensa de precisión marca Palgmer® a la cual se le adaptaron placas especialmente fabricadas para las pruebas es utilizada, su operación es manual ya que para aplicar el criterio desarrollado por F.N. García-Castillo *et al.* [35] no es necesario conocer la magnitud de la carga aplicada (Figura 3.4).

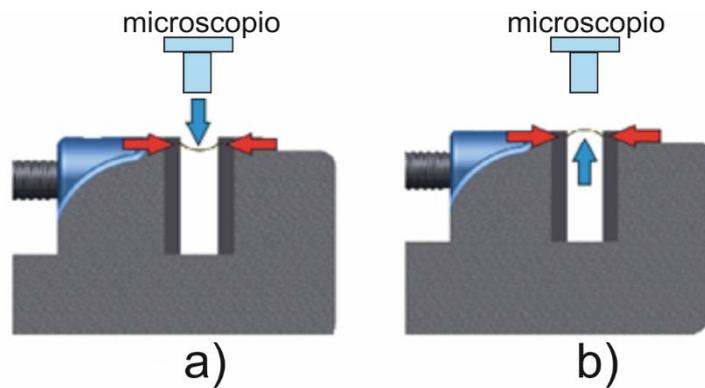


Figura 3.4. a) Parte observable sometida compresión. b) Parte observable sometida a tensión.

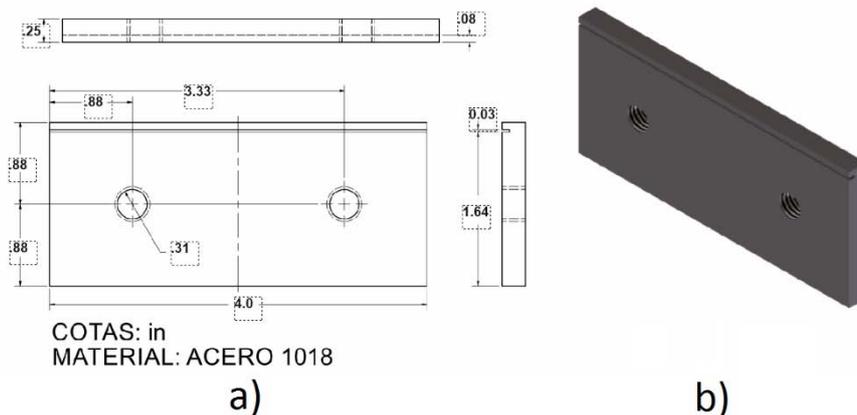


Figura 3.5. a) Dimensiones de la mordaza. b) Isométrico de mordaza.

Una vez montada la muestra se colocó el arreglo de tal manera que la probeta pudiese ser observada por medio del microscopio durante la aplicación de la carga con lo que se logró un barrido de la muestra una vez que la TMIE se presentó en la mayor parte de los granos. En las Figuras 3.6.a y 3.6.b se muestra un ensamble de las micrografías obtenidas tanto a tensión como a compresión respectivamente.

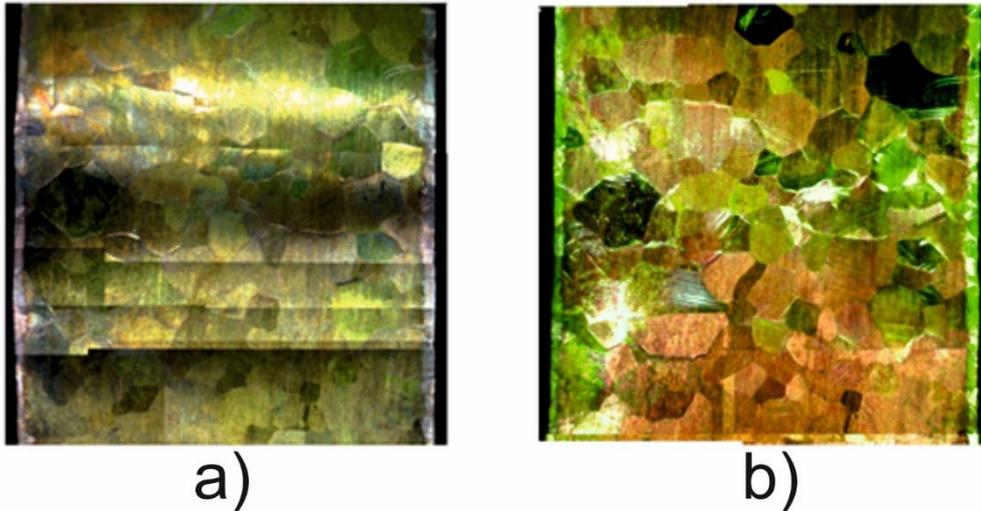


Figura 3.6.a) Superficie observable en compresión. b) Superficie observable en tensión.

Los granos considerados en este trabajo provienen de dos regiones denominadas R_1 y R_2 mostradas en la Figura 3.6, dichas regiones fueron elegidas debido a que son las regiones en donde las mediciones de EBSD son más claras y también debido a que son zonas que se encuentran cercanas a $l/2$ y por lo tanto están alejadas de las zonas donde las placas y la probeta tienen contacto.

Los granos se seleccionaron tomando en cuenta si en las micrografías es posible detectar la aparición de la TMIE tanto a tensión como a compresión. También se consideró que los datos de EBSD no mostraran dos orientaciones cristalinicas o más que no fueran cercanas entre sí, así como que la mayor parte de la superficie del grano presentara índices similares.

La región R_1 contiene 26 granos mientras que la región R_2 contiene 25 granos. En la Tabla 3.3 y 3.4 se muestra la selección de granos considerados en este trabajo que corresponden a R_1 y a R_2 respectivamente, así como el motivo por el cual fueron descartados los no considerados. La nomenclatura asignada para la identificación de los granos indica el número la región (R) a la que el grano pertenece, seguida del número de grano que tiene asignado dentro de ésta (G) según la Figura 3.1.

Tabla 3.3. Selección de granos en R_1 .

GRANO	DATOS EBSD	TRANSFORMACIÓN OBSERVABLE		CONSIDERADO
		COMPRESIÓN	TENSIÓN	
R01-G01	NO	SI	SI	NO
R01-G02	SI	SI	NO	NO
R01-G03	SI	SI	SI	SI
R01-G04	NO	SI	SI	NO
R01-G05	NO	NO	NO	NO
R01-G06	SI	SI	SI	SI
R01-G07	NO	SI	SI	NO
R01-G08	SI	SI	NO	NO
R01-G09	NO	SI	NO	NO



R01-G10	NO	SI	SI	NO
R01-G11	SI	NO	SI	NO
R01-G12	SI	SI	SI	SI
R01-G13	SI	NO	SI	NO
R01-G14	NO	SI	SI	NO
R01-G15	SI	SI	SI	SI
R01-G16	SI	SI	SI	SI
R01-G17	SI	SI	SI	SI
R01-G18	NO	SI	NO	NO
R01-G19	SI	NO	SI	NO
R01-G20	NO	NO	SI	NO
R01-G21	NO	SI	SI	NO
R01-G22	NO	SI	SI	NO
R01-G23	NO	SI	SI	NO
R01-G24	NO	SI	SI	NO
R01-G25	NO	SI	SI	NO
R01-G26	SI	NO	SI	NO

Tabla 3.4. Selección de granos en R₂.

GRANO	DATOS EBSD	TRANSFORMACIÓN OBSERVABLE		CONSIDERADO
		COMPRESIÓN	TENSIÓN	
R02-G01	SI	SI	SI	SI
R02-G02	SI	SI	SI	SI
R02-G03	SI	NO	NO	NO
R02-G04	NO	SI	NO	NO
R02-G05	SI	SI	SI	SI
R02-G06	SI	NO	NO	NO
R02-G07	SI	SI	SI	SI
R02-G08	SI	SI	SI	SI
R02-G09	SI	SI	NO	NO
R02-G10	NO	SI	SI	NO
R02-G11	SI	SI	SI	SI
R02-G12	NO	SI	SI	NO
R02-G13	NO	SI	SI	NO
R02-G14	NO	SI	NO	NO
R02-G15	NO	SI	SI	NO
R02-G16	SI	SI	NO	NO
R02-G17	SI	NO	NO	NO
R02-G18	SI	SI	SI	SI
R02-G19	SI	NO	NO	NO
R02-G20	NO	NO	NO	NO
R02-G21	NO	SI	SI	NO



R02-G22	NO	NO	SI	NO
R02-G23	NO	NO	NO	NO
R02-G24	NO	SI	SI	NO
R02-G25	NO	SI	NO	NO

Derivado de esto se consideran únicamente 6 granos en el caso de R_1 y 7 en el caso de R_2 . Los granos considerados en este trabajo correspondientes a R_1 y R_2 se enlistan en las tablas 3.5 y 3.6 respectivamente, así como los índices de la dirección transversal [TD] y el plano normal asociado (SN) a éste para cada caso. Es importante mencionar que el orden de los sistemas de transformación utilizado es el mismo que el reportado por Kajiwara *et al.* [11].

El hecho de que no en todos los granos se tenga una medición confiable de EBSD se debe a que existen granos que presentan fuertes variaciones en los valores de las orientaciones arrojadas por el programa INCA. Esto puede deberse a defectos cristalinos o bien a defectos microestructurales presentes en el material.

Tabla 3.5 Granos considerados pertenecientes a R_1 .

Grano	Dirección Transversal [TD]	Plano Normal a TD (SN)
R01-G03	$\langle 8 \ 14 \ 1 \rangle$	$\{16 \ \bar{9} \ \bar{2}\}$
R01-G06	$\langle \bar{2} \ 22 \ 3 \rangle$	$\{9 \ 3 \ \bar{16}\}$
R01-G12	$\langle 3 \ 24 \ 17 \rangle$	$\{9 \ \bar{12}\}$
R01-G15	$\langle 5 \ 22 \ \bar{14} \rangle$	$\{2 \ 4 \ 7\}$
R01-G16	$\langle 5 \ 20 \ \bar{13} \rangle$	$\{11 \ \bar{6} \ \bar{5}\}$
R01-G17	$\langle 16 \ \bar{2} \ 5 \rangle$	$\{5 \ 0 \ \bar{16}\}$

Tabla 3.6 Granos considerados pertenecientes a R_2 .

Grano	Dirección Transversal [TD]	Dirección Normal a TD (SN)
R02-G01	$\langle 7 \ 0 \ 19 \rangle$	$\{19 \ \bar{2} \ \bar{7}\}$
R02-G02	$\langle 9 \ 28 \ 3 \rangle$	$\{19 \ \bar{6} \ \bar{1}\}$
R02-G05	$\langle 13 \ \bar{7} \ 25 \rangle$	$\{\bar{1} \ 16 \ 5\}$
R02-G07	$\langle 11 \ 12 \ \bar{9} \rangle$	$\{3 \ 10 \ 17\}$
R02-G08	$\langle 0 \ 1 \ 0 \rangle$	$\{2 \ 0 \ 15\}$
R02-G11	$\langle 1 \ 11 \ 9 \rangle$	$\{\bar{1} \ 5 \ \bar{6}\}$
R02-G18	$\langle 17 \ 5 \ 4 \rangle$	$\{\bar{4} \ 16 \ \bar{3}\}$

Utilizando el programa Adobe Photoshop® se obtienen imágenes individuales de cada grano, estas imágenes son alteradas únicamente en brillo, contraste y valores de RGB con la finalidad

de resaltar las franjas de martensita observadas en cada grano, como se muestra en la Figura 3.7. Posteriormente se crea una imagen individual de cada grano considerado en este estudio.

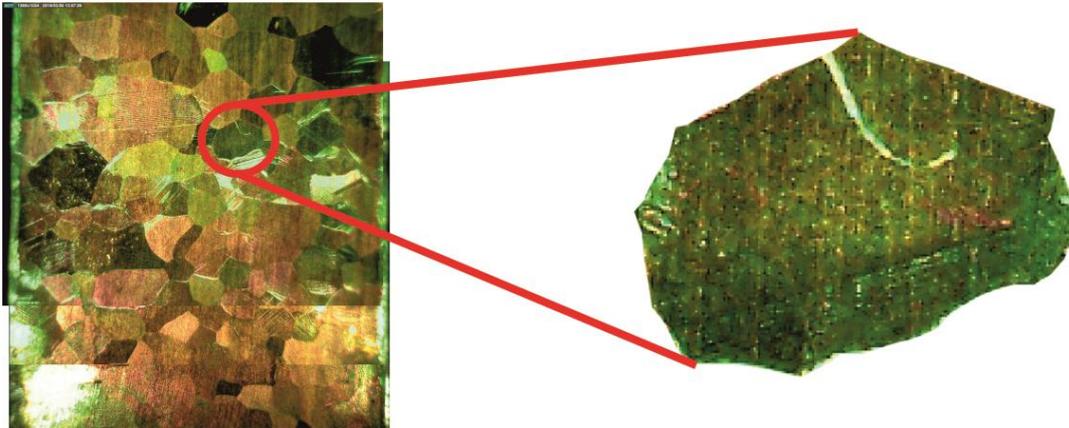


Figura 3.7. Aislamiento de imagen de grano R01-G03 del resto del ensamble de micrografías en compresión.

3.3. APLICACIÓN DEL CRITERIO SF-SR-STD

Considerando los sistemas de transformación reportados por Kajiwara et al. [11] (Los cuales fueron utilizados por Kaouache et al. [36] así como por F.N. García et al. [35]) y tomando en cuenta los valores de TD y el SN obtenidos de las mediciones por EBSD para cada grano es posible calcular el FS para cada una de las 24 variantes de martensita en cada grano, para ello es necesario conocer la dirección de rolado $[RD]$, dado que dicha dirección es perpendicular a TD y SN es posible obtenerla realizando el siguiente producto.

$$[RD] = [TD] \times (SN) \quad (3.3)$$

Mientras que el FS estará dado por la ecuación 3.4 mostrada a continuación.

$$FS_i = \frac{\left(\begin{matrix} RD_1 \\ RD_2 \\ RD_3 \end{matrix} \middle| \begin{matrix} nn_{i1} \\ nn_{i2} \\ nn_{i3} \end{matrix} \right) \cdot \left(\begin{matrix} RD_1 \\ RD_2 \\ RD_3 \end{matrix} \middle| \begin{matrix} mm_{i1} \\ mm_{i2} \\ mm_{i3} \end{matrix} \right)}{\sqrt{nn_{i1}^2 + nn_{i2}^2 + nn_{i3}^2} \cdot \sqrt{mm_{i1}^2 + mm_{i2}^2 + mm_{i3}^2} \cdot (RD_1^2 + RD_2^2 + RD_3^2)} \quad (3.4)$$

$$i = \{1,2,3, \dots, 24\}$$

Donde nn_i representa los planos de hábito y mm_i las direcciones de deslizamiento, estos valores están dados por el sistema de transformación reportado por Kajiwara [11], los cuales se muestran en el Anexo I.

Para el caso de tensión uniaxial, el criterio SF-SR-STD descarta las variantes cuyo FS sea negativo, ya que esto implica que la dirección de la carga aplicada debe ser la contraria para que la TMIE pueda ser inducida en los elementos de transformación que presentan esa condición, mientras que en el caso de compresión se descartan aquellas VM cuyo FS sea positivo. En ambos casos las VM que presentan un FS pequeño ($|FS_i| \leq 0.1(\text{máx}|FS_i|)$). Esto debido a que estas variantes necesitan valores muy elevados de carga para presentar la TMIE.

Así mismo el criterio posee otro método de discriminación, el cual consiste en una relación de deformación (SR), en la cual se emplea el modelo desarrollado por J. Cortés [17] para obtener el tensor de deformaciones de cada una de las 24 VM en la base de observación. Lo anterior se realiza mediante la determinación del campo de desplazamientos y de deformaciones que se presentan en una AMF durante la TMIE. Para esto se tienen como datos de entrada la orientación cristalina de cada grano así como los sistemas de transformación correspondientes al CuAlBe. Este modelo consiste en una descripción matemática del campo vectorial de desplazamientos (CVD) presente en el material durante la TMIE. Este CVD es no homogéneo y es definido en un sistema de referencia que coincide con el sistema de referencia correspondiente al sistema de transformación (X_T, Y_T, Z_T) donde la base unitaria está dada por los vectores (e_{T1}, e_{T2}, e_{T3}) , así mismo, se considera un sistema de referencia coincidente con la base canónica de la celda unitaria del material (X, Y, Z) con base unitaria (e_1, e_2, e_3) y finalmente un tercer sistema de referencia correspondiente a la base de observación (X_0, Y_0, Z_0) , con base unitaria (e_{01}, e_{02}, e_{03}) , tal y como se muestra en la Figura 3.8.

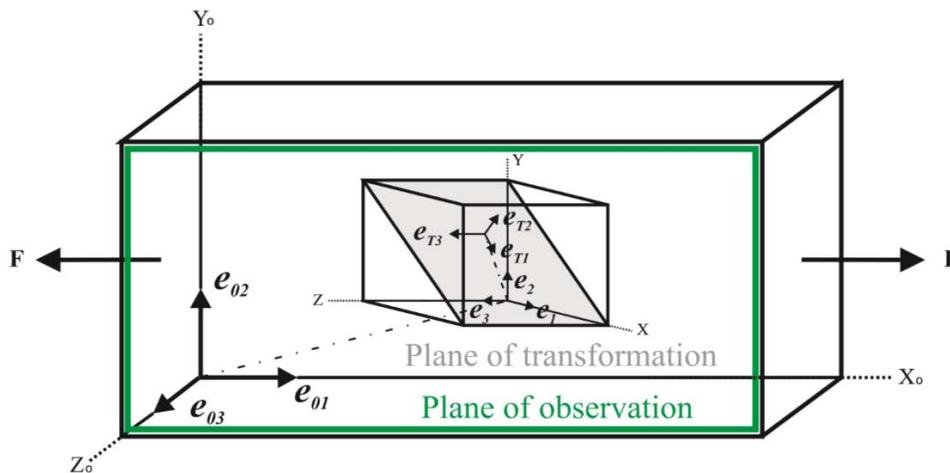


Figura 3.8. Base de los sistemas de referencia utilizados en el modelo de J. Cortés, utilizado por F.N. García-Castillo et al. [17, 35].

El CVD está definido por cada elemento de transformación (en este caso 24 MV). El campo vectorial $u(X_T, Y_T, Z_T)$ puede ser expresado en términos de un plano de hábito $(n_1 \ n_2 \ n_3)$ y una dirección de corte $[m_1 \ m_2 \ m_3]$ con coordenadas (X_T, Y_T, Z_T) . Dicho campo puede describirse mediante la expresión 3.5. [17, 35].

$$u(X_T, Y_T, Z_T) = \begin{pmatrix} \delta f h w(y_T) \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \quad (3.5)$$

$$w(y_T) = \begin{cases} 0; & -\infty \leq y_T \leq 0 \\ \frac{y_T}{hf}; & 0 \leq y_T \leq hf \\ 1; & hf \leq y_T \leq h \end{cases} \quad (3.6)$$



Donde δ es la amplitud de corte, que para el caso del CuAlBe es de 0.2324, h es la longitud de la franja de martensita a lo largo de la dirección y_T y $w(y_T)$ es redefinido empleando la función que describe una doble hipérbola para suavizar la transición entre intervalos (ecuación 3.7).

$$w(y_T) = \frac{fh + \sqrt{r_0^2 + y_T^2} - \sqrt{r_0^2 + (y_T - fh)^2}}{2fh} \quad (3.7)$$

Donde r_0 es el radio de transición de la interface martensita-austenita, y f es la fracción volumétrica, un valor escalar que es dependiente, del esfuerzo aplicado, la temperatura a la cual se realiza la prueba y parámetros propios del material. La fracción volumétrica está dada por la ecuación 3.8.

$$f = \frac{e^{\frac{\ln(9)(2\sigma - \sigma_c - \sigma_f)}{\sigma_f - \sigma_c}}}{1 + e^{\frac{\ln(9)(2\sigma - \sigma_c - \sigma_f)}{\sigma_f - \sigma_c}}} \quad (3.8)$$

Donde σ es el esfuerzo efectivo aplicado (para el caso de tensión simple, el esfuerzo efectivo aplicado es definido mediante la ecuación 3.3.7. σ_c y σ_f son el esfuerzo efectivo crítico al inicio y al final de la TMIE. Considerando una temperatura de prueba constante T , σ_c y σ_f pueden ser calculados utilizando las siguientes ecuaciones, donde se considera la relación de Clausius-Clapeyron descrita con anterioridad en el capítulo I (ecuación 1.1).

$$\sigma = \frac{\tau}{FS} \quad (3.9)$$

En este caso τ es el esfuerzo cortante de transformación, el cuál es un parámetro constante del material.

$$\sigma_c = \frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s} (T - M_s) \quad (3.10)$$

$$\sigma_f = \frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s} (T - M_f) \quad (3.11)$$

M_s y M_f son las temperaturas críticas correspondientes al inicio y al final de la temperatura de transformación martensítica respectivamente, dichas temperaturas dependen de la composición química y del tamaño de grano entre otros factores.

