



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE INGENIERÍA

**Estudio de la microestructura y
de las propiedades mecánicas
de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn
laminada en frío**

TESIS

Que para obtener el título de
Ingeniero Mecánico

P R E S E N T A

José Manuel Sánchez Corral

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Agustín Eduardo Bravo Bénard



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019

Después, miró a la joven largamente en silencio. Finalmente dijo:

—Hay una sola condición para que se casen el oro y el cobre, para que se unan el hierro y la plata...

—¿Cuál es?— preguntó ansiosa, Adorable.

—Que la carne de una mujer virgen sea disuelta en el mismo crisol, que su sangre se mezcle con los metales en íntima fusión.

Adorable, con una gran tristeza en su alma, regresó a su casa. A nadie confió aquel secreto.

Fragmento del cuento «El alma de la gran campana» de Patrick Lafcadio Hearn.

DEDICADA A PILI, MI MAMÁ Y ROSI

AGRADECIMIENTOS

A veces las palabras no son suficientes para dar a conocer lo que uno quiere decir. No quería redactar los «Agradacimientos» pues creía que no estarían a la altura de lo que pretendo transmitir. Debo aclarar que ni mil páginas escritas serían suficientes para poder al menos acercarme un poco a lo mucho que tengo que agradecer y reconocer a todos los que a continuación menciono. De manera directa o de formas más sutiles, ellos han intervenido para alcanzar mi meta de llegar a ser ingeniero.

Comienzo por agradecer a la UNAM y a la Facultad de Ingeniería. ¡Qué orgullo haber pertenecido a ellas! Han sido mi segundo hogar. Me han hecho un mejor ser humano.

No olvido a mis profesores y maestros que tuve en mi vida escolar, pero principalmente a todos los que intervinieron en mi formación en la universidad. Me viene a la mente todo su esfuerzo por querer enseñarme, por transmitirme su sabiduría. De todos aprendí, a todos les agradezco.

Agradezco a mi director de tesis, Dr. Agustín Eduardo Bravo Bénard. Cuando estaba buscando alguien con quien poder realizar mi tesis, él aceptó asesorarme sin titubear. Me guio con paciencia y entusiasmo. Aprendí de él, me corrigió y regañó cuando fue necesario. ¡Gracias, profesor!

La UDIATEM me abrió sus puertas para poder realizar mi tesis. Me sentí parte de un gran equipo de trabajo, rodeado de profesores siempre dispuestos a ayudar a los alumnos. Sin embargo, debo mencionar especialmente el apoyo que recibí por parte de los profesores: M.C. David Martínez Hernández, Ing. Adrián Mancilla Velasco, Ing. Roberto Cisneros Hernández, M.I. Ignacio Cueva Güitrón y M.C. Jorge Luis Romero Hernández. En diferentes ocasiones ellos me ayudaron en el manejo del equipo de los laboratorios de la UDIATEM.

Agradezco a mis sinodales: Dr. Armando Ortiz Prado, Dr. Agustín Eduardo Bravo Bénard, M.I. Ignacio Cueva Güitrón, M.C. David Martínez Hernández y Dra. Tatiana Lilia Ávalos Rendón, por el tiempo que dedicaron a la revisión de esta tesis.

¡Pili, mi querida hermana! Vaya, no sé ni cómo comenzar. Es inmenso el cariño y apoyo que me ha profesado. Está convencida de que puedo alcanzar todas mis metas y jamás ha dudado en hacérmelo saber. También dispuesta a levantarme cuando estoy caído. Se esmera diariamente en verme feliz. ¡Muchas gracias, Pili, te viviré agradecido toda mi vida!

A mi hermana, Rosa María, también le agradezco. Ella también ha estado dispuesta a brindarme su ayuda. Confiada en lo que dice, siempre me dedica esta frase: «tú puedes, hermano». ¡Muchas gracias, Rosi!

Agradezco a mis padres por haberme dado la vida, por haberme formado e inculcado valores para tratar de hacerme un hombre honesto. ¡Muchas gracias, mamá! ¡Gracias, papá!

Quiero agradecer también a mi hermano, Rafael, pues su optimismo siempre me ha contagiado. Siempre que puede me tiende la mano. Confía en mí, cree que puedo, que soy capaz. ¡Gracias, Moy!

Alex, mi sobrino más grande, quien no se ha detenido en decirme en lo que estoy fallando. Le agradezco su franqueza de no callarse y recordarme mis defectos y errores. Me ha hecho reflexionar. Quise ser un buen ejemplo para él, pero resultó lo contrario, él lo has sido para mí. ¡Gracias, Alex!

Agradezco a mi hermano, Alejandro, por haberme inculcado el amor y admiración que le tengo a la UNAM.

Agradezco a mi sobrino más pequeño, Juan Carlos, y a mi hermano, Mario Eduardo, por sus carcajadas, apodos y bromas. Me han hecho reír incluso en momentos amargos.

Mi psicóloga, Virginia Palacio Pérez, sus muchas horas de terapia me han servido. Más allá de la terapeuta en ella existe una persona que siempre me apoyó y me dio valor para seguir viviendo. ¡Muchas gracias, Dra.!

¡Mis amigos, qué decir de mis amigos: Agus, Mancilla, Deivid y Hugo! Mi existencia ha sido más interesante y divertida desde que están presentes. Hicieron que mis años en la UNAM fueran todavía más inolvidables. He disfrutado su amistad. He aprendido mucho de ellos. ¡Son un ejemplo para mí!

Y finalmente, ¡mi amiga, Cris! Me ha hecho bien su compañía. Gracias a ella por esas horas frente al teclado para comunicarse conmigo. Hemos hablado de todo, discutido, reído y llorado juntos.

ÍNDICE

ÍNDICE	VI
SIGLAS, ABREVIATURAS Y SÍMBOLOS	IX
PRÓLOGO	XI
OBJETIVO GENERAL	XIII
OBJETIVOS PARTICULARES	XIV
1. INTRODUCCIÓN	1
2. MARCO TEÓRICO	4
2.1. FUSIÓN Y COLADA	4
2.1.1. FUSIÓN	4
2.1.2. COLADA	5
2.1.3. DEFECTOS DE FUNDICIÓN	5
2.2. SOLIDIFICACIÓN	6
2.2.1 SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES	7
2.2.2. SOLIDIFICACIÓN EUTÉCTICA	10
2.2.3. SOLIDIFICACIÓN FUERA DE LA COMPOSICIÓN EUTÉCTICA	11
2.2.4. SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES Cu-Mg-Sn	11
2.3. DEFORMACIÓN PLÁSTICA	14

2.3.1. PROCESO DE LAMINADO	18
2.3.2. ENDURECIMIENTO POR TRABAJO EN FRÍO	21
2.4. ENSAYO DE TRACCIÓN	23
2.5. ENSAYO DE DUREZA	29
2.6. DIFRACCIÓN DE RAYOS X	31
3. DESARROLLO EXPERIMENTAL	32
3.1. FUNDICIÓN	32
3.2. PREPARACIÓN DE PLANCHONES PARA LAMINADO	33
3.3. LAMINADO EN FRÍO	33
3.4. PREPARACIÓN DE PROBETAS DE TRACCIÓN	34
3.5. ENSAYO DE TRACCIÓN	35
3.6. PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA METALOGRAFÍA Y DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR	35
3.7. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR	36
3.8. MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	36
3.9. ATAQUE QUÍMICO	36
3.10. MICROSCOPÍA ÓPTICA	37
3.11. DIFRACCIÓN DE RAYOS X	37
4. RESULTADOS	39
4.1. FUNDICIÓN	39
4.2. LAMINADO EN FRÍO	39
4.3. ENSAYO DE TRACCIÓN	39
4.4. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR	41
4.5. MICROSCOPÍA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	42
4.6. ATAQUE QUÍMICO	48
4.7. MICROSCOPÍA ÓPTICA	52

4.8. DIFRACCIÓN DE RAYOS X	59
5. DISCUSIÓN	60
5.1. FUNDICIÓN	60
5.2. LAMINADO EN FRÍO	61
5.3. ENSAYO DE TRACCIÓN	61
5.4. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR	63
5.5. PULIDO	65
5.6. ATAQUE QUÍMICO	66
5.7. MICROSCOPIA	67
5.8. DIFRACCIÓN DE RAYOS X	71
6. CONCLUSIONES	73
REFERENCIAS	75

SIGLAS, ABREVIATURAS Y SÍMBOLOS

Aleaciones Cu-Mg-Sn: aleaciones de cobre con magnesio y estaño.

UDIATEM: Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales.

FI: Facultad de Ingeniería.

UNAM: Universidad Nacional Autónoma de México.

Aleación Cu-2%Mg-2%Sn: aleación de cobre con 2 % de magnesio y 2% de estaño, porcentaje en peso.

USAI: Unidad de Apoyo a la Investigación y a la Industria.

FQ: Facultad de Química.

RAE: Real Academia Española.

ASALE: Asociación de Academias de la Lengua Española.

(Cu): solución sólida de cobre.

FCC: cúbico centrado en las caras, por sus siglas en inglés.

HCP: hexagonal compacto, por sus siglas en inglés.

ECCR: esfuerzo cortante crítico resuelto.

σ_f : esfuerzo de fluencia, esfuerzo de cedencia o límite elástico.

T_f : temperatura de fusión.

RD: dirección de laminado, por sus siglas en inglés.

TD: dirección transversal de laminado, por sus siglas en inglés.

ND: dirección normal de laminado, por sus siglas en inglés.

ASTM: American Society for Testing and Materials.

σ : esfuerzo ingenieril.

ϵ : deformación ingenieril.

E: módulo de Young.

$\sigma_{\text{máx}}$: esfuerzo máximo de fluencia, esfuerzo máximo de cedencia o resistencia máxima a la tensión.

σ_r : esfuerzo de ruptura.

s: esfuerzo verdadero.

e: deformación verdadera.

HV: dureza Vickers, por sus siglas en inglés.

ϵ_{VM} : deformación equivalente de Von Mises.

Aleación C70250: aleación de cobre con 3 % de níquel, 0.6 % de silicio y 0.1 % de magnesio, porcentaje en peso.

Aleación SAE788: aleación de aluminio con 12 % de estaño, 2.5-3 % de silicio y 1 % de cobre, porcentaje en peso.

Aleación SAE783: aleación de aluminio con 20 % de estaño y 1 % de cobre, porcentaje en peso.

Aleación Fe-30%Mn-3%Al-3%Si: aleación de hierro con 30 % de manganeso, 3 % de aluminio y 3 % de silicio, porcentaje en peso.

Aleación Ta-2.5%W: aleación de tántalo con 2.5 % de wolframio, porcentaje en peso.

Aleación AZ31: aleación de magnesio con 3 % de aluminio, 1 % de zinc y 0.2 % de manganeso, porcentaje en peso.

PRÓLOGO

La Tierra está sufriendo uno de sus momentos más críticos debido a la contaminación y al consumo desmedido e injustificado de los recursos naturales. Es por eso que se debe persistir en la búsqueda de caminos para optimizar y disminuir el consumo energético, así como fomentar la reutilización y disminución del uso de los recursos que se tienen en el planeta, sea con el apoyo de las ingenierías, la física, la química, la biología o cualquier otra disciplina que pueda hacer aportaciones valiosas. Desde las perspectivas de la ingeniería mecánica y la tribología se busca minimizar el consumo energético causado por la fricción y el desgaste. Se pretende sustituir las aleaciones tóxicas o no amigables con el medio ambiente, como es el caso de las aleaciones de cobre con plomo (Cu-Pb) que se usan tradicionalmente para la manufactura de cojinetes de deslizamiento, por nuevos materiales que igualen o incluso mejoren el desempeño actual de los cojinetes en su funcionamiento diario.

Este trabajo experimental se desprende de un proyecto de investigación de aleaciones de cobre con magnesio y estaño (Cu-Mg-Sn) para aplicaciones tribológicas, más específicamente para cojinetes de deslizamiento, que se ha estado realizando en la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales (UDIATEM) de la Facultad de Ingeniería (FI) de la Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM).

No se intenta hacer un estudio completo de todo lo referente a la caracterización mecánica y a su relación con la microestructura de las aleaciones Cu-Mg-Sn, pero sí se procura hacer aportaciones, tratando de relacionar la información experimental obtenida por medio de ensayos de tracción y dureza de muestras laminadas en frío de la aleación de cobre con 2 % de magnesio y 2% de estaño (Cu-2%Mg-2%Sn), porcentaje en peso, con el análisis metalográfico, apoyándose en las técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos X. La información técnica y científica disponible sobre este grupo de aleaciones es escasa, por lo tanto, se busca generar a la vez de recopilar información relevante que ayude a sustentar la hipótesis de

que las aleaciones Cu-Mg-Sn tienen un futuro justificado como material tribológico sustituto de las aleaciones Cu-Pb en la producción de cojinetes de deslizamiento.

Se comienza con un bosquejo básico sobre lo que es la tribología y a partir de ahí se desprende la justificación de la presente tesis. Posteriormente, se explican los fundamentos teóricos sobre los que se basa el desarrollo experimental, es decir: fusión, colada, solidificación, deformación plástica, laminado en frío, ensayo de tracción, ensayo de dureza Vickers con microindentador y difracción de rayos X. En la parte experimental se describe el trabajo práctico que se realizó en los diferentes laboratorios de la UDIATEM y en la Unidad de Apoyo a la Investigación y a la Industria (USAII) de la Facultad de Química (FQ). En seguida, se hace un reporte de los resultados obtenidos en los diferentes experimentos para después discutirlos y analizarlos, y así llegar al porqué de estos. Se hacen también sugerencias para ampliar este trabajo, pues los alcances de éste son una base sólida para estudios futuros de las aleaciones Cu-Mg-Sn. Finalmente, se concluye con la redacción de las conclusiones y recomendaciones.

Vale la pena mencionar que en la redacción de esta tesis se hizo uso de la tilde diacrítica en los pronombres demostrativos y en el adverbio «sólo», aunque existe la duda sobre si es correcto seguirla utilizando en estos casos. Por una parte, la Real Academia Española (RAE) recomienda ya no utilizarla, mientras que la Academia Mexicana de la Lengua continúa aconsejando su uso. Sin embargo, ambas pertenecen a la Asociación de Academias de la Lengua Española (ASALE), quien acordó que ya no se debe utilizar. Haciendo la correspondiente aclaración, se decidió acatar las indicaciones de la Academia Mexicana de la Lengua, que es la institución que rige el español de México.

OBJETIVO GENERAL

Analizar una aleación Cu-2%Mg-2%Sn, porcentaje en peso, laminada en frío, determinando algunas de sus propiedades mecánicas al someter el material a ensayos de tracción y dureza. Asimismo, observar la evolución microestructural en los distintos pasos del proceso de laminado, relacionándola con el endurecimiento por trabajo en frío.

OBJETIVOS PARTICULARES

- Laminar en frío un planchón de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn en estado de colada a diferentes niveles de deformación.
- Determinar las propiedades mecánicas de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn en estado de colada y laminada en frío por medio de ensayo de tracción y ensayo de dureza Vickers con microindentador.
- Obtener y analizar las micrografías de la microestructura del material en sus etapas de fundición y de deformación en frío por medio de microscopía electrónica de barrido.
- Encontrar el o los ataque(s) químicos óptimos que revelen las características microestructurales del material de fundición y deformado en frío, para su posterior estudio utilizando microscopía óptica.
- Obtener y analizar las micrografías de la microestructura del material de fundición y laminado en frío por medio de microscopía óptica, para enriquecer y complementar la información obtenida a través de microscopía electrónica de barrido.
- Determinar las fases presentes en el material de fundición por medio de difracción de rayos X.

1. INTRODUCCIÓN

La tribología es el área del conocimiento científico y tecnológico concerniente a la interacción entre dos superficies que se encuentran en movimiento relativo (es decir: rodando, deslizándose, aproximándose en dirección normal o separándose) y temas afines, enfocándose en el estudio de la fricción, el desgaste y la lubricación. La palabra «tribología» proviene del griego, «τριβος», que significa «frote» o «abrasión». Fue definida en 1966 por parte de un comité del Reino Unido, el cual hizo un estudio relacionado con el ahorro que se podía alcanzar en la industria si se llegaban a aplicar debidamente los principios tribológicos, no obstante, el estudio de la fricción, el desgaste y la lubricación tienen un pasado mucho más antiguo [1, 2].

La importancia de la tribología está presente en casi todo artefacto o equipo diseñado por el hombre, e incluso en sistemas biológicos vivos (cuerpo humano y animales). La fricción es la principal responsable de la generación de desgaste y pérdidas de energía por disipación. Por su parte, el desgaste es el mayor responsable del deterioro y necesidad de recambio, a la vez de afectar negativamente en el funcionamiento mecánico óptimo de equipos, es por consecuencia la importancia de una lubricación eficaz, ya que ésta permite disminuir la fricción y limitar el desgaste. Se estima que para cubrir las pérdidas a nivel mundial generadas por la fricción se consume la tercera parte de energía generada [1, 2], esta cifra es inferior a los gastos de mantenimiento y refacciones a consecuencia del desgaste [3]. Siempre se busca que las pérdidas económicas sean mínimas y el consumo excesivo de energía, aunado al remplazo frecuente de piezas que se desgastan, hace que se tenga un mayor gasto de recursos naturales y contaminación que afectan al medio ambiente [1, 2].

Un cojinete se puede definir como: la pieza o conjunto de piezas que ayudan a disminuir la fricción y el desgaste, ya sea mediante lubricación, en seco [3], o incluso de forma más sofisticada a través de campos magnéticos [4]. Los cojinetes de deslizamiento son el tipo más sencillo de cojinete que existe y su capacidad de deslizamiento entre superficies en contacto se basa en un bajo coeficiente de fricción [5].

Se creería que bajo la presencia de una capa de lubricante entre las superficies involucradas, cuando un cojinete de deslizamiento está en funcionamiento, la fricción y el desgaste no se harían presentes. Sin embargo, esta situación es sólo una idealización, ya que en la realidad las superficies entran en contacto, generándose fricción y desgaste. Es por ello que se requiere elegir un material tribológico adecuado. Un material tribológico es aquél que tiene las características de disminuir el desgaste y la fricción [3].

Para la selección adecuada del material del cojinete se debe de tomar en cuenta el material del que está hecho el eje o el cigüeñal con el que vaya a trabajar, y las condiciones de operación por las que estará rodeado. Por ello, no sólo se debe de elegir un material que disminuya la fricción y el desgaste, también se deben buscar otros atributos. Estos atributos son: conformabilidad, que es la capacidad del adaptarse a las formas y geometrías que le exijan los desajustes y tolerancias del equipo donde se encuentre trabajando; dureza, que proporcionará resistencia al desgaste en el cojinete, con la prevención de que esta misma dureza no provoque daños o desgaste en la flecha; resistencia a la fatiga, dado que el cojinete sufrirá cargas variables y cíclicas; incrustabilidad; que es la capacidad de que el cojinete atrape y absorba partículas contaminantes; resistencia a la corrosión, ya que los productos degradados resultado del funcionamiento del equipo y los aditivos para modificar las propiedades del lubricante generan corrosión; propiedades térmicas, pues en los metales las propiedades mecánicas se ven alteradas con el aumento de la temperatura [3, 6]; y finalmente la no menos importante, compatibilidad tribológica, que es la capacidad de no adherencia entre las superficies en contacto. Cuando los materiales involucrados son metales esta propiedad se relaciona con la solubilidad, pues mayor solubilidad entre ellos provoca una menor compatibilidad tribológica [1].

Con el propósito de cubrir los requerimientos que se exigen al material tribológico para cojinetes de deslizamiento, se suelen utilizar dos materiales para su manufactura. Una capa base que da resistencia y rigidez, y otra blanda en la que se apoya el eje con el que estará trabajando, que es la aleación funcional. Entre los materiales tribológicos blandos que se han utilizado para manufacturar cojinetes de deslizamiento se encuentran las aleaciones de plomo con estaño (Pb-Sn), o babbits, pese a que tienen como desventajas: mínima resistencia mecánica y poca resistencia a la fatiga. Para superar estas limitaciones se introdujeron las aleaciones Cu-Pb [3]. Las aleaciones Cu-Pb con un bajo contenido de Sn han sido usadas los últimos 100 años. El plomo (Pb) se encarga de proporcionar la compatibilidad tribológica necesaria con el acero (material con el que regularmente está hecho un cigüeñal o flecha) y una matriz de cobre con estaño (Cu-Sn) dará resistencia mecánica [7].

Pretendiendo mejorar la eficiencia de los equipos en donde se suelen utilizar cojinetes de deslizamiento de aleaciones Cu-Pb con bajo contenido de estaño (Sn) [7], y por la enorme necesidad de dejar de utilizar Pb, el cual daña al medio ambiente y provoca daños a la salud [7-9], se han buscado opciones que proporcionen mejores propiedades mecánicas y que sean amigables con el ambiente. En estudios previos [7, 10-13] basados en el trabajo de Rabinowicz [14] se ha determinado que la mejor opción es el magnesio

(Mg). El Mg ya ha sido probado en aplicaciones parecidas en aleaciones de cobre con magnesio (Cu-Mg). Esto ha llevado a estudiar la aleación de Cu-Mg-Sn, de las cuales se tiene poca información disponible [7].

El entendimiento y diseño de las propiedades mecánicas de un material se basa en comprender los procesos físicos de su microestructura [15]. Es por ello que este trabajo se enfoca en estudiar la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación Cu-Mg-Sn, que ha sido sometida a endurecimiento por trabajo en frío, para mejorar su resistencia mecánica.

2. MARCO TEÓRICO

2.1. FUSIÓN Y COLADA

2.1.1. FUSIÓN

Casi todos los metales son procesados inicialmente por medio de fusión [16]. La fusión consiste en elevar un material sólido a la temperatura necesaria para que cambie a la fase líquida. El material líquido del proceso se conoce como fundición. Este proceso se realiza en un horno que actúa como depósito de metal fundido. A este metal fundido pueden añadirse otros elementos necesarios para producir distintas aleaciones [17]. Las aleaciones son más fáciles de fabricar con esta técnica, debido a que en la fase líquida el material permite con mayor facilidad alojar solutos [16]. Esto tiene beneficios al momento de realizar la mezcla, aunque, la presencia de partículas sólidas (inclusiones) es de esperarse.

Una de las desventajas más relevantes del proceso de fundición es el de generar piezas con propiedades mecánicas pobres, es decir: con falta de homogeneidad en la composición, poco control en la exactitud dimensional, presencia de poros y rechupes, y acabados superficiales defectuosos.

El proceso de fundición (fusión y colada) en apariencia es sumamente sencillo. Sin embargo, el material resultante de la fundición debe cumplir con una composición deseada lo más homogénea posible, sin la presencia de impurezas y debe alcanzar ciertas propiedades mecánicas. Para que se logren tales características se deben tomar en cuenta varios factores, como: moldes bien diseñados, la práctica del vertido que incluye la fluidez del líquido en esta etapa y la velocidad de enfriamiento.

La fusión se realiza en un horno. El orden en que se agregan los elementos aleantes depende de las condiciones particulares para cada caso, pues no basta con agregar estos en un crisol desde un principio.

Otra cuestión que hay que considerar es que durante la fusión se pueden producir gases que se deben controlar, tanto para no tener poros en el producto final, así como por cuestiones de protección ambiental. La escoria también se hace presente en esta etapa. Esta escoria no siempre es perjudicial, por ejemplo, en algunos casos es útil para proteger de la oxidación la superficie de la fundición cuando se encuentra en la fase líquida.

2.1.2. COLADA

En la etapa de colada, también llamada vaciado o vertido, se vierte el material fundido haciendo que fluya por gravedad o con ayuda de alguna otra fuerza hacia todas las regiones de la cavidad del molde, donde posteriormente se presentará otro cambio de fase, la solidificación.

La mayoría de los metales disminuyen su volumen de 2 a 8 % cuando pasan de la fase líquida a la fase sólida, es decir, se contraen cuando solidifican [16]. Debido a esto, el molde debe ser sobredimensionado y diseñado con mazarotas cuando se trata de obtener una pieza terminada. Si se presentan rechupes causados por la contracción cuando se obtiene un lingote que continuará siendo procesado, estos se pueden eliminar con algún maquinado.

Los factores que afectan la operación de vertido incluyen la temperatura a la que se vacía el líquido, la fluidez, la velocidad de vaciado y la turbulencia [11, 18].

Referente a la temperatura, la parte importante es la diferencia de temperaturas que se presenta entre el vaciado y el comienzo de la solidificación. Esta diferencia se conoce como sobrecalentamiento. Se debe de mantener la temperatura de vaciado por arriba de su punto de fusión, a fin de que se pueda dar un llenado del molde adecuado sin que sea en exceso, pues este excesivo sobrecalentamiento incrementará la solubilidad gaseosa y retrasará la solidificación.

La velocidad de vaciado deberá de lograr el adecuado llenado de la pieza garantizando que el flujo durante éste sea laminar. En el caso de incrementar innecesariamente la velocidad de colada se favorece la presencia de turbulencia y por tanto de oxidación y poros debidos a gases atrapados. Si la velocidad es poca, la fundición puede empezar a solidificar sin haber llenado por completo el molde.

2.1.3. DEFECTOS DE FUNDICIÓN

Un lingote puede sufrir de defectos de fundición, como es el caso de cavidades por contracción que pueden ser eliminadas con un careado. También pueden presentarse poros que se formaron por la presencia de los gases, pero pueden llegar a desaparecer

por consecuencia de los esfuerzos de compresión de la deformación plástica, como sucede en el proceso de laminado [16, 17].

2.2. SOLIDIFICACIÓN

El proceso de solidificación es uno de los recursos que más se utilizan en la manufactura de materiales. Se trata del paso posterior al de la fusión y la colada, e implica una transformación de la fase líquida a la fase sólida.

De manera general, para que la solidificación se presente se requiere que la fase líquida cristalice, por lo que las fuerzas de cohesión en el material deben alcanzar el valor adecuado. Esto se logra a través de disminuir la energía cinética media de los átomos que han de formar los cristales, es decir, disminuir la temperatura hasta alcanzar la de solidificación. Cuando se alcanza ésta, los átomos se alinearán y formarán la red cristalina que corresponda a la del material solidificado [19].

La nucleación y el crecimiento son las dos etapas que comprenden la solidificación. Para comenzar con la nucleación, debe existir una energía de Gibbs negativa para que una fase comience a formarse a partir de la ya existente. Los primeros átomos se irán aglomerando para formar los primeros cristales o núcleos de la fase nueva [20].

La energía del líquido es mayor que la energía de la estructura cristalina del sólido. Esta diferencia de energías entre ambas fases cuando el material se enfría y se solidifica, que siempre será negativa, es la fuerza impulsora que se requiere para que se dé el cambio de fase.

En la etapa inicial de formación de esos pequeños embriones (núcleos inestables), debido a que éste es un proceso de razón de cambio, debe superarse cierta cantidad de energía llamada energía de activación [16].

La formación de núcleos es una cuestión probabilística, y estará por presentarse una nucleación homogénea cuando la probabilidad de formar esos núcleos sea la misma en todas partes del líquido, si bien esta situación casi no sucede. Suele pasar que hay lugares preferenciales para la nucleación, y en este caso se tratará de una nucleación heterogénea [16, 17, 20].

En la nucleación homogénea la energía de activación que se debe superar en el embrión o cristal (con forma de esfera) corresponde a la requerida para superar un radio crítico. Antes de llegar a este radio el embrión es inestable y tenderá a deshacerse, pues de esta manera disminuirá su energía. En el caso de que supere el radio crítico, también tenderá a disminuir su energía, pero esta vez creciendo [16, 17, 20].

Al realizar el vaciado tanto las paredes del molde como las partículas de impurezas propician la nucleación, pues ofrecen superficies para que comiencen a formarse los embriones. Para que estos empiecen a crecer de forma estable también deben superar un radio crítico, sin embargo, la energía de Gibbs necesaria es menor que en el caso homogéneo [16, 17, 20].

Para que se presente nucleación homogénea se requiere de subenfriar el líquido. Éste se encargará de hacer lo necesario para que se presente la nucleación y el crecimiento. Cuando se tiene bien inoculado el líquido no es necesario el subenfriamiento [16, 17, 20].

El crecimiento de los núcleos se da de dos formas, dendrítico o planar. El primer caso se presenta cuando hay subenfriamiento, haciendo que la temperatura menor en el líquido con respecto al sólido que se está formando haga que el crecimiento sea en forma de árbol (dendrítico), con ramificaciones secundarias (dendritas secundarias) y el calor de la dendrita se transfiera al líquido subenfriado. Cuando no hay subenfriamiento el crecimiento planar se deberá a que la temperatura de la interfaz sólido-líquido es igual. En este caso, el calor se transfiere por conducción, en dirección contraria al crecimiento [16, 17, 20].

Al realizar el vaciado en el molde o lingotera el líquido entra en primer contacto con las paredes del molde, y debido a la baja temperatura de éstas se presenta un subenfriamiento que favorece la formación de granos. Sólo los granos que presentan un crecimiento en una dirección preferencial crecerán de forma columnar en dirección perpendicular a las paredes del molde. Debido a las corrientes convectivas que rompen las dendritas y también a las impurezas, en el centro del molde se presenta un crecimiento de granos equiaxiales [16, 17, 20].

2.2.1 SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES

La solidificación de metales puros es poco común. Incluso se puede considerar solidificación de una aleación cuando se llega a presentar el caso con metales puros de tipo comercial, a causa de las impurezas que presentan [21, 22].

Debido a un conjunto de situaciones que están presentes en la práctica, es decir: gradientes de temperatura y de composición, velocidades de enfriamiento y de crecimiento, el marco en el que se estará presentando la solidificación de aleaciones será más complejo [21]. A diferencia de la solidificación de metales puros, las composiciones del líquido y del sólido que se está formando son diferentes, pues el soluto va siendo rechazado mientras se forma la fase sólida lo que resulta en gradientes de composición y fases no homogéneas [21, 22].

