



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**Ensayos de desgaste sobre  
muestras recristalizadas de la  
aleación Cu-2Mg-2Sn**

**TESIS**

Que para obtener el título de

**Ingeniero Mecánico**

**P R E S E N T A**

**Jesús Ramón Antonio García Oliver**

**DIRECTOR DE TESIS**

**Dr. Rafael Shouwenaars**



**Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2019**



Universidad Nacional  
Autónoma de México



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

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

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

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

## Dedicatoria

Agradezco a la vida por la familia en la que nací, agradezco por mis seres amados que ahora valoró con todo mi ser, agradezco su presencia en mi vida, agradezco conocerme a mi mismo, agradezco por cada momento al lado de las personas que amo, agradezco cada palabra que expresan hacia mí, agradezco la felicidad que representan en mi vida.

Una breve descripción de mi a través de cada ser amado:

Mi pequeña Ari: la ilusión de ser niño y la fuerza para defenderlo hasta el último día de nuestra vida.

Mi madre Maria Cristina Oliver: la fortaleza de un árbol que nunca se rinde ante la adversidad.

Mi padre Juan Manuel García: la aceptación de las cosas y la resistencia necesaria para un crecimiento consciente.

Mi hermana Cristina: la firmeza en una decisión.

Mi tía Serafina: la expresión de la verdad.

Mi tía Mari: una espiritualidad que renace cada día.

Mi hermosa Paulina: la voluntad de agradecer a la vida y una forma de observar al mundo con ojos de esperanza.

Agradezco a mi abuelita Lupe por su cariño y tímidez; recuerdo que nunca negó tomarse una foto conmigo a pesar de no gustarle, agradezco a mi tío Carlos por incrementar nuestras posibilidades en este mundo y personalmente por sus palabras tan específicas, agradezco a mi tía Hilda por su perseverancia a pesar de mi actitud, agradezco a David por sus consejos tan centrados, agradezco a mi prima Maru por hacerme notar que aunque una pieza se haya roto no quiere decir que las otras no encajen perfectamente.

Agradezco a mi abuelita Edelmira por aconsejarme mediante canciones y expresar su deseo de cumplir mi proyecto de titulación, agradezco a mi tío Ernesto y mi tío Mario por su humor tan elegante y eficaz ante la tristeza, agradezco a mi tío Roberto por mostrarme la ecuanimidad verdadera ante la situación más dura de la vida, agradezco a mi primo Roberto por expresarme a través de un sueño la forma de renacer a una nueva vida y agradezco a mi mejor amigo Píkin por compartir una amistad verdadera.

## Agradecimientos

Se agradece a todas las personas que formaron parte de esta enseñanza de vida, desde los que aportaron una pequeña idea hasta los que estuvieron presentes en todo momento. Este trabajo fue realizado en la Universidad Nacional Autónoma de México, en la Facultad de Ingeniería. Agradezco a la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales (UDIATEM), gente dispuesta a colaborar, Jorge Romero, Efraín Ramos, Osvaldo Ruíz, Germán Álvarez.

Se expresa un agradecimiento al Dr. Rafael Schouwenaars por un consejo, en una conversación me ayudó a conocer una parte de mí.

Quiero agradecer a mis compañeros y maestros en el arte. Agustín Bravo por el tiempo y trabajo invertido en esta tesis, aunque no obtuviera ningún beneficio siempre estuvo presente. David Martínez por lo que batallamos para que este proyecto se consumara, tantas dificultades que encontramos juntos y por separado.

Por último se hace el agradecimiento por el apoyo financiero a través del proyecto PAPPIT IN114718 patrocinado por la Dirección General de Asuntos del Personal Académico.

## Resumen

Este trabajo se enfoca en la caracterización de una aleación Cu-2Mg-2Sn que se desarrolla para aplicaciones tribológicas. Se relacionarán, modificarán y optimizarán las propiedades mecánicas, mediante un procesamiento termomecánico, con la finalidad de proponer un nuevo material para cojinetes de deslizamiento. Se obtendrá una aproximación en la cinética de recristalización y se analizará el comportamiento de la aleación cuando es sometida a ensayos tribológicos con distintos parámetros. Se establecerá una caracterización de las huellas de los ensayos de desgaste. Se concluirá el enfoque de los resultados hacia un futuro avance en el área de la tribología.