El CVD es definido en el sistema de observación de la siguiente manera:

$$(x_T, y_T, z_T)^T = A_{X_O \rightarrow X_T} (x_O, y_O, z_O)^T \quad (3.12)$$

$$u(x_O, y_O, z_O) = A_{X_T \rightarrow X_O} (x_T, y_T, z_T) \quad (3.13)$$

$$A_{X_T \rightarrow X_O} (x_T, y_T, z_T) = A_{X_T \rightarrow X_O} u \left(\left(A_{X_O \rightarrow X_T} (x_O, y_O, z_O)^T \right)^T \right) \quad (3.14)$$



Donde la relación entre las bases de los tres espacios vectoriales puede expresarse como:

$$A_{X_T \rightarrow X_O} = A_{X \rightarrow X_O} A_{X_T \rightarrow X} \quad (3.15)$$

La matriz $A_{X_T \rightarrow X_O}$ es empleada para realizar el cambio de base del sistema de transformación a la base de observación. A fin de expresar la expresión 3.15 en función de la orientación cristalina $A_{X \rightarrow X_T}$ se define como:

$$A_{X \rightarrow X_T} = [A_{X_T \rightarrow X}]^{-1} = \sum_{i=1}^3 \{e_i\}_{X_T} \otimes e_i \quad (3.16)$$

$$A_{X_T \rightarrow X} = \sum_{i=1}^3 \{e_{T_i}\}_X \otimes e_{T_i} = \begin{pmatrix} m_1 & n_1 & p_1 \\ m_2 & n_2 & p_2 \\ m_3 & n_3 & p_3 \end{pmatrix} \quad (3.17)$$

$$A_{X \rightarrow X_O} = [A_{X_O \rightarrow X}]^{-1} = \sum_{i=1}^3 \{e_i\}_{X_O} \otimes e_i \quad (3.18)$$

$$A_{X_O \rightarrow X} = \sum_{i=1}^3 \{e_{o_i}\}_X \otimes e_{o_i} = \begin{pmatrix} u & c_1 & h \\ v & c_2 & k \\ w & c_3 & l \end{pmatrix} \quad (3.19)$$

En este caso $[hkl]$ es a la dirección normal SN y $[uvw]$ es la dirección transversal TD , estas direcciones son obtenidas por medio de las mediciones de EBSD. $(n_1 \ n_2 \ n_3)$ Corresponden al plano de hábito, $[m_1 \ m_2 \ m_3]$ es la dirección de corte, ambos dados en coordenadas (x_T, y_T, z_T) .

La dirección de rolado RD es determinada realizando el producto cruz de TD con SN como se muestra en la ecuación 3.20, de modo similar es posible determinar la tercera dirección de cada elemento de transformación mediante el producto mostrado en la ecuación 3.21.

$$\begin{pmatrix} c_1 \\ c_2 \\ c_3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} h \\ k \\ l \end{pmatrix} \quad (3.20)$$

$$\begin{pmatrix} p_1 \\ p_2 \\ p_3 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} m_1 \\ m_2 \\ m_3 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} n_1 \\ n_2 \\ n_3 \end{pmatrix} \quad (3.21)$$

Finalmente, el tensor de deformación ε_{Tr} se define como la parte simétrica del gradiente del campo de desplazamientos.

$$\varepsilon_{Tr} = \frac{1}{2} [\nabla(u(x_0, y_0, z_0)) + \nabla^T(u(x_0, y_0, z_0))] \quad (3.22)$$

Dicho tensor de esfuerzos es calculado para cada una de las 24 VM, la relación de deformación se obtiene en base a la ecuación 3.23.

$$SR = \frac{\varepsilon_{x0}}{\varepsilon_{y0}} \quad (3.23)$$

Considerando la ecuación 3.23 es evidente que pueden presentarse 3 casos distintos como se muestra en la Figura 3.9.

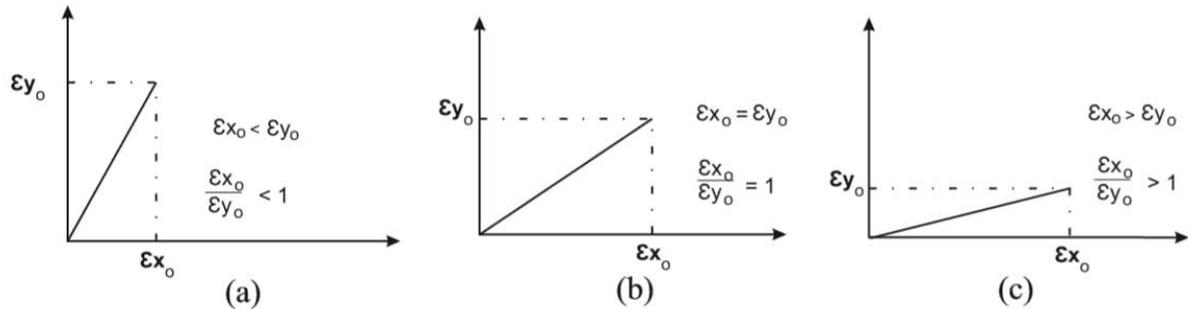


Figura 3.9 Casos presentados para $|SR|$. a) Deformación cercana a TD. b) Deformación entre TD y RD. c) Deformación cerca de RD [35].

Debido a que las variantes que presentan una SR son más cercanas a RD las variantes cuyo SR sea igual o menor a 1 son descartadas por el criterio SF-SR-STD propuesto por F.N. García *et al.* [35].

Para generar los diagramas de transformación se calcula el inverso de FS así como el inverso de FS en la base de transformación, que está dado por la expresión 3.24:

$$FS_i^{-1} = \frac{1}{FS_i} \quad (3.24)$$

$$FS_{TDi} = \frac{\left(\begin{matrix} TD_1 \\ TD_2 \\ TD_3 \end{matrix} \right) \left(\begin{matrix} nn_{1i} \\ nn_{2i} \\ nn_{3i} \end{matrix} \right) \cdot \left(\begin{matrix} TD_1 \\ TD_2 \\ TD_3 \end{matrix} \right) \left(\begin{matrix} mm_{1i} \\ mm_{2i} \\ mm_{3i} \end{matrix} \right)}{\sqrt{nn_{1i}^2 + nn_{2i}^2 + nn_{3i}^2} \cdot \sqrt{mm_{1i}^2 + mm_{2i}^2 + mm_{3i}^2} \cdot (RD_1^2 + RD_2^2 + RD_3^2)} \quad (3.25)$$

$i = \{1,2,3, \dots, 24\}$

$$FS_{TDi}^{-1} = \frac{1}{FS_{TDi}} \quad (3.26)$$

Los valores de FS_i^{-1} de cada variante se ubican en el eje horizontal de un sistema coordenado, mientras que los valores de FS_{TDi}^{-1} se ubican en el eje vertical. Posteriormente se traza una línea que intersece los puntos previamente señalados correspondientes a cada variante, de ésta manera se forma un diagrama con 24 líneas. Cada una de estas líneas corresponde a una de las veinticuatro variantes como se observa en la Figura 3.10.

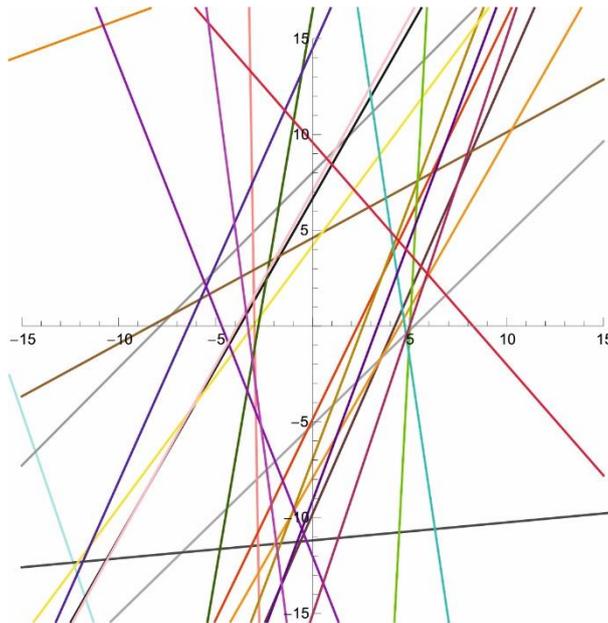


Figura 3.10. Diagrama de transformación que contiene las 24 rectas asociadas a las variantes de martensita.

Considerando la ecuación 3.9 es claro que un mayor valor de $|FS|$ implica que el material cederá a un menor esfuerzo normal σ , por lo tanto, las variantes que se encuentren más próximas al origen en el diagrama de transformación son las variantes que requieren menos carga para presentarse y en casos monocristalinos son las variantes que se predice aparecerán según el arreglo y la orientación de las cargas aplicadas. Por lo tanto, el diagrama de transformación para casos monocristalinos sólo contempla las variantes más próximas al origen, como se muestra en la Figura 3.11.

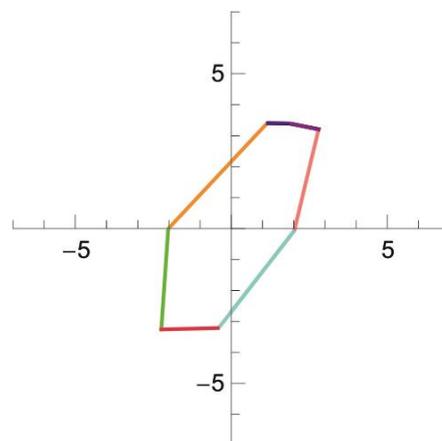


Figura 3.11. Diagrama de transformación con las variantes más cercanas al origen.

Una vez que estos parámetros han sido calculados es posible calcular el criterio de balance (BC) propuesto por F.N. García *et al.* [35], el cual se calcula únicamente para las variantes no descartadas mediante el FS y SR. Este criterio se describe en el capítulo IV de este trabajo.



CAPITULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN



4.1. OBTENCIÓN DE RESULTADOS

En este trabajo se consideraron seis granos correspondientes a la región R_1 y siete correspondientes a la región R_2 los cuales se observaron tanto a tensión como a compresión, ambos estados de carga inducidos a partir de un arreglo de flexión en dos puntos con el objetivo de aplicar el criterio desarrollado por F.N. García *et al.* [35]. Para cada uno de los granos considerados se calculó el FS así como la SR de las veinticuatro variantes de martensita.

Para aplicar el criterio desarrollado por F. N. García *et al.* [35] en el caso de tensión se consideran únicamente las variantes que poseen un FS positivo, mientras que para el caso de compresión se consideran las variantes con un valor de FS negativo.

Tanto en el caso de tensión como de compresión, si $|SR| \leq 1$ la variante es descartada.

En la Tabla 4.1 se muestran los FS y SR correspondientes a cada una de las 24 variantes para el grano R01-G03.

Tabla 4.1. FS y SR calculados para cada una de las 24 variantes correspondientes al grano R01-G03.

VF _p	FS	VM		SR _p	SR	VM
1	0.49	7		1	14.67	15
2	0.48	1		2	12.39	6
3	0.48	16		3	5.93	5
4	0.46	9		4	4.50	16
5	0.45	3		5	4.32	14
6	0.44	5		6	4.21	7
7	0.43	11		7	2.17	13
8	0.43	14		8	2.05	8
9	0.06	24		9	1.87	10
10	0.05	19		10	1.85	4
11	0.04	21		11	1.34	9
12	0.03	20		12	1.30	1
13	0.01	18		13	1.23	3
14	0.01	23		14	1.15	11
15	0.01	17		15	1.07	12
16	0.01	22		16	1.06	2
17	-0.47	4		17	0.33	24
18	-0.47	2		18	0.20	19
19	-0.48	6		19	0.17	20
20	-0.48	8		20	0.14	21
21	-0.49	13		21	0.05	18
22	-0.49	15		22	0.03	22
23	-0.50	10		23	0.02	23
24	-0.50	12		24	0.02	17



SF_p y SR_p corresponden a la posición que toma cada variante ordenándolas de mayor a menor tanto para el FS como para la SR respectivamente.

Considerando el caso de compresión, las variantes que posean FS positivo son descartadas. Observando la Tabla 4.1 es evidente que las variantes cuyo valor de SF_p es menor a 17 son descartadas. Por otra parte si observamos los valores de SR es claro que todas las variantes cuyo SR_p es mayor a 16 poseen valores de $|SR|$ menores a 1, por lo que también son descartadas. En la Tabla 4.2 se consideran únicamente aquellas variantes que no fueron descartadas y se les asigna un número llamado O_v (Order value) el cual es necesario para aplicar el criterio desarrollado por F.N. García-Castillo *et al.* [35].

Tabla 4.1. FS y SR calculados para cada una de las 24 variantes correspondientes al grano R01-G03.

SF_p	FS	VM		SR_p	$ SR $	VM
1	0.49	7		1	14.67	15
2	0.48	1		2	12.39	6
3	0.48	16		3	5.93	5
4	0.46	9		4	4.50	16
5	0.45	3		5	4.32	14
6	0.44	5		6	4.21	7
7	0.43	11		7	2.17	13
8	0.43	14		8	2.05	8
9	0.06	24		9	1.87	10
10	0.05	19		10	1.85	4
11	0.04	21		11	1.34	9
12	0.03	20		12	1.30	1
13	0.01	18		13	1.23	3
14	0.01	23		14	1.15	11
15	0.01	17		15	1.07	12
16	0.01	22		16	1.06	2
17	-0.47	4		17	0.33	24
18	-0.47	2		18	0.20	19
19	-0.48	6		19	0.17	20
20	-0.48	8		20	0.14	21
21	-0.49	13		21	0.05	18
22	-0.49	15		22	0.03	22
23	-0.50	10		23	0.02	23
24	-0.50	12		24	0.02	17

Para aplicar el criterio de balance (BC) a las variantes no descartadas se consideran las expresiones utilizadas en el trabajo de F.N. García *et al.* [35].



$$\text{Si } SF_p \leq SR_p; \quad BC = (SF_p - SR_p) + o_v \quad (4.1)$$

$$\text{Si } SR_p \leq SF_p; \quad BC = (SR_p - SF_p) + o_v \quad (4.2)$$

A diferencia de lo reportado por F. N. García *et al.* [35], el O_v correspondiente al FS se considera de modo inverso para el caso de compresión, debido a que las variantes con menor FS son las que tienen tendencia a presentarse con una menor carga si se tratase de un Monocristal sometido a compresión. En la Tabla 4.3 se presenta el cálculo del BC para cada una de las variantes no descartadas y se muestra el tensor de deformaciones correspondiente a cada una de éstas.

Tabla 4.3 BC y tensor de deformaciones para variantes no descartadas a compresión.			
VM	CALCULO DE BC	BC	TENSOR DE DEFORMACIONES
4	10-17+3	-4	$\begin{pmatrix} -0.108919 & 0.0270223 & -0.029936 \\ 0.0270309 & 0.0590005 & -0.0543828 \\ -0.029944 & -0.0543831 & 0.0499183 \end{pmatrix}$
2	16-18+4	2	$\begin{pmatrix} -0.110246 & 0.0292769 & -0.0192953 \\ 0.0292882 & 0.104184 & -0.0273851 \\ -0.0192986 & -0.0273862 & 0.00606286 \end{pmatrix}$
6	2-19+9	-8	$\begin{pmatrix} -0.110605 & -0.000119941 & -0.0342933 \\ -0.000123137 & 0.00892421 & 0.0316218 \\ -0.0343046 & 0.0316228 & 0.101681 \end{pmatrix}$
8	8-20+6	-6	$\begin{pmatrix} -0.112346 & -0.00430306 & -0.0254708 \\ -0.00431107 & 0.0549126 & 0.0580264 \\ -0.0254794 & 0.0580279 & 0.0574331 \end{pmatrix}$
13	7-21+7	-7	$\begin{pmatrix} -0.114628 & 0.0126931 & -0.00547247 \\ 0.0127011 & 0.0527999 & 0.0586203 \\ -0.00546389 & 0.058619 & 0.0618281 \end{pmatrix}$
15	1-22+10	-11	$\begin{pmatrix} -0.114921 & 0.00872985 & -0.00978865 \\ 0.00873303 & 0.00783641 & 0.0310304 \\ -0.00977732 & 0.0310293 & 0.107084 \end{pmatrix}$
10	9-23+9	-5	$\begin{pmatrix} -0.115079 & 0.00712518 & -0.0135502 \\ 0.00711659 & 0.0615081 & -0.0576208 \\ -0.0135421 & -0.0576202 & 0.0535708 \end{pmatrix}$
12	15-24+10	1	$\begin{pmatrix} -0.115199 & 0.00465074 & -0.0110522 \\ 0.00463942 & 0.107277 & -0.0306237 \\ -0.0110489 & -0.0306227 & 0.0079222 \end{pmatrix}$

Finalmente se considera el diagrama de transformación correspondiente A R01-G03. En dicho diagrama se incluyen las variantes para las que se calculó el BC.

GRANO R01-G03

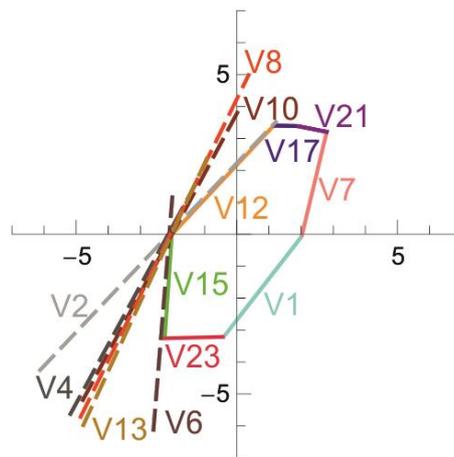


Figura 4.1 Diagrama de transformación correspondiente a R01-G03 para compresión.

Si se considera el STD de la Figura 4.1 y se ubican las VM mencionadas en la Tabla 4.3 es posible observar que VM que requieren menor carga para presentarse en un caso de compresión uniaxial son la 12, y la 15, sin embargo la VM 12 presenta un bajo valor de $|BC|$, por lo tanto es descartada, mientras que la variante 6 es considerada ya que según el STD la magnitud de la carga necesaria para presentarse es cercana al valor de la variante 15 y además posee un alto valor de $|BC|$, una situación similar se presenta en el caso de la variante 13, por lo tanto, éstas tres variantes son las consideradas por el criterio desarrollado por F.N. García *et al.* [35].

Utilizando la metodología descrita por J. Cortés [17] es posible simular una línea ubicada en cada sistema de transformación proyectada a la base de observación y compararla con la micrografía de dicho grano con el fin de corroborar si existe coincidencia entre las variantes predichas por el criterio y las variantes que se presentan de modo experimental. En la Figura 4.2 se muestran estos comparativos.

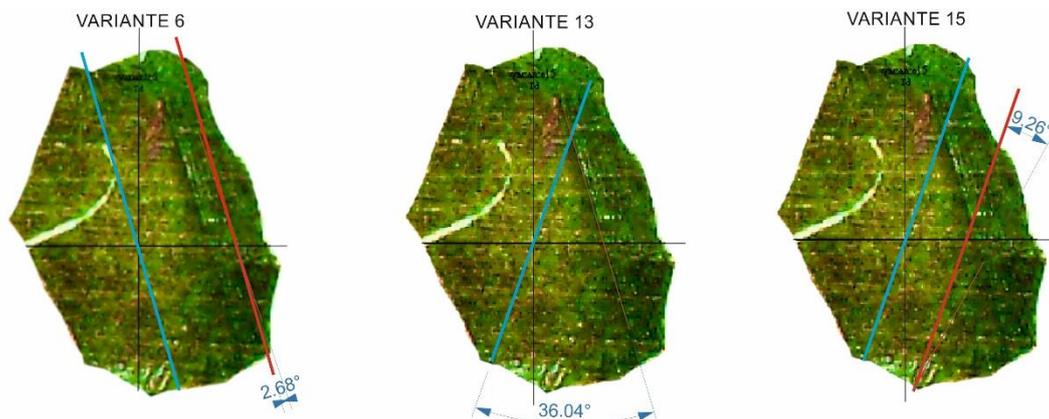


Figura 4.2. Comparativo entre la distorsión simulada utilizando el modelo de J. Cortés [17] y los resultados experimentales correspondientes al grano R01-G03 para compresión.