Para facilidad de su estudio, se puede simplificar el proceso de solidificación de una aleación modelando una barra que va solidificando unidireccionalmente sobre su eje longitudinal. El gradiente de temperatura también se encuentra a lo largo de ese mismo eje, y la barra será enfriada únicamente por uno de sus extremos [21, 22].

La solidificación en equilibrio es el primer caso que se puede presentar. Aquí el proceso es lo suficientemente lento como para permitir la difusión en toda la aleación en el estado sólido. En este caso, la aleación sigue las líneas de sólidos y de líquidos del diagrama de fases para las composiciones de la fase líquida y la fase sólida respectivamente. Las composiciones de soluto en el líquido y en el sólido serán

diferentes, más soluto en el líquido y menos en el sólido, pero homogéneos en toda la fracción líquida y en toda la fracción sólida. Al final, la última porción de líquido restante tendrá la composición que indique la línea de líquidus, pero una vez solidificado este resto, la barra por completo tendrá la composición original en toda su longitud [21].

El siguiente caso se da cuando el sólido no presenta difusión y el líquido tiene una mezcla perfecta. La primera porción formada de sólido será más pura que el líquido restante, ya que el soluto está siendo rechazado hacia éste. Seguirá bajando la temperatura y la siguiente capa de sólido que se forme tendrá una mayor concentración de soluto, pues el líquido del que se está formando ahora tiene mezclado el soluto que recibió del rechazo. Las capas de sólido previamente solidificadas conservarán su composición original (la que tenían cuando se formaron) pues no hay presencia de difusión. La composición de la interfase sólido / líquido no seguirá las líneas de líquidus y de sólidos del diagrama de fases, sino la de líquidus del diagrama de fases y una de sólidos curvada que siempre tendrá una menor cantidad de soluto comparada con la de sólidos del diagrama de fases en equilibrio. La composición del último líquido tenderá a tener la composición eutéctica llegando al final de la solidificación, haciendo que se presente un eutéctico residual en la microestructura [21].

El tercer caso se presenta cuando no hay difusión en el sólido y en el líquido se presenta difusión, pero no mezclado. Tiene tres etapas. En la etapa de transición inicial, el sólido que se va formando desde la composición original va aumentando rápidamente la concentración de soluto, pues aunque va rechazándolo, el sólido se va formando de la capa adyacente de líquido que cada vez tiene una mayor concentración de soluto en las inmediaciones con el sólido, debido a la acumulación de éste al no haber mezclado y difusión en el líquido. Se llegará a un estado estable, y el incremento del soluto se estancará, al igualarse el soluto difundido en el perfil de concentración del líquido con el soluto rechazado por el sólido formándose. El perfil de difusión en el líquido tiene una disminución de forma exponencial y tendrá un espesor de D / v (D : coeficiente de difusión y v : rapidez de solidificación). Llegando al final de la barra, cuando la interfase sólido / líquido se encuentre dentro del espesor D / v , se dará una acumulación de soluto tal que lleva a la concentración eutéctica [21].

En la práctica, la presencia de corrientes convectivas y el efecto de la gravedad deben ser considerados y pueden provocar el mezclado en el líquido. Además, la difusión no siempre es despreciable, incluso se puede presentar en la interfase sólido / líquido en ambos sentidos. También hay que tomar en cuenta que la solidificación unidireccional no suele trabajarse, pero todos los casos estudiados pueden ser encontrados al mismo tiempo a nivel microscópico [21, 22].

Se requiere de un subenfriamiento cuando se presenta la solidificación dendrítica o celular. Aunque también se puede encontrar el mismo subenfriamiento térmico conocido de los materiales puros, para el caso de las aleaciones existe otra opción. En el frente de solidificación no se da la condición adecuada para que se forme una protuberancia que tenga la oportunidad de crecer, a consecuencia de que el flujo de calor va del centro del líquido a las paredes del molde. Esta condición consistiría de un gradiente en el que fuera

disminuyendo la temperatura del frente de solidificación hacia el centro del líquido. En cambio, lo que sí se presenta es un cambio en la composición del líquido conforme uno se va alejando del frente de solidificación. Al ir disminuyendo la concentración de soluto hay una correspondencia con la variación en la temperatura de solidificación en equilibrio, es decir, la temperatura de líquidus irá en aumento. Si este incremento en la temperatura de líquidus es mayor que el incremento en la temperatura del líquido, se creará un subenfriamiento debido a la concentración, conocido como subenfriamiento constitucional. Si el subenfriamiento constitucional es lo suficientemente grande se presentará crecimiento dendrítico, pero si la capa subenfriada es muy delgada sólo se presentará crecimiento celular [21, 22].

Para que se presente un crecimiento planar estable debe cumplirse:

$$\frac{dT_L}{dX} > \frac{T_1 - T_3}{\frac{D}{v}}$$

Donde dT_L / dX es el gradiente de la temperatura del líquido; $(T_1 - T_3) / (D / v)$ es el gradiente crítico para que se presente o no subenfriamiento líquido; T_L , temperatura del líquido; X , distancia que va de la interfase sólido / líquido adentrándose al líquido; T_1 , temperatura del primer sólido que se forma al tocar la línea de sólidus; T_3 , temperatura de la última fracción de líquido que solidifica al tocar la línea de sólidus; D , coeficiente de difusión; y v , velocidad de solidificación. $T_1 - T_3$ es conocido como rango de enfriamiento en equilibrio y mientras mayor sea éste, más fácilmente se presentará un crecimiento columnar o dendrítico [21].

Una vez que el gradiente de temperatura del líquido es inferior al gradiente crítico, el crecimiento planar se transforma en crecimiento columnar. Las protuberancias que se forman van rechazando el soluto lateralmente, el cual se va depositando en la raíz de éstas. El aumento en la concentración de soluto en esa parte hace que disminuya la temperatura de solidificación creando así huecos, que a su vez originarán nuevas protuberancias que irán también creciendo en la dirección de flujo de calor en forma de columnas. El soluto rechazado se irá concentrando en las paredes de las columnas. El nivel de concentración de soluto en el líquido que se encuentre entre las columnas puede llegar a alcanzar la concentración eutéctica y presentar una segunda fase, mientras que la punta de las columnas va creciendo en un líquido con mayor temperatura y menos concentración de soluto. Este rechazo de soluto provoca segregación, menor concentración de soluto mientras nos acercamos más a la parte central de las columnas y aumento en la concentración si nos dirigimos a sus paredes exteriores [21].

Si se presenta un gradiente de temperatura lo suficientemente bajo, la morfología del crecimiento columnar cambiará y comenzarán a formarse brazos secundarios. Si la temperatura es lo suficientemente baja también se formarán brazos terciarios. La dirección de crecimiento de los brazos primarios (dendritas) seguirá ahora las direcciones preferenciales y no la del gradiente de temperatura [21].

La explicación por la cual se da el cambio de crecimiento columnar a dendrítico no está bien definida. Porter [21] indica que posiblemente se debe a subenfriamientos constitucionales en el líquido que se encuentra entre las columnas. Reed-Hill [22], por su parte, dice que la condición para que se dé un subenfriamiento que lleve de crecimiento columnar a crecimiento dendrítico se encuentra en el espesor de la capa de líquido subenfriado constitucionalmente, delgado para crecimiento columnar y grueso para crecimiento dendrítico.

2.2.2. SOLIDIFICACIÓN EUTÉCTICA

La solidificación eutéctica se presenta en forma de láminas alternadas (fase α , fase β , fase α ,...) o de cilindros de una fase rodeados por una segunda fase matriz, aunque también se pueden presentar otro tipo de estructuras no convencionales [21].

A través de un frente plano de solidificación de láminas alternadas, de fase α rica en átomos A y de fase β rica en átomos B, se da el crecimiento eutéctico. Cuando va solidificando una placa de fase α , el exceso de átomos B se desplaza por difusión a la placa de fase β para formar parte de ella, de la misma forma sucede con los átomos A en exceso al formarse la placa de fase β , pero estos átomos A ahora se mueven a la placa α (figura 2.1) [21].

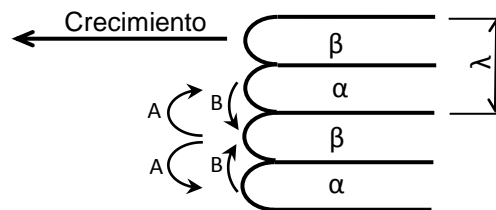


Figura 2.1. Movimiento de átomos dentro del líquido al frente del crecimiento eutéctico. Adaptada de [21].

Durante el crecimiento de las láminas eutécticas se considera la distancia que recorren los átomos al momento de la difusión, por lo que la distancia interlaminar, λ (espesor de dos placas contiguas de diferente fase), toma relevancia. Al haber una menor distancia interlaminar se espera un crecimiento más rápido del frente plano, aunque, si la distancia interlaminar es muy pequeña se puede alcanzar una energía de Gibbs positiva, provocando que ya no se presente la solidificación [21]. Sin embargo, para que se dé el proceso de solidificación es necesario que la energía de Gibbs sea negativa y de esta manera el proceso sea espontáneo [21, 23].

Cuando λ alcanza el valor mínimo para que la energía de Gibbs no sea negativa, es decir, una energía de Gibbs igual a cero, las tres fases (α , β y líquido) se encontrarán en equilibrio. Esto lleva a que las composiciones se encuentren en equilibrio, lo que significa que todo el líquido tendrá composición eutéctica. Sin embargo, se requiere una diferencia de composición infinita entre las láminas α y β para que se presente un flujo de átomos de velocidad finita entre los frentes de las láminas α y β . Es por eso, que si se tiene un valor

de λ mayor al mínimo habrá difusión al presentarse una diferencia de composición entre los líquidos y de esta manera la solidificación estará controlada por la difusión [21].

El subenfriamiento, que al aumentar disminuye el espacio interlaminar, se relaciona directamente con un mayor gradiente de composición. Por lo tanto, la velocidad de crecimiento eutéctico estará en función de: el espacio interlaminar, el subenfriamiento (que contribuye para superar la curvatura interfásica, generar suficiente diferencia de composición y una fuerza impulsora para mover los átomos en la interfase líquido-sólido), el gradiente de composición, el coeficiente de difusión, y de manera inversa con el espacio interlaminar [21].

El frente de solidificación plano eutéctico llega a ser inestable bajo ciertas condiciones. El eutéctico binario puede degenerar en una formación celular si no se tiene un gradiente de temperatura, o formar estructuras irregulares si hay presencia de impurezas o de un tercer elemento aleante [21].

2.2.3. SOLIDIFICACIÓN FUERA DE LA COMPOSICIÓN EUTÉCTICA

Con una composición del líquido fuera de la eutéctica, la solidificación de este tipo comienza a la temperatura que cruza la línea de sólidos. Se forman dendritas primarias que al ir engrosando van rechazando el soluto. El líquido restante solidificará como un frente de composición eutéctica al alcanzar la composición y temperatura eutécticas. Las dendritas presentarán segregación si no hay difusión, es decir, diferente composición en cada capa que las forma, que se conoce como segregación dendrítica o «coring» [21].

El eutéctico no va a formarse como la mezcla de dos fases si la fracción volumétrica de una de las dos es muy pequeña, y a cambio, la fase de menor cantidad aparecerá como islas rodeadas por la fase de mayor cantidad que forma parte del espesor de las dendritas. Este tipo de solidificación eutéctica es conocida como eutéctico divorciado [21].

2.2.4. SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES Cu-Mg-Sn

El cobre (Cu) puro es difícil de procesar por fundición, aunque la adición de pocas cantidades de elementos como el Sn pueden mejorar sus características durante este proceso [24], mientras que las aleaciones Cu-Mg siguen siendo relativamente complicadas de sintetizar de esta forma [11].

El Cu y sus aleaciones obtenidos por fundición tienen como característica general una estructura de tipo dendrítica, resultado de la redistribución de soluto, «coring», durante la solidificación. Desarrollan baja concentración de soluto en el plano normal a su dirección preferencial de crecimiento. El espacio entre los brazos secundarios disminuye al aumentar la velocidad de enfriamiento o disminuir el tiempo de solidificación, lo cual es deseable para incrementar sus propiedades mecánicas. Otros aspectos que afectan su estructura dendrítica son la composición y la agitación durante la solidificación [11, 25].

Los elementos aleantes que se agregan al Cu suelen ser para mejorar sus propiedades, como es el caso de: sus propiedades mecánicas, o sus sobresalientes conductividades térmica y eléctrica [25].

Según el rango de solidificación, las aleaciones de Cu se clasifican en tres grupos. El grupo I tiene un rango de 50 °C, el II de 50 a 110 °C y el III a más de 110 °C e incluso a más de 170 °C. Debido al amplio rango de solidificación del grupo III, éste suele presentar mayor segregación [24, 25].

Para el grupo III se busca que la temperatura de vaciado sea tal que no se presenten problemas en el material solidificado. En promedio contienen de 1 a 2 % de poros, y sólo en fundiciones muy pequeñas se puede alcanzar presencia de poros menores al 1 % [25]. Tienden a formar zonas pastosas durante la solidificación, lo que lleva a que se presenten microrrechupes interdendríticos [11]. En este grupo las aleaciones más comunes y utilizadas se encuentran los latones rojos con Pb y los bronces con Sn [24]. La aleación que en esta tesis se está estudiando también pertenece a este grupo.

En el diagrama de fases binario Cu-Mg (figura 2.2) se encuentran cinco fases: líquido (L), solución sólida de cobre ((Cu)) con estructura cúbica centrada en las caras (FCC, por sus siglas en inglés) y algo de solubilidad para Mg, solución sólida de Mg ((Mg)) con estructura hexagonal compacta (HCP, por sus siglas en inglés) y poca solubilidad para Cu, y dos fases intermetálicas, CuMg_2 y Cu_2Mg . Se dan tres reacciones eutécticas, una de ellas a 725 °C en el lado del Cu, $\text{L} \rightarrow (\text{Cu}) + \text{Cu}_2\text{Mg}$. Por su parte, el diagrama Cu-Sn tiene once fases. La solubilidad de Cu es sumamente dependiente de la temperatura y a temperatura ambiente la solubilidad de Sn en Cu es muy baja [11].

Se marca en el diagrama de fases binario Cu-Mg (figura 2.2) la línea que seguiría la trayectoria de enfriamiento de una aleación de composición de cobre con 2 % de magnesio (Cu-2%Mg), porcentaje en peso, desde 1250 °C, para tomarla como guía y tratar de predecir las posibles fases que se pueden encontrar en la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a temperatura ambiente. A tal temperatura estarían presentes las fases (Cu) y Cu_2Mg .

El diagrama Cu-Mg-Sn (figura 2.3) ha sido poco estudiado. Sólo se cuenta con una sección isoterma del diagrama de fases a 400 °C. Ahí se reportan las fases: (Cu), Cu_2Mg (γ), CuMg_2 , Cu_4MgSn (τ_1), CuMgSn (τ_2), y L [26]. En [7] se ha reportado que las fases Cu_4MgSn y Cu_2Mg son muy similares y sus patrones de difracción casi se traslapan.

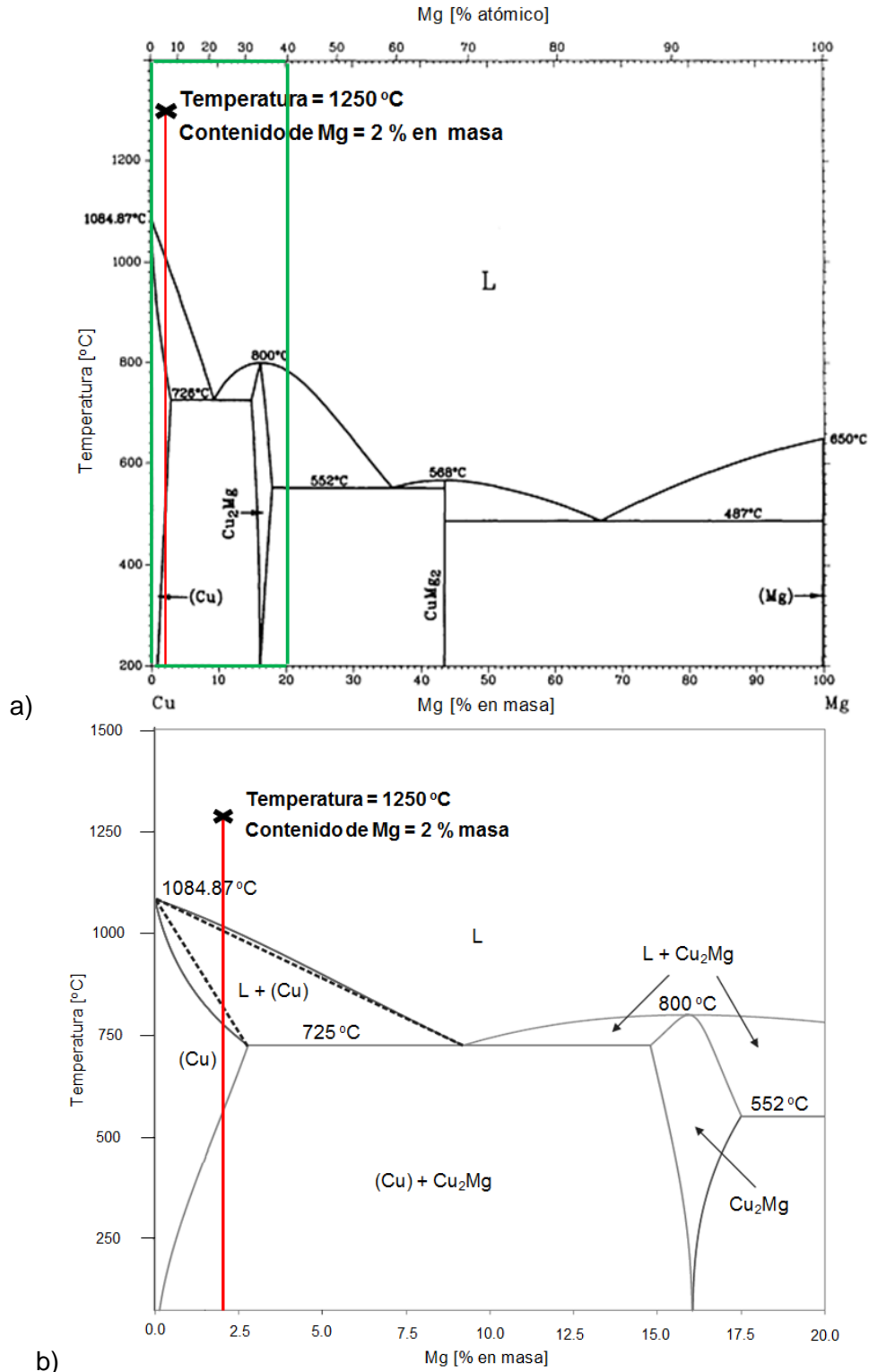


Figura 2.2. a) Diagrama de fases Cu-Mg (adaptada de [27]) y b) sección del diagrama de fases Cu-Mg (adaptada de [11]). Se muestra la temperatura y composición inicial de la carga de una aleación Cu-2%Mg en fase líquida y la trayectoria del enfriamiento que va de 1250 °C hasta la temperatura ambiente, en donde se presentan las fases (Cu) y Cu₂Mg.

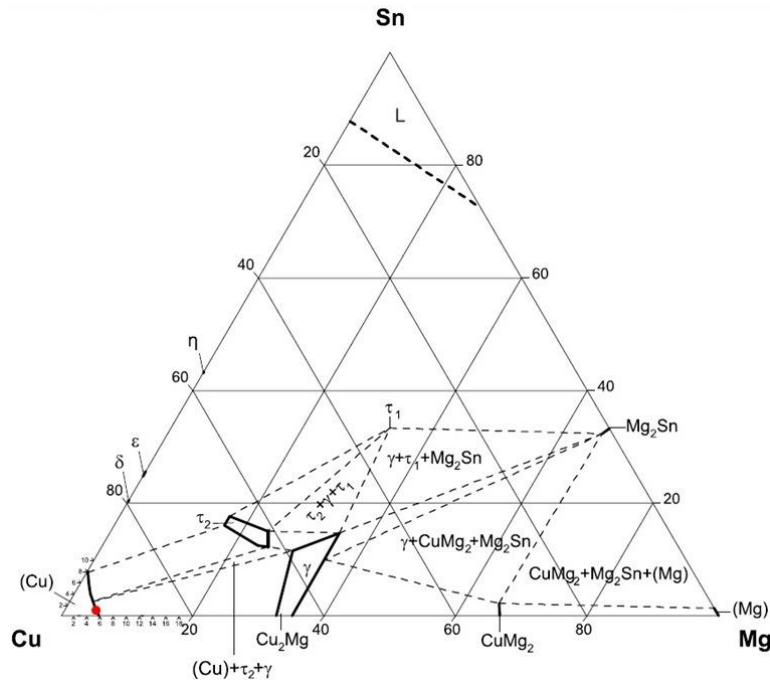


Figura 2.3. Sección isoterma a 400 °C del diagrama ternario Cu-Mg-Sn en porcentaje atómico. En el punto rojo se ubica la composición de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn. Adaptada de [26].

2.3. DEFORMACIÓN PLÁSTICA

La deformación plástica se presenta cuando un metal o aleación se somete a esfuerzos que lo cambian de forma y dimensiones permanentemente. Para que esto pueda suceder debe ocurrir deslizamiento de los átomos en la red cristalina de su estructura.

Una primera explicación del mecanismo para entender la deformación plástica es a través de un gran grupo de átomos que se desplazan sobre otros de manera simultánea al aplicárseles un esfuerzo de corte (figura 2.4) [17]. Sin embargo, este mecanismo requiere una enorme cantidad de energía para mover tantos átomos al mismo tiempo.

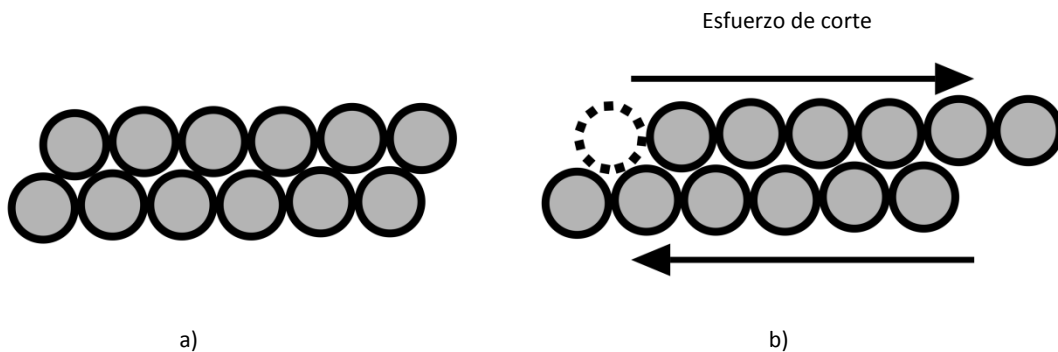


Figura 2.4. Deformación plástica a través de deslizamiento de planos causado por un esfuerzo de corte. En a) se muestran dos planos formados por átomos y en b) el plano superior es desplazado una distancia atómica debido a un esfuerzo de corte. Adaptada de [17].

La ley de Schmid describe el cortante crítico para un monocristal. Entonces, para una carga de tracción normal (figura 2.5) el esfuerzo cortante necesario para que se dé deslizamiento sobre el plano de deslizamiento activo debe de superar el esfuerzo cortante crítico resuelto (ECCR).

$$ECCR = \frac{P \cos \lambda}{\frac{A_n}{\cos \phi}} = \frac{P}{A_n} \cos \lambda \cos \phi = \sigma \cos \lambda \cos \phi$$

Por lo tanto

$$\sigma = \frac{ECCR}{\cos \lambda \cos \phi}$$

Donde: P es la carga de tensión aplicada; A_n , área de la sección transversal; λ , ángulo entre el eje de tensión y la dirección de deslizamiento; ϕ , ángulo entre el eje de tensión y la normal al plano de deslizamiento; y σ , el esfuerzo normal aplicado.

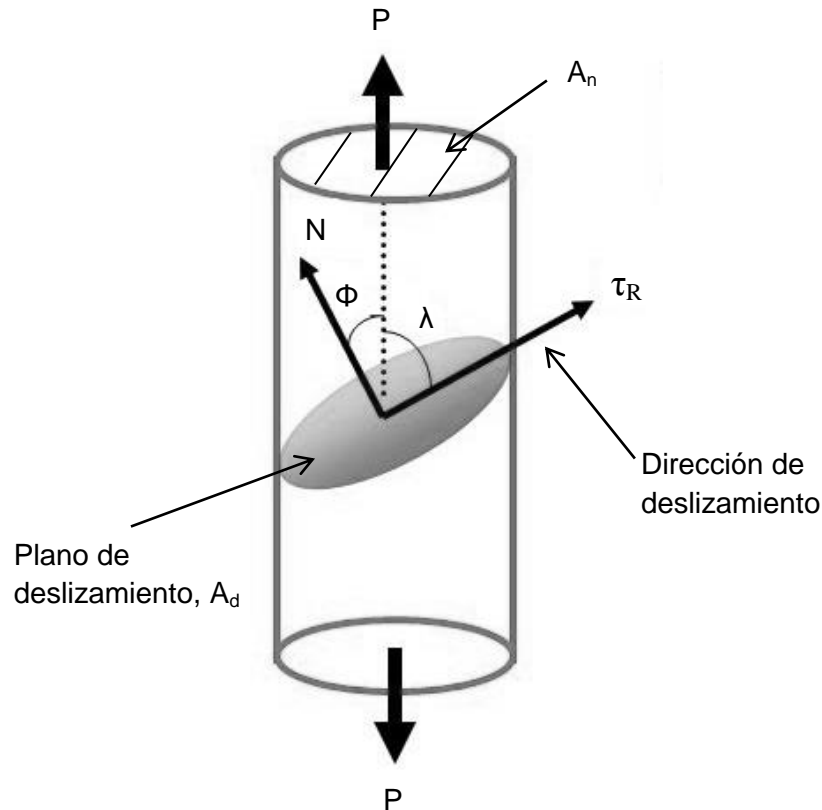


Figura 2.5. ECCR aplicado a un monocristal. Adaptada de [28].

Una explicación adecuada para la poca resistencia a la fluencia medida experimentalmente en los materiales, si se le compara con la calculada de manera teórica, fue la que propusieron Taylor, Orowan y otros más en los años 30 del siglo pasado. Predijeron que esto se debía a la existencia de imperfecciones de línea en la disposición de los átomos en la red cristalina [16]. Estos defectos de línea en las redes

crystalinas son las dislocaciones. Años más tarde, con el desarrollo del microscopio electrónico de transmisión, se comprobó su existencia.

Hay dos tipos de dislocaciones teóricas simples: de borde y de tornillo (figura 2.6). Se crean en la red cristalina durante los procesos de solidificación y de deformación del material [17]. El movimiento de las dislocaciones ayuda a deformar los materiales cristalinos, haciendo uso de una cantidad menor de energía comparada con el mecanismo que consiste en el movimiento simultáneo de un gran grupo de átomos al mismo tiempo. Por lo tanto, la deformación plástica es aquella que se presenta gracias al movimiento de las dislocaciones.

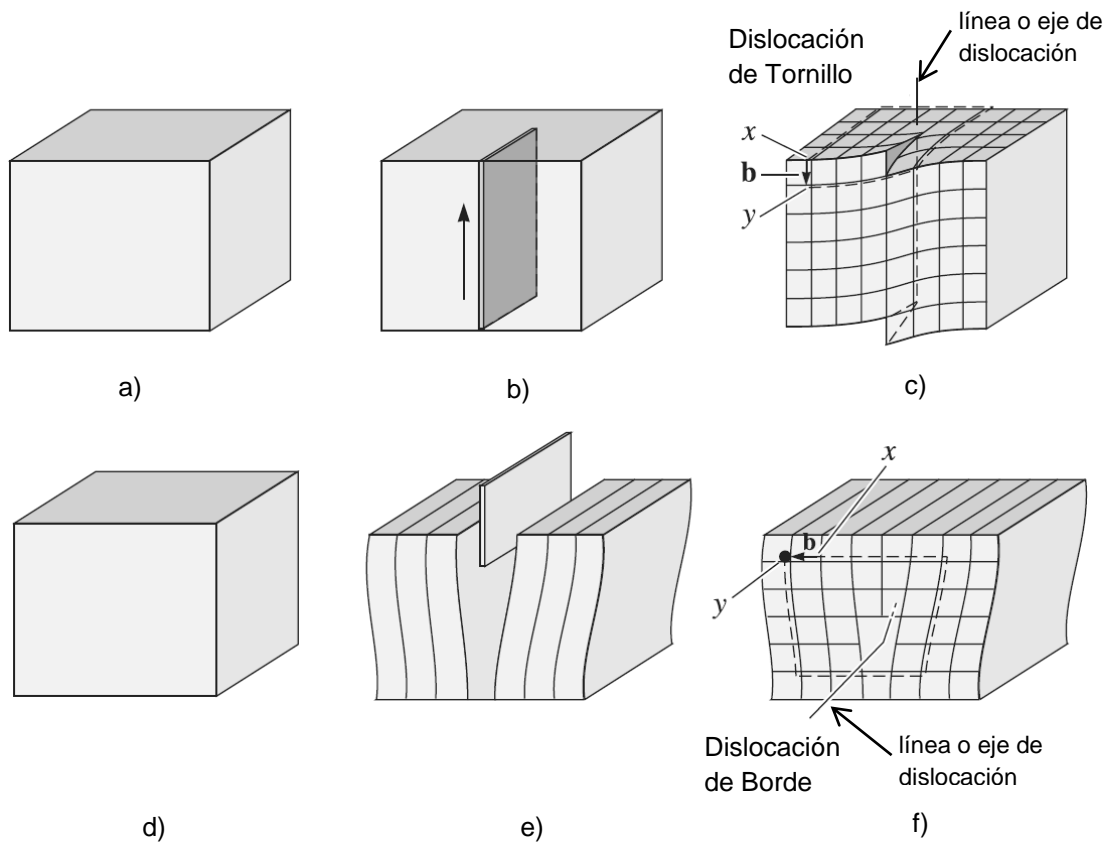


Figura 2.6. Los pasos a), b) y c) muestran cómo se forma una dislocación de tornillo de forma esquemática, y d), e) y f) ilustran cómo se forma una dislocación de borde. Adaptada de [20].