# Índice

Dedicatoria	2
Agradecimientos	4
Resumen	5
Índice	6
Índice de Figuras	8
Índice de Tablas	9
Lista de Abreviaturas	10
Objetivos	11
Capítulo 1. Introducción	12
1.1 Tribología	12
1.2 Cojinetes de Deslizamiento	12
1.3 Propiedades de una aleación tribológica	13
1.4 Procesamiento de una aleación tribológica	14
Capítulo 2. Antecedentes	15
2.1 Proceso de Fundición	15
2.1.1 Conceptos Generales	16
2.1.2 Nucleación	17
2.1.3 Crecimiento	21
2.1.4 Microestructura de solidificación	21
2.2 Laminado	27
2.2.1 Conceptos metalúrgicos fundamentales	27
2.2.2 Laminado en caliente	29
2.2.3 Laminado en frío	30

---

2.3	Proceso de Recristalización	31
2.3.1	Recuperación	31
2.3.2	Recristalización	32
2.3.3	Crecimiento de grano	35
2.4	Fenómeno de Desgaste	36
2.4.1	Conceptos generales	36
2.4.2	Desgaste adhesivo	36
2.4.3	Fenomenología del desgaste adhesivo	37
Capítulo 3. Desarrollo experimental		39
3.1	Fundición	39
3.2	Laminado	39
3.3	Recocido	40
3.4	Metalografía	40
3.5	Microdureza	41
3.6	Desgaste	41
Capítulo 4. Resultados		43
4.1	Microestructura de fundición y microestructuras en los procesos de laminado y recristalización	43
4.2	Microdureza	47
4.3	Resultados de ensayo de desgaste	48
Capítulo 5. Discusión		53
Capítulo 6. Conclusiones		55
Bibliografía		56

## Índice de Figuras

- 2.1 Diagrama de fases en equilibrio del sistema binario Cu-Sn.
- 2.2 Sección isotérmica a 400 °C del diagrama de fases ternario Cu-Mg-Sn, se muestra la fase de laves  $\text{Cu}_2\text{Mg}$ .
- 2.3 La ruptura de los brazos en un frente de solidificación.
- 2.4 Interdifusión en el líquido antes de un frente eutéctico.
- 2.5 Solidificación de una aleación fuera del eutéctico.
- 2.6 Esquema de la estructura de una pieza fundida.
- 2.7 Sección transversal a través de una dendrita.
- 2.8 Propagación de una grieta a través de la zona interdendrítica.
- 4.1 Microestructura de fundición de la aleación Cu-2Mg-2Sn.
- 4.2 Micrografía óptica de la aleación Cu-2Mg-2Sn laminada a 1000X.
- 4.3 Micrografía óptica de la aleación laminada con luz polarizada.
- 4.4 Micrografía óptica TT 400 °C 30 min a 1000X.
- 4.5 Micrografía óptica TT 400 °C 60 min a 1000X.
- 4.6 Micrografía óptica TT 500 °C 30 min a 1000X.
- 4.7 Gráfica de microdureza para los tiempos y temperaturas de recocido.
- 4.8 Gráfica de torque de las muestras desgastadas.
- 4.9 Figura 4.9 Perfiles de las muestras obtenidas mediante perfilometría óptica. a) STT A, b) STT B, c) TT 400 °C.
- Figura 4.10 Perfiles de las muestras obtenidas mediante perfilometría óptica a) TT 500 °C A, b) TT 500 °C B, c) TT 600 °C A, d) TT 600 °C B.

## Índice de Tablas

Tabla 3.1 Parámetros de recocido.

Tabla 4.1 Medición de la variación de la masa.

Tabla 4.2 Radio de cada huella desgastada.

Tabla 4.3 Rugosidades de las muestras desgastadas.

Tabla 5.1 Radio de huellas en aleaciones de aluminio y una aleación de cobre electrolítico [6].

Tabla 5.2 Rugosidad de huellas en aleaciones de aluminio y una aleación de cobre electrolítico [6].

## **Lista de Abreviaturas**

PSN	Nucleación estimulada por partículas
HAGB	Límites de grano de ángulo grande
LAGB	Límites de grano de ángulo pequeño
EDX	Espectrometría de rayos X por dispersión de energía
SPD	Deformación plástica severa

## **Objetivos**

El objetivo de esta tesis consiste en relacionar, modificar y optimizar las propiedades mecánicas, así como las características microestructurales de una aleación Cu-2Mg-2Sn mediante un procesamiento termomecánico. La aplicación está enfocada en proponer un nuevo material para reemplazar cojinetes de deslizamiento tal como Cu-Pb. Un objetivo particular es aclarar cuáles son los mecanismos de recristalización.