En este caso las variantes coincidentes con los resultados experimentales son la variantes 6 y 15. Es importante resaltar que de acuerdo al STD en el caso monocristalino la variante 12 es la que requiere menor carga para presentarse en el caso de compresión uniaxial, sin embargo, los resultados muestran que esta variante no se presentó. Este hecho es atribuido a que al parecer



la variante o variantes que se presentan en cada grano son aquellas que permiten una mayor compatibilidad de deformaciones con respecto a los granos vecinos.

Considerando el caso de tensión, las variantes que posean SF negativo son descartadas. Observando la Tabla 4.1 se observa que las variantes cuyo valor de SF_p es mayor a 17 son descartadas, mientras que las variantes cuyo valor de SR_p es mayor a 16 poseen valores de $|SR|$ menores a 1, por lo que también son descartadas. En la Tabla 4.3 se consideran únicamente aquellas variantes que no fueron descartadas y en el caso de tensión los valores de O_v se consideran del mismo modo que en el trabajo de F.N. García-Castillo *et al.* [35].

Tabla 4.4. Variantes no descartadas tomando en cuenta los valores de SF y SR para tensión.

SF_p	SF	VM		SR_p	$ SR $	VM	O_v
1	0.49	7		1			10
2	0.48	1		2			9
3	0.48	16		3	5.93	5	8
4	0.46	9		4	4.50	16	7
5	0.45	3		5	4.32	14	6
6	0.44	5		6	4.21	7	5
7	0.43	11		7			4
8	0.43	14		8			3
9				9			2
10				10			1
11				11	1.34	9	0
12				12	1.30	1	-1
13				13	1.23	3	-2
14				14	1.15	11	-3

Del mismo modo que en el caso de compresión se calcula el BC mediante las ecuaciones 4.1 y 4.2 para cada una de las variantes consideradas en el caso de tensión (Tabla 4.5).

Tabla 4.5 BC y tensor de deformaciones para variantes no descartadas a tensión.

V	CALCULO DE BC	BC	TENSOR DE DEFORMACIONES
7	1-6+10	5	$\begin{pmatrix} 0.114234 & 0.0136857 & -0.00618855 \\ 0.0136915 & -0.027149 & -0.0509091 \\ -0.00617839 & -0.0509075 & -0.0870851 \end{pmatrix}$
1	2-12+9	-1	$\begin{pmatrix} 0.112164 & -0.019603 & -0.0116592 \\ -0.0196133 & -0.0865193 & 0.0511878 \\ -0.0116536 & 0.0511858 & -0.0256448 \end{pmatrix}$
16	3-4+8	7	$\begin{pmatrix} 0.11087 & 0.0266103 & 0.0166753 \\ 0.0266043 & -0.0246495 & -0.0484736 \\ 0.0166652 & -0.0484752 & -0.0862203 \end{pmatrix}$
9	4-11+7	0	$\begin{pmatrix} 0.106542 & -0.0418948 & 0.0012587 \\ -0.0418845 & -0.079619 & 0.0503821 \\ 0.00125325 & 0.0503841 & -0.0269234 \end{pmatrix}$
3	5-13+6	-2	$\begin{pmatrix} 0.105402 & 0.00662952 & 0.0341199 \\ 0.00661983 & -0.0856678 & 0.0536189 \\ 0.0341257 & 0.0536224 & -0.0197344 \end{pmatrix}$
5	3-6+8	5	$\begin{pmatrix} 0.10289 & -0.0315314 & 0.0194116 \\ -0.031526 & -0.0173648 & -0.0550441 \\ 0.0194213 & -0.0550481 & -0.0855257 \end{pmatrix}$

11	7-14+4	-3	$\begin{pmatrix} 0.099911 & -0.0156418 & 0.0458536 \\ -0.0156322 & -0.0869671 & 0.0479509 \\ 0.0458477 & 0.0479475 & -0.012944 \end{pmatrix}$
14	5-8+6	3	$\begin{pmatrix} 0.0996566 & -0.0185876 & 0.0410906 \\ -0.0185928 & -0.0230648 & -0.057482 \\ 0.0410807 & -0.057478 & -0.0765918 \end{pmatrix}$

Al igual que en el caso de compresión se considera el diagrama de transformación de la Figura 4.3 donde se incluyen las variantes no descartadas en el caso de tensión.

GRANO R01-G03

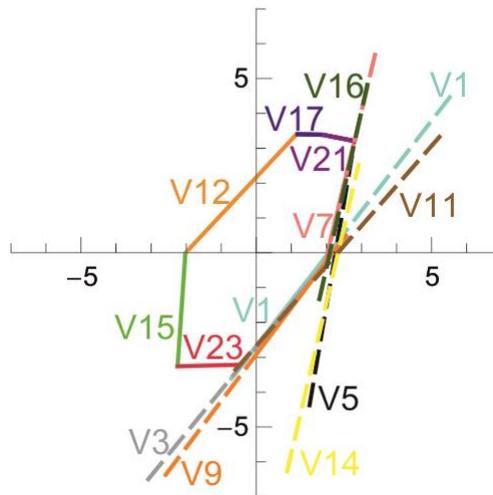


Figura 4.3 Diagrama de transformación correspondiente a R01-G03 para tensión.

Si se considera el STD de la Figura 4.2 y se ubican las VM mencionadas en la Tabla 4.5 es posible observar que aquellas VM que requieren menor carga para presentarse en un caso de compresión uniaxial son la 1, y la 7, sin embargo la VM 1 presenta un bajo valor de $|BC|$, por lo tanto ésta última es descartada, mientras que la variante 16 es considerada ya que según el STD la magnitud de la carga necesaria para presentarse es cercana al valor de la variante 7 y además posee un alto valor de $|BC|$, una situación similar se presenta en el caso de la variante 5, por lo tanto, éstas tres variantes son las consideradas por el criterio desarrollado por F.N. García-Castillo *et al.* [35].

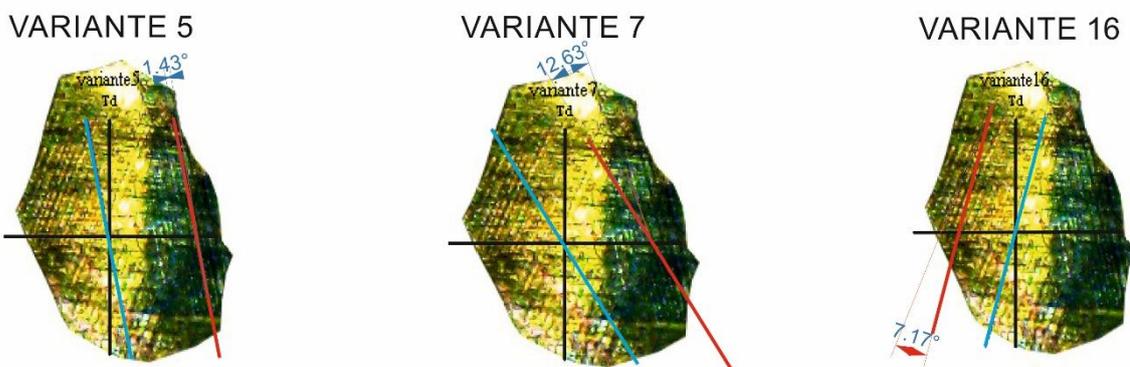


Figura 4.4. Comparativo de la aparición de VM in situ vs simulación de variantes predichas por criterio SF-SR-STD.



En tensión las variantes coincidentes con los resultados experimentales son la variantes 5 y 16. De acuerdo al STD en el caso monocristalino la variante 1 y la variante 7 son las que requieren menor carga para presentarse en el caso de tensión uniaxial, sin embargo, las micrografías muestran que estas variantes no se presentaron.

Siguiendo este procedimiento se aplicó el criterio SF-SR-STD a los doce granos restantes. Los resultados obtenidos se muestran a continuación.

En las Tablas 4.6 a 4.29 se marcan con azul las VM que presentaron coincidencia con las VM observadas en las micrografías, marcando en rojo la que posee el máximo $|BC|$, en verde la VM con un máximo valor de $|SR|$ y en amarillo la VM con un máximo valor de $|FS|$, esto tomando en cuenta únicamente aquellas variantes que no fueron descartadas previamente. Cabe mencionar que en base al criterio desarrollado por F.N. García *et al.* [35] se considera que existe coincidencia cuando el ángulo de desfase es menor a 10° . Así mismo se marca con color gris aquellas variantes que sobrepasan los 10° , pero que poseen un ángulo cercano a este valor.

GRANO R01-G06 COMPRESIÓN

Tabla. 4.6. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G06 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
7	3-18+8	-7	131.67	-0.22
14	6-19+5	-8	4.77	-0.31
16	2-20+9	-9	436.03	-0.31

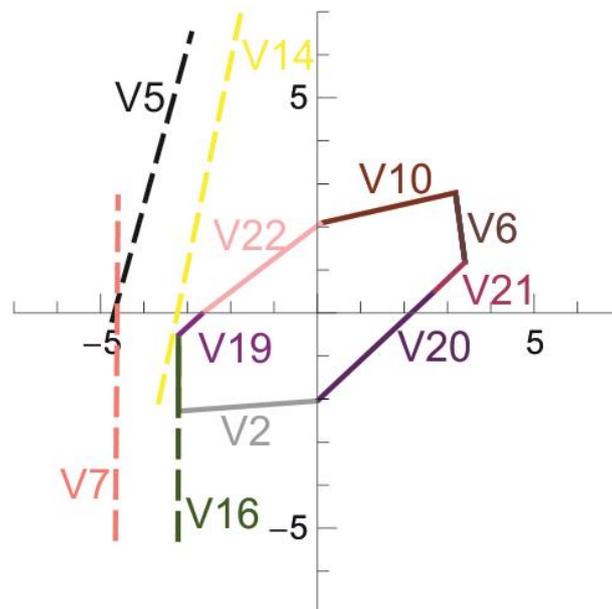


Figura 4.5 Diagrama de transformación correspondiente a R01-G06 en compresión.

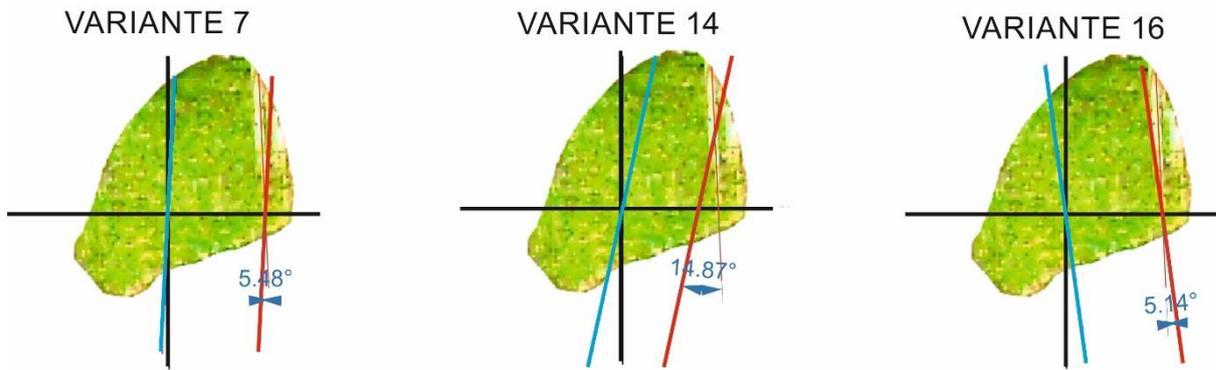


Figura 4.6. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G06 en compresión.

Es posible apreciar que para el caso del grano R01-G06 a compresión existe coincidencia en dos de las 3 variantes predichas por el criterio SF-SR-STD (mostradas en la Tabla 4.16) con respecto a lo observado de manera experimental (Figura 4.6). Observando el STD de la Figura 4.5 es posible percatarse de que la variante 7 posee un valor de FS inverso más elevado que el de la variante 14, sin embargo, el valor de $|SR|$ de la variante 7 es mayor.

GRANO R01-G06 TENSIÓN

Tabla. 4.7. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G06 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
8	3-4+8	7	97.56	0.29
6	4-5+7	6	7.42	0.28
13	1-10+10	1	1035.80	0.19

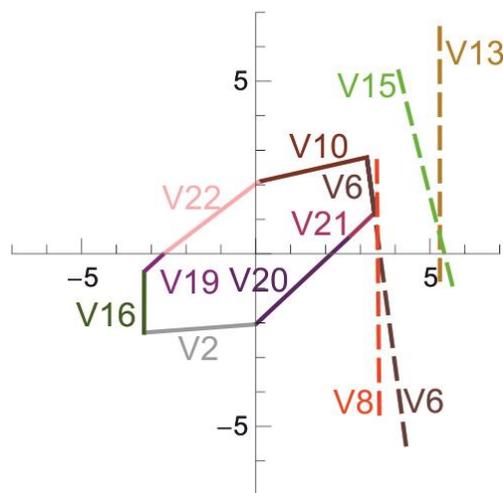


Figura 4.7. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G06 en tensión.

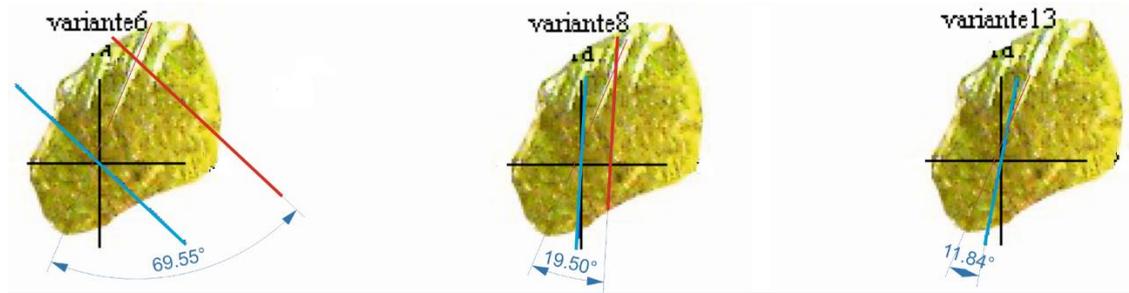


Figura 4.8. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G06 en tensión.

Comparando las líneas testigo calculadas con las agujas de martensita observadas en el grano R01-G06 durante la prueba de tensión es posible determinar que ninguna de las variantes predichas por el criterio pueden ser consideradas como coincidentes ya que en los tres casos el ángulo de desfaseamiento es mayor a los 10°, no obstante, la variante 13 posee un ángulo de desfaseamiento ligeramente mayor, lo que indica que es probable que las agujas de martensita que se observan en la micrografía se deban a esta variante. También es importante resaltar que esta variante es la que posee un mayor valor de $|SR|$.

GRANO R01-G012 COMPRESIÓN

Tabla. 4.8. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G12 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
16	1-17+10	-6	6.86	-0.39
19	8-19+5	-6	2.04	-0.44
24	6-24+10	-8	2.33	-0.46
7	2-20+9	-9	6.76	-0.45

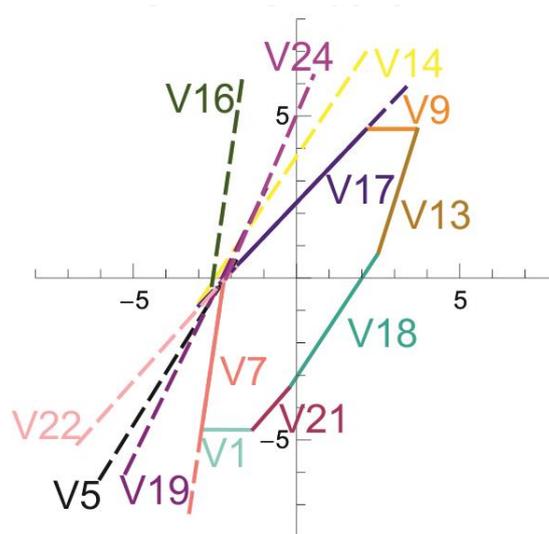


Figura 4.9. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G12 en compresión.

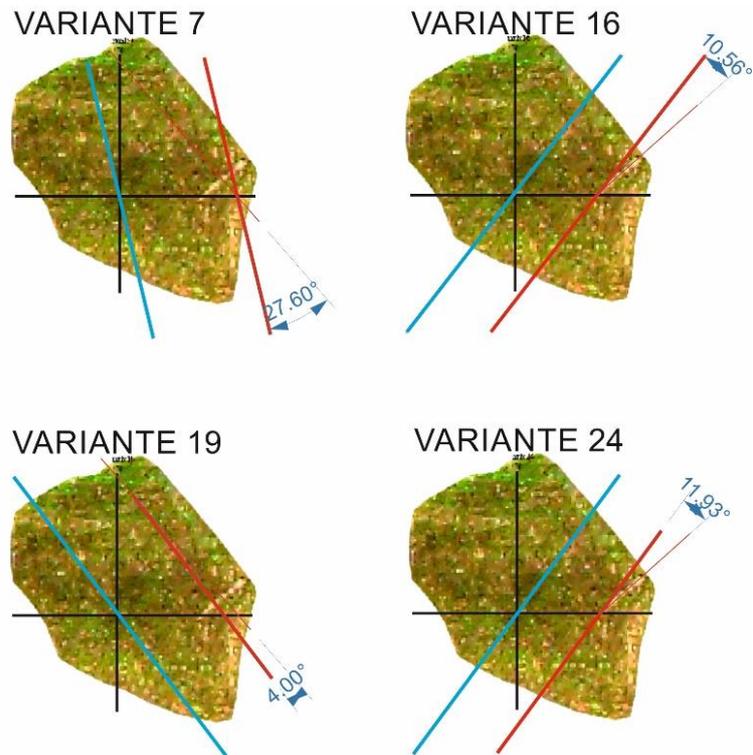


Figura 4.10. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G12 en compresión.

El criterio predice cuatro posibles variantes para el grano R01-G12 (Tabla 4.8) de las cuales sólo la variante 19 es considerada como coincidente, mientras que la variante 16 excede los 10° de desfaseamiento por algunas décimas de grado, así mismo es la variante con mayor $|SR|$. Las variantes 7 y 24 no se presentaron aun cuando poseen los mayores valores de BC y de SF respectivamente.

GRANO R01-G012 TENSIÓN

Tabla. 4.9. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G12 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
13	3-4+8	7	3.19	0.44
8	3-5+8	6	3.61	0.38
15	4-5+7	6	2.62	0.41

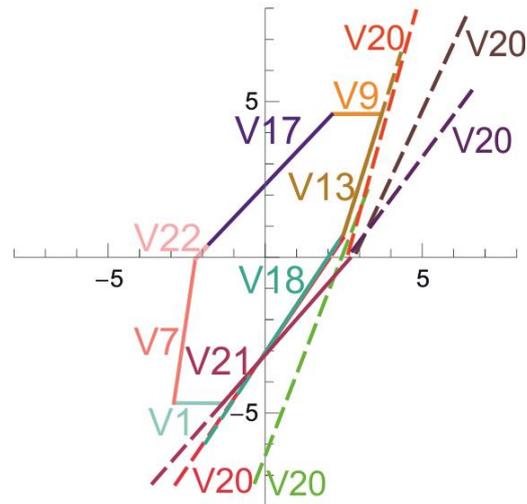


Figura 4.11. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G12 en tensión.

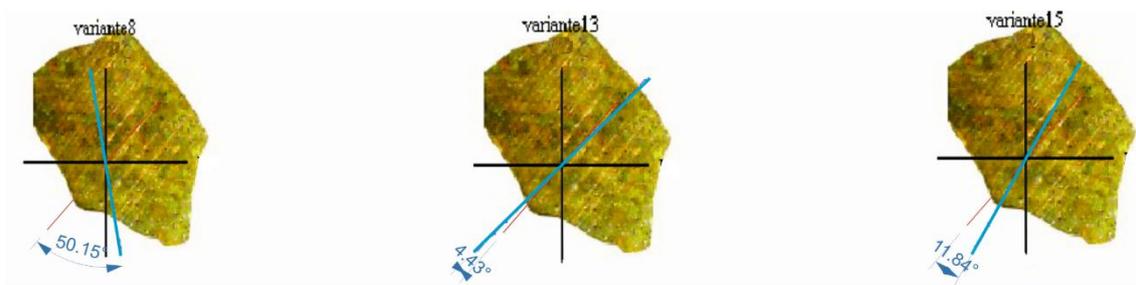


Figura 4.12. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G12 en tensión.

Para el grano R01-G12 en tensión el criterio predice 3 posibles variantes (Tabla 4.9), de las cuales sólo la variante 13 es coincidente. Dicha variante es la que posee los mayores valores de SF, SR y BC dentro de las variantes predichas por el criterio.