Esquemáticamente una dislocación de tornillo se forma al hacer un corte como el que se muestra en la figura 2.6b en una red cristalina sin defectos (figura 2.6a) y aplicando un esfuerzo de corte hacia arriba y hacia abajo (figura 2.6c) para desplazar las dos secciones que se forman en total la distancia de un átomo. Esta distancia atómica genera una distorsión en la red en forma de rampa helicoidal o de tornillo. Si se inicia una trayectoria de una vuelta completa en un plano de la red cristalina sobre la periferia del eje alrededor del cual se generó la distorsión del cristal (conocida como línea o eje de dislocación) se llega a un punto que se encuentra a una distancia atómica de donde se comenzó. El vector que va del inicio al final de esta trayectoria se conoce como vector de

Burgers, \mathbf{b} , y es paralelo al eje de dislocación. Este tipo de dislocación se mueve en la dirección del vector de Burger [17, 20, 29].

Si ahora se realiza un corte parcial a la red cristalina sin defectos (figura 2.6d) y se introduce medio plano de átomos en medio de este corte (figura 2.6e) en el borde inferior del plano que se agregó se habrá formado la dislocación de borde (figura 2.6f). Si se realiza una trayectoria de una vuelta completa alrededor de la línea de dislocación de nuevo se quedará a una distancia atómica de donde se inició. El vector de Burgers, \mathbf{b} , que cierra la trayectoria, es perpendicular a la línea de dislocación. Las dislocaciones de borde se mueven perpendiculares al vector de Burgers. [17, 20, 29].

Las dislocaciones se desplazan a través de planos y direcciones de deslizamiento que favorecen su movimiento, que suelen ser planos y direcciones de empaquetamiento compacto. Un metal será más dúctil mientras más sistemas de deslizamiento presente. Las dislocaciones al desplazarse lo hacen pasando por estados de equilibrio idénticos para los átomos [20].

En la figura 2.7, un esfuerzo cortante en la dirección del vector de Burgers es capaz de romper los enlaces atómico que involucran a la dislocación entre los planos, uno por uno a la vez, para ir desplazando la dislocación de borde hasta un extremo y crean un escalón. En este momento se habrá deformado plásticamente el cristal.

El ECCR es el esfuerzo necesario para desplazar las dislocaciones en un monocristal y es el equivalente al esfuerzo de fluencia, que también se conoce como esfuerzo de cedencia o límite elástico (σ_f) en los materiales policristalinos [16].

Un segundo mecanismo de deformación plástica en importancia para los metales es el de maclado. Ocurre debido a esfuerzos cortantes o en tratamientos térmicos y afecta a toda una sección del cristal que se reorienta guardando una simetría tipo espejo perfecta con relación a la zona no maclada, conservándose de cierta forma la estructura original con la que se tenía antes de la reorientación, y distorsionando la red que la rodea. Los bordes o límites de macla obstaculizan los sistemas de deslizamiento del metal, lo que provoca que se incremente su resistencia [20, 22, 30].

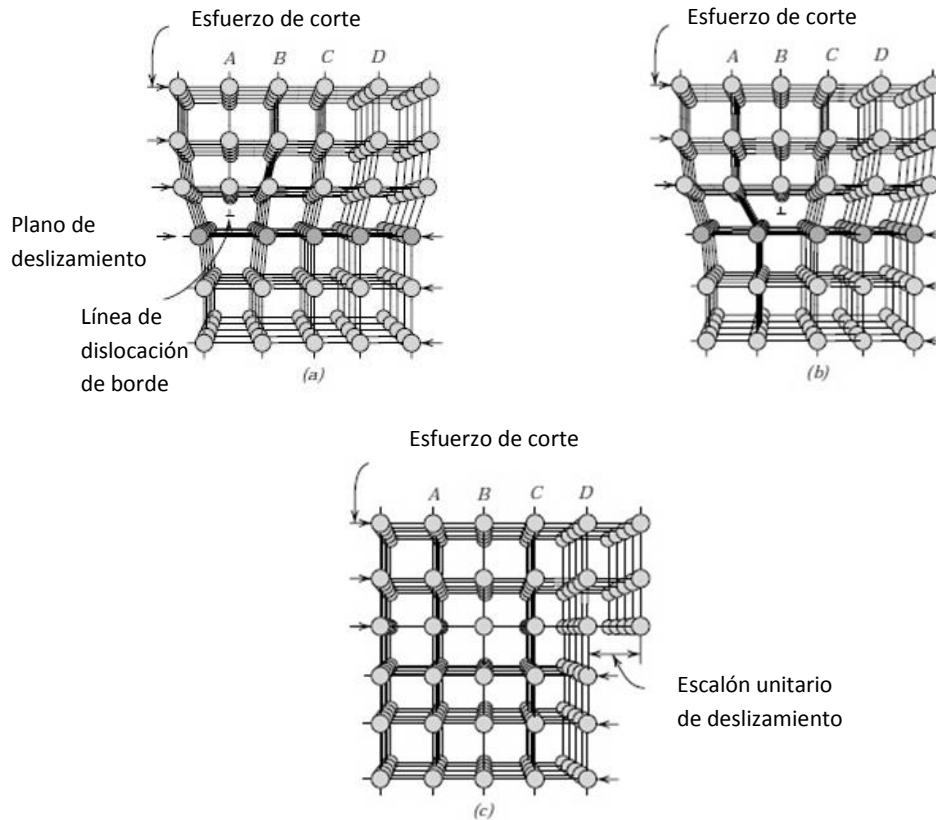


Figura 2.7. Movimiento de una dislocación de borde a través de la red cristalina. a) Se aplica un esfuerzo a una red cristalina que presenta una dislocación, b) la dislocación se mueve a través de ésta gracias al esfuerzo aplicado, y c) se ha deformado plásticamente la red cristalina. Adaptada de [29].

2.3.1. PROCESO DE LAMINADO

En el laminado se deforma plásticamente una pieza de trabajo de metal que comúnmente suele tener una geometría con un espesor considerablemente inferior a su ancho y a su largo. La deformación se realiza con el propósito de reducir el espesor de la pieza de trabajo, pasándola entre dos rodillos que giran en sentido contrario, los cuales presentan una separación menor que el espesor inicial del material. La pieza de trabajo se somete a esfuerzos de compresión para ser deformada, y a esfuerzos de corte debidos a la fricción [30].

Aunque no es relevante para los objetivos de este trabajo, la descripción del proceso de laminado por medio de dos rodillos puede cambiar y se pueden presentar diferentes configuraciones de molinos de laminado con más rodillos de los que aquí se contemplan. Incluso, es posible generar perfiles con el uso de rodillos acanalados.

Este proceso de conformado se puede realizar en caliente o en frío. Se requiere proporcionar una gran cantidad de energía para deformar el material cuando se realiza en frío, pero hay beneficios, como el excelente acabado superficial, así como la mayor

precisión dimensional y el incremento en la resistencia mecánica del material [30]. La referencia que se toma para determinar si se está trabajando en frío o en caliente es el de la temperatura de fusión (T_f). Si la temperatura (en K) a la que se realiza el laminado es menor, según el criterio, a $0.3T_f$ o $0.5T_f$, se considera trabajo en frío y por arriba de $0.3T_f$ o $0.5T_f$ se toma como trabajo en caliente [16].

La microestructura del material sufre cambios cuando se le realiza el laminado en frío, lo que provoca que cambien las propiedades mecánicas del material. Los granos se ven alargados y orientados en la dirección de laminado, ciertas direcciones y planos cristalinos son obligados a acomodarse para facilitar la deformación plástica. Esta orientación de los granos provoca comportamiento anisotrópico en el material [16, 20].

Considerando un espesor inicial, h_o , de una pieza de trabajo, se inicia el proceso de laminado cuando ésta entra en contacto con los rodillos en el plano de entrada X-X (figura 2.8) a una velocidad de entrada v_o . La pieza de trabajo es jalada por el efecto de la fricción y pasa por la separación entre los rodillos para ser deformada plásticamente por compresión. Concluye el proceso en el plano de salida Y-Y, yendo a una velocidad de salida v_f . Se considera que al deformarse plásticamente la pieza de trabajo ve reducido su espesor, también se alarga, pero su anchura se mantiene constante [30].

Si se considera una sección de la pieza de trabajo en su recorrido desde la entrada hasta la salida como un volumen de control, tenemos que:

$$b h_o v_o = b h v = b h_f v_f$$

El ancho de la pieza de trabajo es b , y tanto h como v son el espesor y la velocidad, respectivamente, en cualquier momento entre el inicio (subíndice o) y el final (subíndice f) del proceso. Analizando el volumen de control, considerando la conservación de masa, la velocidad inicial debe ser menor que la velocidad final y la velocidad de la superficie de la pieza de trabajo es igual a la de los rodillos únicamente en un punto del recorrido. Este punto, marcado con la letra N (figura 2.8) es conocido como punto neutro o de no deslizamiento [30].

Una carga radial, P_R , está siendo aplicada por el rodillo en un punto cualquiera, A . La fricción, F , está actuando durante el proceso, pero cambia de dirección a partir del punto de no deslizamiento, N . En el punto A y en cualquier otro que se encuentre entre la entrada y hasta el punto neutro, F estará jalando la pieza de trabajo, con una dirección que se muestra en la figura 2.8, pues la velocidad de la superficie de la pieza de trabajo es menor que la del rodillo. La velocidad de la superficie de la pieza de trabajo ahora es mayor que la del rodillo al pasar el punto neutro y se va incrementando hasta v_f . Es por eso que a partir del punto de no deslizamiento la dirección de F cambia, oponiéndose a dejar ir a la pieza de trabajo [30].

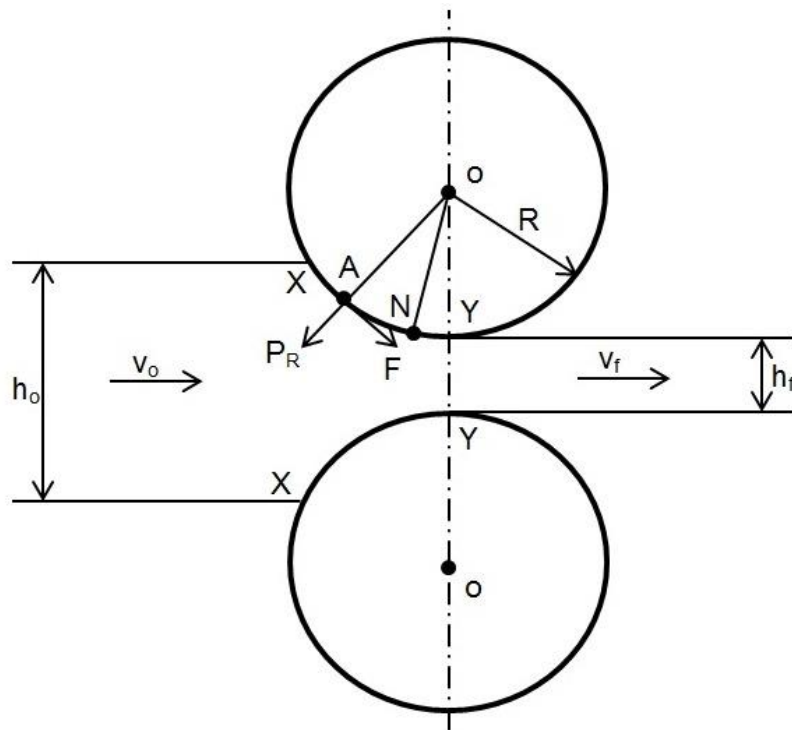


Figura 2.8. Diagrama del proceso de laminado. Adaptada de [30].

Una considerable cantidad de la energía que se gasta para disminuir el espesor del material se pierde en forma de calor debido a la fricción y sólo una pequeña parte se conserva en el material.

En el esquema de pasos de deformación es deseable que las reducciones se distribuyan uniformemente en varios pasos para no caer en exceso de reducciones muy grandes en cada paso de deformación. En el último paso se acostumbra dejar un menor porcentaje de reducción para tener buen control dimensional y el acabado superficial deseado [30].

Existe una variedad de defectos tecnológicos que se pueden presentar durante el proceso de laminado. Cuando los rodillos de la laminadora no están completamente paralelos, el hueco que hay entre los rodillos tampoco lo estará, y por lo tanto en los bordes de la pieza de trabajo ocurrirá que uno de los bordes tendrá mayor deformación que el otro. Conforme continúen los pasos de laminado el lado del borde que esté más deformado estará más alargado y por consiguiente el planchón se habrá curvado respecto a la dirección de laminado (RD, por sus siglas en inglés) hacia la zona con menos espesor, la cual estará menos alargada [30].

Si el material laminado no presenta superficies completamente planas, sin espesor uniforme tanto en RD como en dirección transversal del laminado (TD, por sus siglas en inglés), se formarán ondulaciones en la superficie conforme reciba más deformación en cada paso de laminado [30].

Cuando los rodillos de la laminadora se pandean, el centro del planchón recibe menos deformación plástica que las orillas. Por lo tanto, se crearán concentraciones de esfuerzos de tensión en la orillas y de compresión en el centro, lo que traerá consigo la formación de grietas en el centro del planchón, conocidas como «zipper breaks» [30].

El material tiende a dispersarse lateralmente en la dirección TD en el momento que los rodillos deforman la pieza de trabajo. Las fuerzas de fricción debidas a los rodillos son mayores en el centro que en las orillas, lo cual influye en la distribución de la deformación en el ancho de la hoja. El planchón a lo largo de la dirección RD estará más elongado en el centro que en los extremos y la distribución de esfuerzos será de compresión en el centro y de tracción en las orillas. Conforme aumente esta distribución de esfuerzos en los bordes de la pieza de trabajo se agrietarán las orillas y en casos muy severos el planchón se fracturará en el centro abriéndose en dos sobre el plano TD-RD [30].

La deformación heterogénea que se presenta en la dirección normal de laminado (ND, por sus siglas en inglés) genera también defectos tecnológicos. Si sólo la superficie de la pieza de trabajo se deforma, como sucede con planchones de espesores grandes con reducciones pequeñas, se lleva a flujo lateral de material en las orillas de los bordes del planchón. El material que sobresale estará sometido a esfuerzos de tracción y será forzado a elongarse y esta situación eventualmente hará que presente grietas [30].

El caso contrario ocurre cuando la deformación es muy severa y se extiende por todo el espesor de la pieza de trabajo, lo que ocasiona un abarrilamiento y grietas en los bordes. En este tipo de deformación heterogénea la superficie está sometida a tensión y la parte central a compresión. Esta condición también se distribuye a lo largo de RD, por lo que si hay defectos del material que disminuyan su resistencia se presentará fractura conocida como «fauces de cocodrilo» [30].

2.3.2. ENDURECIMIENTO POR TRABAJO EN FRÍO

Cuando un material cristalino y dúctil se deforma por debajo de su temperatura de recristalización ($0.3T_f$ o $0.5T_f$), se dice que ha sido trabajado en frío. Al realizar trabajo en frío sobre el material se aumentan las limitaciones para que se puedan mover las dislocaciones con facilidad, y considerando que por medio de ellas se da el mecanismo de deformación plástica, entonces el material presentará dificultad para deformarse [16, 29].

Los materiales cristalinos presentan cierta densidad de dislocaciones, pero cuando éstas aumentan unas con otras comienzan a interferir, haciendo que el material incremente su resistencia a la fluencia y disminuya su ductilidad [16].

El incremento en el esfuerzo de fluencia causado por la densidad de dislocaciones [16] está dado por:

$$\Delta\sigma_f \propto \sqrt{\rho}$$

σ_f representa el esfuerzo de fluencia y ρ la densidad de dislocaciones.

La fuente de Frank-Read (figura 2.9) es un mecanismo de multiplicación de dislocaciones cuando se presenta trabajo en frío. Los extremos de una línea de dislocación pueden estar sujetos por la interferencia de otras dislocaciones o por solutos intersticiales, sin embargo, un esfuerzo cortante tratará de moverla. La línea empezará a arquearse y luego girará en torno a los puntos que la mantienen anclada. Se cancelarán los segmentos curvados de la línea de dislocación cuando se encuentren de frente, pues son de signos contrarios. En ese momento queda restituida la línea de dislocación original, pero se habrá formado un nuevo lazo de dislocación. Este fenómeno se repetirá mientras se siga aplicando trabajo en frío en esa misma línea de dislocación y en las otras que se encuentren en el mismo material [20].

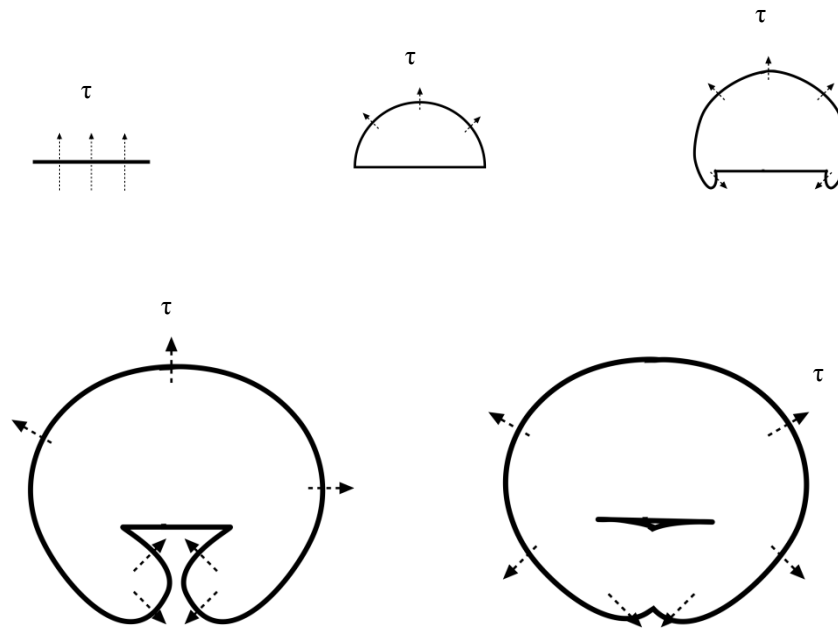


Figura 2.9. Multiplicación de dislocaciones por medio de una fuente de Frank Read bajo una carga externa. Adaptada de [16].

En los materiales policristalinos, las dislocaciones que se están moviendo por los diferentes sistemas de deslizamiento en el momento en que se les está realizando trabajo en frío, no sólo encuentran dificultad para su movimiento debido a la interferencia con otras dislocaciones o partículas extrañas en la red cristalina, sino que también los límites de grano serán un obstáculo para su movimiento. Cada grano tiene diferente orientación y por lo tanto sus propios sistemas de deslizamiento, por lo tanto, una dislocación no puede pasar de un grano a otro, así que las dislocaciones se irán apilando en los límites de grano, provocando que el material endurezca [16, 29].

El trabajo en frío modifica las propiedades mecánicas del material, aumenta la resistencia a la tensión y el esfuerzo de fluencia, pero disminuye la ductilidad. Estos cambios en las propiedades mecánicas del material, junto con el endurecimiento por trabajo en frío, se observan en la curva esfuerzo-deformación que se obtiene en el ensayo de tracción [16, 17, 20].

La cantidad de trabajo en frío se suele reportar como porcentaje de trabajo en frío. Para el caso concreto del proceso de laminado en donde solamente se ve deformado el espesor de la pieza de trabajo [17], éste se obtiene de la siguiente manera:

$$\text{Porcentaje de trabajo en frío} = \frac{\text{Espesor inicial} - \text{Espesor final}}{\text{Espesor inicial}} \times 100$$

2.4. ENSAYO DE TRACCIÓN

El ensayo de tracción consiste en someter una probeta de medidas estandarizadas (figura 2.10) a una carga de tracción uniaxial. La probeta tiene un área ancha y una reducida. Esta última tiene una longitud conocida como longitud de calibre o de trabajo, y es la que principalmente es ensayada y analizada, pues los extremos de la probeta únicamente tienen la función de ser áreas para sujeción [16].

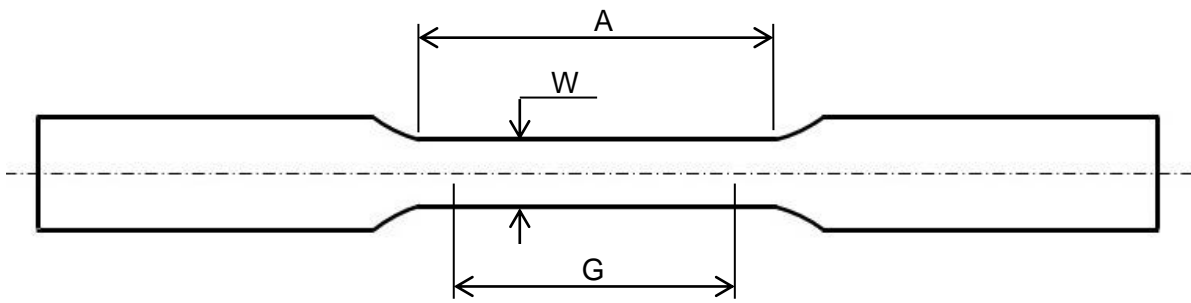


Figura 2.10. Croquis de la probeta rectangular de tamaño reducido para ensayo tracción. A es la longitud del área reducida; G, la longitud de calibre o de trabajo; y W, el ancho.

La norma E 8M – 04 [31] de la American Society for Testing and Materials (ASTM) rige la prueba estandarizada del ensayo de tracción. Se debe considerar de este ensayo que:

1. Proporciona valores de resistencia y ductilidad de materiales que se encuentran sometidos a esfuerzos de tensión uniaxial. Estos datos son útiles para comparar propiedades de diferentes materiales, desarrollo de aleaciones, controles de calidad y diseño bajo ciertas condiciones.
2. Se realiza a una probeta de dimensiones estandarizadas de una muestra maquinada de material. Sin embargo, los resultados obtenidos de la prueba pueden no ser totalmente representativos para la resistencia y la ductilidad del producto totalmente terminado, bajo las condiciones del ambiente de trabajo al que esté sometido regularmente.
3. Es aceptado para propósitos comerciales.

Cuando aquí se habla de resistencia en un material, se está refiriendo a cuánta carga es capaz de soportar el material antes de ceder ante las sollicitaciones que se le están aplicando.

La muestra se sujeta a las mordazas del equipo, una de ellas está fija y la otra móvil. La mordaza móvil se encargará de llevar a cabo incrementos de desplazamiento (variable independiente) y como consecuencia la celda de carga irá registrando las deformaciones (variable dependiente) de la probeta debidos a los desplazamientos. El resultado inmediato es una curva de carga-desplazamiento, P- ΔL [32] (figura 2.11a).

Para el análisis del ensayo, de los datos de carga y desplazamiento se obtiene la curva esfuerzo - deformación ingenieril (figura 2.11b).

El esfuerzo y la deformación ingenieriles se definen como:

$$\sigma = \frac{P}{A_0} \quad (1)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (2)$$

Donde: σ es el esfuerzo ingenieril; P, carga instantánea; A_0 , área transversal inicial del espécimen en la zona reducida; ε , deformación ingenieril; Δl , elongación o desplazamiento instantáneo; l_0 , longitud inicial del área reducida y l, longitud instantánea.

Los datos se grafican y se obtiene la gráfica σ - ε , la cual tiene la misma forma de la gráfica de P- ΔL (figura 2.11).

El comportamiento es lineal al inicio de la curva y corresponde a la región elástica. La pendiente de esta línea es el módulo de Young (E). Es decir:

$$\sigma = E \varepsilon$$

La curva continúa hasta alcanzar un máximo. La zona que va del final de la región elástica hasta el máximo de la curva, donde la pendiente se hace cero, se conoce como región de endurecimiento por deformación. La probeta sufrirá deformación plástica tanto en la región de endurecimiento por deformación como en lo que resta de la curva.

La región de deformación no uniforme comienza inmediatamente después de que se ha superado el valor máximo de σ debido a la formación de un cuello en el área de trabajo, y llega hasta el final de la curva, lugar donde ocurre la fractura de la probeta.

El esfuerzo requerido para encontrarse en la frontera entre la zona elástica y la zona plástica es conocido como esfuerzo de fluencia, esfuerzo de cedencia o límite elástico (σ_f), y es el esfuerzo necesario para que el material empiece a deformarse plásticamente. Este límite no está siempre bien definido y se deben considerar criterios para definir en donde se encuentra el comienzo de la zona plástica.

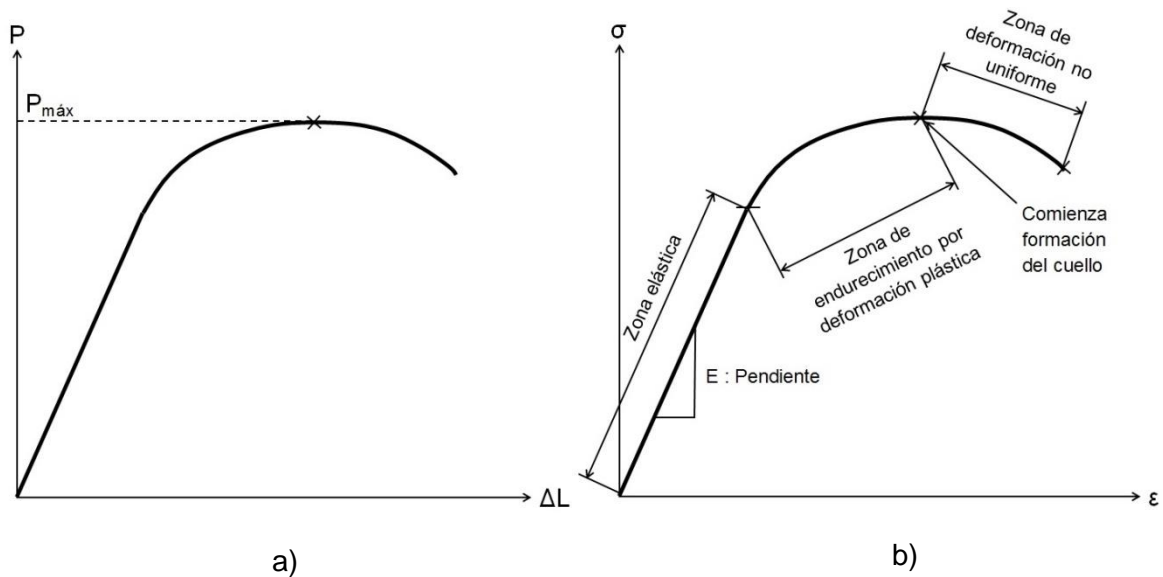


Figura 2.11. a) Curvas P- ΔL y b) σ - ϵ . Adaptadas de [16, 33].

El límite elástico convencional o esfuerzo de fluencia al 0.2 % es uno de estos criterios para determinar σ_f , y es simplemente una aproximación arbitraria del límite elástico. Para determinar este límite elástico convencional se traza una línea recta paralela a la porción lineal, partiendo de una deformación ingenieril igual a 0.002 (figura 2.12a). El valor de esfuerzo que corresponda al punto de la intersección entre la línea y la curva σ - ϵ será el valor del límite elástico.

Debido al anclaje de las dislocaciones causado por átomos en solución sólida, sean intersticiales o sustitucionales, se puede presentar un punto del límite elástico muy marcado en donde se observan un límite de fluencia superior e inferior, así como una elongación en la fluencia inferior (figura 2.12b). Se requiere energía adicional para mover las dislocaciones ancladas, pero una vez que se están desplazando la energía necesaria disminuye. Es por ello que se observa un esfuerzo inicial mayor para el punto de fluencia superior y después un esfuerzo menor para el límite de fluencia inferior [16].

El esfuerzo máximo de fluencia, también conocido como esfuerzo máximo de cedencia o resistencia a la tensión máxima ($\sigma_{máx}$) (figura 2.12a), es el esfuerzo que corresponde a cuando la pendiente de la curva σ - ϵ es cero. Aquí inicia la deformación no uniforme. La carga disminuye con la disminución del área transversal en el cuello, y considerando que σ se calcula con base en el área inicial, entonces hay un decaimiento del esfuerzo hasta la fractura.

El esfuerzo de ruptura (σ_r) (figura 2.12a) es el esfuerzo que se presenta en la fractura, una vez de que el material ha soportado toda la deformación plástica que le es posible.

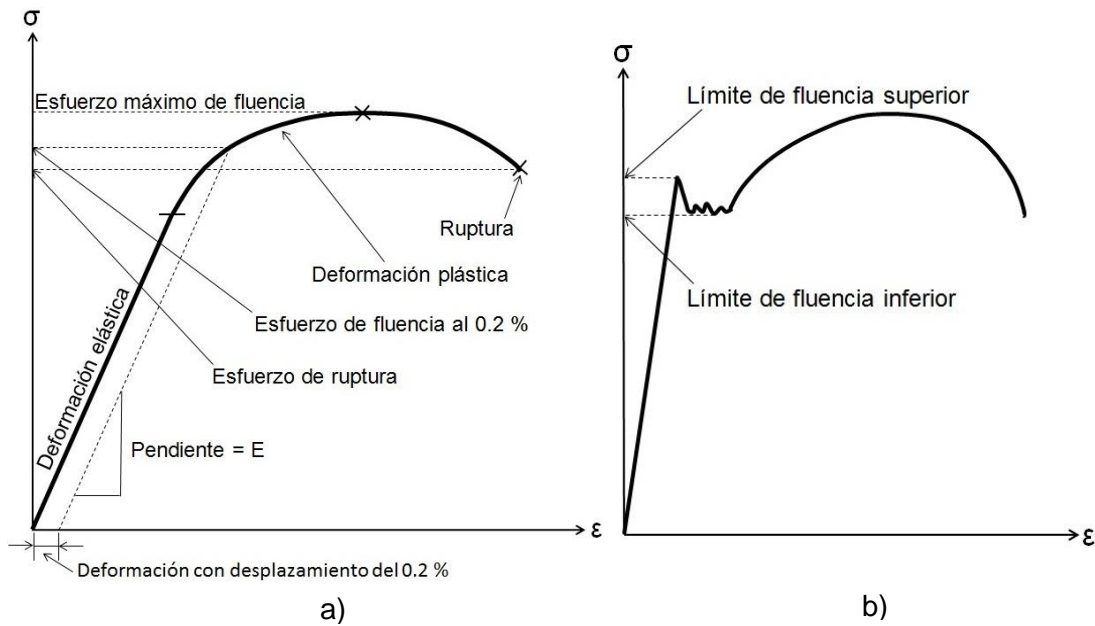


Figura 2.12. a) Curva σ - ϵ con sus valores y parámetros relevantes (adaptada de [16, 33]) y b) límite de fluencia superior e inferior en una curva σ - ϵ (adaptada de [16, 34]).