# Capítulo 1

## Introducción

### 1.1 Tribología

La palabra tribología se deriva del griego “τριβος” (tribos), que significa frotar. La tribología indica el área de la ingeniería que se dedica al estudio de la interacción de superficies con movimiento relativo [1]. El fenómeno de interacción superficial es importante en un número de situaciones ingenieriles (fricción, adhesión y desgaste), que son efectos importantes y de considerable complejidad.

Los efectos de fricción son los que surgen a partir de fuerzas tangenciales transmitidas a través de la superficie de contacto bajo efecto de una fuerza normal. El fenómeno de desgaste consiste en la remoción de material entre superficies en contacto deslizante; la adhesión es la fuerza que se opone a la separación de dos superficies en contacto [2]. Se estima que a través del estudio de la tribología, se puede generar un ahorro del 1.3 al 1.6 % del producto interno bruto de un país [3].

### 1.2 Cojinetes de Deslizamiento

Los cojinetes son aquellos elementos que pretenden inhibir el desgaste y la fricción entre un eje y su soporte. Fundamentalmente, los cojinetes restringen los grados de libertad de movimiento a una rotación con respecto al eje de la pieza. Los cojinetes de deslizamiento existen con y sin lubricación. En la ausencia de lubricación, únicamente la selección adecuada de los materiales puede limitar los efectos de fricción y desgaste.

Los cojinetes sin lubricación son útiles a bajas velocidades donde resisten cargas parecidas a los rodamientos, al aumentar la velocidad se incrementa el calor generado por fricción, disminuyendo la resistencia mecánica del componente [1]. Los cojinetes de deslizamiento deben ser los suficientemente dúctiles para ajustar la desalineación y soportar la carga cíclica [4].

### **1.3 Propiedades de una aleación tribológica**

Una aleación tribológica es aquella que cumple con los objetivos de la tribología, es decir, un material que disminuye la fricción y el desgaste [1]. La compatibilidad es la capacidad de resistir el desgaste debido a procesos difusivos y adhesivos [4]. La compatibilidad termodinámica se presenta cuando dos metales poseen un alto grado de mutua solubilidad [5]. La compatibilidad tribológica se refiere al nivel de adhesión que presentan dos superficies cuando son sometidas a condiciones de contacto deslizante [6]. La compatibilidad tribológica se asocia a una incompatibilidad termodinámica, el Sn y el Mg son termodinámicamente incompatibles con el acero lo que implica que su compatibilidad tribológica es excelente [1]. La conformabilidad es la máxima deformación plástica a la que un material puede ser sometido en un proceso sin fallar. La incrustabilidad se refiere a la capacidad del material de atrapar partículas dañinas, generalmente de mayor dureza para disminuir el daño en la contraparte por desgaste abrasivo [7].

Los materiales tribológicos tienen una larga historia. Los primeros en desarrollarse son los babbitts que se basan en el sistema binario Pb-Sn. Estos se optimizaron para maximizar la conformabilidad, incrustabilidad y compatibilidad. Su desventaja es la baja resistencia mecánica y su sensibilidad a la fatiga.

Una segunda generación son los cojinetes trimetálicos de Cu-Pb con un recubrimiento electrolítico de babbit sinterizado en un respaldo de acero, su desventaja es el costo. La presencia de plomo en los cojinetes es causa de alteraciones ambientales posiblemente debido al desprendimiento de partículas. En los cojinetes trimetálicos, el recubrimiento de babbit aumenta de manera significativa la incrustabilidad, la cual es muy importante en aquellas circunstancias donde no se puede garantizar el ensamble limpio del motor, por lo tanto el área tribológica es dominada por los trimetálicos.

Hay una tercera generación que son los cojinetes bimetálicos, consisten en un respaldo de acero cubierto por una aleación Al-Sn con pequeñas adiciones de Cu y Si. Para producir los cojinetes bimetálicos se prepara un proceso clásico de lingoteo o fundición, seguido por un proceso de laminado y posteriormente un tratamiento térmico [1].

#### **1.4 Procesamiento de una aleación tribológica**

Las aleaciones tribológicas de interés tienen como objetivo usarse en cojinetes de deslizamiento. El procesamiento de un cojinete trimetálico consiste en sinterizar la aleación Cu-Pb sobre un respaldo de acero recubierto con un electrodeposición de babbit. El procesamiento de un cojinete bimetálico consiste en un respaldo de acero cubierto por una capa de Al-Sn.