GRANO R01-G015 COMPRESIÓN

Tabla. 4.10. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G15 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
16	7-21+7	-7	2.24	-0.44
24	2-18+9	-7	223.31	-0.39
19	3-22+8	-11	28.03	-0.45

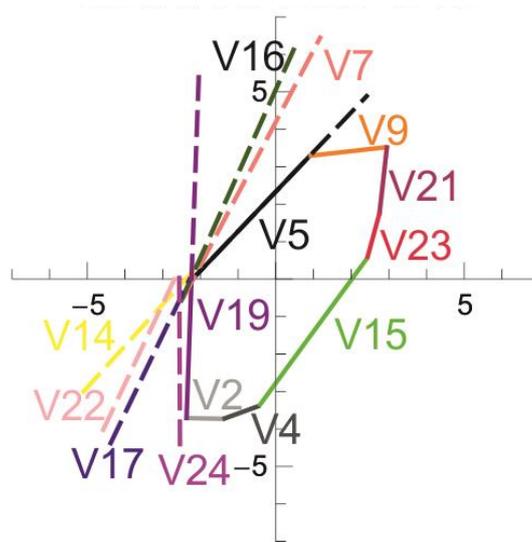


Figura 4.13. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G15 en compresión.



Figura 4.14. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G15 en compresión.

En el caso del grano R01-15 en compresión se predijeron 3 variantes mostradas en la Tabla 4.10 de las cuales sólo la línea testigo de variante 19 corresponde con lo observado en la imagen de la Figura 4.14. En este caso el desfase de las variantes restantes es significativo. En este caso la variante 19 es la que posee el mayor $|SF|$ y el mayor $|BC|$. Es claro que en la imagen de la Figura 4.14 se presenta otra variante que no corresponde con ninguna de las predichas por el criterio SF-SR-STD.

GRANO R01-G015 TENSIÓN

Tabla. 4.11. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G15 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
21	4-4+7	7	9.01	0.39
23	3-5+8	6	3.69	0.44
18	5-6+6	5	3.43	0.38
13	5-6+6	5	3.43	0.37

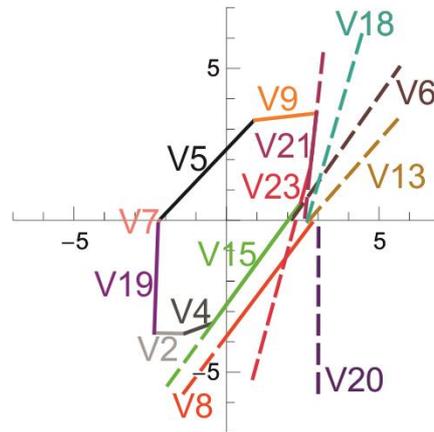


Figura 4.15. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G15 en tensión.

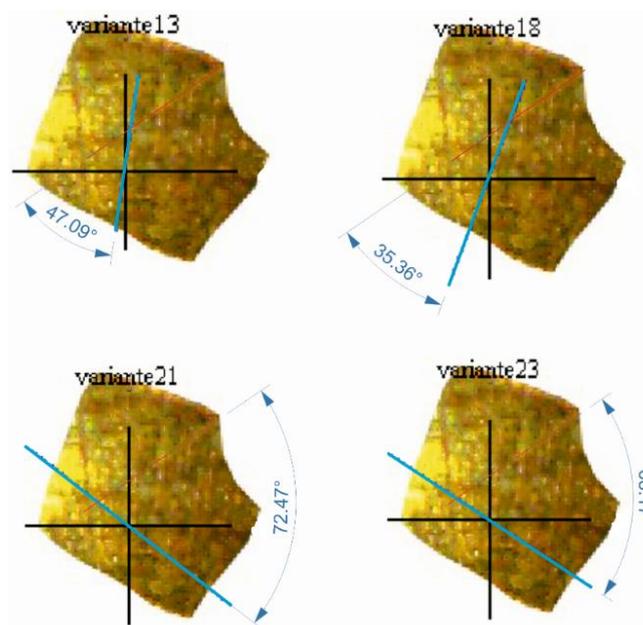


Figura 4.16. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G15 en tensión.

En las micrografías tomadas cuando la superficie observada de la muestra se encontraba en tensión, sólo fue posible observar la formación de una VM en el grano R01-G15, dicha variante no coincide con ninguna de las variantes predichas por el criterio desarrollado por F. N. García-Castillo *et al.*

GRANO R01-G016 COMPRESIÓN

Tabla. 4.12. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G16 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
4	6-24+10	-8	1.55	-0.29
15	5-22+8	-9	1.67	-0.23
10	4-23+9	-10	2.66	-0.24

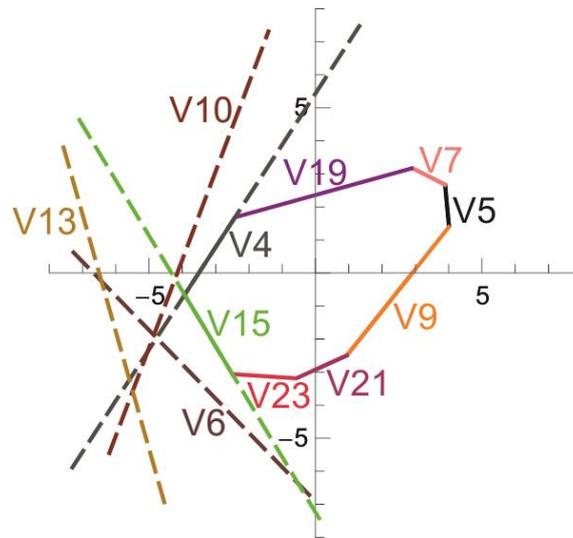


Figura 4.17. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G16 en compresión.

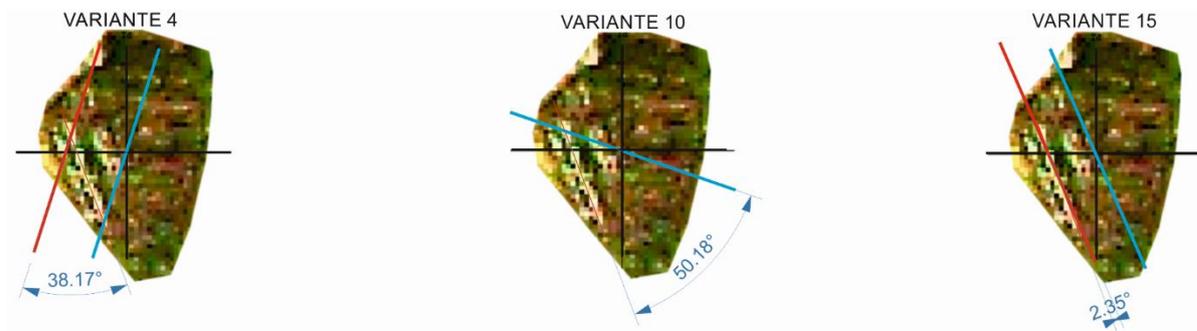


Figura 4.18. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G16 en compresión.

El diagrama de transformación de la Figura 4.17 correspondiente al grano R01-G16 muestra que para un estado de carga de compresión uniaxial las variantes 4 y 10 necesitan una menor carga para presentarse, mientras que la variante 15 es la que presenta un menor valor de $|SF|$, no obstante, ésta es la variante que coincide con lo observado de forma experimental, y según el STD, un estado biaxial de carga compresión-compresión es el que más favorece la aparición de dicha variante por lo que es probable que las interacciones intergranulares sometan al grano R01-G16 a dicho estado de carga.

GRANO R01-G016 TENSIÓN

Tabla. 4.13. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G16 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
5	1-3+10	8	10.71	0.24
1	2-7+9	4	1.53	0.27
9	1-8+10	3	1.27	0.34

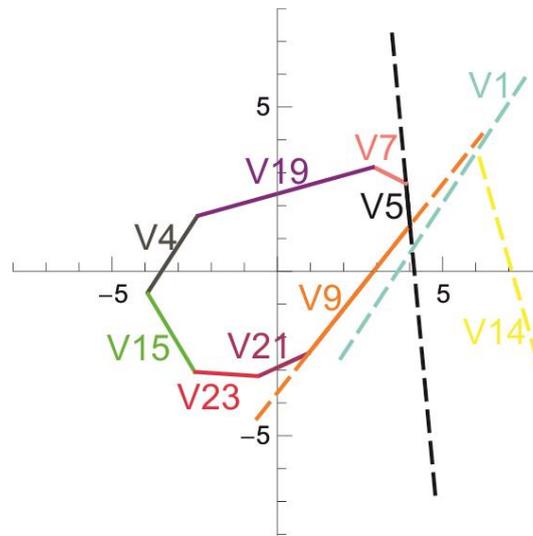
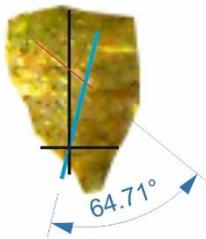
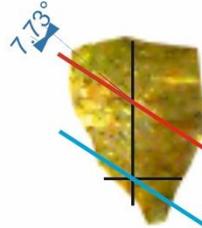


Figura 4.19. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G16 en tensión.

VARIANTE 1



VARIANTE 5



VARIANTE 9

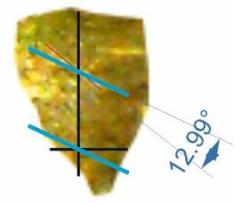


Figura 4.20. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G16 en tensión.

En el STD de la Figura 4.19, correspondiente al grano R01-G16 se muestra que la variante 5 es más propensa a aparecer cuando existe un estado biaxial de carga del tipo tensión-tensión, sin embargo es la variante 5 la que presenta coincidencia con lo observado en la imagen 4.20. Así mismo en el costado superior derecho del grano R01-G17 se observa la aparición de otra VM que no corresponde con ninguna de las variantes predichas.

GRANO R01-G17 COMPRESIÓN

Tabla. 4.14. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G17 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
1	8-22+8	-6	3.82	-0.49
9	7-19+5	-7	4.12	-0.48
11	3-20+8	-9	74.03	-0.49
3	1-21+10	-10	147.70	-0.49

valores más altos de $|BC|$ así como de $|SR|$, siendo este último significativamente mayor con respecto a las demás variantes.

GRANO R01-G17 TENSIÓN

Tabla. 4.15. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R01-G17 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
2	2-6+9	5	12.23	0.48
10	2-6+9	5	116.86	0.44
12	1-5+10	6	13.70	0.49

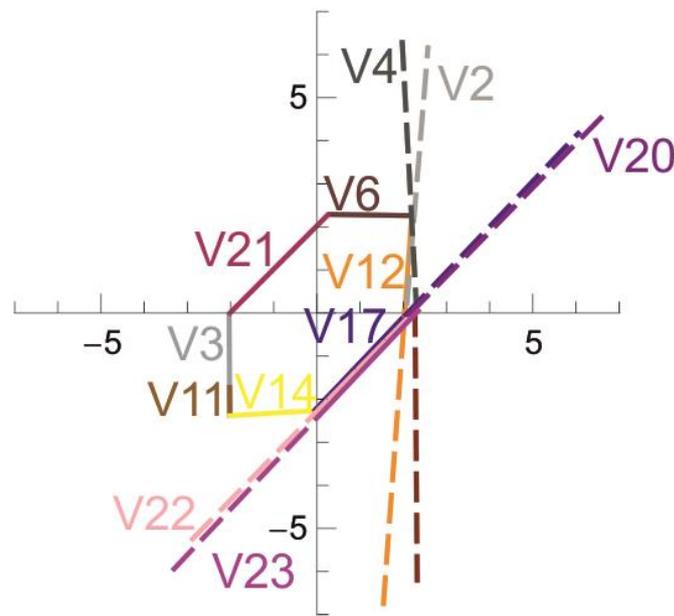


Figura 4.23. Diagrama de transformación correspondiente a R01-G17 en tensión.

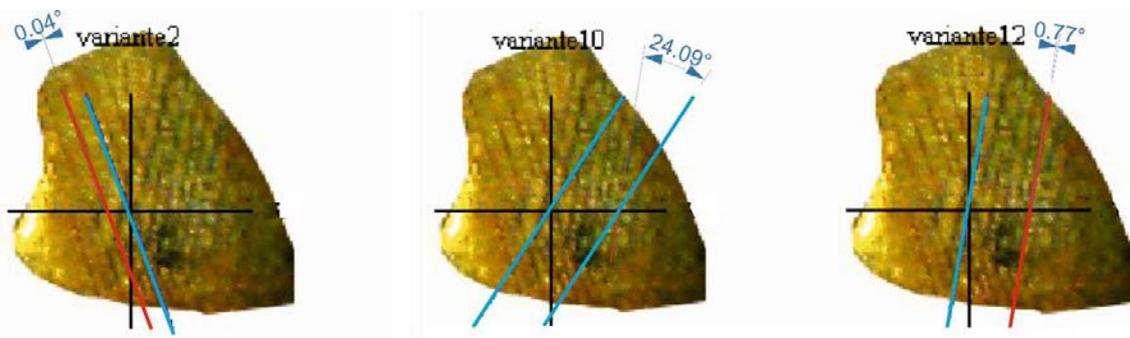


Figura 4.24. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R01-G17 en tensión.

Las variantes 2 y 12 muestran coincidencia en el caso del grano R01-G17 sometido a tensión, ambas son predichas en base al criterio SF-SR-STD como es muestra en la Tabla 4.15 al igual que la variante 10, la cual tiene el mayor valor de $|SR|$ dentro de las variantes predichas, sin embargo es la que posee un menor $|SF|$.

GRANO R02-G01 COMPRESIÓN

Tabla. 4.16. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G01 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
18	2-17+9	-6	65.52	-0.48
20	8-18+4	-6	3.24	-0.48
21	7-24+10	-7	3.24	-0.50
23	1-23+10	-12	75.59	-0.50

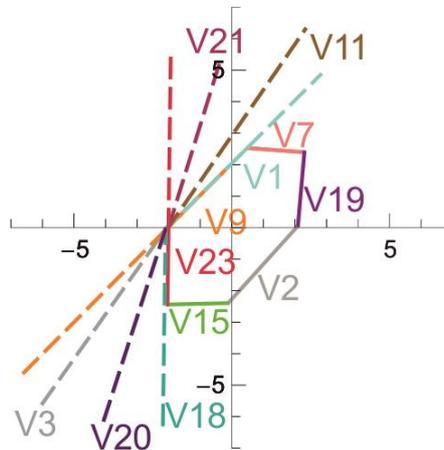


Figura 4.25. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G01 en compresión.

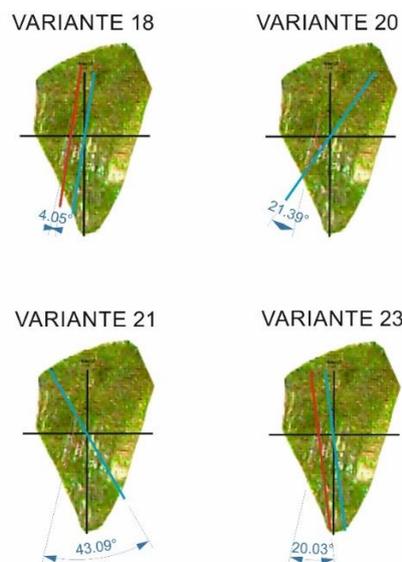


Figura 4.26. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G01 en compresión.

Como se muestra en la Tabla 4.16, el criterio predice 4 posibles variantes para el caso del grano R02-G01 en compresión de las cuales sólo la variante 18 presenta coincidencia según lo observado en la Figura 4.26, dicha variante requiere un valor más elevado que la variante 23, la cual también fue predicha por el criterio y que tiene el mayor valor de $|BC|$ como de $|SR|$. Es posible que esto se deba a que la variante 18 permita que el grano R02-G01 presente una mayor compatibilidad de deformaciones con respecto a los granos vecinos.

GRANO R02-G01 TENSIÓN

Tabla. 4.17. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G01 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
17	3-4+8	7	16.36	0.46
19	3-5+8	6	11.48	0.48
24	4-5+7	6	16.18	0.46

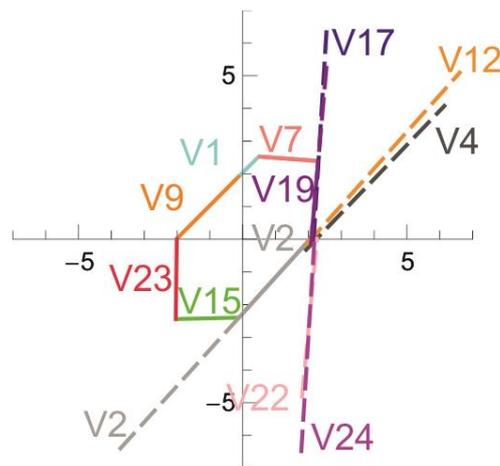


Figura 4.27. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G01 en tensión.

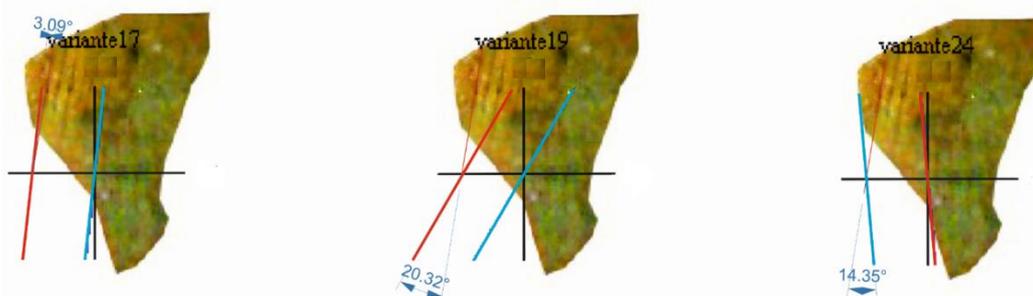


Figura 4.28. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G01 en tensión.

Para tensión uniaxial en el grano R02-G01, la variante 17 coincide con lo observado experimentalmente, y es ésta variante la que posee mayores valores tanto de $|BC|$ como de $|SR|$, el valor de $|SF|$ correspondiente a dicha variante es cercano al de la variante 19.

GRANO R02-G02 COMPRESIÓN

Tabla. 4.18. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G02 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
13	7-20+6	-7	3.91	-0.49
6	1-19+10	-8	118.50	-0.49
15	2-22+9	-11	450.56	-0.49

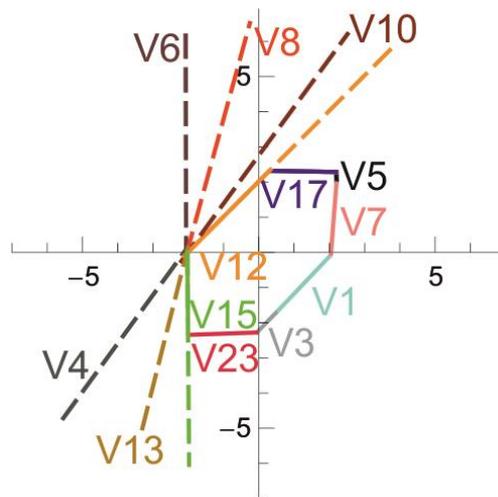


Figura 4.29. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G02 en compresión.

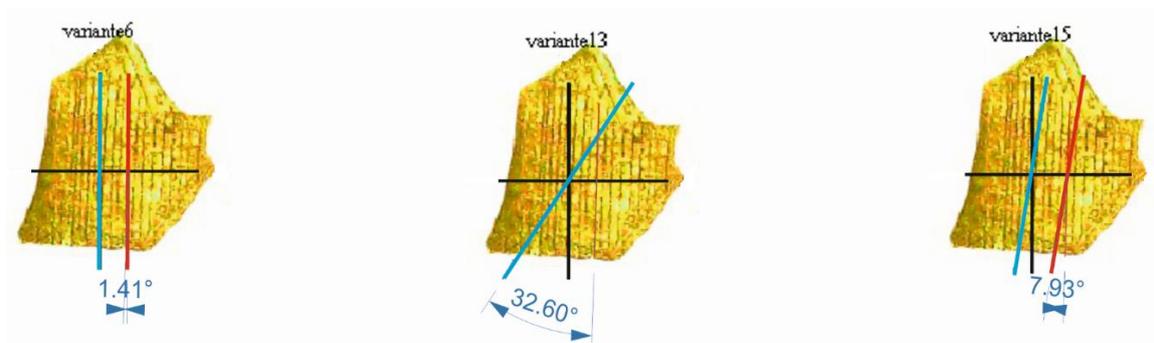


Figura 4.30. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G02 en compresión.

Tres variantes fueron predichas por medio del criterio presentado por F.N. García *et al.* [35] para el caso del grano R02-G02 sometido a un estado de compresión uniaxial (Tabla 4.18). De éstas, dos variantes presentan coincidencia con la imagen mostrada en la Figura 4.30 siendo la variante 15 una de ellas. Dicha variante posee los valores de $|BC|$, $|SF|$ Y $|SR|$ más altos. Con respecto a la variante 6 podemos observar que en STD (Figura 4.29) indica que dicha variante no requiere mucha mayor carga que la variante 15 para presentarse.