La ductilidad está relacionada con la fractura, pues es la propiedad que da libertad para deformar plásticamente el material sin que se llegue a la fractura. La ductilidad se mide con el porcentaje de elongación o con el porcentaje de reducción del área de trabajo.

$$\% \text{ de elongación} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100$$

$$\% \text{ de reducción de área} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100$$

l_0 , longitud inicial del área reducida; l_f , longitud final del área reducida; A_0 , área inicial del área de trabajo; y A_f , área final del área de trabajo.

Se conoce como resiliencia a la energía debida a la deformación elástica que el material absorbe, y en la gráfica σ - ϵ está representada por el área bajo la curva de la región elástica. La tenacidad es la suma del área bajo la curva de la región elástica, más el área bajo la curva de la región de endurecimiento por deformación, más el área bajo la curva de deformación no uniforme, y representa la energía que se requiere para llegar a la fractura del material ensayado.

Cuando al material se le somete a un esfuerzo superior a σ_f , éste presentará una deformación permanente (deformación plástica) y una recuperación elástica (deformación elástica). En la figura 2.13a, al material se le aplica un esfuerzo $\sigma_1 > \sigma_f$. Cuando se le descarga, éste sigue la trayectoria A-A', que es paralela a la parte lineal de la curva, o sea, la pendiente que es el módulo de Young. No regresará al origen, sino que presentará un cambio en su forma de magnitud a y una recuperación elástica de magnitud b . Si en

lugar de σ_1 el esfuerzo aplicado es σ_2 , que es mayor que σ_1 , la trayectoria de descarga será B-B', con recuperación elástica, d y deformación permanente, c . Una recuperación elástica más una deformación plástica se presentarán siempre que el esfuerzo aplicado sea mayor que el esfuerzo de fluencia. Cuando se le vuelva a aplicar un esfuerzo al material, una vez que haya sufrido la correspondiente deformación permanente, las trayectorias de carga ahora serán A'-A o B'-B, y presentarán nuevos valores de esfuerzo de fluencia incrementados, con valores σ_1 o σ_2 . El material habrá endurecido por trabajo en frío. El esfuerzo de fluencia puede llegar a tener un valor igual al esfuerzo máximo de fluencia original conforme va endureciendo [16].

Cada vez que el material de una probeta va endureciendo, la curva σ - ϵ del ensayo de tracción irá cambiando, su esfuerzo de fluencia será cada vez mayor, mientras su ductilidad irá disminuyendo. El esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo de fluencia y el esfuerzo de ruptura mostrarán una tendencia a ubicarse en el mismo punto de la curva. El material se habrá vuelto completamente frágil cuando tengan el mismo valor (figura 2.13b) [20].

Cuando se observa la curva σ - ϵ (figura 2.12) parece que el material presenta una disminución de su resistencia a partir de que alcanza $\sigma_{\text{máx}}$, sin embargo, es incorrecto interpretar esta tendencia como una aparente disminución en su capacidad para soportar esfuerzos antes de llegar a la fractura. En realidad el material sigue aumentando su resistencia. Una vez alcanzado $\sigma_{\text{máx}}$ el área transversal comienza a verse disminuida por la formación de un cuello, así que el área cada vez es más pequeña. Por lo tanto, un área, aunque de material endurecido, pero más pequeña, es quien está soportando los esfuerzos. Para obtener valores de esfuerzos y deformaciones verdaderos se deben tomar en cuenta para los cálculos áreas instantáneas y longitudes instantáneas [29].

El esfuerzo verdadero (s) y la deformación verdadera (e) se calculan de la siguiente manera:

$$s = \frac{P}{A_i} \quad (3)$$

$$e = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (4)$$

P es la carga instantánea; A_i , el área instantánea transversal de la zona reducida; l , la longitud instantánea del área reducida; y l_0 , longitud inicial del área reducida [20].

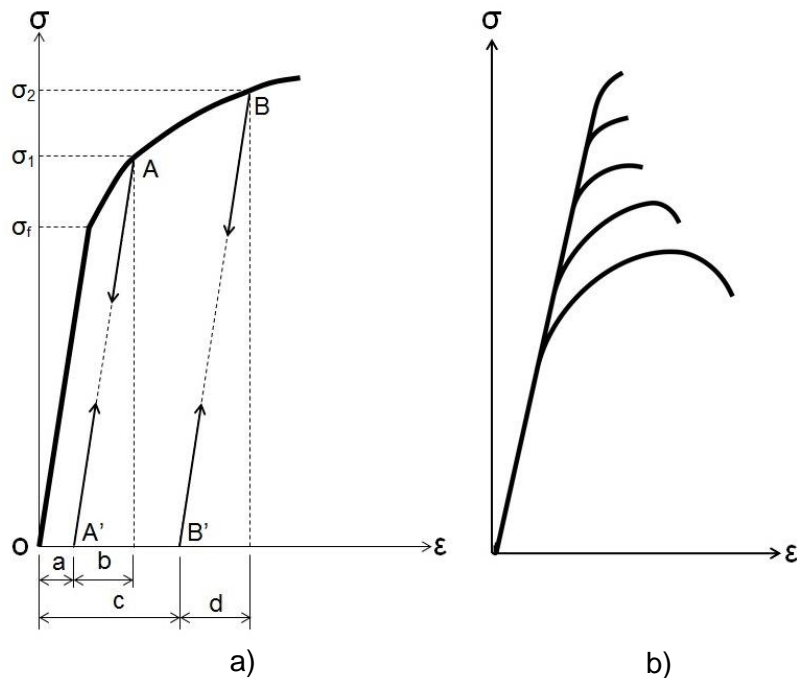


Figura 2.13. a) Deformaciones elásticas y permanentes en la curva σ - ϵ (adapta de [16]) y b) cambio en la forma de la curva σ - ϵ debido al endurecimiento por trabajo en frío (adaptada de [20]).

Se pueden relacionar los esfuerzos y deformaciones ingenieriles, ecuaciones (1) y (2), con los esfuerzos y deformaciones verdaderos, ecuaciones (3) y (4), de la siguiente manera:

$$s = \sigma (1 + \epsilon)$$

$$e = \ln (1 + \epsilon)$$

mientras no exista cambio de volumen durante la deformación o presencia de deformaciones no uniformes, es decir, hasta al momento de llegar a la zona de formación del cuello [20].

La figura 2.14 muestra las gráficas s - e y σ - ϵ . Después de la zona elástica el esfuerzo verdadero siempre va en aumento hasta llegar a la fractura, pues aunque al llegar a la formación del cuello la carga aplicada va disminuyendo, también el área transversal de la zona de trabajo va haciéndose más pequeña [16]. A partir de la zona del cuello la curva s - e se calcula por medio de: la carga instantánea, el área transversal instantánea y uso de galgas extensométricas. Sin embargo, la curva debe ser corregida y tomar en cuenta los complejos estados de esfuerzos que se están presentando [29].

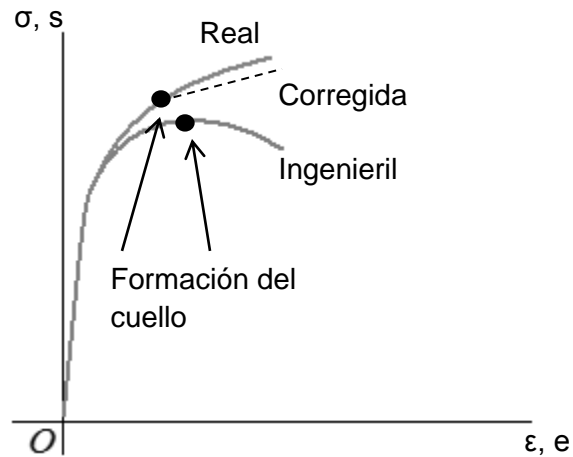


Figura 2.14. Comparación de las curvas s-e y σ - ϵ .
Adaptada de [35].

Hay una ecuación que modela aproximadamente la zona que va del límite elástico a la aparición del cuello en la curva σ - ϵ , aunque sólo para algunos metales y aleaciones, y es:

$$s = K e^n$$

K es el coeficiente de endurecimiento y n es el exponente de endurecimiento por deformación. Ambos toman valores diferentes para cada material que se esté modelando [29].

2.5. ENSAYO DE DUREZA

Existen diferentes definiciones para la dureza y generalmente en éstas se encuentra implícita la resistencia a la deformación o la medida de la resistencia a la deformación permanente o plástica. Hay tres tipos de dureza dependiendo de cómo es llevada a cabo la medición de ésta, aunque la única importante para metales en ingeniería es la que implica resistencia a la indentación [30].

Los ensayos de dureza Vickers y de dureza Vickers con microindentador son pruebas de dureza que se rigen por las normas E 92 – 82 [36] y E 384 – 17 [37] de la ASTM. Consisten en penetrar la superficie del material del que se desea saber su valor de dureza con un indentador o microindentador de diamante con forma piramidal, de base cuadrada, ángulos entre sus caras de 136° , bajo una fuerza predeterminada. En seguida se remueve la fuerza y se separa el indentador o microindentador del material ensayado y se miden las diagonales de la impresión que resulte. En el caso de microindentación se considera que no se presenta recuperación elástica una vez removida la fuerza. El número de dureza Vickers (HV, por sus siglas en inglés) guarda una relación entre la fuerza aplicada y el área de la superficie de la huella que se imprimió.

El objetivo de ensayo de dureza Vickers es determinar un valor de dureza HV representativo para una pieza o muestra de material en conjunto, ya sea para propósitos de control de calidad en los procesos de manufactura o para investigación. Los materiales a distancias pequeñas sobre su superficie presentan variaciones en la dureza, es por eso que los valores HV del ensayo de dureza Vickers con microindentador pueden no ser representativos para la pieza en su conjunto, pues se obtienen de zonas muy localizadas.

Con la ecuación siguiente se calcula el número HV:

$$HV = \frac{2 P \operatorname{sen} \left(\frac{\alpha}{2} \right)}{d^2} = 1.8544 \frac{P}{d^2}$$

P = fuerza, con unidades kgf o gf

d = promedio de la impresión de la diagonal de indentación, con unidades mm si se usan kgf, y μm si en cambio se utilizan gf

α = ángulo entre las caras opuestas del diamante = 136° .

La dureza Vickers en GPa se obtiene con la siguiente fórmula:

$$HV = 0.0018544 \times \frac{P}{d^2}$$

P = fuerza, en N

d = promedio de la impresión de la diagonal de indentación, en mm

La medida de las diagonales se debe realizar con el auxilio de un microscopio óptico en el caso del ensayo de dureza Vickers con microindentador, el cual en algunos casos ya viene incorporado en el equipo con el que se lleva a cabo la prueba.

En el ensayo de dureza Vickers se pueden hacer pruebas con un rango que va de 1 kgf hasta 120 kgf y el valor resultante de la prueba no será dependiente de la fuerza elegida si se utiliza el indentador normalizado y cargas de 5 kgf o más. El ensayo de dureza Vickers con microindentador trabaja con un rango que va de 1 gf (9.8×10^{-3} N) a 1000 gf (9.8 N) y puede llegar a presentar inconsistencias en los valores obtenidos de dureza, las cuales se han atribuido a la interacción de dislocaciones del material ensayado con el microindentador.

Respecto al equipo, éste tiene que ser capaz de aplicar la carga gradualmente y mantenerla durante un periodo de tiempo que suele ser entre 10 y 15 segundos. También se debe asegurar que no habrá movimientos laterales, balanceos o vibraciones en la pieza o en el indentador cuando se está realizando la prueba.

Al momento de ser montada la muestra, no debe de haber una desviación más allá de 1° entre la normal a la superficie ensayada y el eje del indentador y de 2° si es la prueba con microindentador.

La superficie de la muestra debe estar preparada de tal forma que las huellas puedan ser vistas claramente y que puedan ser medidas con precisión. Se debe poner atención en no alterar las propiedades del material al momento de pulir o esmerilar la pieza. Además, es deseable que la superficie del material esté libre de ataque químico antes de ser ensayada.

Las huellas de indentación no deben situarse cerca de las orillas de la muestra ensayada, no encontrarse a menos de dos diagonales y media de distancia entre sí, y cuando se trata de piezas de espesor delgado no generar marca alguna en el otro lado de la muestra.

2.6. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La difracción de rayos X es una herramienta cristalográfica que se utiliza para identificar y estudiar estructuras cristalinas.

El filamento es un tubo al vacío de rayos X. Se aplica una diferencia de potencial entre un cátodo con filamento de wolframio y un ánodo. Al ser calentado el filamento de wolframio son liberados algunos electrones, que por la diferencia de potencial se aceleran en el vacío. Los electrones golpean una lámina de metal y expulsan electrones de los átomos. Electrones de niveles energéticos superiores a los niveles en donde se encontraban los electrones expulsados, saltan a esos niveles más bajos liberando energía con cierta longitud de onda. De esta forma se están generando los rayos X [17].

Como la longitud de onda de algunos rayos X es aproximadamente igual a la distancia entre planos cristalinos, esto se puede aprovechar para difractar los rayos sobre ellos. Se pueden tener interferencias constructivas en los rayos difractados si las ondas de estos se encuentran en fase. Cuando no están en fase la interferencia será destructiva [17].

La ley de Bragg es una ecuación que se cumple cuando la interferencia es constructiva y relaciona la longitud de onda, λ , de los rayos X que inciden en la pieza, la distancia entre los planos cristalográficos, d_{hkl} y el ángulo de incidencia de los rayos, θ .

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \sin \theta$$

La técnica de rayos X consiste en hacer incidir rayos X en el material, ya sea en una probeta de aproximadamente 20 mm x 20 mm x 2 mm o en estado pulverizado. Al encontrarse los granos o los cristales en orientaciones al azar, algunos coincidirán con el haz de los rayos y se presentará la difracción. De esta técnica se obtiene una gráfica, conocida como difractograma, de 2θ contra la intensidad de rayos difractados. Los valores altos de la gráfica serán interferencias constructivas a cierto ángulo de incidencia. Con los datos que arrojará la gráfica, la ley de Bragg y otros conocimientos de cristalografía, se puede conocer la estructura cristalina del material e incluso ayudar predecir el material del que se trata [17].

3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1. FUNDICIÓN

Se eligió trabajar con una aleación de composición Cu-2%Mg-2%Sn (porcentaje en peso), pues deriva de un trabajo de investigación doctoral en el cual se determinó que esta composición provoca una mayor dureza, sin arriesgar la ductilidad, permitiendo que se puedan laminar en frío los lingotes que vienen de la fundición.

El Cu, el Mg y el Sn fueron de pureza electrolítica. Se empleó un horno de crisol que utiliza gas LP como combustible para la fundición. El crisol de grafito se limpió utilizando un cepillo de alambre para eliminar las posibles impurezas de fundiciones previas.

Una vez que se fue encendido el horno se añadieron el Cu y el Sn al crisol. Debido a que el Sn funde a 232 °C, al transformarse al estado líquido se da una mejor transferencia de calor del Sn al Cu, haciendo que éste funda más rápido. Además, también ayuda a que la solubilidad del hidrógeno (H) en Cu disminuya [11]. Asimismo, se agregó polvo de grafito para evitar oxidación en la fundición.

Se sobrecalentó la mezcla líquida hasta 1250 °C. Esto es necesario para garantizar que durante la manipulación no comience a solidificar el material y así todo el material en fase líquida pueda ocupar el espacio de la lingotera.

Se utilizó una pastilla desgasificadora de carbonato de calcio (CaCO_3), que fue precalentada aproximadamente a 500 °C. Fue impulsada hasta el fondo del crisol utilizando una barra de grafito y se mantuvo sumergida en el fondo hasta que se descompuso por completo. Después, empleando un tubo de grafito, se agregó el Mg,

también precalentado y cubierto de grafito, y de la misma manera se mantuvo en el fondo hasta que se fundió, valiéndose de un pistón de acero recubierto de polvo de grafito.

Hecho lo anterior, se efectuó el vaciado en dos lingoteras de hierro, horizontales y abiertas, que se encontraban a temperatura ambiente. Los lingotes se dejaron enfriar al aire libre hasta alcanzar la temperatura ambiente. La temperatura se registró por medio de termopares tipo K y también se monitoreó constantemente con un pirómetro digital.

3.2. PREPARACIÓN DE PLANCHONES PARA LAMINADO

Se utilizó un disco de corte abrasivo para obtener planchones de diferentes grosores y muestras de material para su caracterización. Se eligieron dos planchones delgados para la etapa de laminado. Cada planchón se careó con una fresadora de control numérico para eliminar defectos superficiales, y dejar las superficies lo más regulares, planas y paralelas posibles; y de esta manera disminuir la probabilidad de generar defectos durante el laminado. Las medidas finales de ambos planchones fueron de 31.6 x 59 x 8.7 mm y 30.5 x 41.7 x 6.7 mm.

3.3. LAMINADO EN FRÍO

Para el proceso de laminado en frío se empleó una laminadora dúo reversible Hille 25, con rodillos de 12 cm de diámetro y capacidad para 100 toneladas.

Por experiencia con trabajos anteriores [11, 38] y recomendaciones en la literatura [30] se sabe que para reducir la posibilidad de aparición de defectos de laminado, como fauces de cocodrilo y grietas, es recomendable apegarse a un esquema de laminado conocido. Se utilizó una reducción inicial del 2 % en el primer paso y de 4, 6, 8 y 10 % en los pasos siguientes. A partir de aquí se continuó con reducciones fijas de 10 % hasta alcanzar los valores de deformación equivalente de Von Mises (ϵ_{VM}) de laminado en frío mostrados en la tabla 3.1.

Tabla 3.1. Valores de ϵ_{VM} y porcentajes de trabajo en frío obtenidos en el proceso de laminado

ϵ_{VM} nominal	ϵ_{VM}	Porcentaje de trabajo en frío
0.5	0.57	39.1
0.75	0.77	48.5
1	1.02	58.6
1.25	1.25	66
1.5	1.5	72.6
1.75	1.73	77.7
2	2.03	82.8
2.25	2.29	86.2
2.5	2.5	88.5
2.75	2.52	88.8

Se alcanzó $\epsilon_{VM} = 2.52$ y no se continuó laminando por las siguientes razones:

- Al llegar a esta deformación se contaba con suficientes puntos experimentales.
- Era preferible no seguir deformando para que las grietas no continuaran avanzando hacia el centro del material y lo volvieran inservible.
- Se tenía que cumplir con la norma E 8M – 04 [31], la cual establece un espesor mínimo en las probetas de tracción para tener resultados válidos. Este último punto se tomó como guía, pero no fue decisivo.

Se debe aclarar que se tuvo especial cuidado en obtener muestras y probetas de zonas libres de grietas, aunque hay que tomar en cuenta que las grietas son un defecto tecnológico propio del proceso de laminado.

3.4. PREPARACIÓN DE PROBETAS DE TRACCIÓN

Ya que se contaba con poco material, sólo se pudieron obtener cuatro probetas rectangulares de tamaño reducido para ensayo tracción a $\epsilon_{VM} = 2.52$. De este material se tuvieron que cortar las orillas agrietadas. Se recortaron con cizalladora cuatro rectángulos orientándolos para que la dirección de tracción fuese la misma que la de laminado, y lo suficientemente largos y anchos para maquinarse las probetas, según la norma ASTM E 8M – 04 [31] para ensayos de tracción en materiales metálicos.

Para asegurar dimensiones y acabados adecuados, el maquinado de las probetas se realizó con una fresadora de control numérico EMCO F1-CNC. El maquinado de las probetas dejó algunas rebabas, por lo que para eliminarlas cada probeta se tuvo que lijar manualmente.

La figura 3.1 muestra un dibujo a escala de las probetas antes de ser ensayadas con sus medidas reales.

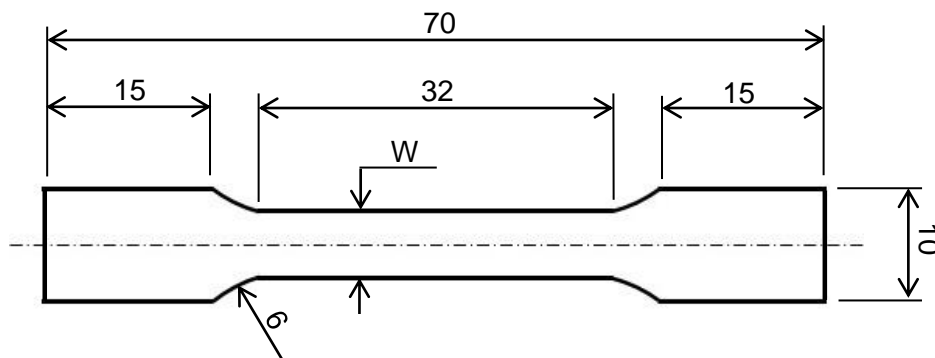


Figura 3.1. Dibujo de probeta rectangular de tamaño reducido para ensayo tracción, con acotaciones en mm. Las medidas de las dos probetas con resultados confiables son: W igual a: 6.28 mm para la primera y 6.35 mm para la segunda, y espesores: 1.1 mm y 1.07 mm, respectivamente.

3.5. ENSAYO DE TRACCIÓN

Las pruebas se realizaron a temperatura de 20 °C en una máquina universal Instron, modelo 4206, con una celda de carga de 5 kN. La velocidad de avance del cabezal fue de 5 mm/min. Aunque se contaba con cuatro probetas para realizar las pruebas, sólo dos de los cuatro ensayos fueron confiables.

3.6. PREPARACIÓN DE MUESTRAS PARA METALOGRAFÍA Y DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR

El proceso de preparación de las muestras comenzó con la selección de secciones de material. Con una segueta se cortó el material trabajado en frío para cada valor de ϵ_{VM} . La muestra de material de fundición ya se tenía desde que se cortó el lingote en diferentes planchones. Para el corte y selección de las muestras se tomó en cuenta que iba a ser analizado el plano RD-ND (figura 3.2). Debido al pequeño tamaño de éstas, se tuvieron que sujetar conjuntos de dos o tres de ellas con clips SampIKlip de Buehler y cada conjunto se montó en una probeta encapsulada en baquelita, utilizando una montadora a presión marca Metkon, modelo Metapress A.

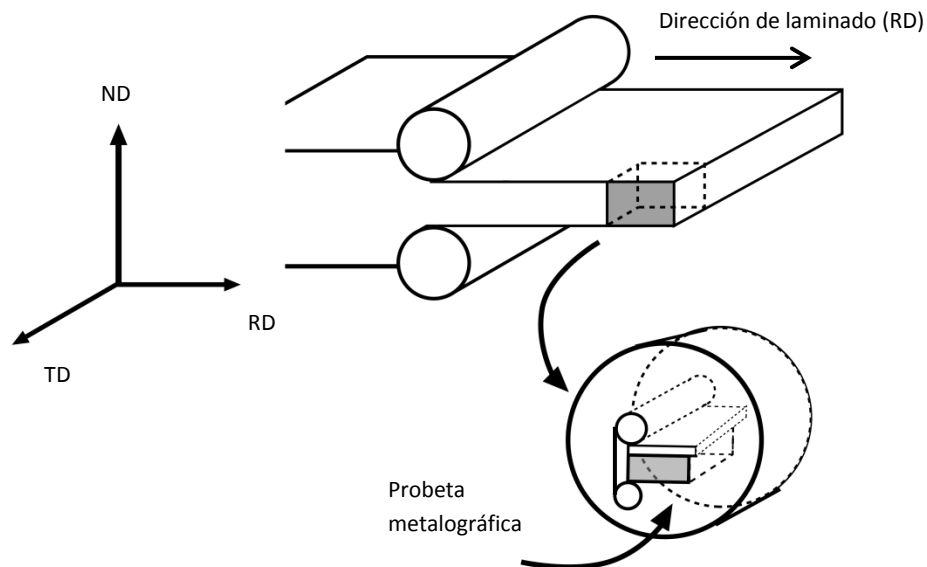


Figura 3.2. Plano de análisis y esquema de encapsulado de muestras de laminado. RD significa dirección de laminado, por sus siglas en inglés; TD, dirección transversal al laminado, por sus siglas en inglés; y ND, dirección normal al laminado, por sus siglas en inglés.

A continuación, se desbastaron las probetas de forma sucesiva con lijas: 80, 180, 240, 360, 400, 500, 600 y 1200, marca Fandeli; posteriormente: 800 y 1200, marca Buehler.

El pulido se realizó con alúmina (Al_2O_3) de $0.05 \mu\text{m}$ y un paño Buehler 8" Microcloth PSA. Las probetas ya pulidas cumplieron con los requisitos necesarios para diferentes propósitos: análisis mediante microscopía electrónica de barrido, ensayo de dureza Vickers con microindentador y microscopía óptica.

3.7. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR

Para los ensayos de dureza Vickers con microindentador se hizo uso de un microdurómetro modelo Micro-hardness Tester HV-1000 de TIME Group Inc., carga de 9.8 N y un tiempo de retención de 20 segundos. A cada muestra de paso de laminado, así como al material de fundición, se les realizaron siete ensayos para obtener un promedio y desviación estándar de la dureza con microindentador. Las mediciones de las diagonales de las huellas de las indentaciones se realizaron con un microscopio óptico Nikon Eclipse con cámara digital Carl Zeiss.

3.8. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Las muestras pulidas se observaron en un microscopio electrónico de barrido Philips XL-20, con filamento de tungsteno, a voltajes de aceleración de 15 y 25 kV, detector de electrones secundarios Eberhardt-Thonrley estándar, detector de electrones retrodispersados de estado sólido y un equipo de espectroscopía de dispersión de energía de rayos X Oxford. Se tomaron imágenes con electrones retrodispersados a 500, 1000 y 2000 aumentos y sólo algunas con electrones secundarios.

3.9. ATAQUE QUÍMICO

El ataque químico comprendió todas las técnicas o procesos que se llevaron a cabo para revelar la microestructura del material, que no es posible únicamente con el pulido [39, 40].

Se probó con ataques químicos para propósitos generales y de composición simple, como recomienda la literatura [39], debido a que la aleación con la que se está trabajando no ha sido muy estudiada, pero en algunos casos fue necesario manejar sustancias tóxicas y/o corrosivas. Se eligieron reactivos para ataques químicos diseñados para bronces, latones, y algunas otras aleaciones de cobre. También se consideraron ataques diseñados para cobre puro, pues el comportamiento de las aleaciones ante reactivos químicos para atacar cobre puro puede llegar a ser similar que cobre aleado [41, 42].

Los reactivos creados para ataques químicos se suelen desarrollar de forma empírica y con la guía básica del comportamiento químico del material [39, 41]. Es por eso que las instrucciones para la preparación y los tiempos de aplicación no aparecen reportadas y el éxito de la aplicación del ataque no se pudo predecir antes de su prueba con la aleación que se está estudiando.

Se prepararon los reactivos químicos con base en la mayor información que proporcionó la literatura de donde se extrajeron. El equipo de protección utilizado consistió de:

- bata;
- guantes para manejo de ácidos y/u otras sustancias corrosivas y tóxicas;
- gafas de seguridad;
- mascarilla;
- careta;
- campana extractora.

Las muestras fueron enjuagadas al chorro de agua y secadas con alcohol y aire caliente, tanto antes de la aplicación del reactivo en la muestra así como una vez concluido. Hubiese sido más adecuada la limpieza ultrasónica debido a la presencia de grietas y poros en las muestras [39].

Los ataques se aplicaron sumergiendo y agitando suavemente las muestras en el reactivo. Únicamente, si lo indicaba el procedimiento del ataque, no se sumergía y a cambio se depositaba el reactivo en la superficie de la muestra metalográfica con un algodón mojado. Ésta es una técnica poco recomendable ya que puede llegar a rayarse la muestra [39].

Se usó agua destilada en los casos en donde las preparaciones de los reactivos químicos indicaban uso de agua, pues el uso de agua de grifo hubiese podido alterar la velocidad del ataque sobre el material [39].

Se probaron varios ataques en cada una de las muestras debido a la poca cantidad de estas últimas, no obstante, eran pulidas o incluso desbastadas antes de una nueva prueba, todo con el propósito de desaparecer cualquier resto del ataque anterior. Por otra parte, el reactivo no se reutilizó y siempre fue fresco para cada probeta cuando se hicieron pruebas de un mismo ataque en diferentes muestras.

3.10. MICROSCOPIA ÓPTICA

Las observaciones y la obtención de imágenes de las muestras se realizaron con un microscopio óptico Nikon Eclipse con cámara digital Carl Zeiss. Las micrografías se obtuvieron a 50, 100, 200 y 500 aumentos.

3.11. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Para la identificación de fases presentes en el material, se cortó una muestra de material de fundición de 20 x 20 x 2 mm con un disco abrasivo en una máquina Buehler Abrasiment y se desbastó una de las caras hasta llegar a la lija 600 marca Fandeli. Una vez preparada la muestra se envió a la USAII de la FQ.

Se adquirieron los patrones de difracción en un difractómetro Siemens D5000 con radiación de Cu-K α ($\lambda = 1.540562 \text{ \AA}$).

4. RESULTADOS

4.1. FUNDICIÓN

Teniendo conocida la técnica para el proceso de fundición de aleaciones Cu-Mg-Sn por trabajos previos [7, 11-13, 43], se obtuvieron dos lingotes sin defectos tecnológicos considerables en su parte exterior. En la superficie del lingote se observó la presencia de óxido de magnesio (MgO) y un rechupe debido a la contracción del material al enfriarse.