En este trabajo, se pretende elaborar una nueva aleación para sustituir el Cu-Pb en cojinetes trimetálicos. El procesamiento de la aleación Cu-2Mg-2Sn consiste en llevar a cabo tres pasos consecutivos. Se inicia con la fundición de la aleación ternaria en un crisol a una temperatura superior a la temperatura de fusión del Cu. Posteriormente, se ejecuta el laminado con una serie de pasos hasta alcanzar una deformación que permita producir suficiente energía almacenada para inducir la recristalización. Por último, se termina con un recocido a diferentes temperaturas para observar la evolución microestructural del material. Si el material muestra propiedades tribológicas óptimas, la intención es seguir el proceso en cojinetes bimetálicos, es decir, colaminar la aleación Cu-2Mg-2Sn con un respaldo de acero.

## Capítulo 2

### Antecedentes

#### 2.1 Proceso de Fundición

La materia prima para esta tesis se produce mediante un proceso de fundición y lingoteo. Un concepto para clasificar las aleaciones de Cu, es su rango de solidificación. El rango de solidificación es la diferencia de temperatura entre la línea de liquidus y la línea de solidus, la línea vertical muestra la composición 5%Sn en peso, ésta cruza la línea de liquidus a la temperatura de 1048 °C y la línea de solidus a la temperatura de 985 °C, por lo tanto su rango de solidificación es de 63 °C .

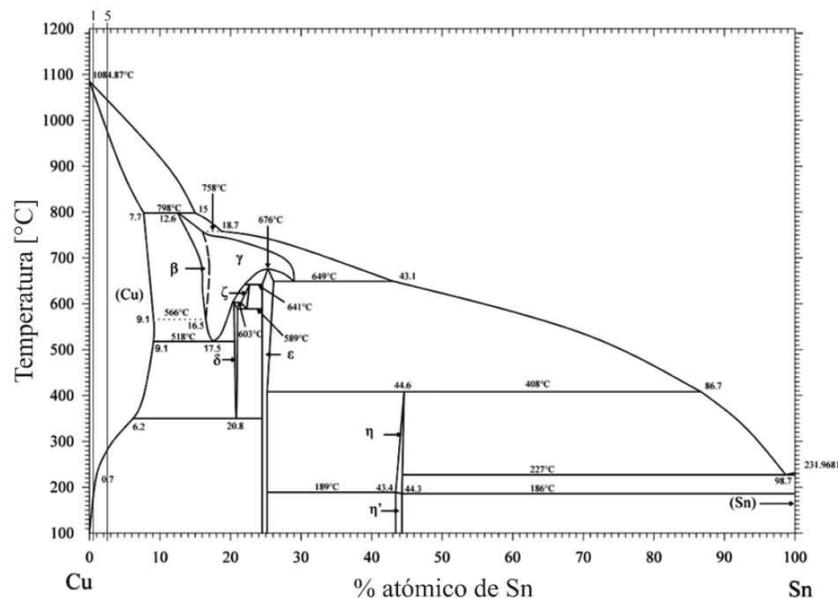


Figura 2.1 Diagrama de fases en equilibrio del sistema binario Cu-Sn [8].

Las fundiciones de Cu se pueden clasificar dependiendo de su rango de solidificación en tres grupos. El grupo 1 corresponde a aleaciones con un rango de solidificación hasta 50 °C, el grupo 2 tiene un rango de solidificación entre 50 y 110 °C, mientras que el grupo 3 tiene rangos de solidificación mayores a 110 °C. La composición estudiada en esta tesis pertenece al tercer grupo [9]. El proceso de solidificación es generalmente impulsado por la fusión debido a la extracción de calor [8].

### 2.1.1 Conceptos Generales

Una fase puede ser definida como una porción de un sistema cuya estructura y composición son homogéneas, las cuales son físicamente distintas de otras partes del sistema [10]. Las fases de laves son fases intermetálicas y son clasificadas en base a su geometría, la fase  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  tiene una estructura de laves C15, es decir, una estructura tipo diamante [8]. La fase  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  tiene una estructura cúbica centrada en las caras (FCC), los átomos de Mg ocupan la mitad de los espacios tetraédricos y los átomos de Cu ocupan el resto de los espacios tetraédricos en un arreglo tetraédrico [9]. La figura 2.2 muestra el diagrama de fases ternario donde se observa la fase  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  ( $\gamma$ ).