GRANO R02-G02 TENSION

Tabla. 4.19. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G02 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
16	2-5+9	6	13.59	0.49
7	1-6+10	5	12.04	0.49
5	4-7+7	4	29.35	0.44

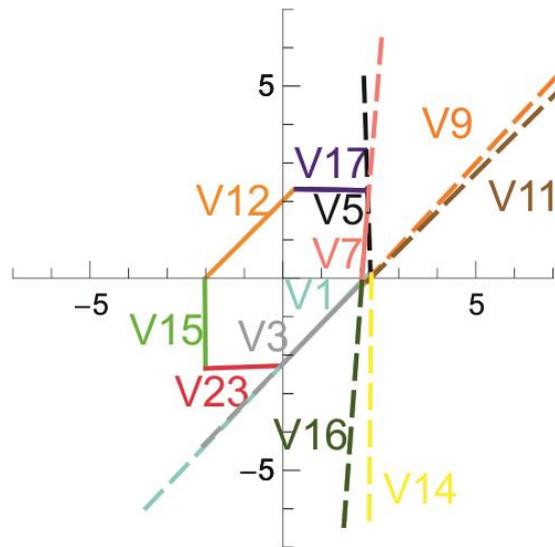


Figura 4.31. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G02 en tensión.

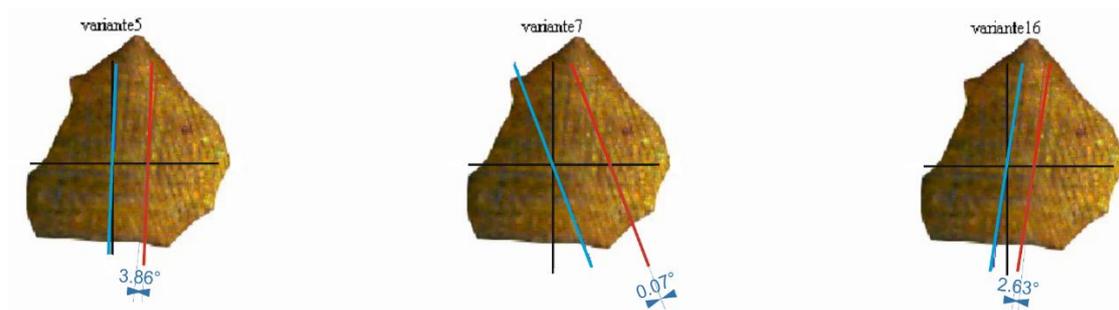


Figura 4.32. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G02 en tensión.

Para el grano R02-G02 en tensión se predijeron 3 posibles VM, y en este caso las 3 variantes presentan coincidencia con lo observado en la prueba (Fig. 4.32). Observando el STD correspondiente (Figura 4.31) es claro que la variante 5 tiende a presentarse en un estado biaxial tensión-tensión, mientras que las variantes 7 y 16 requieren menos carga en un estado tensión-compresión, esto es indicativo de que existen regiones dentro de un mismo grano que están sometidas a diferentes estados de esfuerzos.

GRANO R02-G05 COMPRESIÓN

Tabla. 4.20. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G05 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
17	6-22+8	-8	3.69	-0.38
19	4-19+7	-8	13.52	-0.33
22	5-24+10	-9	4.25	-0.40
24	3-23+9	-11	24.59	-0.38

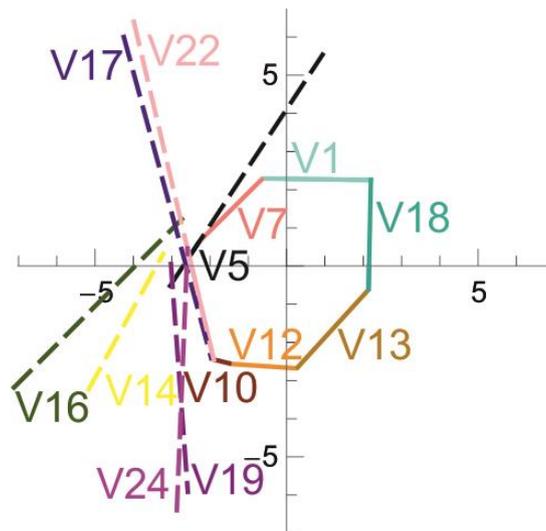


Figura 4.33. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G05 en compresión.

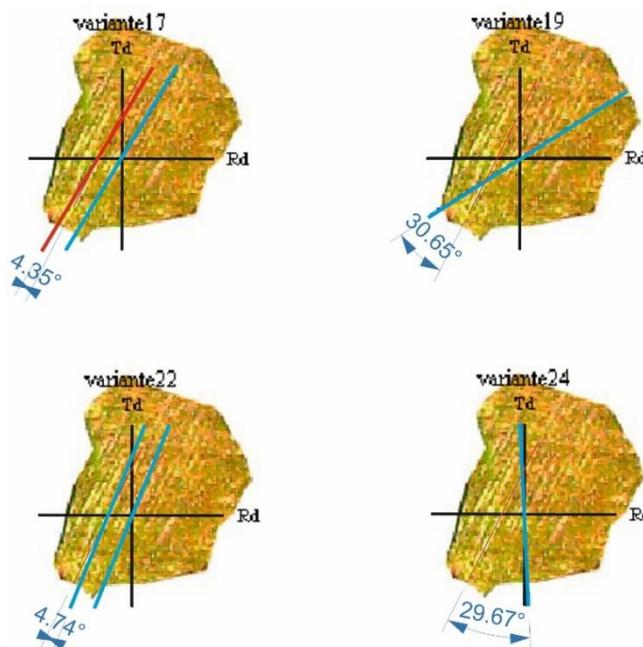


Figura 4.34. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G05 en compresión.

Cuatro variantes se predicen para el grano R02-G05 en compresión, de las cuales la 17 y la 22 muestran concordancia con respecto a los resultados experimentales. La variante 22 es la que posee mayor $|SF|$. La variante 17 por otra parte presenta valores de $|SR|$ y $|BC|$ bajos comparada con las otras variantes predichas (Tabla 4.20) sin embargo, según el STD de la Figura 4.33, la variante 17 tiende a presentarse en estados de carga similares a los de la variante 22.

GRANO R02-G05 TENSIÓN

Tabla. 4.21. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G05 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
18	1-2+10	9	46.15	0.46
23	1-2+10	9	75.33	0.42

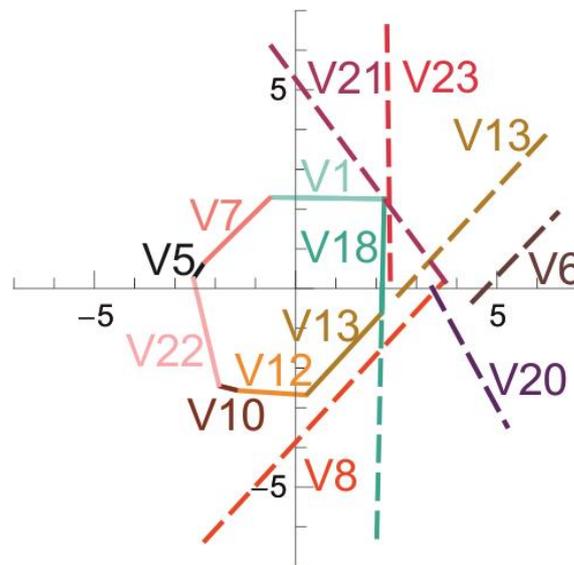
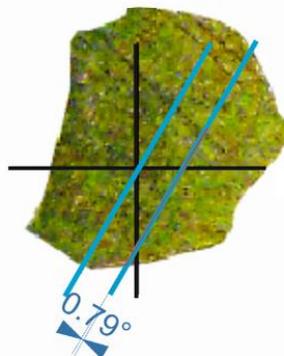


Figura 4.35. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G05 en tensión.

VARIANTE 18



VARIANTE 23

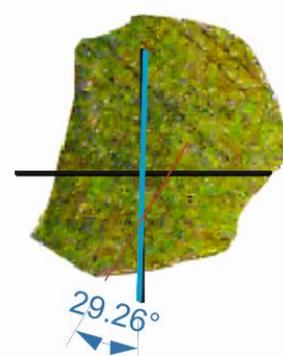


Figura 4.36. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G05 en tensión.

Las imágenes tomadas durante la prueba de tensión muestran la aparición de agujas de martensita orientadas de dos formas distintas en el grano G02-G05 (Figura 4.36). Debido a que la mayoría de las VM cuyo FS es positivo presentaron valores de $SR \leq 1$ sólo dos variantes de martensita son presentadas como posibles candidatos siguiendo el procedimiento del criterio SF-SR-STD, presentando coincidencia únicamente la variante 18 cuyo $|SF|$ es mayor que el de la variante 23.

GRANO R02-G07 COMPRESIÓN

Tabla. 4.22. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G07 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
3	6-17+5	-6	7.73533	-0.161721
17	2-20+9	-9	36.8199	-0.229170
7	3-21+8	-10	10.8776	-0.230714

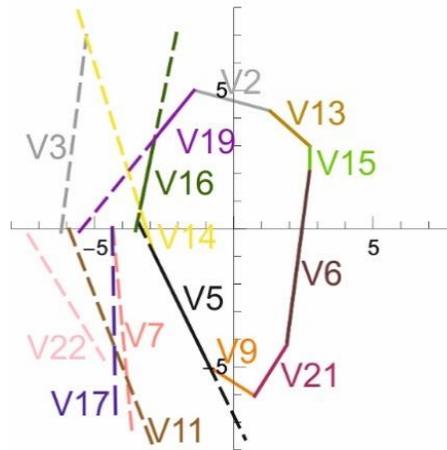
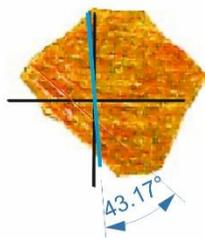
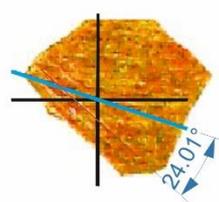


Figura 4.37. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G07 en compresión.

VARIANTE 3



VARIANTE 7



VARIANTE 17

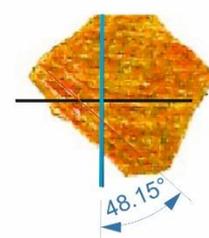


Figura 4.38. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G07 en compresión.

En compresión ninguna de las variantes predichas para el grano R02-07. Es posible que esto se deba a que las variantes predichas por el criterio necesitan grandes cargas para suscitar la TM (como lo muestra el STD correspondiente de la Figura 4.37), mientras que variantes no consideradas como la 5, 14 y 16, poseen un $|SF|$ considerablemente más elevado.

GRANO R02-G07 TENSIÓN

Tabla. 4.23. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G07 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
15	1-2+10	9	184.38	0.37
6	1-7+10	4	7.64	0.41

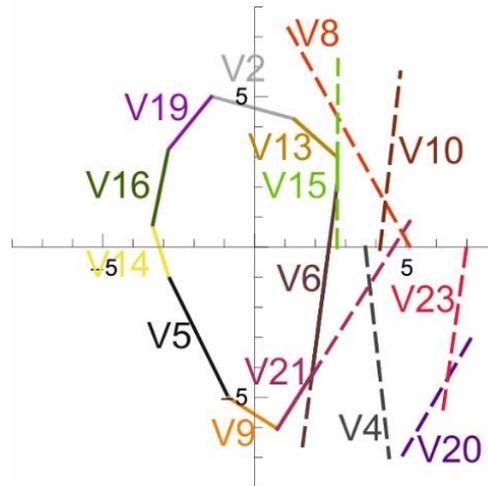


Figura 4.39. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G07 en tensión.



Figura 4.40. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G07 en tensión.

Las variantes 6 y 15 se predijeron para el grano R02-07 en tensión, de dichas variantes sólo la 6 presentó coincidencia con lo observado experimentalmente. Dicha variante posee un $|SF|$ mayor que la variante 15, sin embargo ésta última presenta una $|SR|$ significativamente mayor, así como un valor de $|BC|$ más elevado, sin embargo el STD muestra que la variante 6 necesita menor valor de esfuerzo para iniciar la TMIE cuando se tiene un estado biaxial del tipo tensión-compresión, lo que es un indicio del estado de esfuerzos en la zona donde dicha variante aparece.

GRANO R02-G08 COMPRESIÓN

Tabla. 4.24. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G08 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
16	2-17+9	-6	17.54	-0.47
14	1-18+10	-7	17.54	-0.47
7	4-23+9	-10	17.47	-0.50
5	3-24+10	-11	17.47	-0.50

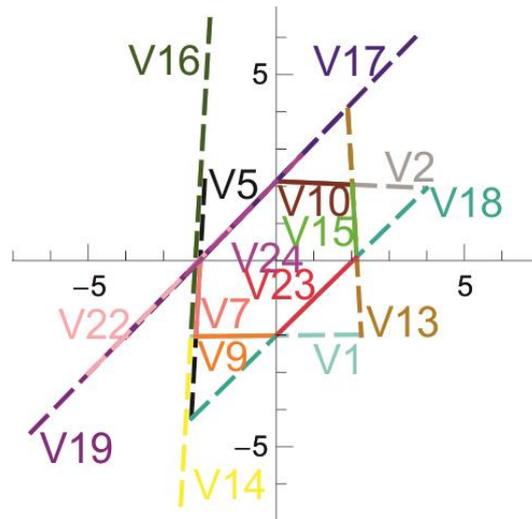


Figura 4.41. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G08 en compresión.

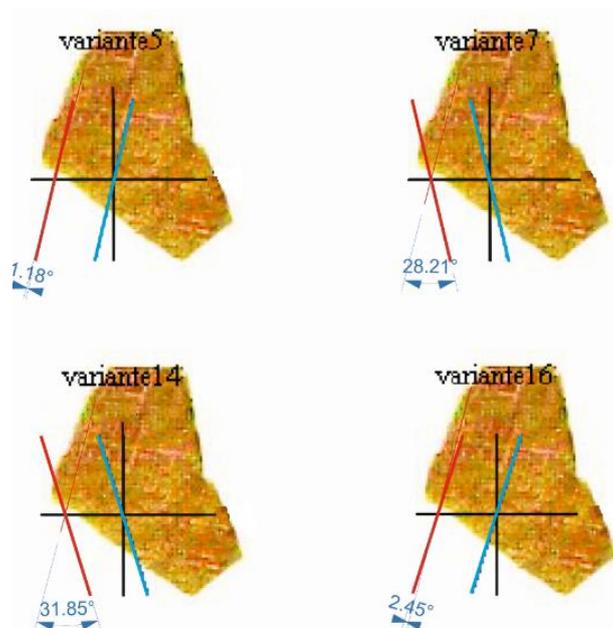


Figura 4.42. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G08 en compresión.

No se presentaron coincidencias entre las variantes predichas y lo observado en el grano R02-G08. Observando el STD correspondiente (Figura 4.41) es posible notar que las cuatro variantes predichas por el criterio tienden a presentarse bajo estados de esfuerzo biaxiales muy similares, por lo que es posible que las interacciones intergranulares hayan generado un estado de esfuerzos diferente al que estas variantes requieren para presentarse. Por otra parte, existen variantes que requieren una carga muy similar a compresión uniaxial como son las variantes 17, 19 y 22 y por lo tanto es posible que una de ellas se haya presentado en lugar de las predichas por el criterio SF-SR-STD.

GRANO R02-G08 TENSIÓN

Tabla. 4.25. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G08 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
8	5-8+6	3	15.80	0.44
6	6-7+5	4	16.86	0.44
15	3-6+8	5	15.80	0.47
13	4-5+7	6	16.86	0.47

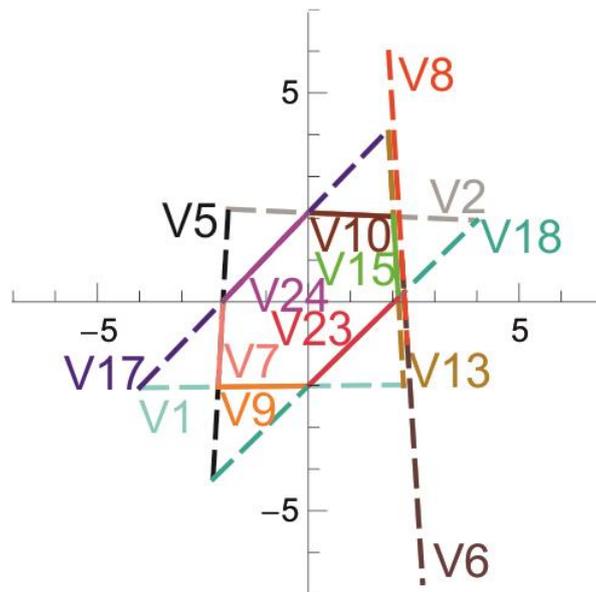


Figura 4.43. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G08 en tensión.

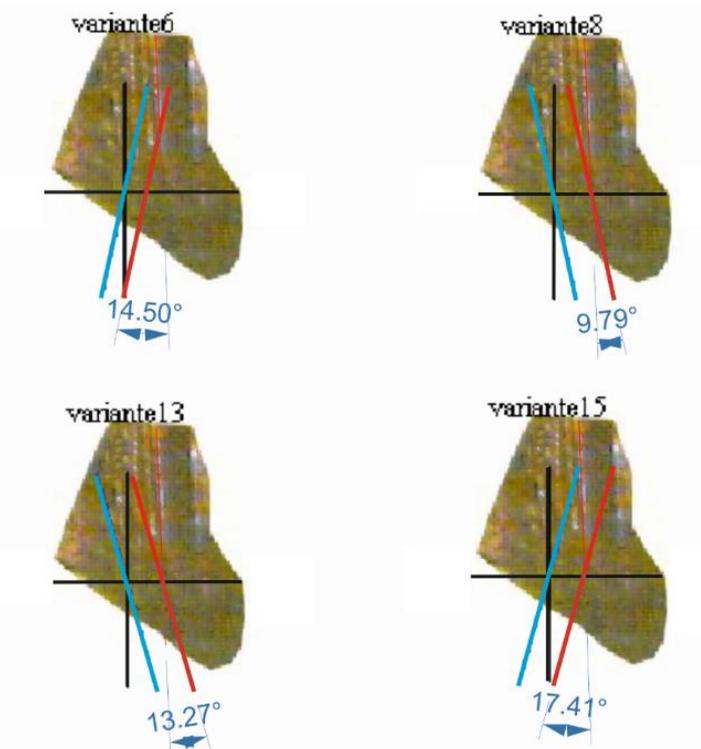


Figura 4.44. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G08 en tensión.

Una de las cuatro variantes predichas es coincidente con lo observado en la superficie del grano G02-G08 cuando esta se encontraba a tensión inducida por el arreglo de pandeo. La variante 8 presenta un ángulo de desfase ligeramente menor a los 10°. Al igual que en compresión el grano R02-G08 las todas las variantes predichas tienden a presentarse en un estado de carga similar.

GRANO R02-G11 COMPRESIÓN

Tabla. 4.26. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G11 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
19	5-19+6	-8	2.63	-0.48
24	4-22+8	-10	2.85	-0.49
7	2-23+9	-12	5.24	-0.49

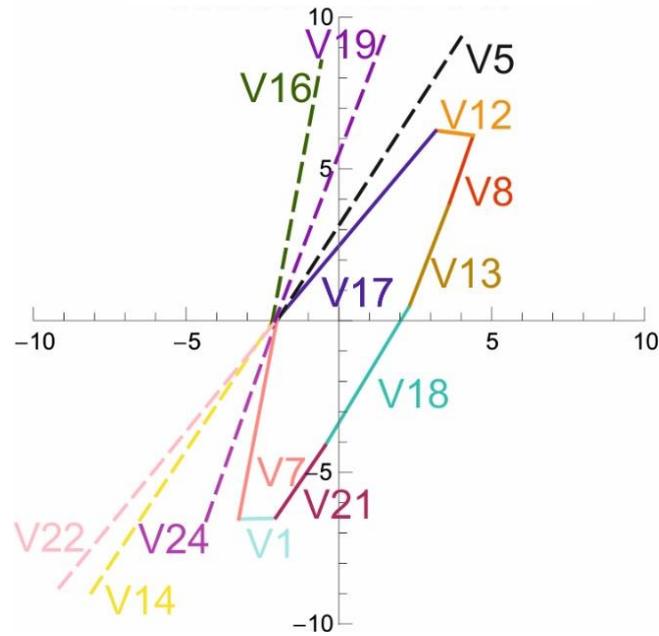


Figura 4.45. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G11 en compresión.