Al realizar el corte de los lingotes para obtener los planchones para laminado se descubrió que debido a la profundidad de la capa de óxido y a la contracción del material al enfriarse, una cierta cantidad de la parte superior de los lingotes se tuvo que remover. También se encontró que había zonas internas del material con algunos poros.

4.2. LAMINADO EN FRÍO

Fue posible laminar en frío los planchones gracias a que el porcentaje peso de Mg en la composición de la aleación era sólo del 2 %. De otra manera, con una mayor cantidad de Mg la fragilidad se hubiese incrementado, probablemente haciendo infructuosa la etapa de laminado [7, 11].

Aunque se utilizó el esquema de pasos de laminado ya conocido [11, 38] para disminuir la probabilidad de aparición de fauces de cocodrilo, ondulaciones y grietas, las dos primeras se hicieron presentes principalmente en las orillas. Se eliminaron estos defectos tecnológicos cortando las zonas del material en donde se ubicaban para que no se siguieran propagando y dañaran el resto de material.

4.3. ENSAYO DE TRACCIÓN

Los valores de esfuerzos y deformaciones, así como las gráficas de los dos ensayos de tracción que se realizaron, se encuentran en la tabla 4.1 y en la figura 4.1.

Tabla 4.1. Propiedades mecánicas resultantes de los ensayos de tracción de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn con una deformación $\epsilon_{VM} = 2.52$.

Probeta	Módulo de elasticidad [MPa]	Esfuerzo de fluencia al 0.2 % [MPa]	Deformación elástica máxima [%]	Esfuerzo máximo de fluencia [MPa]	Esfuerzo de ruptura [MPa]	Deformación máxima [%]
1	28161	422	1.7	635	635	7.6
2	25067	355	1.6	494	494	3.7
Promedio	26614 ± 2188	387 ± 50	1.7 ± 0.1	565 ± 99	565 ± 99	5.7 ± 2.7

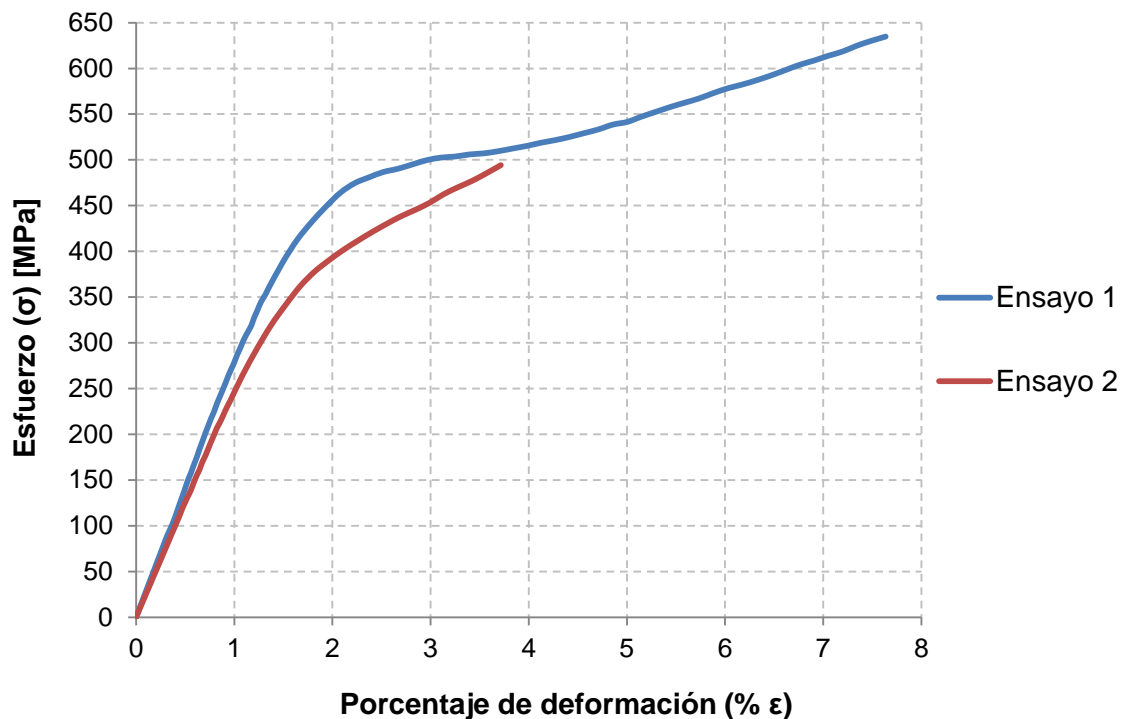


Figura 4.1. Curvas σ - ϵ de los ensayos de tracción de material laminado con $\epsilon_{VM} = 2.52$.

Comparando de manera burda estos resultados con los que reporta [11], el esfuerzo de cedencia de la aleación aquí estudiada es similar al de la aleación de cobre con 1 % de magnesio y 1 % de estaño (Cu-1%Mg-1%Sn) también trabajada en frío a deformaciones similares. Por otra parte, los esfuerzos máximo de fluencia y de ruptura son inferiores, aproximadamente la mitad del que presenta la aleación. Cu-1%Mg-1%Sn trabajada en frío a deformaciones similares. Los valores de deformación elástica máxima y deformación máxima son mayores comparados con Cu-1%Mg-1%Sn trabajada en frío a deformaciones similares, del orden del triple y el doble respectivamente.

Observando macroscópicamente las zonas de fractura de las probetas, ambas presentan la formación de un cuello, lo cual indica que se trata de fracturas dúctiles en ambos casos.

4.4. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR

Los resultados del ensayo de dureza Vickers con microindentador del material de fundición y de los diferentes pasos de laminado se encuentran en la tabla 4.2 y en la figura 4.2. Los valores son congruentes con los que se pueden consultar en [11, 25] para aleaciones similares. Si los resultados se comparan con [44], en donde se trabajó con una aleación de la misma composición, se esperaría que los valores fueran sumamente parecidos, mas el único valor de dureza que coincide es el del material de fundición.

En la figura 4.2 se observa la gráfica que muestra el comportamiento debido al endurecimiento por trabajo en frío.

Tabla 4.2. Dureza Vickers con microindentador de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn

ϵ_{VM}	HV [MPa]
Material de fundición	999 ± 47
0.57	1031 ± 129
0.77	1131 ± 56
1.02	1365 ± 213
1.25	1177 ± 44
1.5	1195 ± 119
1.73	1077 ± 141
2.03	1248 ± 18
2.29	1152 ± 29
2.5	1446 ± 95
2.52	1494 ± 68

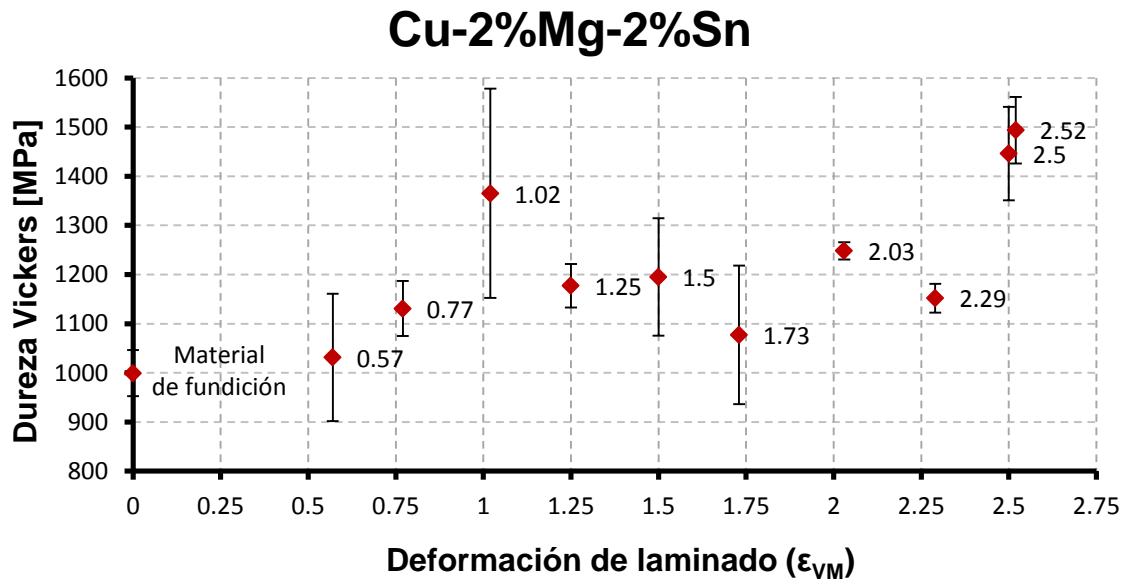


Figura 4.2. Gráfica ϵ_{VM} -HV de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn.

4.5. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

En la micrografía de material de fundición (figura 4.3) se observa la microestructura dendrítica. La zona 1 es la matriz o zona dendrítica de la solución sólida de Cu; 2 es la zona interdendrítica con estructura eutéctica residual formada por Cu_2Mg y (Cu); la zona 3, que se observa brillante, es presencia de microsegregación de Sn en la fase Cu_2Mg ; y la zona marcada con 4 es un microrrechupe debido a la contracción de las dendritas de (Cu) durante la solidificación [7, 11]. Las zonas interdendríticas se encuentran aisladas, pues resultan escasas en cantidad respecto a las dendritas. Adicionalmente, se observaron microporos en algunas zonas durante la observación con el microscopio electrónico, aunque no se incluyeron micrografías que los muestren.

La microsegregación de Sn que se presenta en el material de fundición, conforme aumenta la deformación desaparece. Se observa disminuida con la deformación de $\epsilon_{VM} = 0.57$ (figura 4.4). A deformaciones de $\epsilon_{VM} = 1.5$ o superiores (figuras 4.5, 4.6 y 4.7) ya no se observa segregación. Al parecer la deformación plástica en frío distribuye el Sn uniformemente.

La micrografía de laminado con $\epsilon_{VM} = 0.57$ (figura 4.4) muestra zonas oscuras en la región interdendrítica, que son microgrietas debidas a la deformación del material. Estas mismas zonas oscuras se incrementan conforme es mayor la deformación. Esto se puede observar claramente en la evolución microestructural de laminado (figuras 4.5, 4.6 y 4.7).

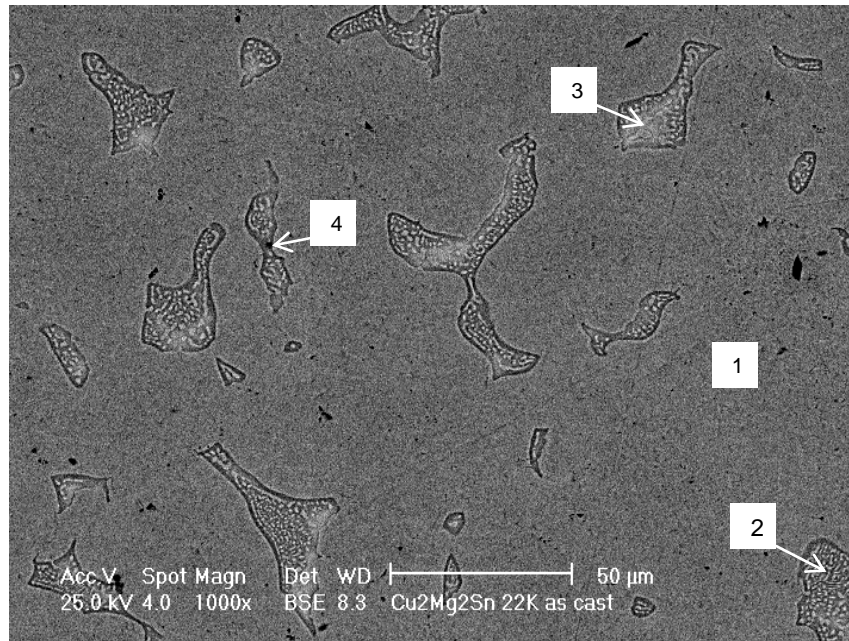


Figura 4.3. Microestructura de fundición de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn: 1) dendrita de la fase (Cu); 2) zona interdendrítica con microestructura eutéctica formada por (Cu) y Cu_2Mg ; 3) microsegregación de Sn; y 4) microrrechupe.

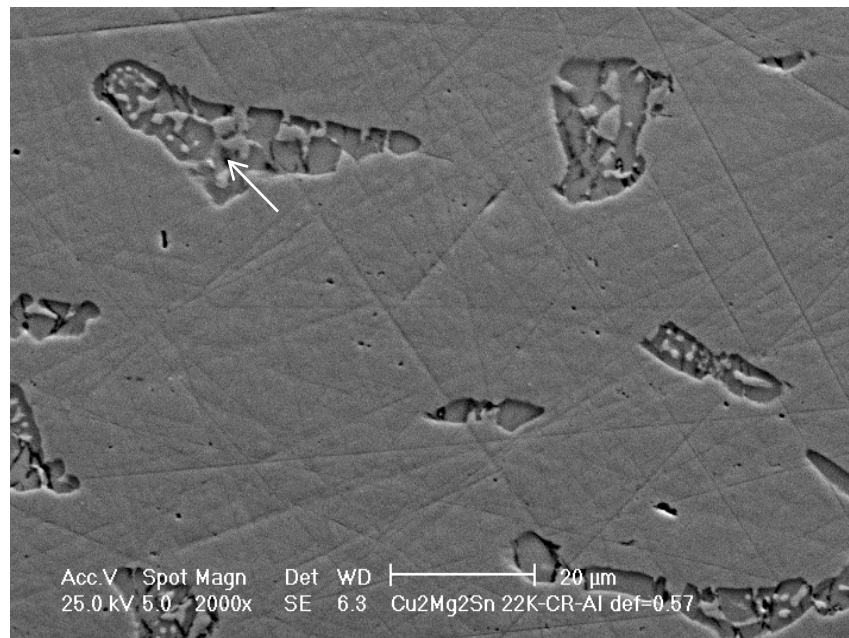
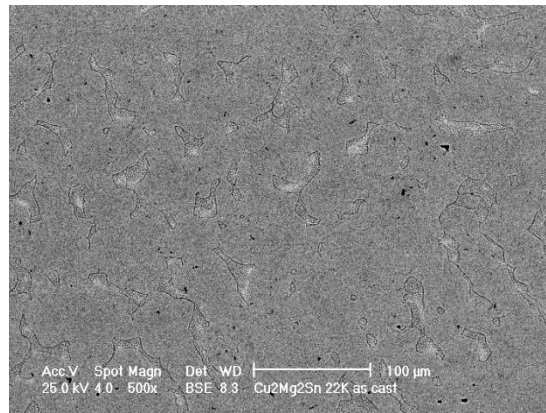


Figura 4.4. Microestructura de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn laminada en frío, $\epsilon_{VM} = 0.57$. La zona negra señalada con la flecha blanca que se encuentran dentro de la zona interdendrítica es una grieta debida a la deformación.

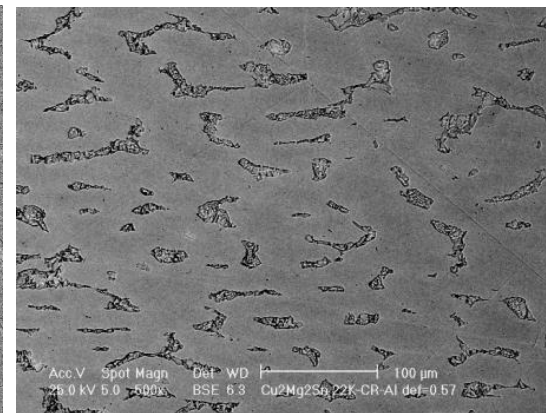
En las figuras 4.5, 4.6 y 4.7 se observa el proceso gradual de deformación plástica del material debido al laminado en frío. A $\epsilon_{VM} = 0.57$ y 0.75 no se percibe aún el patrón de flujo, pero a 1.5 este flujo ya se aprecia claramente y es en la dirección RD. Tanto las dendritas como la zona interdendrítica se van aplastando. La microestructura original ya está completamente modificada y la zona interdendrítica sumamente agrietada al llegar a $\epsilon_{VM} = 2.29$.

A $\epsilon_{VM} = 1.5$ en las figuras 4.5, 4.6 y 4.7 debido a todas las alteraciones que va sufriendo la microestructura (es decir: granos que van girando, dendritas que se van aplastando y elongando en la dirección RD, interdendrítico fracturándose y también elongándose en la dirección RD), al parecer en algunas zonas el espacio ocupado por la fase (Cu) que separa las diferentes zonas interdendríticas se reduce.

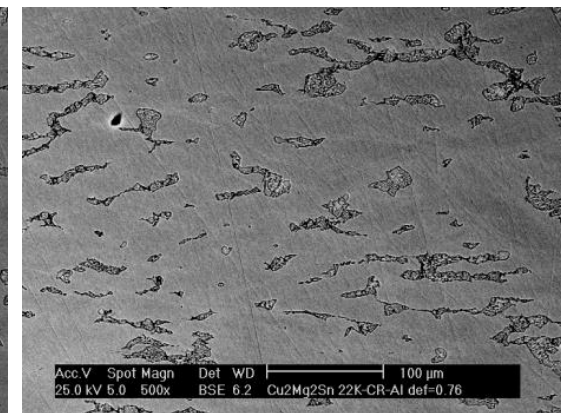
Que el espacio que hay entre las diferentes zonas interdendríticas, que originalmente se encuentran aisladas, vaya disminuyendo puede llegar a provocar cierta continuidad al unirse varias de estas estructuras al no tener nada que las aisle. Sin embargo, se desconoce si antes del laminado estas regiones ya presentaban esta característica de continuidad. En la figura 4.8 se observa con mayor claridad esta aparente peculiaridad. Esta continuidad debido al acercamiento de las diferentes zonas interdendríticas haría que las grietas corrieran mayores distancias dentro del material.



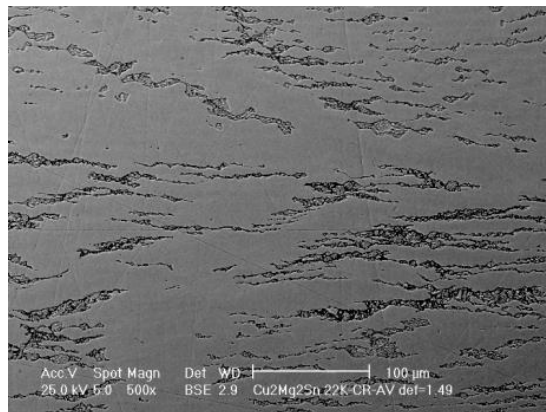
Fundición



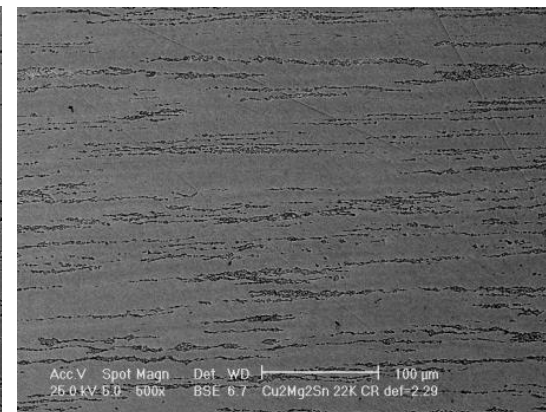
0.57



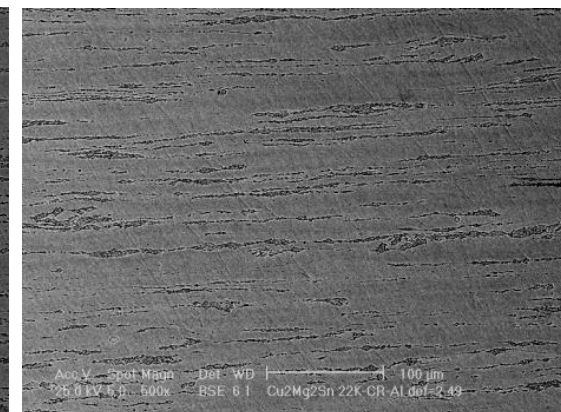
0.76



1.5

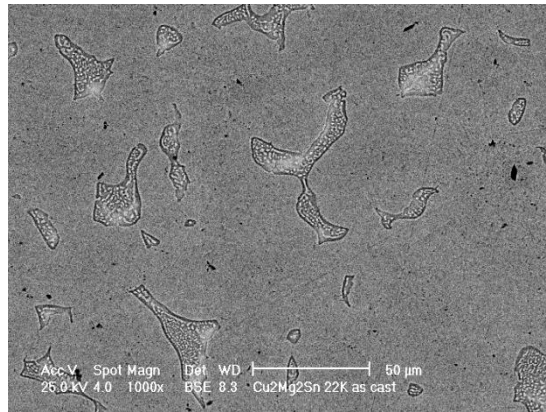


2.29

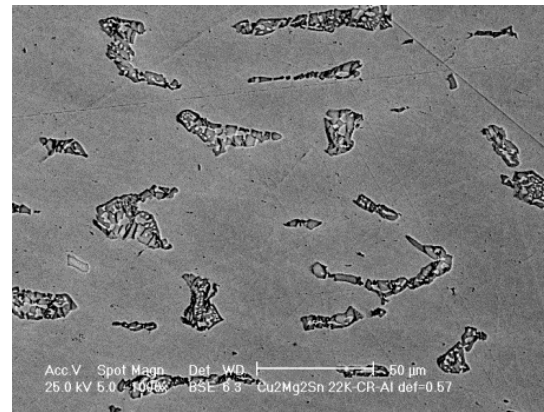


2.5

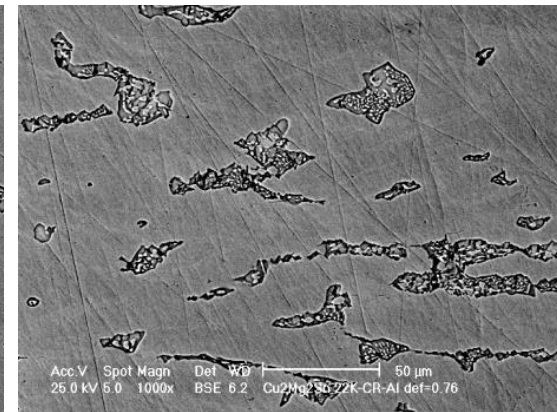
Figura 4.5. Imágenes de microscopio electrónico de barrido con detector de electrones retrodispersados a 500x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .



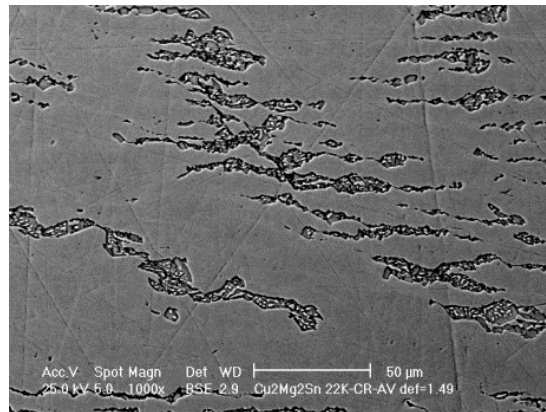
Fundición



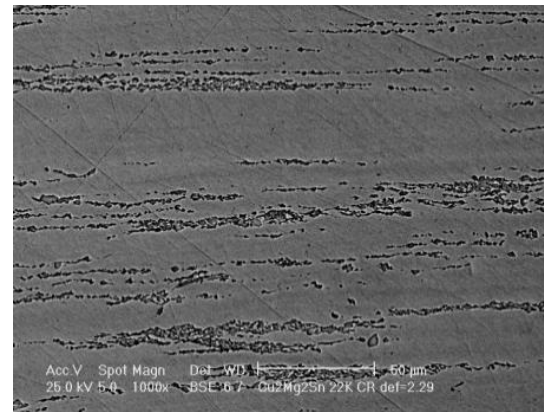
0.57



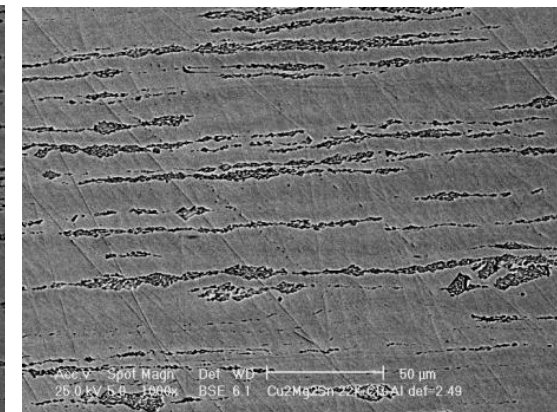
0.77



1.5

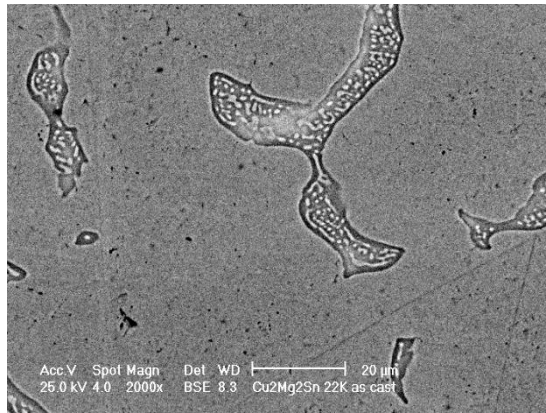


2.29

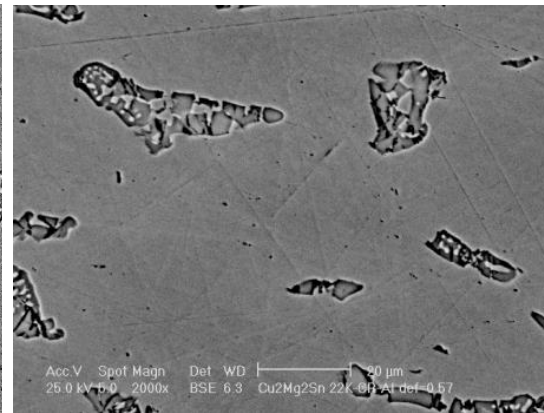


2.5

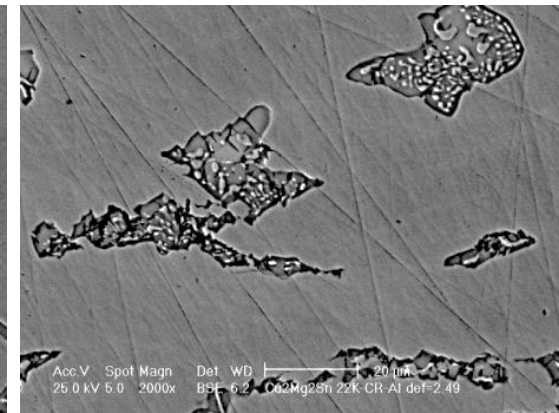
Figura 4.6. Imágenes de microscopio electrónico de barrido con detector de electrones retrodispersados a 1000x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .



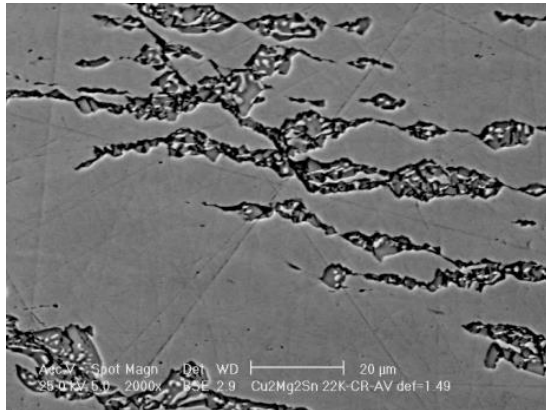
Fundición



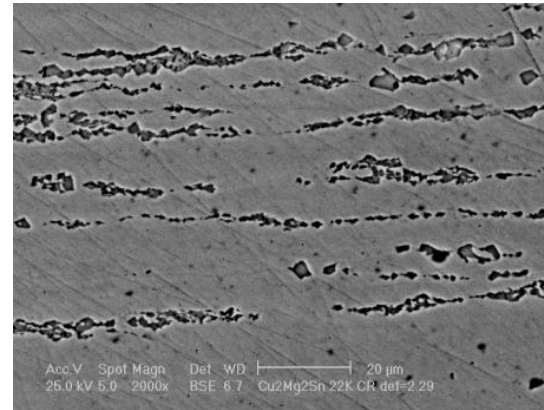
0.57



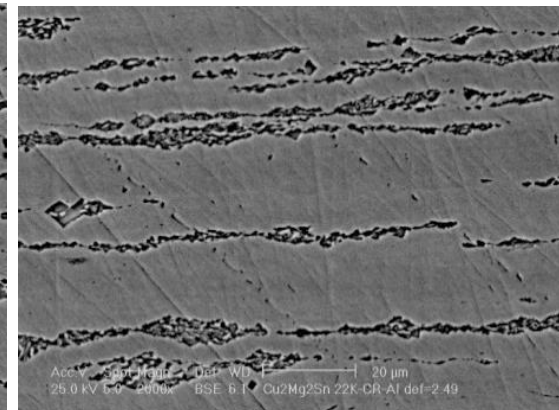
0.77



1.5



2.29



2.5

Figura 4.7. Imágenes de microscopio electrónico de barrido con detector de electrones retrodispersados a 2000x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .

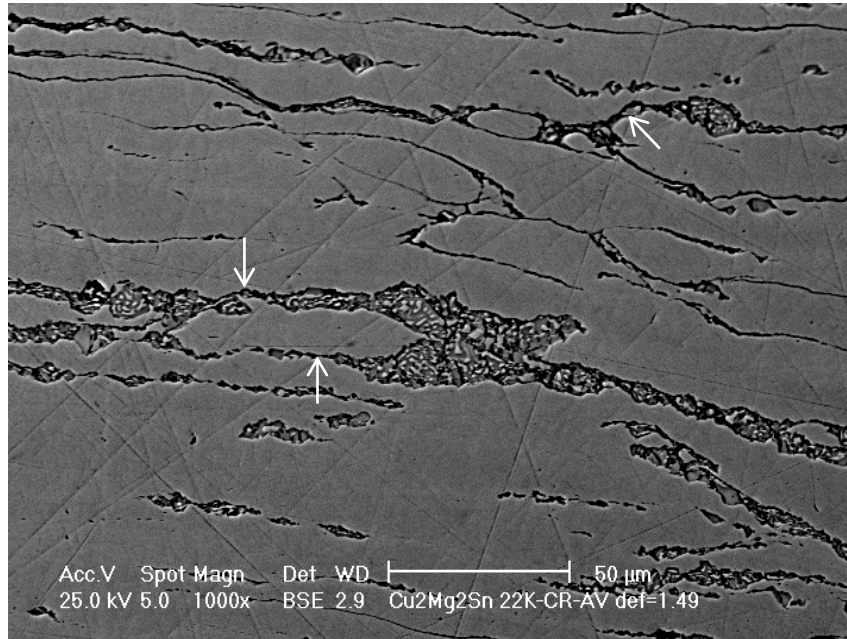


Figura 4.8. Micrografía de laminado con $\epsilon_{VM} = 1.5$ que muestra zonas interdendríticas que probablemente se unieron y ahora tienen continuidad.

4.6. ATAQUE QUÍMICO

Se experimentó con ataques diseñados para cobre puro, aleaciones de cobre e incluso para aceros y hierros. Todos los ataques probados fueron documentados. Aunque no todos los ataques revelaron todas las características microestructurales que se requerían observar, éstas pueden ser suficientes en otros casos. La tabla 4.3 resume todos los ataques probados. Se numeraron del 1 al 16 y se aplicaron ya sea en material laminado (L) y/o material de fundición (F). Se consideró que estos fueron completamente exitosos cuando en la observación en microscopio óptico fueron reveladas la mayoría de las características microestructurales del material, es decir: límites de grano, segregación, y forma, tamaño y distribución de las fases e inclusiones presentes [40]. Para los propósitos que se persiguen en este trabajo los ataques 7 (L) y 8 (L) no resultaron satisfactorios, no obstante, para casos en donde se busca que se revele la macroestructura estos ataques son una excelente opción.

Las figuras 4.9 y 4.10 son ejemplos de resultados de ataques parcialmente exitoso y exitoso, respectivamente. En la micrografía con ataque 5 (L) (figura 4.9) sólo se reveló el contraste entre las dos fases presentes. En la micrografía con ataque 15 (L) (figura 4.10) se observa el contraste entre las fases, la microestructura interna de la zona interdendrítica, el límite de grano y unas franjas de color oscuro sobre las dendritas, que se presume son bandas de corte, pues se observan de forma muy similar a las mostradas en micrografías reportadas en [45-47] (figura 5.3).

Tabla 4.3. Ataques químicos probados en la aleación Cu-2%Mg-2%Sn en estado de colada y laminada en frío [39, 41, 48]. Nomenclatura: (L), aplicado a material laminado; (F), aplicado a material de fundición; Sí, exitoso para todos los propósitos del trabajo; PE, ataque parcialmente exitoso, pues revela el contraste entre fases y/o entre los granos; EO, ataque exitoso para otros propósitos, pero no para los de este trabajo; y No, sin éxito alguno.

NOMBRE	ATAQUE	TIEMPO [s]	ÉXITO	COMENTARIOS
1 (L)	<ul style="list-style-type: none"> Nital (ácido nítrico [HNO₃] diluido en etanol [C₂H₅OH]) al 3 % 	10	No	Indicado para acero y hierro.
2 (L)	Primer paso: <ul style="list-style-type: none"> Nital al 3 % Segundo paso: <ul style="list-style-type: none"> Enjuague de la muestra Tercer paso: <ul style="list-style-type: none"> Cloruro férrico (FeCl₃) Agua (H₂O) 	-	No	Ambos indicados para acero y hierro.
3 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 17 g de persulfato de amonio ((NH₄)₂S₂O₈) 6 g de FeCl₃ 2 mL de ácido clorhídrico (HCl) 96 mL de C₂H₅OH 	5 y 10	No	Indicado para Ni, aleaciones de Ni, hierro y acero. Sobreatacó la muestra.
4 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 100 mL de H₂O 10 g de (NH₄)₂S₂O₈ 	5	PE	Sólo mostró un ligero contraste entre las dos fases presentes.
5 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 100 mL de H₂O 3 g de (NH₄)₂S₂O₈ 1 mL de hidróxido de amonio (NH₄OH) 	5, 10 y 60	PE	Con 5 s y 10 s sólo mostró contraste entre las fases y con 1 min eliminó por completo la fase Cu ₂ Mg.
6 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 10 g de FeCl₃ 480 mL de C₂H₅OH 20 mL de HCl 	20, 60 y 120	PE	Resalta los límites de grano y como fluye el material deformado. Eliminó la fase Cu ₂ Mg.
7 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 5 g de FeCl₃ 50 mL de HCl 100 mL de H₂O 	3 y 6	EO	Reveló el patrón de las dendritas a nivel macroscópico. Es una excelente opción para macroataque, pero no es lo que se busca en este trabajo.
8 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 2 mL de NH₄OH 2 mL ataque del ataque 5 (L) 2 mL de peróxido de hidrógeno (H₂O₂) 	15	EO	Reveló el patrón de las dendritas a nivel macroscópico. Es una excelente opción para macroataque, pero no es lo que se busca en este trabajo.
9 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 1 mL de ácido fosfórico (H₃PO₄) 1 mL de C₂H₅OH 48 mL de H₂O 	-	PE	Únicamente revela contraste entre las dos fases.
10 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 2.5 mL de H₃PO₄ al 2 % 2.5 mL de ataque 5 (L) 2.5 de H₂O₂ 	5 y 15	PE	Únicamente contrasta las dos fases.
11 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 7.5 mL de ataque 10 (L) 2.5 mL de H₂O₂ 	5	PE	Mayor contraste entre las fases que el que proporciona 10 (L), debido al incremento en la concentración de H ₂ O ₂ .
12 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 10 mL de ataque 11 (L) 2.5 mL de NH₄OH 	10	PE	Únicamente contrasta las dos fases.
13 (L)	<ul style="list-style-type: none"> 2 mL de HNO₃ 2 mL de H₂O 	30 y 60	PE	Con 30 s da buen contraste entre los granos, pero no revela más detalles. Con 1 min sobreataca la muestra.

NOMBRE	ATAQUE	TIEMPO [s]	ÉXITO	COMENTARIOS
14 (F) y (L)	Primer paso: <ul style="list-style-type: none"> • Ataque 6 (L) Segundo paso: <ul style="list-style-type: none"> • Enjuague de la muestra Tercer paso: <ul style="list-style-type: none"> • HNO₃ al 30 % 	5 en el primer paso y 120 en el tercero	PE	Aplicado en material de fundición revela únicamente contraste entre las fases. Aplicado en material laminado permite que se observe sólo la estructura dendrítica.
15 (L)	<ul style="list-style-type: none"> • 70 mL de H₂O • 5 g de nitrato férrico (Fe(NO₃)₃) • 25 mL de HCl 	15 y 20	Sí	En las orillas de las muestras revela buen contraste entre granos y entre las fases presentes, además de la subestructura interdendrítica y un posible sistema de deslizamiento. En las orillas el ataque no es homogéneo, por lo que hay zonas sobreatacadas, es decir, el interdendrítico completamente desaparecido y las dendritas oscurecidas. El centro aparece mayormente sobreatacado. El tiempo óptimo de aplicación varió entre 15 s 20 s según cada muestra.
16 (F)	<ul style="list-style-type: none"> • 2 mL de NH₄OH • 2 mL del ataque siguiente: <ul style="list-style-type: none"> ○ 100 mL de H₂O ○ 3 g de (NH₄)₂S₂O₈ ○ 1 mL de NH₄OH • 2 mL de H₂O₂ 	15	Sí	Reveló contraste entre las dos fases, límites de grano y la microestructura de la fase interdendrítica.

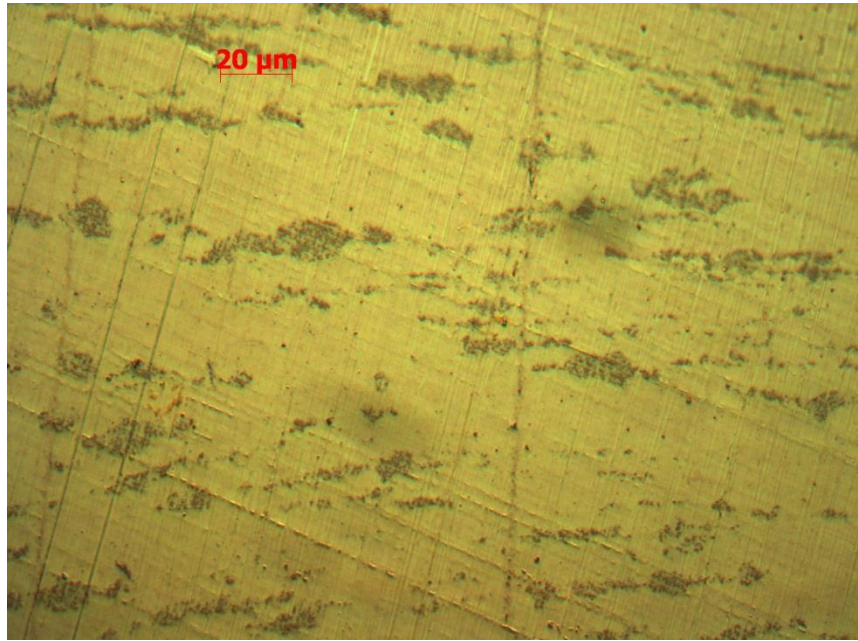


Figura 4.9. Imagen de microscopio óptico a 500x de muestra de material laminado, con $\epsilon_{VM} = 0.57$, y ataque 5 (L) durante 10 segundos. Se observa el contraste entre las fases.

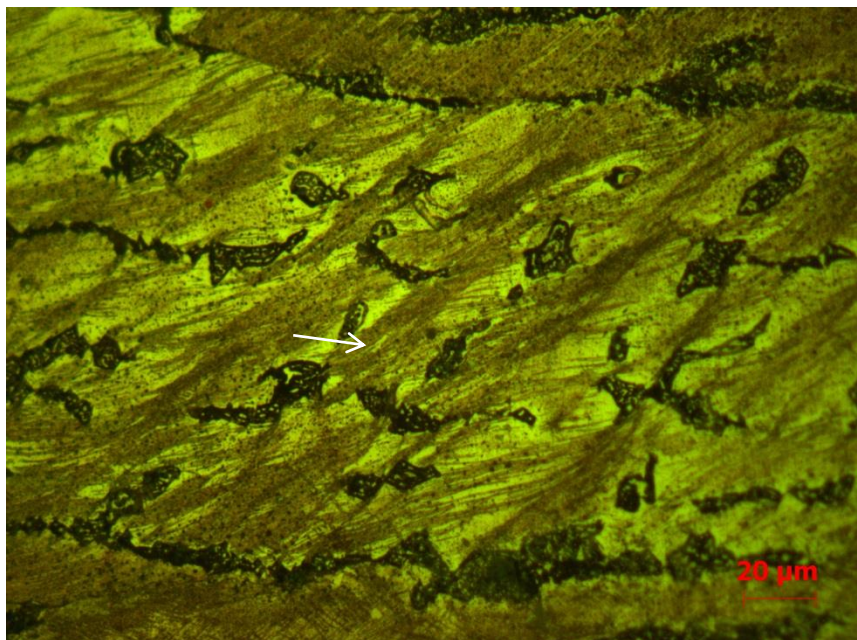


Figura 4.10. Imagen de microscopio óptico a 500x de muestra de material laminado, con $\epsilon_{VM} = 0.57$, y ataque 15 (L) durante 15 segundos. El ataque reveló las dos fases presentes, la microestructura del interdendrítico, límites de grano y posibles bandas de corte (indicada con flecha).

4.7. MICROSCOPIA ÓPTICA

Además de la información que arrojaron las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido, las obtenidas por microscopía óptica proporcionaron información complementaria: segregación en la fase (Cu), límites de grano y presencia de bandas de corte.

En las micrografías de material de fundición atacado con 16 (F), que muestran algunas regiones del material a diferentes aumentos, revelan la estructura dendrítica, resultado de la solidificación, junto con la microestructura del interdendrítico más claramente que lo observado con microscopio electrónico (figuras 4.11, 4.12 y 4.13).

En la figura 4.11 se observan diferentes granos claramente delimitados debido a las contrastantes tonalidades que presentan, a sus claras direcciones de crecimiento, y a los límites de grano bien definidos. En la figura 4.12 los brazos primarios y secundarios de las dendritas se hacen presentes. Cerca de los límites de grano algunas dendritas presentan microrrechupes. También hay cambios en la coloración de los brazos dendríticos, lo que denota segregación. La microestructura eutéctica formada por las fases (Cu) y Cu_2Mg se puede observar nítidamente en la figura 4.13.

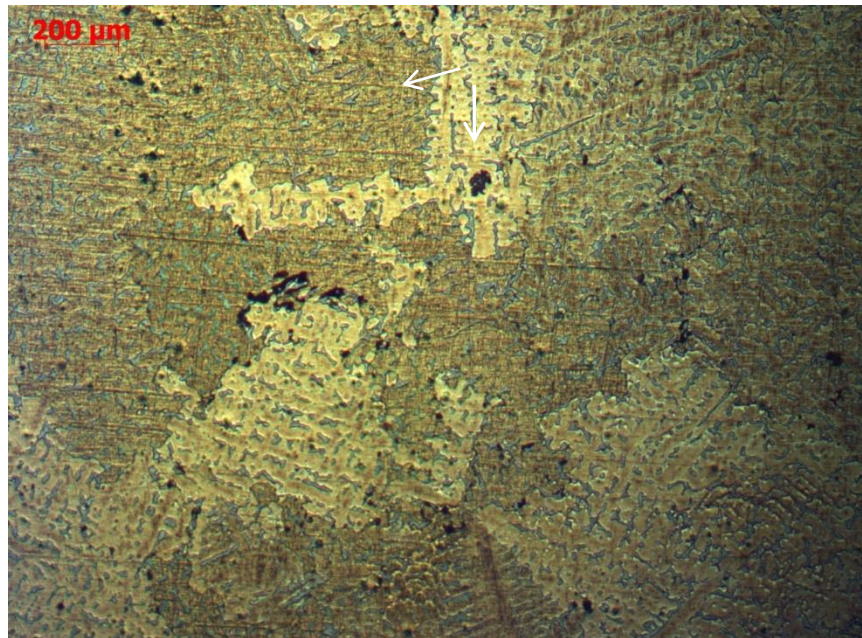


Figura 4.11. Micrografía de material de fundición a 50x atacado con 16 (F). Se observan: zona dendrítica, zona interdendrítica, límites de grano, contraste entre granos (indicado por las flechas) y microrrechupes (zonas negras en los límites de grano).

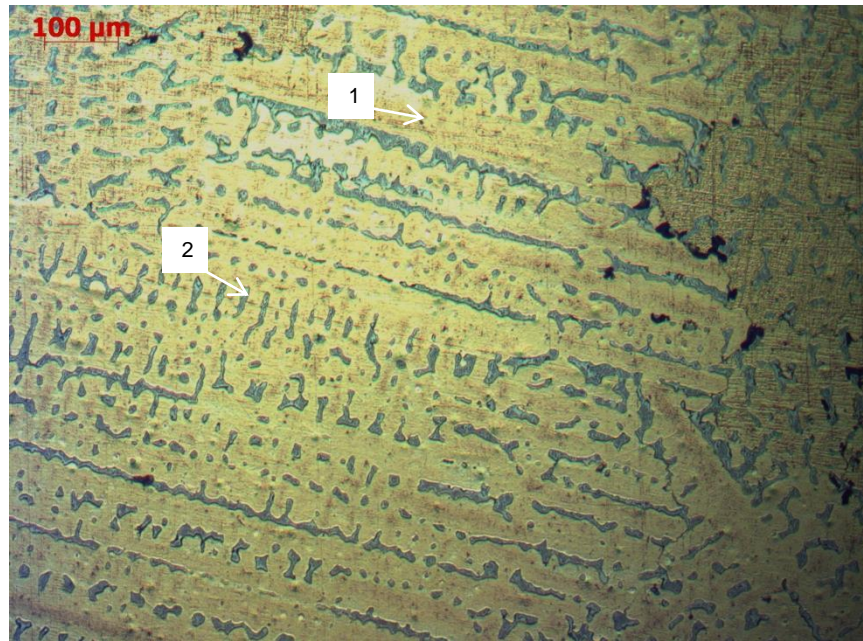


Figura 4.12. Micrografía de material de fundición a 200x atacado con 16 (F). Se observan brazos dendríticos primarios (1) y secundarios (2), segregación en la fase (Cu) (tonos claros y oscuros), y microrrechupes (zonas negras en las dendritas cerca de los límites de grano).

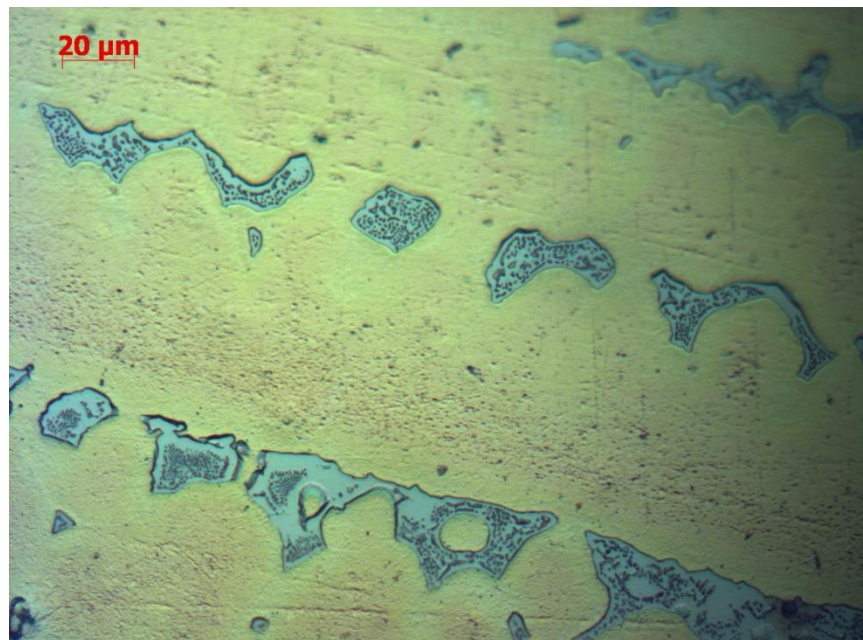
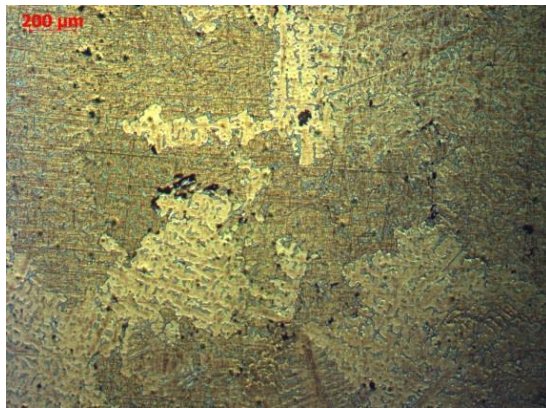


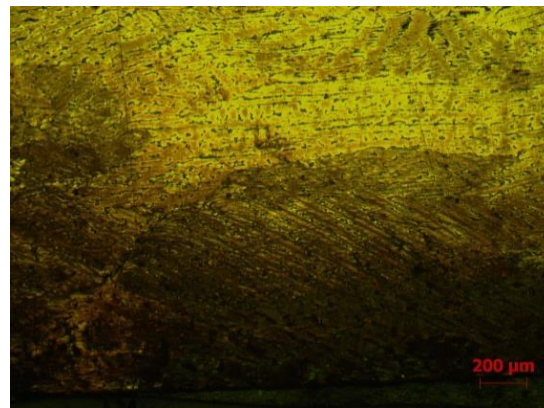
Figura 4.13. Micrografía de material de fundición a 500x atacado con 16 (F). Se aprecia la microestructura eutéctica de la fase Cu₂Mg y microsegregación en la fase (Cu).

Las figuras 4.14, 4.15, 4.16 y 4.17 muestran la evolución microestructural causada por la deformación en frío progresiva, a diferentes aumentos. Haciendo una comparación con el material de fundición, se nota como las dendritas se van deformando debido al proceso de laminado. A $\varepsilon_{VM} = 0.57$ y 0.77 todavía se guarda cierto parecido con respecto a la forma y distribución de las fases de la microestructura de fundición.

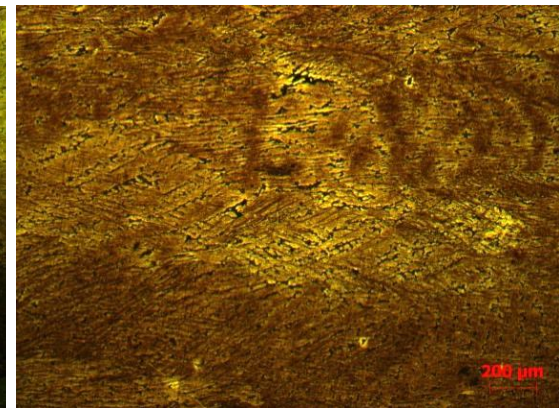
En las micrografías correspondientes a $\varepsilon_{VM} = 0.57$, 0.77 y 1.5 (figuras 4.14, 4.15, 4.16 y 4.17) se presentan las que presumiblemente son bandas de corte. Estas bandas de corte se observan más marcadas a lo largo de los brazos primarios. A $50\times$ y $100\times$, en las micrografías a $\varepsilon_{VM} = 0.57$ el grano oscurecido por el ataque es el que presenta bandas de corte, mientras que el grano no oscurecido no las muestra. A $\varepsilon_{VM} = 0.77$ hay presencia de bandas de corte en diferentes zonas de la micrografía y toda ella se encuentran oscurecida. A mayores deformaciones, de $\varepsilon_{VM} = 2.29$ y 2.5 , las dendritas están completamente aplastadas y mayormente oscurecidas y la fase interdendrítica toma la apariencia de líneas gruesas o listones. Es probable que lo que aparentemente es un sobreataque esté relacionado con la deformación, con una gran cantidad de bandas de corte, mayor densidad de dislocaciones o algún otro mecanismo de deformación, que aumenta su presencia conforme aumenta la deformación, y como resultado oscureciendo la fase (Cu).



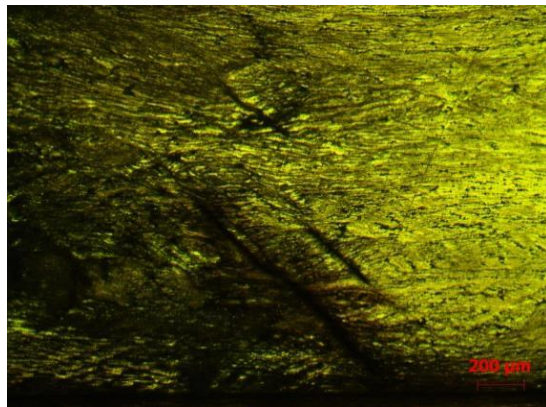
Fundición



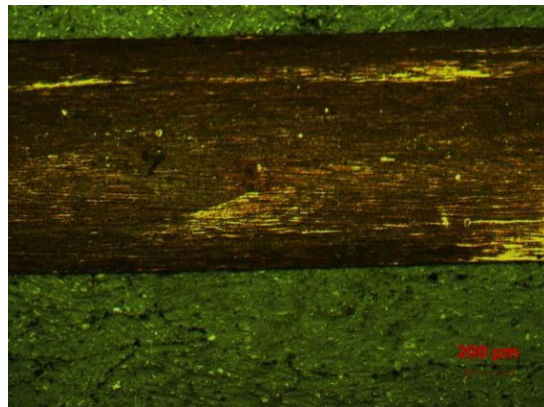
0.57



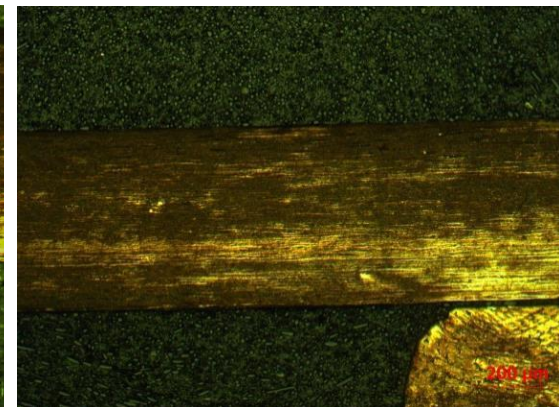
0.77



1.5

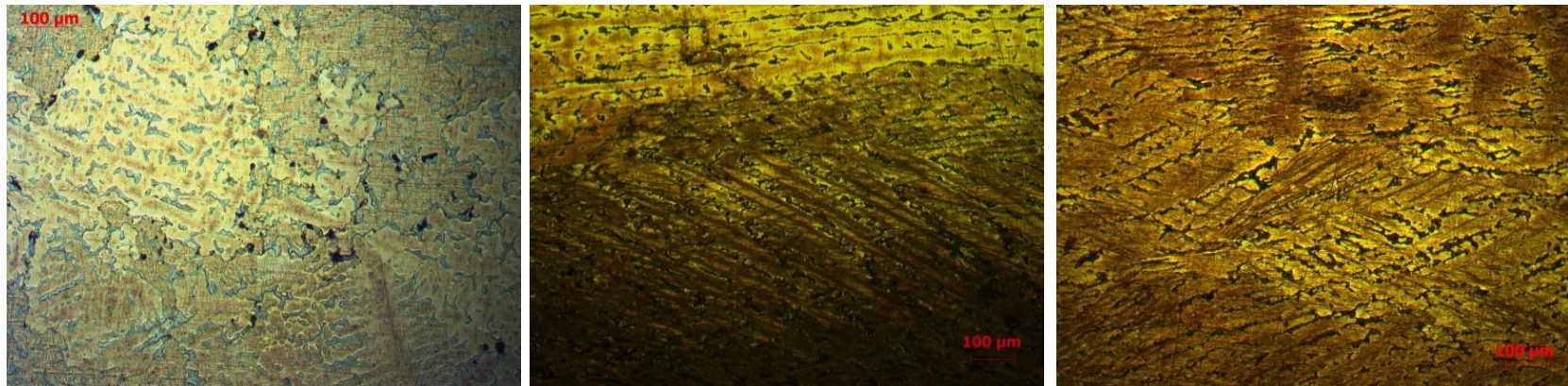


2.29



2.5

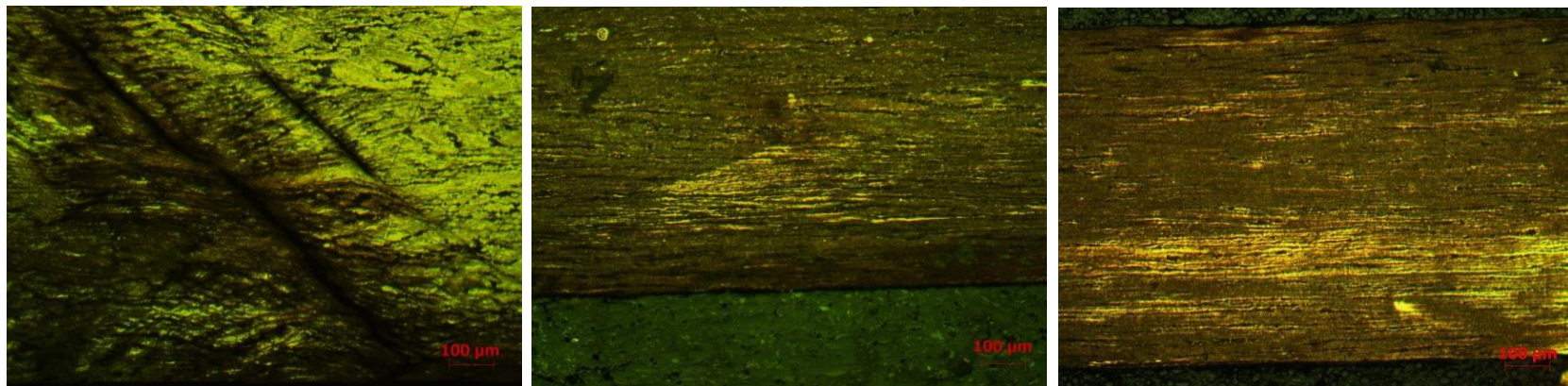
Figura 4.14. Imágenes de microscopio óptico a 50x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .



Fundición

0.57

0.77

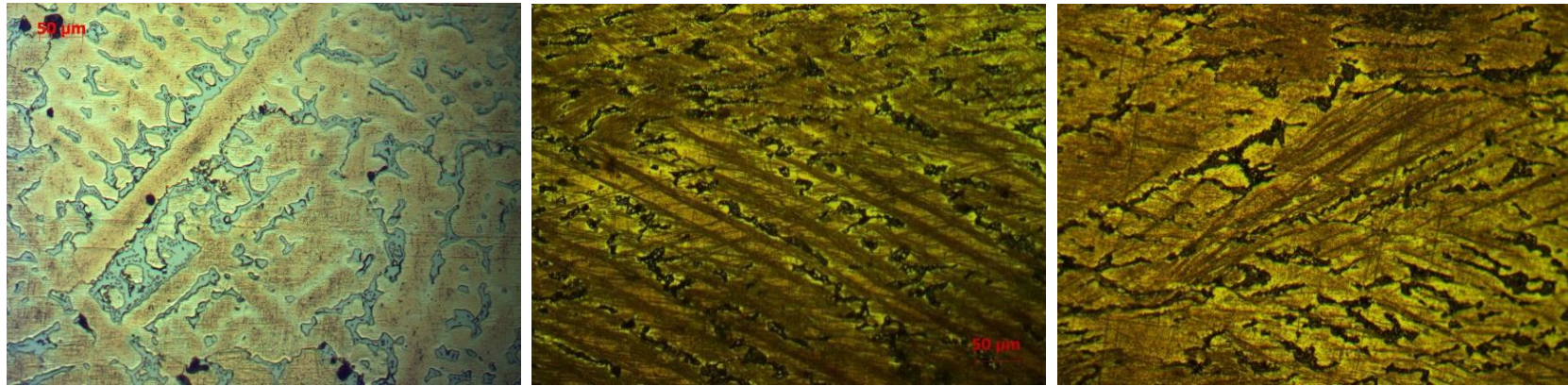


1.5

2.29

2.5

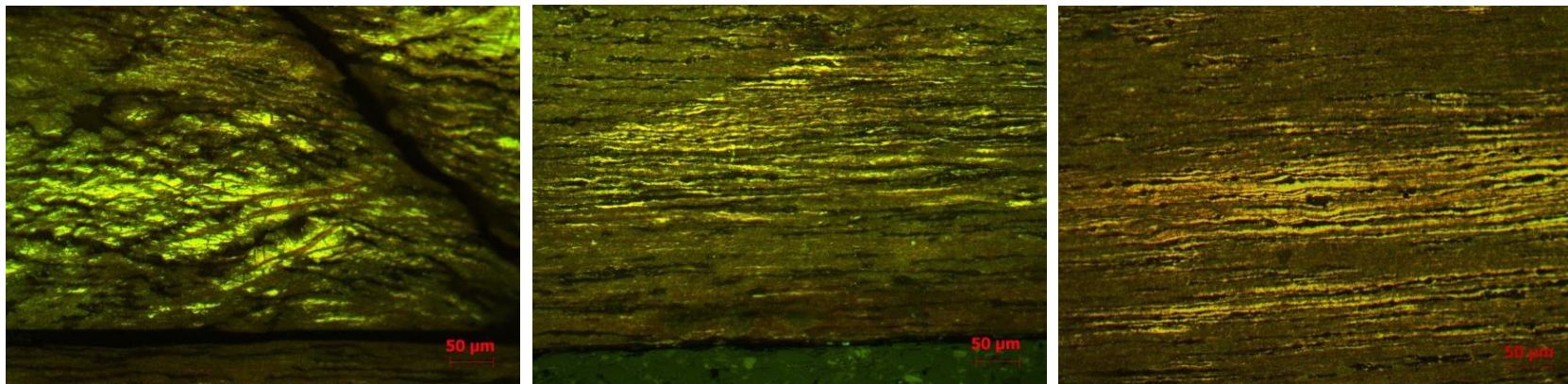
Figura 4.15. Imágenes de microscopio óptico a 100x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .



Fundición

0.57

0.77

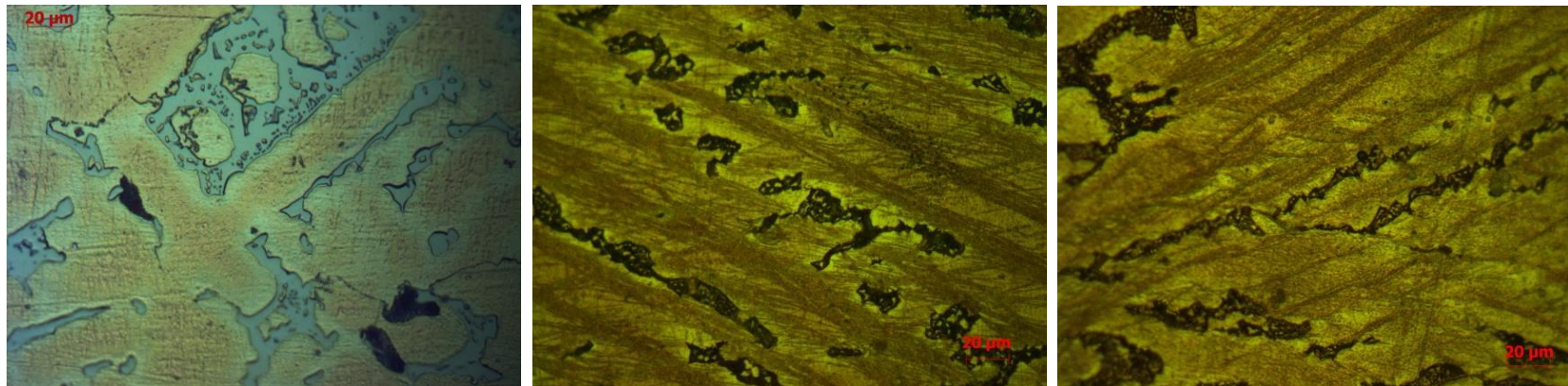


1.5

2.29

2.5

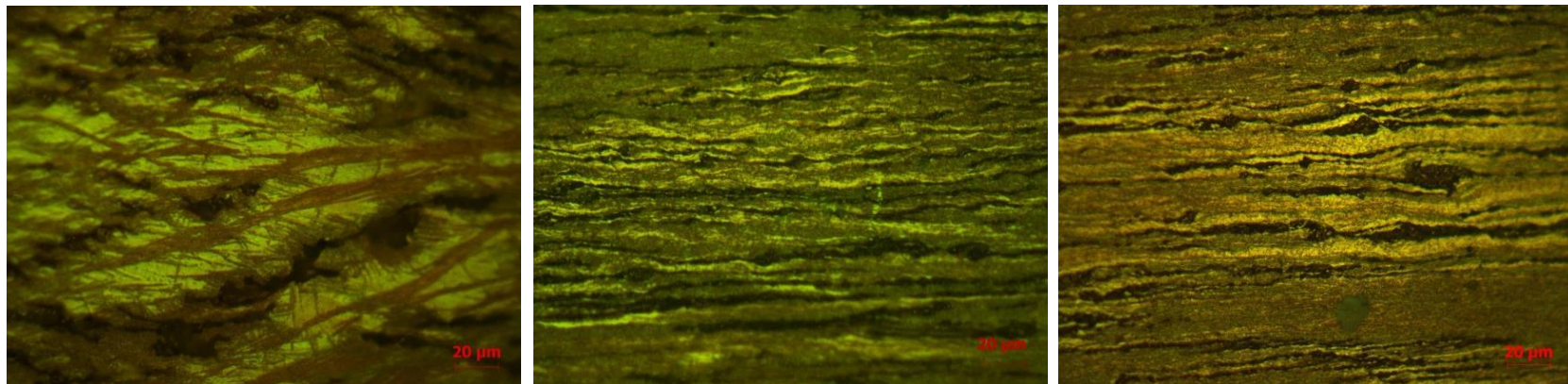
Figura 4.16. Imágenes de microscopio óptico a 200x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .



Fundición

0.57

0.77



1.5

2.29

2.5

Figura 4.17. Imágenes de microscopio óptico a 500x mostrando la evolución microestructural de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a diferentes ϵ_{VM} .

4.8. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Las fases resultantes del análisis por difracción de rayos X de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn en estado de colada (figura 4.18) coincidieron con las reportadas en [7, 11, 13, 44], y son: (Cu) y Cu_2Mg .

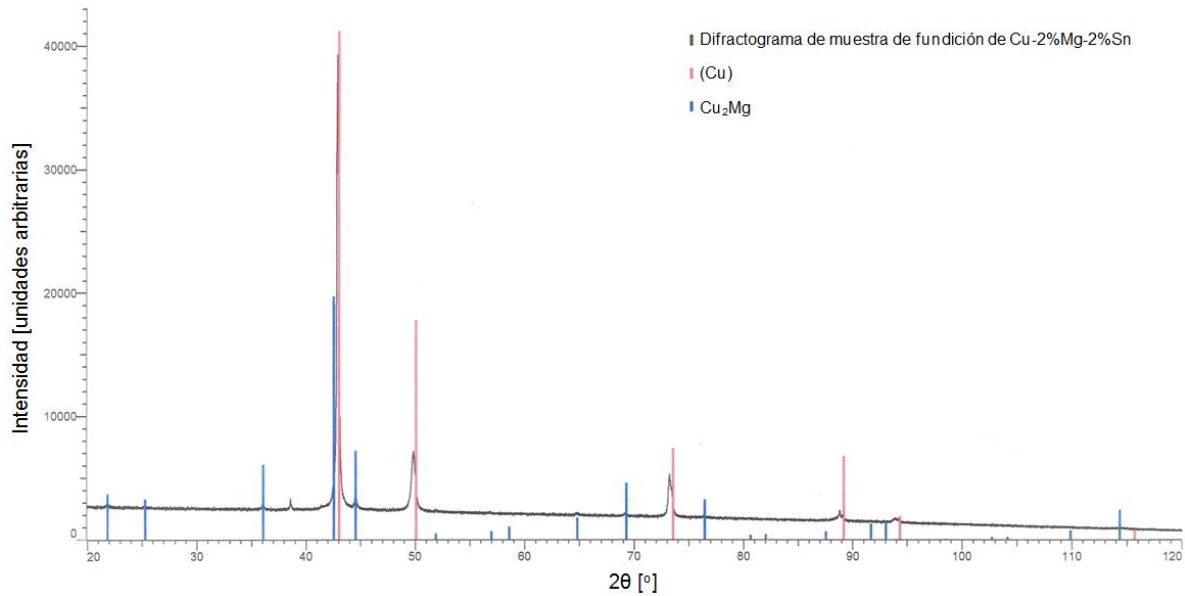


Figura 4.18. Patrón de difracción de rayos X de la muestra de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn en estado de colada.

5. DISCUSIÓN

5.1. FUNDICIÓN

La capa de óxido de Mg que se formó en el lingote estaba contemplada en los cálculos estequiométricos al momento de obtener las cantidades de materiales necesarios para la fundición. Aunque hubiese sido bueno obtener la composición real del material en estado de fundición, la cantidad de segunda fase (Cu_2Mg) que se observó en la microestructura corresponde con las imágenes reportadas de composiciones similares a Cu-2%Mg-2%Sn [7, 11, 13, 44], lo que da la seguridad de que la composición de la aleación es lo suficientemente cercana a la esperada. Sin embargo, no hubiese estado de sobra realizar un análisis por vía húmeda o por espectroscopía de emisión por chispa.

Utilizar un molde con medidas que permitan que con la misma cantidad de carga de material fundido una menor superficie de éste entre en contacto con el medio ambiente, puede ser otra variable que posiblemente ayude a disminuir la cantidad de pérdidas por formación de MgO.

Para llevar el proceso de fundición a nivel industrial es recomendable hacer previamente un balance de pérdidas económicas debidas a la capa de MgO, y valorar si la inversión en un horno de atmósfera controlada, que disminuiría las pérdidas de Mg por oxidación, para incorporarlo en el proceso es una mejor opción.

Los otros defectos que se presentaron fueron poros y microrrechupes. Tanto los poros, que tienen su origen en la presencia de gases durante la fundición y en vaciados con flujo turbulento, y los microrrechupes, que se deben a la falta de líquido durante la contracción de las dendritas cuando van solidificando, son defectos tecnológicos difíciles de controlar.

5.2. LAMINADO EN FRÍO

Como ya se dijo en la sección 3.1 y 4.2, debido al contenido de 2 % Mg que se relaciona con la cantidad de fase Cu_2Mg presente en la aleación, se pudo laminar el material, pues a mayor contenido de segunda fase, la cual se trata de un compuesto intermetálico cuya naturaleza de sus enlaces que en ella intervienen (muy similares a los enlaces iónicos, en lo que respecta la fuerza necesaria para romperlos) la hacen frágil y dura [16, 22], haciendo que se fracture con mayor facilidad.

En trabajos futuros se puede intentar variar la cantidad de la fase Cu_2Mg , modificándose las velocidades de enfriamiento o por medio de tratamientos térmicos, sin alterar la composición porcentual de los elementos aleantes, para optimizar el proceso de laminado.

El material hubiese podido seguir deformándose, sin embargo, al presentarse grietas y fauces de cocodrilo, que si no se hubiesen eliminado del planchón que se estaba laminando hubiese quedado inservible. Aunque los microrrechupes y los poros, si bien llegan a afectar las propiedades mecánicas del material, se cierran gracias a las cargas de compresión, aunque la falta de cohesión entre las dendritas no desaparece [7, 11]. Esta falta de cohesión se refiere a que aunque el espacio ocupado por los microrrechupes y poros sí deja de existir, la unión entre dendritas en donde se encontraban estos espacios vacíos no llega a ser tan buena si se le compara con la unión entre dos dendritas que nunca presentaron microrrechupes o poros.

La deformaciones no homogéneas debieron contribuir a que se presentaran grietas en el material, no obstante, aun con los defectos tecnológicos propios de toda fundición y desajustes en la laminadora, fue posible obtener el material laminado, incluso con la posibilidad de seguirse deformando.

5.3. ENSAYO DE TRACCIÓN

Los valores de los resultados de ambos ensayos fueron similares, exceptuando los de deformación máxima, que son bastante diferentes entre el primer y segundo ensayo. Resalta que los esfuerzos máximos de fluencia y de ruptura tiene el mismo valor en cada uno de los ensayos, esto indica que el material está perdiendo ductilidad e incrementando su dureza.

En la tabla 5.1 se hace una comparación de las propiedades mecánicas de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn con respecto a Cu puro y otras aleaciones basadas en Cu y Al.

El esfuerzo de fluencia de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn para $\epsilon_{VM} = 2.52$, tiene un valor de 387 MPa, valor que cae entre los valores de esfuerzo de fluencia de Cu-1%Mg-1%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.18$ y 2.92. El valor de esfuerzo máximo de fluencia de Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$, igual a 565 MPa, resulta aproximadamente de la mitad respecto a la aleación Cu-1%Mg-1%Sn con $\epsilon_{VM} = 2.18$ o 2.91. Se esperaría que el valor estuviera al menos dentro del rango de entre 942.3 y 1010.5 MPa, debido tanto al nivel de deformación

equivalente de Von Mises como por el contenido de Mg y Sn, superior en 1% en ambos elementos aleantes. En lo relacionado a la deformación máxima, la aleación aquí estudiada parece ser más dúctil pues alcanzó 5.7 % a $\epsilon_{VM} = 2.52$ y los valores de Cu-1%Mg-1%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.18$ y 2.91 son de 4.28 y 3.2 % respectivamente. Comparando las propiedades de Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$ contra los estados de colada de Cu-1%Mg-1%Sn y Cu-1%Mg-5%Sn, sus propiedades resultan superiores exceptuando la deformación máxima, que es superior para Cu-1%Mg-1%Sn.

Llama la atención que los esfuerzos de fluencia y máximo de fluencia de Cu puro a $\epsilon_{VM} = 1.35$, que reporta [25], se encuentran por encima de los de Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$. Si se le contrasta a Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$ con Cu-30%Zn a $\epsilon_{VM} = 1.35$, el esfuerzo máximo de fluencia también resulta superior para este último. Contra la aleación de cobre con 3 % de níquel, 0.6 % de silicio y 0.1 % magnesio (C70250) a $\epsilon_{VM} = 1.86$, los esfuerzos de fluencia y máximo de fluencia son inferiores para Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$, y sólo la deformación máxima resulta superior.

Confrontando a Cu-2%Mg-2%Sn a $\epsilon_{VM} = 2.52$ con las aleaciones de aluminio con 12 % de estaño, 2.5-3 % de silicio y 1 % de cobre (SAE788) a $\epsilon_{VM} = 3$ y 3.5, y aluminio con 20 % de estaño y 1 % de cobre (SAE783) a $\epsilon_{VM} = 4$, la aleación de estudio resulta superior en todas sus propiedades.

Tabla 5.1. Comparativa de las propiedades mecánicas de las aleaciones Cu-2%Mg-2%Sn versus Cu puro y algunas aleaciones de Cu y Al en estado de colada y trabajo en frío.

Aleación	ϵ_{VM}	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo máximo de fluencia [MPa]	Deformación máxima [%]	HV [MPa]
Cu-2%Mg-2%Sn	fundición	-	-	-	999
Cu-2%Mg-2%Sn	2.52	387	565	5.7	1494
Cu-1%Mg-1%Sn [11]	fundición	69.7	194	14.47	689
Cu-1%Mg-1%Sn [11]	2.18	360.5	942.3	4.28	-
Cu-1%Mg-1%Sn [11]	2.56	-	-	-	1520
Cu-1%Mg-1%Sn [11]	2.91	518.41	1010.5	3.2	-
Cu-1%Mg-5%Sn [11]	fundición	112.4	208.3	4.18	911
Cu [25]	1.35	400	620	5	90
Cu-30%Zn [25]	1.25	-	-	6	-
Cu-30%Zn [25]	1.35	-	680	-	-
C70250 [25]	1.86	580	600	2	-
SAE-788 [28]	fundición	-	-	-	500
SAE-788 [49]	3	220.82	229.43	0.954	-
SAE-788 [38, 49]	3.5	217.61	230.94	0.61	600
SAE-783 [50]	4	44.15	261.7	3.7	-

Así como se observó durante etapa de laminado en donde el material a $\epsilon_{VM} = 2.52$ la aleación hubiese podido seguirse deformando pues seguía siendo dúctil, como ya se dijo en la sección 4.3, en los dos ensayos de tracción también se presentaron fracturas con cuello dentro del área reducida. Esto aunado a que la deformación máxima en el ensayo de tracción resultó superior a las aleaciones deformadas en frío con que se les comparó, quiere decir que la aleación sigue siendo lo suficientemente dúctil para seguirse deformando en frío.

Se examinó que en la zona de las probetas de donde son sujetadas a las mordazas, se presentó deslizamiento al momento de realizar el ensayo de tracción. Este deslizamiento se traduciría en un aparente mayor porcentaje de deformación. Ésta puede ser la razón por la razón que el ensayo 1 alcanzó 3.7 % de deformación y el 2, 7.6 %, que es más del doble.

Sería de provecho hacer un análisis exhaustivo de la zona de falla, para conocer con detalle qué porcentaje de la fractura es dúctil. Además, hacer observaciones por medio de microscopía para determinar si los defectos de fundición estuvieron presentes en la falla y si la fractura se dio sobre la zona dendrítica y/o interdendrítica, pues se pudo comprobar por lo observado en las micrografías que la fase interdendrítica es frágil, ya que desde $\epsilon_{VM} = 0.57$ presentó grietas (figura 4.4).

Debido a las alteraciones microestructurales a consecuencia del laminado, a $\epsilon_{VM} = 1.5$ tal parece que los espacios que separaban las zonas interdendríticas se vieron reducidos a tal grado que se presentó continuidad entre ellas (figuras 4.5, 4.6, 4.7 y 4.8), lo que probablemente facilitó que las microgrietas de los primeros pasos de deformación se fueran propagando a lo largo de mayores distancias, y esto al final pudo ayudar a que ya no hubiese cohesión entre las dendrita y se presentara la falla.

Para hacer un seguimiento minucioso de las propiedades mecánicas de la aleación que se está trabajando se requiere disponer de una mayor cantidad de material para hacer ensayos de tracción. Ir endureciendo por trabajo en frío y ensayar probetas con diferentes niveles de deformación previos al máximo alcanzado mostraría un panorama más claro del comportamiento del material. De esta manera se lograría conocer el comportamiento de la variación entre resistencia, ductilidad y dureza.

Las propiedades mecánicas de esta aleación en piezas ya manufacturadas no sólo dependen de su microestructura resultante de solidificación. Las muestras del material laminado se realizaron de tal forma que el eje longitudinal de las probetas coincidiera con la dirección RD, pues suele ser la dirección en donde se obtiene la más alta resistencia del material. Sin embargo, hubiese sido interesante maquinar muestras a diferentes inclinaciones respecto al eje RD para conocer a qué ángulo se obtiene la mayor ductilidad, por ejemplo a 45° , que es la dirección es donde algunas aleaciones presentan su ductilidad maximizada [20].

5.4. DUREZA VICKERS CON MICROINDENTADOR

Aunque en general los valores de los ensayos de dureza con microindentador presentan una tendencia al endurecimiento conforme aumenta la deformación en frío del material, no se pueden pasar por alto ciertas fluctuaciones no esperadas. Se puede observar lo que es un aumento súbito de dureza a $\epsilon_{VM} = 1.02$ e inmediatamente después una caída de dureza a $\epsilon_{VM} = 1.25$. En el siguiente nivel de deformación, $\epsilon_{VM} = 1.5$, aumenta la dureza, pero después vuelve a haber una fluctuación que se presenta como una caída a $\epsilon_{VM} = 1.73$, y de nueva cuenta pasa a $\epsilon_{VM} = 2.29$.

Se pueden llegar a presentar mecanismos de ablandamiento y degradación de la resistencia de un material sometido a deformación plástica en situaciones especiales a través de ciertas formas. Uno de estos mecanismos es el ablandamiento geométrico: durante la deformación plástica los granos pueden girar de forma individual en ciertas direcciones cristalográficas que hará que el factor de Schmid (el producto de los cosenos de la ley de Schmid) se incremente. Estos giros pueden llevar a un ablandamiento del material. Otro mecanismo es el de ablandamiento térmico. Éste se presenta cuando el calor producido por la deformación no tiene el suficiente tiempo para fluir fuera del material haciendo que las propiedades mecánicas se vean afectadas y se ablande el material. Estos mecanismos de ablandamiento pueden llevar al material a que se presenten lo que se conocen como bandas de corte adiabáticas [6].

Además de la condición en concreto que presenta esta aleación, en donde la fase (Cu) es dúctil y la fase Cu_2Mg es dura, lo que a veces provoca huellas no homogéneas, también se debe recordar que los materiales a distancias pequeñas sufren de variaciones en la dureza de su superficie. Tomando en cuenta estas situaciones y considerando que las indentaciones se realizan de forma aleatoria, es posible que las variaciones en la dureza se deban a que las indentaciones llegan a coincidir en zonas completamente dúctiles (dendritas) o completamente duras (interdendrítico). Al utilizarse un microindentador se está trabajando con distancias en un rango de micras que por la presencia de dislocaciones en el material éstas interactúan con el microindentador, generando las inconsistencias en las lecturas [37].

La norma [36] establece que, en caso de material laminado, el cual presenta propiedades mecánicas anisotrópicas, las muestras deben irse girando hasta obtener huellas con diagonales horizontales y verticales aproximadamente iguales en magnitud, con el fin de no rebasar variaciones más allá del 5 % . Como se puede leer en la tabla 5.2, en ningún caso se alcanzó el límite que establece la norma, por lo que no fue necesario girar las probetas. Sin embargo, no se puede dejar de resaltar que los valores de menor porcentaje de variación entre diagonales pertenecen a las deformaciones 1.02, 1.73 y 2.29, que son las deformaciones en donde se presentan las inconsistencias en las lecturas de dureza. Es probable que estas tres diferencias entre diagonales y tres fluctuaciones en las deformaciones se presentaran debido a ciertos comportamientos distintos bajo las cargas del indentador o a específicas condiciones geométricas de los granos que sólo se presentaron en las tres zonas donde se hicieron tales microindentaciones.

De la tabla 5.1 se muestra que en estado de colada la dureza Vickers de Cu-2%Mg-2%Sn es inferior con respecto a Cu-1%Mg-1%Sn también en estado de colada y a Cu-1%Mg-1%Sn con $\epsilon_{VM} = 2.18$. Respecto a Cu puro y otras aleaciones de Cu y Al, la aleación Cu-2%Mg-2%Sn es superior, incluso si estas elaciones han sido endurecidas por trabajo en frío. Si ahora se le compara a Cu-2%Mg-2%Sn con $\epsilon_{VM} = 2.52$, la aleación de estudio sigue siendo inferior a Cu-1%Mg-1%Sn con $\epsilon_{VM} = 2.56$. Se esperaría que la aleación de estudio tuviera mayor dureza respecto a Cu-1%Mg-1%Sn debido a los porcentajes de contenido de Mg y Sn.

Tabla 5.2. Porcentaje de las diferencias entre las diagonales horizontales y verticales de los ensayos de dureza Vickers con microindendador para la aleación Cu-2%Mg-2%Sn

ϵ_{VM}	Porcentaje de diferencias entre diagonales horizontales y verticales [%]
Material de fundición	4.5 ± 2.8
0.57	1.6 ± 1.4
0.77	3.3 ± 3
1.02	0.6 ± 0.9
1.25	1.6 ± 0.5
1.5	2.8 ± 2
1.73	0.5 ± 0.3
2.03	2.8 ± 1.7
2.29	1.1 ± 0.7
2.5	1.9 ± 1.1
2.52	1.4 ± 0.7

5.5. PULIDO

Si bien fue complicado llegar al acabado espejo con al menos algunas zonas libres de rayaduras que permitieran la observación adecuada de las muestras en los microscopios, conforme se le fue dando mayor importancia a la limpieza los acabados fueron mejorando, lográndose resultados favorables que de otra forma no se hubiesen alcanzado.

Trabajar en un ambiente libre de polvo, usar agua destilada, la cual está libre de impurezas o partículas duras, durante el desbaste y para las disoluciones, así como enjuagar los equipos, accesorios (lijas, recipientes, etc) y muestras (incluso con limpiadora ultrasónica) con agua destilada antes de utilizarlos no debe ser pasado por alto. Las lijas y los paños para el desbaste y el pulido deben ser nuevos y no de usos previos con otros materiales. Los insumos para pulido (pasta de diamante, alúmina, etc.) preferentemente también deben ser nuevos o al menos tenerse la certeza de que fueron utilizados por manos expertas que garanticen que no los contaminaron con polvo u otras partículas extrañas que pueden rayar las muestras.

Aunado a las partículas externas contaminantes que pueden llegar a rayar las muestras, pero que hasta cierto punto se pueden evitar, la fase Cu₂Mg, que es más dura que la fase (Cu), también contribuyó a que se dañara el resto de la muestra. Sin embargo, es un factor que no se puede eliminar.

Los clips y los encapsulados en baquelita están diseñados para facilitar la preparación de las muestras para su observación metalográfica, aunque para mejorar la calidad del pulido de las muestras se ha optado en algunos otros trabajos de la UDIATEM por métodos de sujeción alternos al encapsulamiento, empleando materiales blandos o más afines al material de las muestras.

A veces se recurre a un exceso de presión, ya que es lento el proceso para que desaparezcan las rayaduras del material al momento del desbaste y el pulido. La presión aplicada a la muestra durante el desbaste y el pulido en todo momento debe ser la adecuada. Por experiencia, si la presión es demasiada, la fase (Cu) se deformará en exceso y se distribuirá sobre el resto de la muestra, ocultando defectos de pulido y desbaste, que en etapas posteriores del proceso volverán a aparecer.

Aunque se pueden lograr resultados por medio del desbaste y pulido con lijas y paños, sin embargo, las muestras atacadas tuvieron mejores acabados, lo que sugiere que un pulido electroquímico podría dar mejores resultados.

No se debe olvidar que una mala preparación metalográfica de las muestras puede llevar a inadecuadas interpretaciones de la microestructura en su observación en el microscopio [39].

5.6. ATAQUE QUÍMICO

Los reactivos creados para revelar la estructura se suelen desarrollar de forma empírica y con la guía básica del comportamiento químico del material [39, 41]. Es por eso que las instrucciones para la preparación y los tiempos de aplicación no suelen aparecer reportadas y el éxito de la aplicación del ataque no se puede predecir antes de su prueba con el material específico que se esté estudiando.

Una posible explicación por la que se dificultó encontrar rápidamente un ataque químico adecuado se encuentra en que, aunque se dice que las aleaciones de Cu α se comportan similares al Cu puro ante los ataques químicos, sin embargo, la presencia de Sn añadido a latón causa que la aleación se vuelva menos sensible a los ataques [41].

Un ataque químico está compuesto básicamente de tres elementos: un agente corrosivo, un modificador y un oxidante. En ocasiones un mismo elemento que conforma el ataque puede servir de dos de estas funciones. El ataque, que consiste en disoluciones selectivas a través de la corrosión y la oxidación, si tiene cambios en el potencial de oxidación puede alterar la velocidad de disolución [39].

Para trabajos futuros deben tomarse en cuenta ciertos puntos relevantes para encontrar o adaptar los ataques que no están prescritos para la aleación Cu-2%Mg-2%Sn. Los tiempos de aplicación del reactivo del ataque no son los mismos si se trata de materiales de una fase o de varias, debido a la actividad electrolítica y las diferencias de potencial no sólo entre granos, impurezas y la matriz, sino también depende de las fases existentes. Si el tiempo de aplicación no es el adecuado, éste puede provocar cambios en

el potencial de disolución, haciendo que la fase catódica presente disolución. Pueden también generar alteraciones en el comportamiento del ataque factores como el orden en que se mezclan los elementos que conforman el reactivo y la antelación con que estos han sido preparados [39].

Era de esperarse que la efectividad de ataque químico para el material de fundición no fuera la misma para material laminado, ya que las condiciones de ambos son muy distintas. La conformación de la microestructura cambia una vez trabajado en frío. Durante el laminado los granos van girando y/o se van deformando. En el caso de la fase Cu_2Mg al irse deformando se va agrietando para después fracturarse y repartirse de nuevas formas, generándose algo similar a la mezcla mecánica de la que se habla en [11]. La microsegregación desaparece y se da una distribución más homogénea. Todos estos efectos desarrollan otra microestructura. Se habrán creado nuevas y muy distintas condiciones para el ataque químico, las cuales provocarán contrastes debidos a la orientación cristalográfica de los granos que se presentan, entre otras cosas, a causa de la disolución por electrólisis entre límites de grano, interiores de los granos, impurezas de las fases y la matriz, el gradiente de concentración de la aleación de una fase, y las fases presentes [39].

Que la etapa de ataque químico tenga mucho de empírico no ha limitado a que existan trabajos serios que giran alrededor de las variables a considerar en los ataques, como es el caso de [41, 42], en donde se analizan variedad de reactivos, tiempos de aplicación, nivel de deformación plástica de las muestras a atacar y forma de aplicación de los reactivos sobre las muestras.

Debido al tiempo que se invirtió en la etapa de ataque químico, bien podría continuarse con un estudio que tuviera como propósito la optimización de esta técnica en aleaciones Cu-Mg-Sn trabajadas en frío, pues la información con la que se cuenta en handbooks y libros de texto sobre metalografía no es suficiente.

5.7. MICROSCOPIA

Las micrografías de microscopio óptico y electrónico de barrido permitieron que se pudiera observar la microestructura dendrítica (figuras 4.3, 4.11, 4.12 y 4.13), común en fundiciones de Cu y sus aleaciones [25]. También se corroboró, como así se esperaba, segregación en las dendritas (figuras 4.12 y 4.13) y existencia de una segunda fase interdendrítica (Cu_2Mg) de microestructura eutéctica (figuras 4.3 y 4.13), ambas propias de la solidificación lejos de la composición eutéctica. La segregación no sólo se presentó en la fase (Cu), sino que también hubo segregación de Sn en la fase Cu_2Mg (figura 4.3).

Analizando el proceso de deformación plástica reflejado en las micrografías, se corroboró que la fase (Cu) es dúctil, pues se deformó sin que se pudieran detectar grietas, mientras que la fase Cu_2Mg presentó grietas ya desde $\epsilon_{VM} = 0.57$. Debido a la cantidad de Mg, sólo del 2 %, las zonas interdendríticas se encuentran en pocas cantidades y sin conexión entre ellas, así que cuando la segunda fase se agrieta, las grietas no corren dentro del material largas distancias.

Observando detalladamente la evolución microestructural (figuras 4.5, 4.6, 4.7, 4.14, 4.15, 4.16 y 4.17) en cuatro de las ε_{VM} se da cierta discrepancia. En el resto de las micrografías tanto los niveles de deformación que se aprecian visualmente en las dendritas como en el interdendrítico se presentan gradual e incrementalmente conforme aumenta el nivel de ε_{VM} . Sin embargo, de $\varepsilon_{VM} = 0.57$ a 0.77 y de $\varepsilon_{VM} = 2.29$ a 2.5 esta deformación observada parece disminuir, como si al pasar por los rodillos de la laminadora la deformación hubiese «disminuido» en lugar de aumentar. Incluso algunos profesores y alumnos de la UDIATEM durante la elaboración de esta tesis creyeron que las imágenes estaban intercambiadas. Esta aparente disminución en la deformación puede ser debido a que las micrografías no fueron obtenidas en la misma zona y la deformación no es completamente igual en todo el material. También puede ser una situación no esperada al igual que las fluctuaciones en las durezas al ir aumentando ε_{VM} , y es arriesgado mencionarlo, pero ambas podrían estar relacionadas por medio del mecanismo de ablandamiento del material.

Se buscó en la literatura una respuesta a lo que son aquellas líneas gruesas que se presentaron en las muestras laminadas, y que se observan claramente en las imágenes de microscopio óptico a $\varepsilon_{VM} = 0.57$, 0.77 y 1.5 (figuras 4.14, 4.15 y 4.16) y a $\varepsilon_{VM} = 1.02$ y 1.73 (figuras 5.1 y 5.2), que no se incluyeron en la evolución microestructural del capítulo 4 por falta de espacio. Se encontró en micrografías reportadas resultantes del proceso de trabajo en frío que ilustran la existencia de bandas de corte (figura 5.3). Existe una similitud considerable entre las bandas de corte de las micrografías reportadas (figura 5.3) y las observadas en este trabajo (figura 5.1 y 5.2).

Las bandas de corte son un mecanismo de deformación más, como es el caso de la deformación por maclado o el movimiento de dislocaciones. Puede ser observado a nivel macroscópico (macrobandas) o microscópico (microbandas), y frecuentemente se presenta cuando el material es sometido a considerables niveles de deformación, en el momento en que otros sistemas de deformación ya se han activado, pero no son suficientes para acumular tanta deformación y no se han liberado esfuerzos [15, 45, 51]. Algunos de los niveles de deformación en los que se presentan las bandas de corte (figura 5.3) son de $\varepsilon_{VM} = 0.12$, 1.21 y 1.39 , mientras que en las micrografías de este trabajo se observan con claridad a $\varepsilon_{VM} = 0.57$, 0.77 , 1.02 , 1.5 y 1.73 (figuras 4.10, 4.14, 4.15, 4.16, 4.17, 5.1 y 5.2), ambos rangos de deformación más o menos similares.

La deformación comienza a concentrarse en las zonas donde la resistencia al flujo se pierde, llevando al material a una inestabilidad plástica, o también llamada flujo plástico localizado, lo que consigue deformaciones heterogéneas (anisotropía mecánica) [15, 45, 51]. En las micrografía a $\varepsilon_{VM} = 0.57$ de las figuras 4.14 y 4.15 se observan dos granos, uno superior y otro inferior. Este último es en el que seguramente la resistencia al flujo no continuó, por lo que presentan bandas de corte, mientras que en el superior aún no se observan las bandas pues sigue fluyendo el material. Con la inestabilidad plástica se presentan las bandas de Lüders y las bandas de corte, estas últimas son el mayor ejemplo de presencia de la inestabilidad plástica [47].

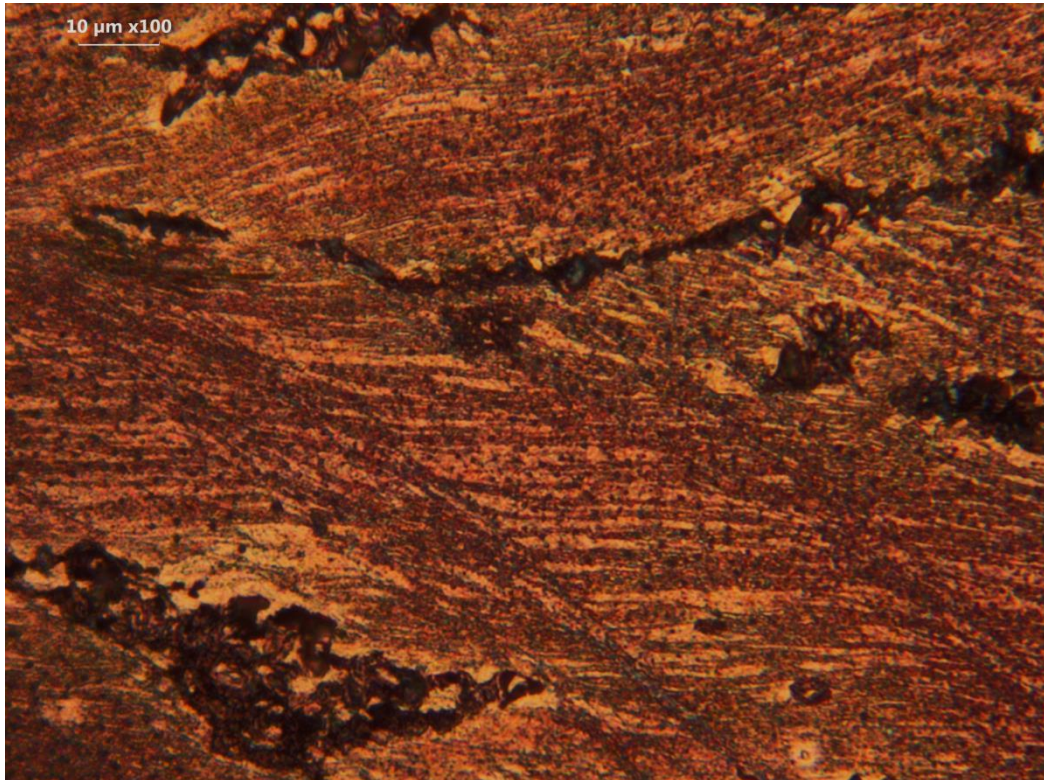


Figura 5.1. Microestructura de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a 1000x, laminada en frío, $\epsilon_{VM} = 1.02$.

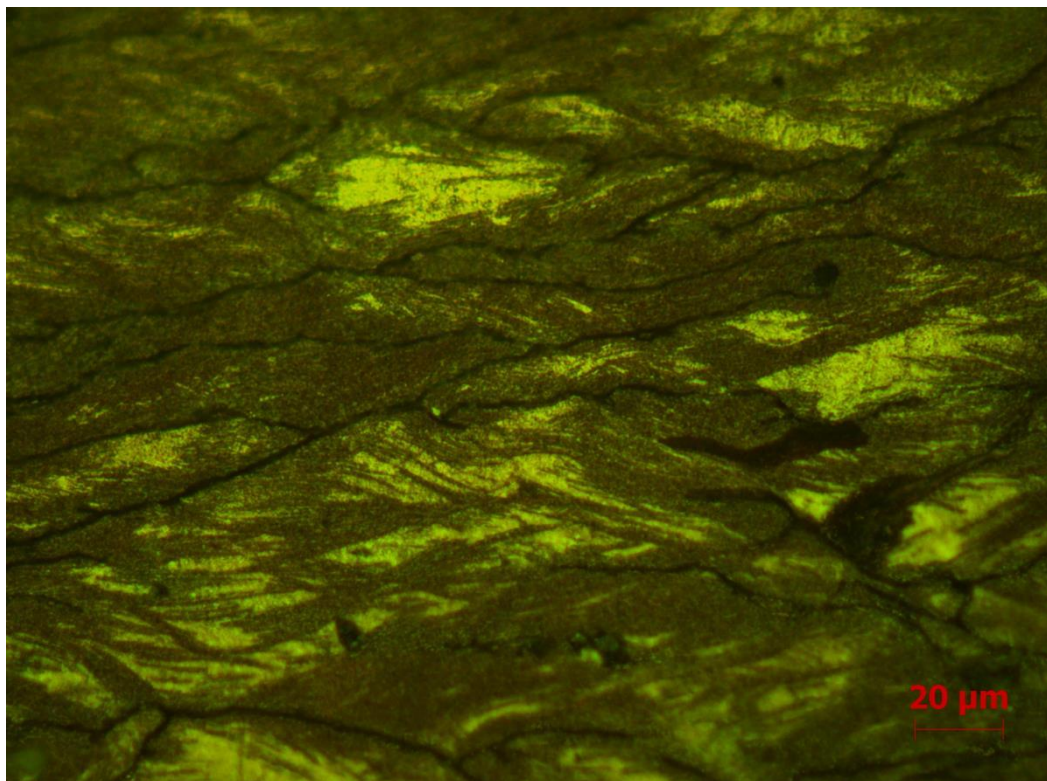


Figura 5.2. Microestructura de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn a 500x, laminada en frío, $\epsilon_{VM} = 1.73$.

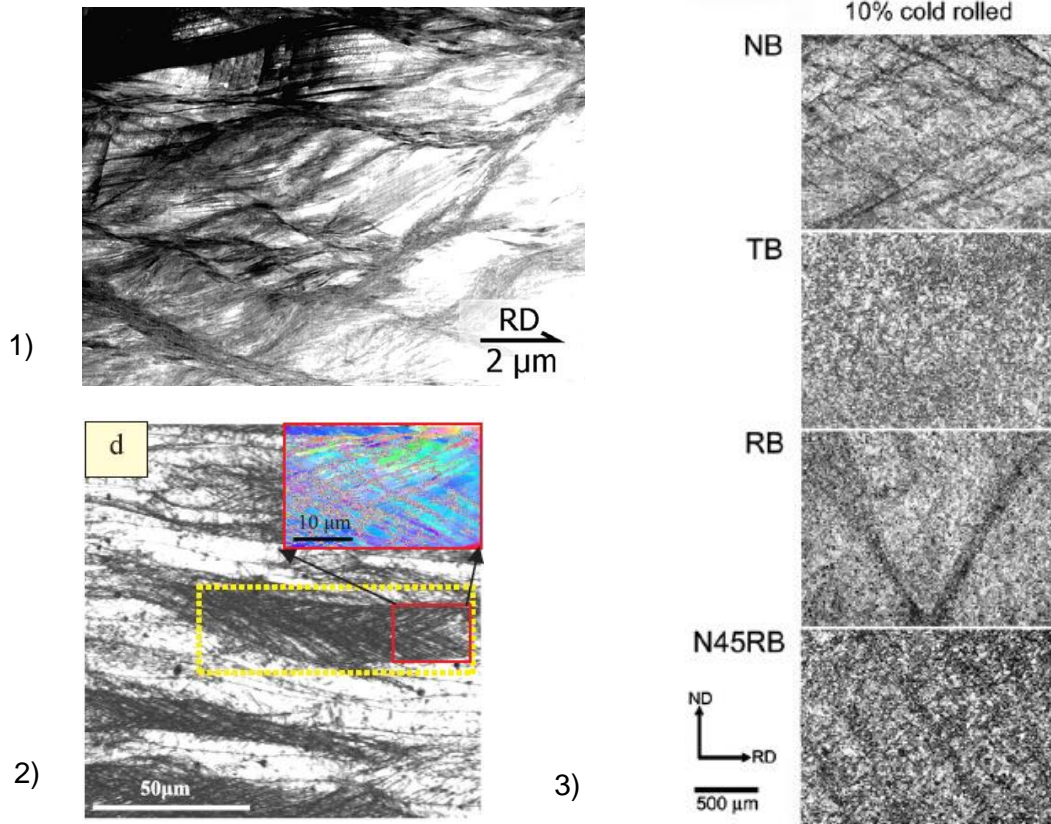


Figura 5.3. Micrografías de aleaciones laminadas en frío que presentan bandas de corte: 1) hierro con 30 % de manganeso, 3 % de aluminio y 3 % de silicio (Fe-30%Mn-3%Al-3%Si) a $\epsilon_{VM} = 1.21$ (adaptada de [45]), 2) tántalo con 2.5 % de wolframio (Ta-2.5%W) a $\epsilon_{VM} = 1.39$ (adaptada de [46]) y 3) diferentes direcciones respecto a la dirección de laminado de la aleación de magnesio con 3 % de aluminio, 1 % de zinc y 0.2 % de manganeso (AZ31) a $\epsilon_{VM} = 0.12$ (adaptada de [47]).

A deformaciones inferiores las maclas de deformación se presentan, y debido a los límites de macla que sirven de obstáculo para el movimiento de las dislocaciones que no se encuentran en los planos de maclado, las dislocaciones comienzan a apilarse en estas zonas que no permiten su deslizamiento. La red cristalina se comienza a distorsionar en bandas estrechas, conocidas como bandas de torcedura o «kink-type bands», consideradas precursoras de las bandas de corte. Una vez que se ha alcanzado un nivel muy alto de esfuerzos debido a las dislocaciones que se van acumulando, entonces las dislocaciones se abren paso a través de estas bandas de torcedura. La red cristalina en estas bandas estrechas continúa distorsionándose hasta orientaciones que permiten un mayor deslizamiento de las dislocaciones y por consiguiente relajación de los esfuerzos [15, 51].

Las fluctuaciones en los ensayos de dureza con microindentador (figura 4.2), de las que se habla en la sección 5.4, pueden ser una manifestación de degradación de la dureza del material. El mecanismo de bandas de corte es considerado una forma de ablandamiento geométrico, aparece en situaciones en donde por las condiciones del

medio (bajas temperaturas), la poca ductilidad del material, las orientaciones cristalográficas menos favorables para la deformación, o debido a deformación plástica severa, otros mecanismos de deformación no son suficientes para atender las deformaciones debidas a las sollicitaciones que están recibiendo [6, 15, 47, 51].

Las bandas de corte distribuyen la energía almacenada en el material, así como también afectan el proceso de recristalización. Cuando se trata de macrobandas, si se presentan en policristales, éstas pueden cruzar los límites de grano sin apenas mostrar alguna distorsión en su dirección al pasar de un grano a otro. Es aceptado en la literatura que las maclas de deformación inducen a mecanismos no homogéneos en la deformación plástica, sin embargo, el mecanismo de nucleación y desarrollo de las bandas de corte no ha sido completamente descifrado y se ha llegado a poner en duda que los procesos que se llevan dentro de las bandas de corte no tienen un origen cristalográfico [51].

Se requiere de un estudio más profundo para determinar si las bandas que corren sobre las dendritas (figuras 4.10, 4.14, 4.15, 4.16, 4.17, 5.1 y 5.2) son una prueba visual del mecanismo de bandas de corte y también si hay presencia de maclas de deformación que inducen deformaciones no homogéneas. Este estudio debe ser realizado por medio de microscopía electrónica de transmisión para que las micrografías obtenidas permitan la observación a escala nanométrica.

Con la información visual obtenida, por la literatura revisada, y sabiendo que el material utilizado es una aleación de Cu, de estructura FCC y con cierto contenido de Mg, que dificulta la conformabilidad del material [47, 51], es probable que sí se trate de la presencia del mecanismo de bandas de corte debidas al proceso de laminado en frío que se presentaron al momento de sufrir grandes deformaciones.

De comprobarse la presencia de bandas de corte, entonces también se estaría afianzado su relación con las caídas de dureza de la gráfica ϵ_{VM} -HV (figura 4.2), pues la disminución de las propiedades mecánicas se deberían al ablandamiento geométrico generado por las bandas de corte, que es la mayor muestra de inestabilidad plástica.

Cuando ya se tienen valores de ϵ_{VM} muy grandes, de 2.29 o más, la microestructura se observa completamente obscurecida (figuras 4.14, 4.15, 4.16 y 4.17). Este obscurecimiento se debe a la acumulación de dislocaciones que se están aglomerando en ciertas zonas del material, debidos al trabajo en frío.

5.8. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Además de concordar con [7, 11, 13, 44] las dos fases de la aleación Cu-2%Mg-2%Sn reportadas en el difractograma (figura 4.18), (Cu) y Cu_2Mg , coinciden con las que se presentarían según el diagrama binario Cu-Mg (figura 2.2) en una aleación Cu-2%Mg. La aleación presenta sólo una fase en la sección isoterma del diagrama ternario Cu-Mg-Sn a 400 °C (figura 2.3), (Cu), pues a esa temperatura la solubilidad de Mg y Sn en Cu sigue siendo considerable y la línea de la trayectoria de enfriamiento de la aleación no ha cruzado la superficie de solvus. En una sección isoterma a temperatura ambiente la

aleación Cu-2%Mg-2%Sn se encontraría fuera de la región monofásica de solución sólida de Cu, donde se estarían coexistiendo (Cu) y Cu₂Mg.

6. CONCLUSIONES

- Se obtuvieron dos lingotes de composición Cu-2%Mg-2%Sn con la técnica de fundición desarrollada en trabajos previos en la UDITAEM. Se presentaron algunos poros y microrrechupes en estos, los primeros fueron removidos con el careado y los últimos son prácticamente inevitables.
- Los lingotes obtenidos tuvieron la calidad suficiente para ser laminados en frío, después de eliminar defectos tecnológicos propios de este proceso de conformado.
- Se alcanzó una deformación equivalente de Von Mises igual a 2.52, que corresponde a 88.8 % de trabajo en frío, con la posibilidad de continuar deformando el material.
- El material deformado permitió el maquinado de probetas de tracción según la norma E 8M – 04 de la ASTM.
- En los ensayos de tracción se observa que la aleación llegó a niveles muy altos de endurecimiento por trabajo en frío, a la vez de verse reducida sensiblemente su ductilidad, pues el valor de esfuerzo máximo de fluencia y la fractura ocurren en el mismo instante.
- Los ensayos de tracción a la máxima deformación alcanzada, junto con las pruebas de dureza a deformaciones intermedias, proporcionaron un panorama del comportamiento mecánico del material. La aleación con la deformación va ganando resistencia mecánica y, aunque se va volviendo frágil, mantiene la suficiente maleabilidad para poderse seguir conformando.
- En la preparación metalográfica no hay que escatimar en la limpieza durante las etapas de desbaste y pulido, pues es decisiva para reducir tiempos totales en estas etapas, a la vez de incrementar la calidad del pulido final. Una metalografía bien hecha proporcionará información fidedigna.

- Se desarrollaron dos ataques químicos, uno para material de fundición y otro para material laminado en frío, que revelaron las características microestructurales necesarias para el estudio de la aleación.
- Gracias a la información de microscopía se corroboró una solidificación dendrítica propia del Cu y sus aleaciones, con presencia de microsegregación y líquido remanente que alcanzó la composición eutéctica al momento de solidificar.
- Se observó la evolución microestructural conforme se fue laminando en frío el material, confirmándose que la fase (Cu) va deformándose y fluyendo sin agrietarse en dirección de laminado, y aunque la fase Cu_2Mg también fluye, ya presenta grietas a $\epsilon_{VM} = 0.57$.
- Se encontró en la microestructura lo que presumiblemente se trata de bandas de corte, las cuales pueden estar relacionadas con el comportamiento no esperado que se mostró en algunos de los ensayos de dureza, como un mecanismo de ablandamiento de la aleación durante el proceso de laminado.
- Por medio de difracción de rayos X se reportó la presencia de las dos fases esperadas: (Cu) y Cu_2Mg .

REFERENCIAS

- [1] I. Hutchings y P. Shipway. *Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials*. Butterworth-Heinemann, Reino Unido, segunda edición, 2017.
- [2] G. W. Stachowiak y A. W. Batchelor. *Engineering Tribology*. Butterworth-Heinemann, segunda edición, 2000.
- [3] R. Schouwenaars. *Análisis de la Deformación Plástica Durante el Desgaste de Cojinetes de Deslizamiento*. Tesis de Doctorado, 2004.
- [4] R. R. Humphris, R. D. Kelm, D. W. Lewis y P. E. Allaire. *Effect of Control Algorithms on Magnetic Journal Bearing Properties*. ASME. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 108(4): 624-632, 1986.
- [5] R. Liaño Gómez. *Diseño y Comportamiento de Cojinetes*. Tesis de licenciatura. 2016.
- [6] M. A. Meyers y K. K. Chawla. *Mechanical Behavior of Materials*. Cambridge University Press, segunda edición, Estados Unidos, 2009.
- [7] A. E. Bravo Bénard, D. Martínez Hernández, J. G. González Reyes, A. Ortiz Prado, y R. Schouwenaars. *Synthesis, characterization and cold workability of cast copper-magnesium-tin alloys*. Metallurgical and materials transactions A, 45: 555–562, febrero de 2014.
- [8] S. Tong, Y. E. von Schirnding y T. Prapamontol. *Environmental Lead Exposure: a Public Health Problem of Global Dimensions*. Bulletin of the World Health Organization, 1068 – 1077, 2000.
- [9] S. Tiwari, I. P. Tripathi y H. L. Tiwari. *Effects of Lead on Environment*. International Journal of Emerging Research in Management & Technology, 2013.
- [10] A. E. Bravo, H. A. Durán, V. H. Jacobo, A. Ortiz y R. Schouwenaars. *Toward New Formulations for Journal Bearing Alloys*. Wear, 302: 1528-1535, 2013.

- [11] A. E. Bravo Bénard. *Síntesis, Caracterización y Comportamiento Tribológico de Aleaciones Cu-Mg-Sn*. Tesis de Doctorado, 2015.
- [12] A. Bravo, R. Schouwenaars, V. H. Jacobo y A. Ortiz. *Non-Equilibrium Solidification in Cu-Mg-Sn Alloys for Tribological Applications*. Materials Science Forum, 654-656: 1393-1396, 2010.
- [13] D. Martínez, A.E. Bravo, V.H. Jacobo, A. Ortiz y R. Schouwenaars. *Recrystallization of Cold Rolled CuMgSn Alloys Produced from Thin Cast Slabs*. The 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing, 2607-2614, 2013.
- [14] E. Rabinowicz. *The Determination of the Compatibility of Metals through Static Friction Tests*. ASLE Transactions, 14: 198-205, 1971.
- [15] C. Haase y L. A. Barrales-Mora. *Influence of Deformation and Annealing Twinning on the Microstructure and Texture Evolution of Face-Centered Cubic High-Entropy Alloys*. Acta Materialia, 150: 88-103, 2018.
- [16] P. L. Mangonon. *Ciencia de Materiales: Selección y Diseño*. Pearson Educación, México, primera edición, 2001.
- [17] W. F. Smith. *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Mc-Graw-Hill, España, tercera edición, 1999.
- [18] M. P. Groover. *Fundamentos de Manufactura Moderna: Materiales, Procesos y Sistemas*. Mc-Graw-Hill, México, tercera edición, 2007.
- [19] P. Coca Rebolledo y J. Rosique Jiménez. *Ciencia de Materiales: Teoría-Ensayos-Tratamientos*. Ediciones Pirámide, España, undécima edición, 1987.
- [20] D. R. Askeland, P. P. Fulay y W. J. Wright. *The Science and Engineering of Materials*. Cengage Learning, Estados Unidos, sexta edición, 2010.
- [21] D. A. Porter y K. E. Easterling. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Springer Science and Business Media B. V., segunda edición, 1992.
- [22] R. Abbaschian, L. Abbaschian y R. E. Reed-Hill. *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning, Estados Unidos, cuarta edición, 2009.
- [23] R. Chang. *Química*. McGraw-Hill, Colombia, séptima edición, 2002.
- [24] ASM Handbook, Volume 15: *Casting*. ASM International, 1998.
- [25] J. R. Davis. *ASM Specialty Handbook: Copper and Copper Alloys*. ASM International, 2001.
- [26] L. Rokhlin y E. Lysova. *Selected Systems from Al-Si-Li to Ni-Si-Ti*. Landolt-Börnstein Group IV Physical Chemistry, pages 238–247, 2006.
- [27] ASM Handbook, Volume 3: *Alloy Phase Diagrams*. ASM International, 1992.

- [28] Colaboradores de Wikipedia. *File:Critical resolved shear stress.jpg* [en línea]. Wikimedia Commons, the free media repository, 2018 [fecha de consulta: 9 de febrero de 2019]. Disponible en <https://commons.wikimedia.org/w/index.php?title=File:Critical_resolved_shear_stress.jpg&oldid=286126388>.
- [29] W. D. Callister Jr. y D. G. Rethwisch. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. John Wiley and Sons Inc., Estados Unidos, octava edición, 2010.
- [30] G. E. Dieter. *Mechanical Metallurgy: SI Metric Edition*. McGraw-Hill, Singapore, 1988.
- [31] ASTM E 8M-04, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004.
- [32] J. F. Shackelford. *Introducción a la Ciencia de Materiales para Ingenieros*. Pearson Educación, México, sexta edición, 2007.
- [33] D. Singer. *Threaded 101: Tensile Strength - All America Threaded Products* [en línea]. All America Threaded Products, 2018 [fecha de consulta: 3 de marzo de 2019]. Disponible en <<https://www.aatprod.com/threaded-rod-tensile-strength/>>.
- [34] V. G. Sunil. *How to Determine the Yield Strength of Metals? | Metallurgy* [en línea]. Engineering Notes, India [fecha de consulta: 3 de marzo de 2019]. Disponible en <<http://www.engineeringenotes.com/metallurgy/yield-strength/how-to-determine-the-yield-strength-of-metals-metallurgy/40410>>.
- [35] *What is the difference between true stress strain and engineering stress strain diagram?* 2016 [fecha de consulta: 21 de febrero de 2019]. Disponible en <<https://www.quora.com/What-is-the-difference-between-true-stress-strain-and-engineering-stress-strain-diagram>>.
- [36] ASTM E92-82(2003), *Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003.
- [37] ASTM E384-17, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.
- [38] H. A. Durán Cortés. *Efecto de los Procesos Termomecánicos en las Propiedades Mecánicas de las Aleaciones Al-Sn para Aplicaciones Tribológicas*. Tesis de Maestría, 2013.
- [39] G. F. Vander Voort. *Metallography: Principles and Practice*. ASM International, Estados Unidos, cuarta edición, 2007.
- [40] Buehler SumMet: *A Guide to Materials Preparation & Analysis*. Buehler, Alemania, segunda edición, 2013.
- [41] H. S. Rawdon y M. G. Lorentz. *Metallographic Etching Reagents: II. For Copper Alloys, Nickel, and The Alpha Alloys of Nickel*. Scientific Paper of The Bureau of Standards, 17: 635-676, 1921.

- [42] H. S. Rawdon y M. G. Lorentz. *Metallographic Etching Reagents: I. For Copper*. Scientific Paper of The Bureau of Standards, 16: 641-668, 1920.
- [43] A. Bravo, R. Schouwenaars y Armando Ortiz. *Desarrollo de las Técnicas de Producción y Estudio de la Solidificación de las Aleaciones Cu-Mg-Sn para Aplicaciones Tribológicas*. Ingeniería Mecánica: Tecnología y Desarrollo, 3: 151-161, 2010.
- [44] J. L. Flores Alarcón. *Caracterización de una Aleación Cu-2%Mg-2%Sn*. Tesis de Licenciatura, 2015.
- [45] S. Vercammen, B. Blanpain, B.C. De Cooman y P. Wollants. *Cold Rolling Behaviour of an Austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-Steel: The Importance of Deformation Twinning*. Acta Materialia, 52: 2005–2012, 2004.
- [46] S. Wanga, Z.H. Wu, C. Chen, S.K. Feng, R. Liu, B. Liao, Z.H. Zhong, P. Lu, M. P. Wang, P. Li, J. W. Coenen, L.F. Cao y Y. C. Wu. *The Evolution of Shear Bands in Ta-2.5W Alloy During Cold Rolling*. Materials Science & Engineering A, 726: 259-273, 2018.
- [47] Y. B. Chun y C. H. J. Davies. *Texture Effects on Development of Shear Bands in Rolled AZ31 Alloy*. Materials Science & Engineering A, 556, 253-259, 2012.
- [48] ASM Handbook, Volume 9: *Metallography and Microstructures*. ASM International, 1992.
- [49] C. G. Figueroa Alcántara. *Optimización del tratamiento térmico aplicado a la aleación SAE-788*. Tesis de licenciatura, 2009.
- [50] H. A. Durán Cortés. *Superficie de Respuesta para el Proceso Termomecánico de la Aleación SAE-738*. Tesis de Licenciatura, 2007.
- [51] H. Paul, A. Morawiec, J.H. Driver y E. Bouzy. *On Twinning and Shear Banding in a Cu-8 at.% Al Alloy Plane Strain Compressed at 77 K*. International Journal of Plasticity, 25: 1588-1608, 2009.