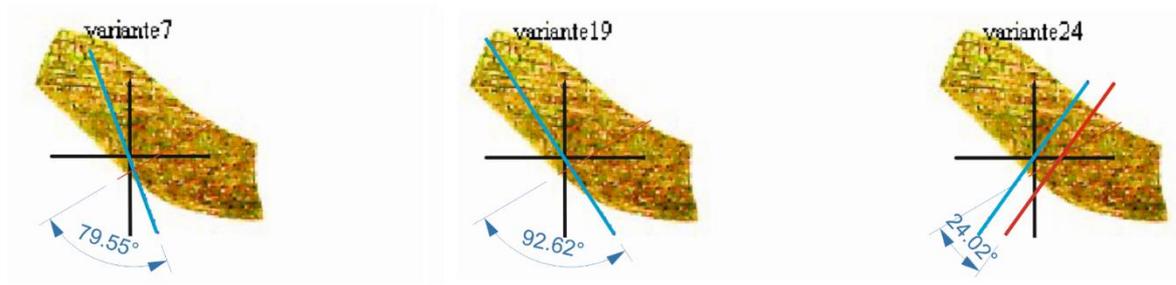


Figura 4.46. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G11 en compresión.

No se observó ninguna coincidencia entre la micrografía y lo predicho por el criterio empleado en este trabajo de tesis para el grano R02-G11 en compresión.

GRANO R02-G11 TENSIÓN

Tabla. 4.27. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G11 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
8	3-5+8	6	2.89	0.44
13	3-6+8	5	2.59	0.47
15	4-7+7	4	2.46	0.46

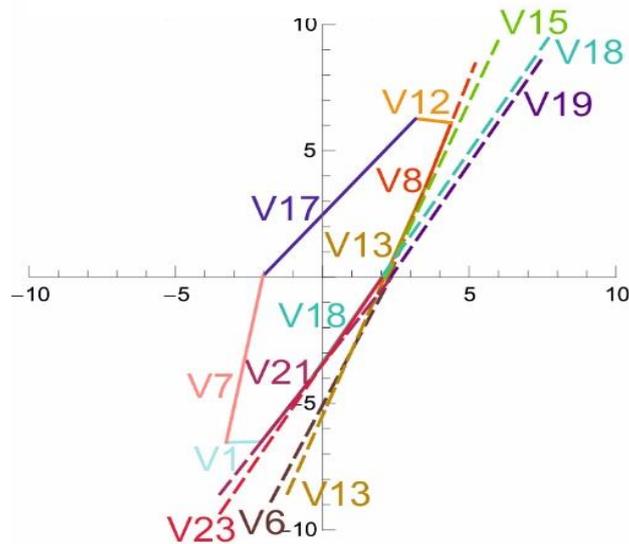


Figura 4.47. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G11 en tensión.

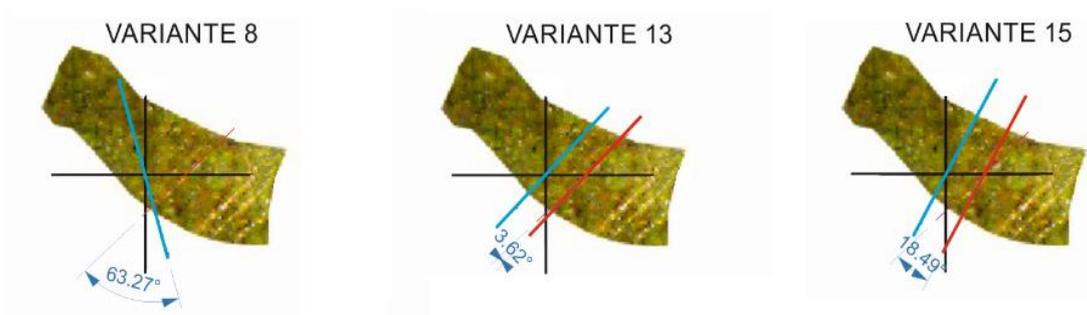


Figura 4.48. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G11 en tensión.

En el caso del grano R02-G11 sometido a tensión se predicen tres variantes de martensita, de las cuales la variante 13 resulta coincidente con lo observado experimentalmente. Dicha variante posee los mayores valores de $|SR|$ y $|SF|$ mientras que la variante con mayor $|BC|$ fue la variante 8.

GRANO R02-G18 COMPRESIÓN

Tabla. 4.28. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G18 en compresión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	$ SR $	SF
16	6-18+5	-7	12.76	-0.28
5	4-19+7	-8	15.67	-0.35
7	3-21+8	-10	21.35	-0.37

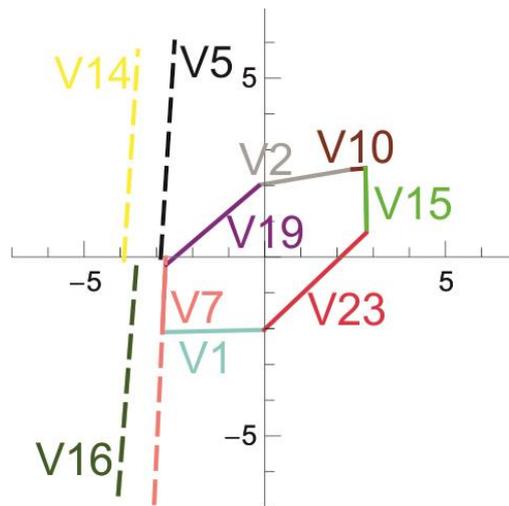


Figura 4.49. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G18 en compresión

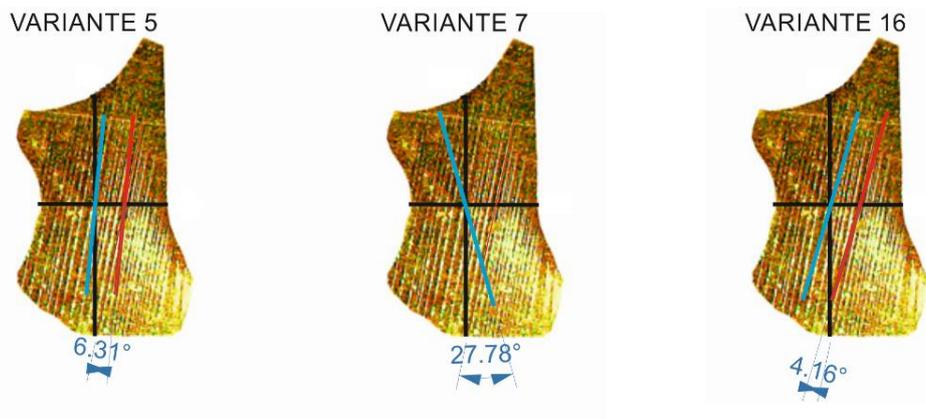


Figura 4.50. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G18 en compresión.

Con respecto al grano R02-G18 sometido a compresión se predijeron 3 variantes de las cuales dos presentan coincidencia con una única variante observada en la micrografía (Figura 4.50). Como se puede observar en el STD correspondiente (Figura 4.49) la variante 16 necesita un valor de esfuerzo significativamente mayor para que en ella pueda suscitarse la TM si se compara con la variante 5, por esta razón se cree que las agujas de martensita observadas corresponden con la variante 5 y no con la variante 16 a pesar de que esta última presenta un ángulo de desfase menor.

GRANO R02-G18 TENSIÓN

Tabla. 4.29. Variantes predichas por el criterio SF-SR-STD para grano R02-G18 en tensión.

VARIANTE	CALCULO DE BC	BC	SR	SF
6	2-7+9	4	41.30	0.26
13	4-7+7	4	4.88	0.31
15	1-3+10	8	55.07	0.35

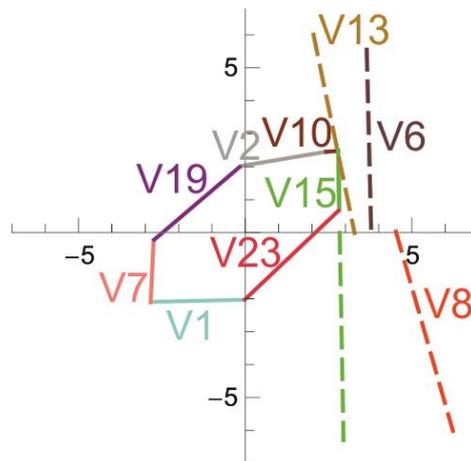


Figura 4.51. Diagrama de transformación correspondiente a R02-G18 en tensión.

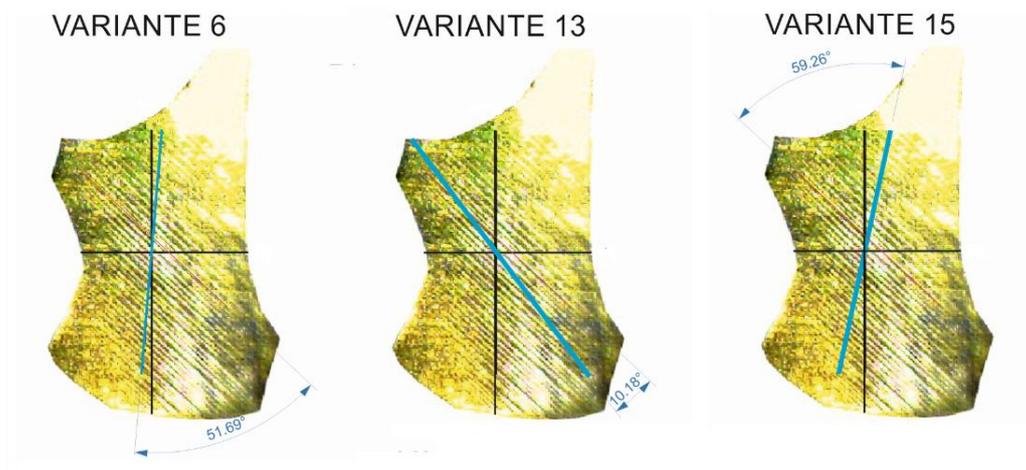


Figura 4.52. Comparativo de la aparición de VM in situ vs líneas testigo simuladas para grano R02-G18 en tensión.

Por último, el grano R02-G18 en tensión presenta una sola variante de martensita. El criterio predice tres variantes para este caso, de las cuales la variante 13 presenta un ángulo de desfasamiento ligeramente mayor a los 10° (como se muestra en la Figura 4.52). Se cree probable que esta variante sea la que dio origen a la TMIE en este caso, sin embargo, con la finalidad de seguir el criterio desarrollado por F.N. García *et al.*[35] se considera que no existe ninguna coincidencia entre las variante predichas con las observaciones experimentales.



4.2 INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS.

En base a los resultados mostrados con anterioridad se determina el porcentaje de casos en los cuales las variantes predichas por el criterio SF-SR-STD coinciden con las variantes observadas en las micrografías, esto se realiza por separado en tensión y en compresión, como se muestra en las Tablas 4.30 y 4.31

<i>Tabla 4.30. Cuantificación de variantes predichas por el criterio SF-SR-STD a compresión.</i>				
GRANO	VARIANTES OBSERVADAS	VARIANTES PREDICHAS	VARIANTES COINCIDENTES	VARIANTES OBSERVADAS NO COINCIDENTES
R01-G03	2	3	2	0
R01-G06	1	3	2	0
R01-G12	1	4	1	0
R01-G15	2	3	1	1
R01-G16	1	3	1	0
R01-G17	1	4	2	0
R02-G01	1	4	1	0
R02-G02	1	3	2	0
R02-G05	1	4	2	0
R02-G07	1	2	1	0
R02-G08	2	4	1	1
R02-G11	1	4	0	1
R02-G18	1	3	2	0
TOTAL DE VARIANTES OBSERVADAS				
16		TOTAL DE VARIANTES COINCIDENTES		VARIANTES COINCIDENTES CON PREDICCIÓN (%)
16		13		81.25



Tabla 4.31. Cuantificación de variantes predichas por el criterio SF-SR-STD a tensión.

GRANO	VARIANTES OBSERVADAS	VARIANTES PREDICHAS	VARIANTES COINCIDENTES	VARIANTES OBSERVADAS NO COINCIDENTES
R01-G03	2	3	2	0
R01-G06	1	3	0	1
R01-G12	1	3	1	0
R01-G15	1	4	0	1
R01-G16	2	3	0	1
R01-G17	2	3	2	0
R02-G01	1	3	1	0
R02-G02	2	3	3	0
R02-G05	2	2	1	1
R02-G07	1	1	1	0
R02-G08	1	4	1	0
R02-G11	1	3	0	1
R02-G18	1	3	0	1
TOTAL DE VARIANTES OBSERVADAS				
18		TOTAL DE VARIANTES COINCIDENTES		VARIANTES COINCIDENTES CON PREDICCIÓN (%)
18		12		66.67

Es posible observar que el porcentaje de predicción del criterio es más elevado en el caso de compresión que en el de tensión. Esto es atribuido al hecho de que el microscopio utilizado para la obtención de las micrografías posee una iluminación led periférica al lente, lo cual genera que el material refleje más luz cuando la parte observable está sometida a tensión, esto pudo ocasionar que la formación de algunas variantes no haya sido apreciada en las micrografías y por ello el porcentaje de predicción se vea afectado.



Así mismo se determinan los porcentajes de las variantes coincidentes en los cuales se presenta el mayor valor de o de así como el porcentaje de las variantes coincidentes en las que no se presenta ninguno de los casos anteriores, como se muestra en las Tablas 4.32 y 4.33. Cabe mencionar que sólo se consideró los valores de las variantes predichas por el criterio SF-SR-STD. Es importante señalar que existen casos en los que una misma variante presenta los valores más elevados en más de un parámetro.

Tabla 4.32. Cuantificación de parámetros en variantes predichas por el criterio SF-SR-STD a compresión.

GRANO	VARIANTES COINCIDENTES	VARIANTE CON MAYOR BC	VARIANTE CON MAYOR SR	VARIANTE CON MAYOR FS	DEMÁS VARIANTES COINCIDENTES	
R01-G03	2	15	15	15	6	
R01-G06	2	16	16	16	7	
R01-G12	1	---	---	---	19	
R01-G15	1	19	---	19	---	
R01-G16	1	---	---	---	15	
R01-G17	2	3	3	---	9	
R02-G01	1	---	---	---	18	
R02-G02	2	15	15	15	6	
R02-G05	2	---	---	24	17	
R02-G07	1	---	---	---	---	
R02-G08	1	---	16	---	---	
R02-G11	0	---	---	---	---	
R02-G18	2	---	---	---	16,5	
TOTAL DE VARIANTES OBSERVADAS						
TOTAL DE VARIANTES OBSERVADAS	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR BC (%)	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR SR (%)	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR SF (%)	CASOS COINCIDENTES REstantes (%)		
16	31.25	31.25	31.25	62.50		



Tabla 4.33. Cuantificación de parámetros en variantes predichas por el criterio SF-SR-STD a tensión.

GRANO	VARIANTES COINCIDENTES	VARIANTE CON MAYOR $ BC $	VARIANTE CON MAYOR $ SR $	VARIANTE CON MAYOR $ FS $	DEMÁS VARIANTES COINCIDENTES
R01-G03	2	---	5	16	---
R01-G06	1	---	---	---	---
R01-G12	1	13	---	13	---
R01-G15	1	---	---	---	---
R01-G16	2	5	5	---	---
R01-G17	2	12	---	12	2
R02-G01	1	17	17	---	----
R02-G02	2	16	5	7	---
R02-G05	2	8	18	18	---
R02-G07	1	---	---	---	6
R02-G08	1	---	---	---	8
R02-G11	1	---	13	13	---
R02-G18	1	---	---	---	---
TOTAL DE VARIANTES OBSERVADAS	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR $ BC $ (%)	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR $ SR $ (%)	CASOS QUE PRESENTAN MAYOR $ SF $ (%)	CASOS COINCIDENTES RESTANTES (%)	
18	33.33	33.33	33.33	16.67	

Los valores calculados de FS y SR para las 24 VM en cada grano se reportan en el Anexo III de este trabajo.



CONCLUSIONES



Como resultado del trabajo presentado se tiene que el criterio SF-SR-STD fue aplicado a 13 granos ubicados en dos regiones distintas de una muestra cuasi-bidimensional en la cual fue inducida la transformación martensítica por esfuerzo tanto en tensión como en compresión simple, ambos estados de carga derivados de someter la probeta a un arreglo de pandeo. De dicho estudio se concluye lo mencionado a continuación:

- a. Para el caso de compresión el criterio SF-SR-STD requiere descartar aquellas variantes cuyo FS es positivo, y por consiguiente la asignación del número entero asociado al O_p se asigna de modo distinto que en el caso de tensión. Así mismo en caso de compresión se consideran aquellas variantes que presentan valores de BC más bajos.
- b. El porcentaje de predicción del criterio SF-SR-STD determinado en este trabajo para el caso de compresión es del 81.25%.
- c. El porcentaje de predicción del criterio SF-SR-STD determinado en este trabajo para el caso de tensión es del 66.67%.
- d. En ambos casos, el rango de predicción del criterio es mayor al obtenido empleando cualquiera de los parámetros que lo constituyen por separado ($máx(|FS|)$, $máx(|SR|)$, STD , $máx(|BC|)$).
- e. Dado que el rango de predicción del criterio SF-SR-STD es mayor al presentado por los parámetros que lo constituyen, se considera que dicho criterio es validado tanto para tensión como para compresión inducidos por pandeo, esto para muestras policristalinas de CuAlBe cuasi-bidimensionales.
- f. El que el porcentaje de predicción sea menor en el caso de tensión que en el de compresión se atribuye en parte al hecho de que la posición de la probeta al momento de realizar las micrografías correspondientes indujo un mayor reflejo de luz en el lente que en el caso de compresión, lo que pudo generar que la formación de ciertas variantes no haya sido apreciada.
- g. El hecho de que la muestra no fue sometida a un tratamiento térmico que evitara la existencia de martensita después de realizar la prueba de compresión pudo haber ocasionado la diferencia en los porcentajes de predicción reportados en este trabajo, sin embargo es necesario realizar otras pruebas con la finalidad de corroborar lo anterior.
- h. El hecho de que en ocasiones las variantes con mayor $|FS|$, $|SR|$, o $|BC|$ no coinciden con las variantes observadas en las micrografías se atribuye a la tendencia de los granos a presentar estados de deformación que posean la mayor compatibilidad posible con los granos vecinos, para determinar esto es necesario realizar un estudio en el cual se simule la distorsión sufrida por cada grano (utilizando el modelo de J. Cortés [17]) para cada una de las VM predichas por el criterio de F.N. García-Castillo *et al.* [35].



REFERENCIAS



1. Yamauchi K., Ohkata I., Tsuchiya K., & Miyazaki S. (2011). *Mechanisms and properties of shape memory effect and superelasticity in alloys and other materials: a practical guide*. Shape Memory And Superelastic Alloys: Technologies and applications. Cambridge, U.K. Woodhead Publishing. pp. 3-14.
2. Otsuka K. & Wayman C. M. (1998). Introduction. *Shape Memory Materials*. Cambridge, U.K. Cambridge University Press. pp. 1-27.
3. Nashihara H. (2006). *Development of self-expandable stent*. Annual Design Review Japanese Soc Sci Design 11(11). pp.52-57.
4. Qiu B., Karmarkar P., Brushett C., Gao F., Kon R., Kar S., Atalar E., & Yang X. (2005). *Development of a 0.014-inch Magnetic Resonance Imaging Guidewire*. Magnetic Resonance in Medicine 53. pp. 986-990.
5. Miura F., Mogi M., Ohura Y., & Hamanaka H., (1986). *The super-elastic property of the Japanese NiTi alloy wire for use in orthodontics*. Am J Orthod 90. pp. 1–10.
6. Hartl D. J. & Lagoudas D. C. (2007). *Aerospace applications of shape memory Alloys*. Department of Aerospace Engineering, Texas University, College Station, Texas, USA. IMechE Vol. 221 Part G: J. Aerospace Engineering. pp. 535-552.
7. Zhang Y., Camilleri J., & Zhu S., (2007). *Uniaxial Tensile Testing of Superelastic CuAlBe Wires at Cold Temperatures*. National Center for Engineering Research on Advanced Technology for Large Structural Systems, Lehigh University, ATLSS Report No. 07-08. Paper 96.
8. Miyazaki S., Qing Y. & Huang W. (2009). *Thin Film Shape Memory Alloys. Fundamentals and Device Applications*. Chapter 13, TiNi thin film devices. Cambridge University Press, New York, USA. pp. 321-345
9. J. A. Ríos. (2013). *Evaluación de la eficiencia térmica de aleaciones con memoria de forma típicas para su uso en dispositivos recuperadores de energía*. Tesis Doctoral. Facultad de Ingeniería, UNAM. Distrito Federal, 2007.
10. Lechuga R. (2011). *Diseño de una válvula economizadora de agua empleando materiales con memoria de forma*. Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica. FES Aragón. UNAM.
11. Kajiwara S. (1976). *Theoretical analysis of the crystallography of the martensitic transformation of BCC to R close-packed structure*. Trans. Jpn. Inst. Met. 17. pp. 435-446.



12. Yoneyama T., & Miyazaki S. (2009). *Shape memory alloys for biomedical applications*. Chapter 2: Mechanical properties of shape memory alloys. Woodhead Publishin Limited. Cambridge, U.K. pp. 20-36.
13. Otsuka K. & Wayman C. M. (1998). Characteristics of shape memory alloys. *Shape Memory Materials*. Cambridge, U. K. Cambridge University Press. pp. 149-183.
14. Otsuka K. & Wayman C. M. (1998). Mechanism of shape memory effect and superelasticity. *Shape Memory Materials*. Cambridge, UK. Cambridge University Press. pp. 27-49.
15. Dieter G. E. (1984). Aplications to material testing. *Mechanical Metalurgy*. Tokyo, Japan. Mc. Graw. Hill International. pp. 374-378.
16. Buchheit T. E., Kumpf S.L. & Wert J. A. (1995). *Modeling the Stress-Induced Transformation Behavior of Shape Memory Alloy Single Crystals*. pp. 4189-4199. *Acta metall. mater.* pp. 43-11.
17. Cortés J. (2007). *Modelación matemática de la transformación martensítica inducida por esfuerzo*. Tesis Doctoral. Facultad de Ingeniería, UNAM. México, Distrito Federal.
18. Ríos D., Belkahala S., Canales A., Flores H. & Guenin G. (1991). Elastic Constants Mesurrement of beta Cu-Al-Be Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25, 1315-1355.
19. T. E. Buchheit & J. A. Wert. (1994). *Modeling the Effects of Stress State and Crystal Orientation on the Stress-Induced Transformation of Ni-Ti Single Crytals*. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 25A. pp. 2383-2389.
20. Dieter G. E. (1984). Plastic Deformation of sigle crystals. *Mechanical Metalurgy*. Tokyo, Japan. Mc. Graw. Hill International. pp. 127-129.
21. Otzuka K., & Wayman. C. M. (1976). *Superelasticity Effects and Stress-Induced Martensitic Transformations in Cu-Al-Ni Alloys*. *Acta Metallurgica*, 24. pp. 207-226.
22. Patoor E. & Berveiller M.(1990). *Les alliages à mémoire de forme*, Technologies de pointe. Hermes, Paris.
23. Otzuka K, Sakamoto H., & Shimizu K. (1979). *Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in Cu-Al-Ni*. *Acta Metallurgica* 27. pp. 585-601.
24. Cortés J. (1998). *Contribución al estudio de la pseudo-elasticidad en aleaciones con memoria de forma*. Tesis de Maestría. Facultad de Ingeniería, UNAM, México, Distrito Federal.
25. Belkahla S. (1990). *Elaboration et caracterization de nouveary alliges à mèmorie de forme base temperatura type Cu-Al-Be*. Thèse de doctorat. Inst. Nat. Sc. Appl., Lyon, Francia.



26. Belkahla S. & Guenin G. (1991). *Martensitic transformation and metallurgy study of low temperature Cu-Al-Be ternary alloy*. Journal de physique IV. pp. 145-150.
27. Balo Ş.N., Ceylan M. & Aksoy M. (2001). *Effects of deformation on the microstructure of a Cu-Al-Be shape memory alloy*. Materials Science & Engineering A311. pp. 151-156.
28. Patoor E., El Amrani M., Eberhardt A. & Berveiller M. (1995). *Determination of the Origin for the Dissymmetry Observed between Tensile and Compression Tests on Shape Memory Alloys*. Journal de Physique IV, 05 (C2), pp.495-500.
29. Dieter G. E. (1984). Strengthening mechanisms. *Mechanical Metallurgy*. Tokyo, Japan. Mc. Graw. Hill International. pp. 195-197.
30. Sánchez-Arévalo. F.M. (2004). *Estudio de la deformación en materiales policristalinos que presentan memoria de forma, mediante una técnica de análisis de imágenes*. Tesis de Maestría. Facultad de Ingeniería, UNAM. México, Distrito Federal.
31. Evers L. P., Parks D. M., Brekelmans W.A.M., & Geers M.G.D. (2001). *Enhanced modeling of hardening in crystal plasticity for FCC metals*. Journal de Physique IV, 11. pp. 179-185
32. Zhang N. & Tong W. (2004). *An experimental Study on grain deformation and interactions in an Al-0.5%Mg multycrystal*. International Journal of plasticity 20. pp. 523-542.
33. Sun S., Adams B. L. & King W. E. (2000). *Observation of lattice curvature near the interface of a deformed aluminum bicrystals*. Phil. Mag. A80. pp. 9-25.
34. Rey C. & Zaoui A. (1982). *Grain boundary effects in deformed bicrystals*. Acta Metallurgica 30. pp. 523-535.
35. García Castillo F.N., Cortés-Pérez J., Amigó V. Sánchez-Arévalo F.M., & Lara Rodríguez G. A. (2015). *Development of a stress-induced martensitic transformation criterion for Cu-Al-Be polycrystalline shape memory alloy undergoing uniaxial tension*. Acta Materialia 47. pp. 131-145.
36. Kaouache B., Inal. K., Breveiller S., Eberhardt A. & Patoor. E. (2006). *Martensitic transformation criteria in Cu-Al-Be shape memory alloy – In situ analysis*. Materials Science & Engineering. pp. 773-778.
37. García F.N. (2006). *Influencia de la Microestructura en la Transformación Martensítica Inducida por Esfuerzo en Aleaciones Cu-Al-Be con Memoria de Forma*. Tesis de Maestría. Facultad de Ingeniería, UNAM. México, Distrito Federal.



38. Cortés. J. (1997). *Superelasticidad en aleaciones Cu-Al-Be con Memoria de Forma*. Tesis de Licenciatura en Ingeniería Mecánica. UNAM, ENEP Aragón. Estado de México. México.
39. Lara-Rodríguez. G.A., Gonzales. G., Flores-Zúñiga. H., & Cortés-Pérez. J. (2006). *The effect of solidification and grain size on the transformation temperatures of Cu-Al-Be melt spun alloys*. Materials characterization. pp. 154-159.
40. Sánchez-Arévalo F. M. (2007). *Estudio experimental del comportamiento mecánico de un material con memoria de forma*. Tesis Doctoral. Facultad de Ingeniería, UNAM. México, Distrito Federal.
41. Martínez-Fuentes R.J., García-Castillo. F.N., Lara-Rodríguez. G. A., Reyes Solís. A., Cortés-Pérez J. & Sánchez-Arévalo F.M. (2013). Micromechanical behavior of CuAlBe shape memory alloy undergoing 3-point bending analyzed by digital image correlation. *Shape memory Alloys-Processing, Characterization and Applications*. Rijeka, In Tech. pp. 197-212.
42. Buchheit T. E. & Wert J. A. (1994). *Modeling the effects of stress state and crystal orientation on the stress-induced martensitic transformation of NiTi single crystals*. Metallurgical Material Transactions. pp. 283-238.
43. Struers Ensuring Certainty. 2015. [En línea]. http://www.struers.com/default.asp?top_id=3&main_id=10&doc_id182&target=self&admin_language=22.



ANEXO I

24 VARIANTES CORRESPONDIENTES AL SISTEMA DE TRANSFORMACIÓN DEL CuAlBe



Tabla A1.1. Índices de las 24 variantes de martensita correspondientes al sistema de transformación del CuAlBe reportadas por Kajiwara et al. [11] y utilizadas por Kaouache et al. [36] y F.N. García-Castillo et al. [35].

VARIANTE	n₁	n₂	n₃	m₁	m₂	m₃
1	0.17	0.66	0.72	0.16	-0.74	0.64
2	0.17	0.72	0.66	0.16	0.64	-0.74
3	-0.17	0.66	0.72	-0.16	-0.74	0.64
4	-0.17	0.72	0.66	-0.16	0.64	-0.74
5	-0.66	0.17	0.72	0.74	0.16	0.64
6	-0.72	0.17	0.66	-0.64	0.16	-0.74
7	-0.66	-0.17	0.72	0.74	-0.16	0.64
8	-0.72	-0.17	0.66	-0.64	-0.16	-0.74
9	0.17	-0.66	0.72	0.16	0.74	0.64
10	0.17	-0.72	0.66	0.16	-0.64	-0.74
11	-0.17	-0.66	0.72	-0.16	0.74	0.64
12	-0.17	-0.72	0.72	-0.16	-0.64	-0.74
13	0.72	0.17	0.66	0.64	0.16	-0.74
14	0.66	0.17	0.72	-0.74	0.16	0.64
15	0.72	-0.17	0.66	0.64	-0.16	-0.16
16	0.66	-0.17	0.72	-0.74	-0.16	-0.16
17	0.66	-0.72	-0.17	-0.74	-0.64	-0.16
18	0.72	-0.66	-0.17	0.64	0.74	-0.16
19	-0.66	0.72	-0.17	0.74	0.64	-0.16
20	-0.72	0.66	-0.17	-0.64	-0.74	-0.16
21	-0.72	-0.66	-0.17	-0.64	0.74	-0.16
22	-0.66	-0.72	-0.17	0.74	-0.64	-0.16
23	0.72	0.66	-0.17	0.64	-0.74	-0.16
24	0.66	0.72	-0.17	-0.74	0.64	-0.16



ANEXO II

EJEMPLO DE CÁLCULO DEL FACTOR DE SHMID Y LA RELACIÓN DE DEFORMACIÓN PARA UNA VARIANTE DE MARTENSITA



En esta sección se muestra, a manera de ejemplo, el cálculo de los valores de FS y SR mostrados en la Tabla 4.1 con la finalidad de facilitar la comprensión del lector respecto al procedimiento seguido para obtener dichos resultados. Es importante resaltar que este procedimiento se repite con cada una de las 24 VM para cada uno de los granos estudiados. Los cálculos mostrados en el presente trabajo fueron realizados en el programa Wolfram Mathematica 9.0.

Para desarrollar dicho ejemplo se presenta el cálculo de FS y de SR de la variante 1 (V1) del grano R01-G03.

Los valores de TD_1 y SN_1 se obtuvieron mediante el estudio de EBSD cuya realización fue previa al presente trabajo de tesis y son mostrados en la Tabla 3.5.

Así mismo los valores de nn_1 y mm_1 correspondientes a V1 pueden consultarse en el Anexo 1.

Una vez determinados TD_1 y SN_1 (Tabla 3.5) es posible determinar la dirección de rolado RD como se muestra en la expresión A2.1.

$$[RD_1] = [TD_1] \times (SN_1) \quad (A2.1)$$

$$[RD] = \begin{pmatrix} TD_{11} \\ TD_{12} \\ TD_{13} \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} SN_{11} \\ SN_{12} \\ SN_{13} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 8 \\ 14 \\ 1 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} 16 \\ -9 \\ -2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -19 \\ 32 \\ -296 \end{pmatrix}$$

Una vez obtenida la dirección RD es posible calcular el FS en base a la expresión A2.2. El primer dígito del sub índice representa al número de la variante (siguiendo el etiquetado de Kajiwara [35]), mientras que el segundo indica la posición de cada elemento dentro del vector o plano correspondiente.

$$FS_1 = \frac{\left(\begin{pmatrix} RD_{11} \\ RD_{12} \\ RD_{13} \end{pmatrix} \middle| \begin{pmatrix} nn_{11} \\ nn_{12} \\ nn_{13} \end{pmatrix} \right) \cdot \left(\begin{pmatrix} RD_{11} \\ RD_{12} \\ RD_{13} \end{pmatrix} \middle| \begin{pmatrix} mm_{11} \\ mm_{12} \\ mm_{13} \end{pmatrix} \right)}{\sqrt{nn_{11}^2 + nn_{12}^2 + nn_{13}^2} \cdot \sqrt{mm_{11}^2 + mm_{12}^2 + mm_{13}^2} \cdot \sqrt{RD_{11}^2 + RD_{12}^2 + RD_{13}^2}} \quad (A2.2)$$

$$FS_1 = \frac{\left(\begin{pmatrix} -19 \\ 32 \\ -296 \end{pmatrix} \middle| \begin{pmatrix} 0.17 \\ 0.66 \\ 0.72 \end{pmatrix} \right) \cdot \left(\begin{pmatrix} -19 \\ 32 \\ -296 \end{pmatrix} \middle| \begin{pmatrix} 0.16 \\ -0.74 \\ 0.64 \end{pmatrix} \right)}{\sqrt{(0.17)^2 + (0.66)^2 + (0.72)^2} \cdot \sqrt{(0.16)^2 + (-0.74)^2 + (0.64)^2} \cdot \sqrt{(-19)^2 + (32)^2 + (-296)^2}} = 0.48$$

Conociendo RD, TD, y SD es posible obtener un tensor de transformación que permita expresar el plano nn (referido a la base canónica) en la base de observación. Esto con la finalidad de determinar la línea que representa intersección del plano de hábito nn_1 con plano de observación y compararla posteriormente con las micrografías obtenidas durante la prueba. Para ello es necesario calcular los vectores unitarios de RD, TD y SN, lo cual se muestra en las expresiones A2.3, A2.4 Y A3.5.



$$e_{RD_1} = \frac{1}{\sqrt{RD_{11}^2 + RD_{12}^2 + RD_{13}^2}} \begin{pmatrix} RD_{11} \\ RD_{12} \\ RD_{13} \end{pmatrix} \quad (A2.3)$$

$$e_{RD_1} = \frac{1}{\sqrt{(-19)^2 + (32)^2 + (-296)^2}} \begin{pmatrix} -19 \\ 32 \\ -296 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0.84 \\ 0.50 \\ 0.22 \end{pmatrix}$$

$$e_{TD_1} = \frac{1}{\sqrt{TD_{11}^2 + TD_{12}^2 + TD_{13}^2}} \begin{pmatrix} TD_{11} \\ TD_{12} \\ TD_{13} \end{pmatrix} \quad (A2.4)$$

$$e_{TD_1} = \frac{1}{\sqrt{(8)^2 + (14)^2 + (1)^2}} \begin{pmatrix} 8 \\ 14 \\ 1 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0.50 \\ -0.53 \\ -0.69 \end{pmatrix}$$

$$e_{SN_1} = \frac{1}{\sqrt{SN_{11}^2 + SN_{12}^2 + SN_{13}^2}} \begin{pmatrix} SN_{11} \\ SN_{12} \\ SN_{13} \end{pmatrix} \quad (A2.5)$$

$$e_{SN_1} = \frac{1}{\sqrt{(16)^2 + (-9)^2 + (-2)^2}} \begin{pmatrix} 16 \\ -9 \\ -2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -0.23 \\ 0.69 \\ -0.68 \end{pmatrix}$$

Por lo tanto el tensor que pasa de la base de observación a la base canónica queda expresado mediante la ecuación A2.6.

$$T_{x_0 \rightarrow x} = \begin{pmatrix} e_{RD11} & e_{TD11} & e_{SN11} \\ e_{RD12} & e_{TD12} & e_{SN12} \\ e_{RD13} & e_{TD13} & e_{SN13} \end{pmatrix} \quad (A2.6)$$

$$T_{x_0 \rightarrow x} = \begin{pmatrix} 0.84 & 0.50 & -0.23 \\ 0.50 & -0.53 & 0.69 \\ 0.22 & -0.69 & -0.68 \end{pmatrix}$$

Dado que el tensor $T_{x_0 \rightarrow x}$ es ortogonal $[T_{x_0 \rightarrow x}]^{-1} = [T_{x_0 \rightarrow x}]^T$. Por lo tanto, el tensor de transformación que pasa de la base canónica a la de observación está dado por:

$$T_{x \rightarrow x_0} = [T_{x_0 \rightarrow x}]^T = \begin{pmatrix} e_{RD11} & e_{RD12} & e_{RD13} \\ e_{TD11} & e_{TD12} & e_{TD13} \\ e_{SN11} & e_{SN12} & e_{SN13} \end{pmatrix} \quad (A2.7)$$

$$T_{x \rightarrow x_0} = \begin{pmatrix} 0.84 & 0.50 & 0.22 \\ 0.50 & -0.53 & -0.69 \\ -0.23 & 0.69 & -0.68 \end{pmatrix}$$



Por otra parte es necesario contar con un tensor que nos permita cambiar de la base de transformación (en este caso correspondiente a V1) a la base canónica, este tensor se expresa en la ecuación A2.8.

$$T_{x_T \rightarrow x} = \begin{pmatrix} mm_{11} & nn_{11} & pp_{11} \\ mm_{12} & nn_{12} & pp_{12} \\ mm_{13} & nn_{13} & pp_{13} \end{pmatrix} \quad (A2.8)$$

Donde el vector **pp** representa un vector unitario perpendicular tanto a **mm** como a **nn**, el cual es utilizado para obtener el tensor de transformación requerido. Por lo tanto puede ser calculado mediante la ecuación 2.9.

$$[pp_1] = [mm_1] \times [nn_1] \quad (A2.9)$$

$$(pp_1) = \begin{pmatrix} mm_{11} \\ mm_{12} \\ mm_{13} \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} nn_{11} \\ nn_{12} \\ nn_{13} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0.16 \\ -0.74 \\ -0.64 \end{pmatrix} \times \begin{pmatrix} 0.17 \\ 0.66 \\ 0.72 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -0.96 \\ -0.01 \\ 0.23 \end{pmatrix}$$

$$T_{x_T \rightarrow x} = \begin{pmatrix} 0.16 & 0.17 & -0.96 \\ -0.74 & 0.66 & -0.01 \\ -0.64 & 0.72 & 0.23 \end{pmatrix}$$

Dado que el tensor $T_{x_T \rightarrow x}$ es ortogonal $[T_{x_T \rightarrow x}]^{-1} = [T_{x_T \rightarrow x}]^T$. Por lo tanto, el tensor de transformación que pasa de la base canónica a la base de transformación correspondiente a V1 está dado por:

$$T_{x \rightarrow x_T} = [T_{x_T \rightarrow x}]^T = \begin{pmatrix} mm_{11} & mm_{12} & mm_{13} \\ nn_{11} & nn_{12} & nn_{13} \\ pp_{11} & pp_{12} & pp_{13} \end{pmatrix} \quad (A2.10)$$

$$T_{x \rightarrow x_T} = \begin{pmatrix} 0.16 & -0.74 & -0.64 \\ 0.17 & 0.66 & 0.72 \\ -0.96 & -0.01 & 0.23 \end{pmatrix}$$

Por lo tanto el tensor que va de la base de transformación correspondiente a V1 a la base de observación está dado por la expresión A2.11.

$$T_{x_T \rightarrow x_0} = [T_{x \rightarrow x_0}][T_{x_T \rightarrow x}] \quad (A2.11)$$

$$T_{x_T \rightarrow x_0} = \begin{pmatrix} e_{RD11} & e_{RD12} & e_{RD13} \\ e_{TD11} & e_{TD12} & e_{TD13} \\ e_{SN11} & e_{SN12} & e_{SN13} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} mm_{11} & nn_{11} & pp_{11} \\ mm_{12} & nn_{12} & pp_{12} \\ mm_{13} & nn_{13} & pp_{13} \end{pmatrix}$$

$$T_{x_T \rightarrow x_0} = \begin{pmatrix} -0.78 & -0.54 & 0.28 \\ 0.28 & -0.72 & -0.61 \\ 0.55 & -0.41 & 0.71 \end{pmatrix}$$

De acuerdo con el modelo desarrollado por J. Cortés [17] el campo de desplazamientos referente a la transformación martensítica en la base de transformación está dado por:

$$u(x_{t_1}, y_{t_1}, z_{t_1}) = \begin{pmatrix} \delta f h w(y_t) \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \quad (A2.12)$$

Donde δ representa el valor de amplitud de corte, el cual es propio de cada tipo de transformación y que para este caso toma un valor de 0.2324, mientras f representa la fracción volumétrica del material en la cual ha ocurrido la TMIE, h representa el desplazamiento máximo de la interface y $w(y_t)$ es una función que debe cumplir con las siguientes condiciones:

$$w(y_t) = \begin{cases} 0; & -\infty \leq y_t \leq 0 \\ \frac{y_t}{hf}; & 0 \leq y_t \leq hf \\ 1; & hf \leq y_t \leq h \end{cases} \quad (A2.13)$$

Dicha función es no diferenciable y con el objetivo de hacer la función continuamente diferenciable J. Cortés [17] utiliza una función de doble hipérbola cuya gráfica se muestra en la Figura A2.1.

$$f(x) = w_1 + \left(m_0 - \frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} + \frac{1}{2} \left(-m_0 + \frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} \right) \right) (y_t - y_0) + \left(\frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} + \frac{1}{2} \left(m_1 + \frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} \right) \right) (y_t - y_1) + \frac{1}{2} \left(-m_0 + \frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} \right) \sqrt{r_0^2 + (y_t - y_0)^2} + \frac{1}{2} \left(-m_1 + \frac{w_1 - w_0}{y_1 - y_0} \right) \sqrt{r_1^2 + (y_t - y_1)^2} \quad (A2.13)$$

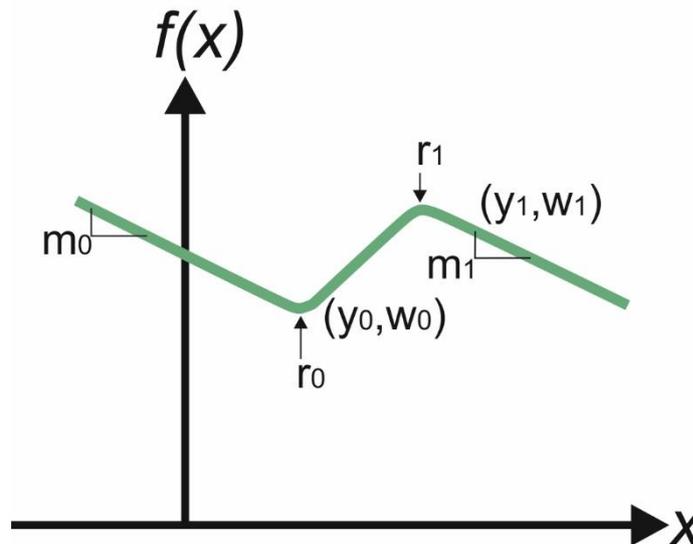


Figura A2.1. Gráfica de la función de doble hipérbola en su forma general [17].

Donde:

$$w_0 = m_0 = m_1 = y_0 = 0$$

$$y_1 = hf$$

$$w_1 = 1$$



Por lo tanto la ecuación A2.13 tiene la forma:

$$w(y_t) = \frac{fh + \sqrt{r_0^2 + y_t^2} - \sqrt{(y_t - fh)^2}}{2fh} \quad (A2.14)$$

Y en donde la fracción volumétrica es expresada por:

$$f = \frac{\frac{(\sigma - \sigma_0)}{\sigma_f - \sigma_c}}{e^{\frac{2(\ln(9))}{\sigma_f - \sigma_c}}}}{1 + e^{\frac{2(\ln(9))}{\sigma_f - \sigma_c}}} \quad (A2.15)$$

En este caso σ representa el esfuerzo normal al cuál es sometida la muestra, σ_0 es un esfuerzo en el aproximadamente el 50% que el material se encuentra en fase martensítica, bajo una temperatura de prueba fija T el cual está dado por la expresión A2.16.

$$\sigma_0 = \frac{\sigma_c + \sigma_f}{2} \quad (A2.16)$$

Así mismo σ_c y σ_f representan el esfuerzo crítico para iniciar la TMIE y el esfuerzo necesario para que la fracción volumétrica del material transformado sea al menos de 0.9. Las expresiones con las que se calculan σ_c y σ_f están dadas por A2.17 y A2.18 respectivamente.

$$\sigma_c = \frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s} (T - M_s) \quad (A2.17)$$

$$\sigma_f = \frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s} (T - M_f) \quad (A2.18)$$

Donde $\frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s}$ es la relación de Clausius-Clapeyron, que para el caso del CuAlBe tiene un valor de $1.97 \frac{MPa}{^\circ C}$. Es importante considerar que la relación de Clausius-Clapeyron se da para el caso de tensión simple, y, dado que el plano de habito de la variante no es normal a la dirección de aplicación de la carga la relación de Clausius-Clapeyron debe dividirse entre el FS, por lo que las ecuaciones A2.17 se reescriben como:

$$\sigma_c = \frac{\frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s}}{FS} (T - M_s) \quad (A2.19)$$

$$\sigma_f = \frac{\frac{\partial \sigma_c}{\partial M_s}}{FS} (T - M_f) \quad (A2.20)$$



Para obtener el campo de desplazamientos correspondiente a V1 referido a la base de observación es necesario realizar el producto de la matriz $T_{x_T \rightarrow x_0}$ con $u(x_{t_1}, y_{t_1}, z_{t_1})$ como se muestra en la ecuación A.2.21.

$$u(x_0, y_{0_1}, z_{0_1}) = [T_{x_T \rightarrow x_0}] u(x_{t_1}, y_{t_1}, z_{t_1}) \quad (A2.21)$$

El tensor de deformaciones correspondiente a $u(x_0, y_{0_1}, z_{0_1})$ es obtenido mediante la expresión A2.22.

$$\varepsilon_o = \frac{1}{2} [\nabla u(x_0, y_{0_1}, z_{0_1}) + \nabla u(x_0, y_{0_1}, z_{0_1})^T] \quad (A2.22)$$

Es importante mencionar que para efectos de cálculo se propusieron valores de T, M_f, σ . En los cálculos presentes en este trabajo se utilizó una temperatura de prueba $T = 20^\circ\text{C}$, una temperatura M_f aproximada a -29°C , $h = 10$ y un esfuerzo $\sigma = 100\text{MPa}$.

Dado que las expresiones generadas a partir de la ecuación A2.21 son muy extensas como para presentarla de manera adecuada en este documento, sólo se presentará como resultado los valores aproximados del tensor de deformaciones obtenido.

$$\varepsilon_o = \begin{pmatrix} 0.05 & 0.01 & -0.01 \\ -0.02 & -0.09 & -0.05 \\ -0.01 & -0.05 & -0.09 \end{pmatrix}$$

Con ello es posible obtener la SR correspondiente a V1 del grano R01-G03, la cual está dada por la expresión A2.23.

$$SR_1 = \left| \frac{\varepsilon_x}{\varepsilon_y} \right| \quad (A2.23)$$

$$SR_1 = \left| \frac{0.11}{-0.09} \right| = 1.22$$

Este valor de SR es cercano al mostrado En la Tabla A3.1 Ubicada en el Anexo AIII del presente trabajo de tesis.



ANEXO III

**FACTOR DE SCHMID Y RELACIÓN DE
DEFORMACIÓN CALCULADOS PARA LAS 24
VARIANTES DE CADA GRANO
CONSIDERADO.**



**TABLA A3.1. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G03.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1.	0.49	7		1	14.67	15
2.	0.48	1		2	12.39	6
3.	0.48	16		3	5.93	5
4.	0.46	9		4	4.50	16
5.	0.45	3		5	4.32	14
6.	0.44	5		6	4.21	7
7.	0.43	11		7	2.17	13
8.	0.43	14		8	2.05	8
9.	0.06	24		9	1.87	10
10.	0.06	19		10	1.85	4
11.	0.04	21		11	1.34	9
12.	0.03	20		12	1.30	1
13.	0.01	18		13	1.23	3
14.	0.01	23		14	1.15	11
15.	0.01	17		15	1.07	12
16.	0.01	22		16	1.06	2
17.	-0.47	4		17	0.33	24
18.	-0.47	2		18	0.20	19
19.	-0.47	6		19	0.17	20
20.	-0.48	8		20	0.14	21
21.	-0.49	13		21	0.05	18
22.	-0.49	15		22	0.03	22
23.	-0.50	10		23	0.02	23
24.	-0.50	12		24	0.02	17



**TABLA A3.2. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G06.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.46	20		1	1035.80	13
2	0.46	21		2	436.03	16
3	0.29	8		3	131.67	7
4	0.28	6		4	97.56	8
5	0.27	18		5	7.42	6
6	0.26	23		6	4.77	14
7	0.23	9		7	4.02	15
8	0.23	1		8	3.64	5
9	0.19	13		9	0.97	21
10	0.18	15		10	0.94	20
11	0.04	11		11	0.92	19
12	0.04	3		12	0.84	24
13	-0.09	12		13	0.77	22
14	-0.09	4		14	0.76	17
15	-0.11	2		15	0.57	23
16	-0.11	10		16	0.54	18
17	-0.21	5		17	0.50	9
18	-0.22	7		18	0.47	1
19	-0.31	14		19	0.26	2
20	-0.31	16		20	0.23	10
21	-0.36	17		21	0.21	4
22	-0.36	24		22	0.20	12
23	-0.38	22		23	0.08	11
24	-0.38	19		24	0.07	3



**TABLA A3.3. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G12.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.50	18		1	6.86	16
2	0.48	23		2	6.76	7
3	0.44	13		3	3.61	8
4	0.41	15		4	3.19	13
5	0.38	8		5	2.62	15
6	0.38	20		6	2.33	24
7	0.37	21		7	2.17	6
8	0.35	6		8	2.04	19
9	0.12	3		9	1.61	5
10	0.11	11		10	1.53	18
11	0.01	2		11	1.51	14
12	0.00	12		12	1.48	23
13	0.00	1		13	1.36	20
14	0.00	9		14	1.15	21
15	-0.02	10		15	1.17	22
16	-0.03	4		16	1.06	17
17	-0.39	16		17	0.83	11
18	-0.40	14		18	0.50	3
19	-0.44	19		19	0.35	4
20	-0.45	7		20	0.13	2
21	-0.46	17		21	0.11	10
22	-0.46	5		22	0.02	9
23	-0.46	22		23	0.01	1
24	-0.46	24		24	0.00	12



**TABLA A3.4. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G15.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.50	15		1	470.74	20
2	0.47	6		2	223.31	24
3	0.44	23		3	28.03	19
4	0.39	21		4	9.01	21
5	0.38	18		5	3.69	23
6	0.37	13		6	3.43	18
7	0.35	8		7	2.24	16
8	0.33	20		8	2.13	22
9	0.13	10		9	2.09	17
10	0.11	4		10	1.91	7
11	0.02	11		11	1.4	6
12	0.00	3		12	1.38	15
13	0.00	12		13	1.33	8
14	-0.01	2		14	1.14	13
15	-0.03	1		15	1.11	14
16	-0.04	9		16	1.06	5
17	-0.34	22		17	0.55	10
18	-0.39	24		18	0.37	4
19	-0.42	14		19	0.14	1
20	-0.44	17		20	0.11	9
21	-0.44	16		21	0.11	11
22	-0.45	19		22	0.04	3
23	-0.45	5		23	0.02	2
24	-0.46	7		24	0.02	12



**TABLA A3.5. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G16.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.34	9		1	10.71	5
2	0.27	1		2	3.55	13
3	0.24	5		3	3.51	14
4	0.21	20		4	2.66	10
5	0.16	21		5	1.67	15
6	0.15	11		6	1.55	4
7	0.14	14		7	1.53	1
8	0.11	7		8	1.27	9
9	0.09	3		9	1.04	6
10	0.02	16		10	0.83	12
11	0.02	17		11	0.80	2
12	0.01	18		12	0.78	3
13	-0.02	23		13	0.65	20
14	-0.04	22		14	0.65	11
15	-0.05	8		15	0.58	8
16	-0.12	19		16	0.51	7
17	-0.14	12		17	0.46	21
18	-0.15	24		18	0.38	24
19	-0.15	6		19	0.28	19
20	-0.15	13		20	0.20	22
21	-0.21	2		21	0.11	17
22	-0.23	15		22	0.10	16
23	-0.24	10		23	0.07	23
24	-0.29	4		24	0.05	18



**TABLA A3.6. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R01-G17.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.49	12		1	147.70	3
2	0.48	2		2	116.86	10
3	0.48	17		3	74.03	11
4	0.46	19		4	18.66	4
5	0.45	22		5	13.70	12
6	0.44	10		6	12.23	2
7	0.44	24		7	4.12	9
8	0.43	4		8	3.82	1
9	0.06	8		9	1.39	18
10	0.06	13		10	1.36	23
11	0.03	5		11	1.06	24
12	0.03	14		12	1.05	17
13	0.02	16		13	1.03	22
14	0.01	7		14	1.03	19
15	0.01	15		15	1.00	20
16	0.01	6		16	1.00	21
17	-0.47	20		17	0.18	13
18	-0.47	18		18	0.16	8
19	-0.48	9		19	0.08	5
20	-0.49	11		20	0.06	14
21	-0.49	3		21	0.04	16
22	-0.49	1		22	0.03	7
23	-0.50	21		23	0.02	15
24	-0.50	23		24	0.02	6



**TABLA A3.7. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G01.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.49	2		1	75.59	23
2	0.48	12		2	65.52	18
3	0.48	19		3	16.36	17
4	0.46	17		4	16.18	24
5	0.46	24		5	11.48	19
6	0.45	4		6	10.61	22
7	0.44	22		7	3.24	21
8	0.44	10		8	3.24	20
9	0.05	13		9	1.56	11
10	0.05	8		10	1.42	3
11	0.03	16		11	1.13	12
12	0.03	7		12	1.11	2
13	0.02	5		13	1.05	4
14	0.01	14		14	1.01	9
15	0.01	6		15	1.00	10
16	0.01	15		16	0.99	1
17	-0.48	18		17	0.15	8
18	-0.48	20		18	0.13	13
19	-0.48	3		19	0.11	16
20	-0.49	1		20	0.07	7
21	-0.49	9		21	0.05	14
22	-0.50	11		22	0.05	5
23	-0.50	23		23	0.03	6
24	-0.50	21		24	0.02	15



**TABLA A3.8. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G02.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.49	7		1	450.56	6
2	0.49	16		2	118.50	15
3	0.47	1		3	112.01	14
4	0.47	3		4	29.35	5
5	0.45	9		5	13.59	16
6	0.44	11		6	12.04	7
7	0.44	5		7	3.91	13
8	0.44	14		8	3.46	8
9	0.06	24		9	1.32	10
10	0.06	19		10	1.28	4
11	0.03	21		11	1.08	9
12	0.02	20		12	1.06	1
13	0.02	18		13	1.03	3
14	0.02	23		14	1.02	12
15	0.01	17		15	1.00	11
16	0.001	22		16	0.91	2
17	-0.47	4		17	0.18	24
18	-0.47	2		18	0.15	19
19	-0.49	6		19	0.06	21
20	-0.49	13		20	0.06	20
21	-0.49	8		21	0.05	18
22	-0.49	15		22	0.03	23
23	-0.50	10		23	0.02	22
24	-0.50	12		24	0.02	17



**TABLA A3.9. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G05.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.46	18		1	75.33	23
2	0.42	23		2	46.15	18
3	0.37	13		3	24.59	24
4	0.29	20		4	13.52	19
5	0.29	15		5	4.25	22
6	0.28	8		6	3.69	17
7	0.26	21		7	1.87	20
8	0.21	6		8	1.82	14
9	0.18	3		9	1.52	5
10	0.16	11		10	1.37	21
11	0.01	2		11	1.10	8
12	0.01	1		12	1.10	13
13	0.00	9		13	1.06	6
14	-0.03	12		14	1.00	16
15	-0.08	4		15	1.00	7
16	-0.08	10		16	0.99	15
17	-0.25	16		17	0.73	11
18	-0.29	14		18	0.70	3
19	-0.33	19		19	0.30	4
20	-0.34	7		20	0.25	10
21	-0.37	5		21	0.07	12
22	-0.38	17		22	0.02	6
23	-0.38	24		23	0.01	1
24	-0.40	22		24	0.01	9



**TABLA A3.10. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G07.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.41	6		1	184.38	15
2	0.37	15		2	36.82	17
3	0.27	4		3	10.878	7
4	0.24	10		4	8.89	4
5	0.22	21		5	8.77	10
6	0.19	8		6	7.74	3
7	0.16	13		7	7.64	6
8	0.14	23		8	7.07	23
9	0.11	20		9	4.85	16
10	0.06	2		10	3.21	14
11	0.05	18		11	2.60	11
12	0.04	12		12	2.04	5
13	-0.07	1		13	1.81	8
14	-0.07	24		14	1.73	20
15	-0.12	9		15	1.66	22
16	-0.13	22		16	1.60	21
17	-0.16	3		17	1.47	24
18	-0.17	11		18	1.24	19
19	-0.18	19		19	0.89	13
20	-0.23	17		20	0.64	9
21	-0.23	7		21	0.58	18
22	-0.28	16		22	0.57	1
23	-0.30	5		23	0.30	12
24	-0.32	14		24	0.27	2



**TABLA A3.11. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G08.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.49	23		1	17.53	14
2	0.49	18		2	17.53	16
3	0.47	15		3	17.47	5
4	0.47	13		4	17.47	7
5	0.44	8		5	16.86	13
6	0.44	6		6	16.86	15
7	0.43	21		7	15.80	6
8	0.43	20		8	15.80	8
9	0.07	11		9	1.06	19
10	0.07	3		10	1.06	22
11	0.02	10		11	1.05	17
12	0.02	2		12	1.05	24
13	0.02	12		13	0.99	18
14	0.02	4		14	0.99	23
15	0.01	9		15	0.87	20
16	0.01	1		16	0.87	21
17	-0.47	16		17	0.13	3
18	-0.47	14		18	0.13	11
19	-0.49	22		19	0.05	2
20	-0.49	19		20	0.05	10
21	-0.49	24		21	0.03	4
22	-0.49	17		22	0.03	12
23	-0.49	7		23	0.01	1
24	-0.49	5		24	0.01	9



**TABLA A3.12. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G11.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.49	18		1	5.33	16
2	0.49	23		2	5.24	7
3	0.47	13		3	2.89	8
4	0.46	15		4	2.85	24
5	0.44	8		5	2.63	19
6	0.43	20		6	2.59	13
7	0.43	6		7	2.46	15
8	0.42	21		8	2.17	6
9	0.07	3		9	1.69	23
10	0.07	11		10	1.68	20
11	0.03	2		11	1.67	18
12	0.02	12		12	1.55	5
13	0.01	10		13	1.51	14
14	0.01	4		14	1.47	21
15	0.00	9		15	1.24	22
16	0.00	1		16	1.20	17
17	-0.46	16		17	1.03	11
18	-0.46	14		18	0.70	2
19	-0.48	19		19	0.58	4
20	-0.49	17		20	0.40	3
21	-0.49	22		21	0.13	12
22	-0.49	24		22	0.11	10
23	-0.49	7		23	0.10	9
24	-0.49	5		24	0.03	1



**TABLA A3.13. FS Y SR CALCULADOS PARA LAS 24 VM
CORRESPONDIENTES AL GRANO R02-G18.**

SF _P	SF	VM		SR _P	SR	VM
1	0.48	23		1	55.07	15
2	0.45	18		2	41.30	6
3	0.35	15		3	21.35	7
4	0.31	13		4	15.67	5
5	0.30	21		5	15.02	14
6	0.28	20		6	12.76	16
7	0.26	6		7	4.88	13
8	0.22	8		8	3.54	8
9	0.20	11		9	0.96	18
10	0.18	3		10	0.96	23
11	0.02	9		11	0.90	24
12	0.01	1		12	0.86	19
13	-0.03	10		13	0.84	17
14	-0.05	4		14	0.81	22
15	-0.08	2		15	0.60	21
16	-0.09	12		16	0.59	20
17	-0.26	14		17	0.40	11
18	-0.28	16		18	0.37	3
19	-0.35	5		19	0.18	12
20	-0.35	22		20	0.17	2
21	-0.37	7		21	0.12	4
22	-0.40	24		22	0.06	10
23	-0.40	17		23	0.04	9
24	-0.40	19		24	0.02	1

Nota:

Los cálculos realizados en el presente trabajo de tesis fueron realizados en el programa **Wolfram Mathematica 9**, los resultados presentados son truncados en el segundo dígito decimal con la finalidad de simplificar la lectura de los mismos.



ANEXO IV

GLOSARIO DE ACRÓNIMOS



A_f : Temperatura de transformación austenítica final.

AMF: Aleaciones con Memoria de Forma.

AMFP: Aleaciones con Memoria de Forma policristalina.

A_s : Temperatura de transformación austenítica inicial.

BC: Criterio de Balance (Balance Criterion).

CVD: Campo Vectorial de Desplazamientos.

DSC: Calorimetría Diferencial de barrido (Differential Scanning Calroimetry).

EBSD: Difracción de Electrones por Retro-Dispersión (Electron Back Scattering Difraction).

EMFS: Efecto de Memoria de Forma Simple.

FS: Factor de Schmid.

M_f : Temperatura de transformación martensítica final.

M_s : Temperatura de transformación martensítica inicial.

OC: Orientación cristalina.

RD: Dirección de Rolado (Rolling Direction).

SN: Dirección asociada al plano normal a RD (Shear Normal).

SR: Relación de deformación (Strain Relation).

ST: Sistema de transformación.

STD: Diagramas de transformación (Stress Transformation Diagram).

TD: Dirección transversal (Transversal Direction).

TM: Transformación martensítica.

TMIE: Transformación martensítica inducida por esfuerzo.

VM: Variante de martensita.