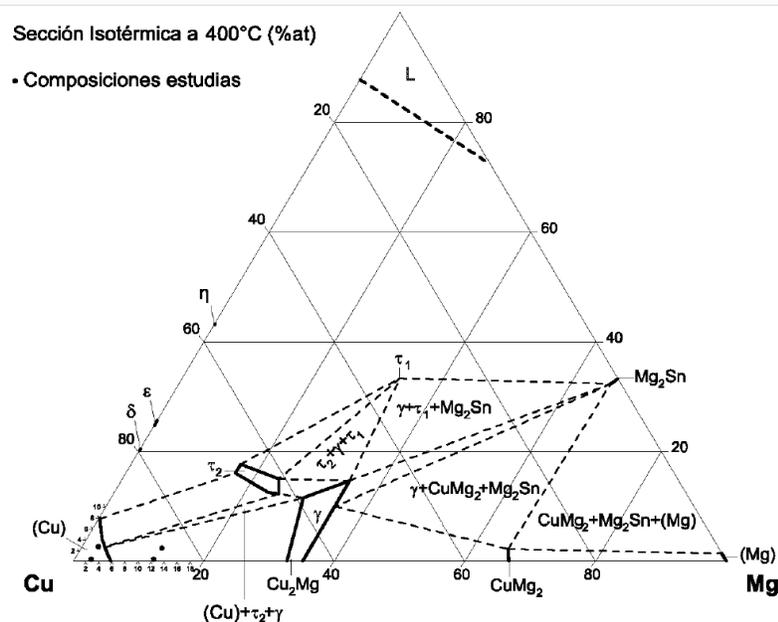


Figura 2.2 Sección isotérmica a 400 °C del diagrama de fases ternario Cu-Mg-Sn, se muestra la fase de laves  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  [9].

Los componentes de un sistema son elementos o compuestos químicos; la composición de cada fase o del sistema son dados por la cantidad de cada componente [10]. Para transformaciones que ocurren a temperatura y presión constante, la estabilidad de un sistema se determina por la energía libre de Gibbs (G).

$$G=H-TS \quad 2.1$$

donde H es la entalpía, T es la temperatura absoluta, S es la entropía del sistema. La entalpía es una medida del calor en el sistema, se puede estimar mediante las energías cinéticas y potenciales de los átomos que lo componen. La entropía se expresa como una medida de qué tan aleatorio es el sistema. La energía cinética del sistema surge a partir de las vibraciones atómicas en sólidos o líquidos. La energía potencial surge a partir de las interacciones y enlaces entre los átomos del sistema.

Cuando un sistema se encuentra en su estado más estable, se dice que está en equilibrio termodinámico. Para un sistema cerrado (composición y masa constante), el equilibrio se da cuando la energía libre de Gibbs es mínima ( $dG=0$ ) como función de la presión y temperatura. Para una transformación de fase en equilibrio se consideran únicamente los estados inicial y final, es decir:

$$\Delta G=\Delta H-T\Delta S \quad 2.2$$

y como  $dG=0$  se tiene que  $\Delta H=-T\Delta S$ . Si se considera la temperatura de equilibrio  $T_e$  y se sustituye en la ecuación  $\Delta G(T)=T_e\Delta S-T\Delta S=\Delta S\Delta T$ . El término  $\Delta T$  se conoce como subenfriamiento. La energía del sistema es mayor para la fase anterior, generando una fuerza impulsora para la transformación de fase [10].

### 2.1.2 Nucleación

Si un líquido es enfriado por debajo de la temperatura de fusión ( $T_m$ ), hay una fuerza impulsora que promueve la solidificación ( $G_L-G_S$ ) y debe esperarse que la fase líquida solidifique espontáneamente. La transformación de fase comienza con la formación de muy pequeñas partículas sólidas, llamados núcleos.

## Nucleación Homogénea

Se considera un volumen del líquido a una temperatura  $\Delta T$  por debajo de  $T_m$  con una energía libre  $G_1$ . Si algunos átomos del líquido se agrupan para formar una pequeña esfera sólida, la energía libre del sistema cambiará hacia  $G_2$  dado por:

$$G_2 = V_S G_V^S + V_L G_V^L + A_{SL} \gamma_{SL} \quad 2.3$$

donde  $V_S$  es el volumen de la esfera sólida,  $V_L$  es el volumen del líquido,  $A_{SL}$  es el área de la superficie sólido/líquido,  $G_V^S$  y  $G_V^L$  son energías libres por unidad de volumen del sólido y líquido respectivamente,  $\gamma_{SL}$  es la energía libre de la superficie sólido/líquido.

La energía libre en la interfaz cuantifica la perturbación de enlaces intermoleculares que ocurren cuando es creada. La energía libre del sistema sin presencia de sólido se da por:

$$G_1 = (V_S + V_L) G_V^L \quad 2.4$$

Por lo tanto, la formación de un sólido resultará en un cambio de energía libre  $\Delta G = G_2 - G_1$  donde:

$$\Delta G = -V_S \Delta G_V + A_{SL} \gamma_{SL} \quad 2.5$$

y

$$\Delta G_V = G_V^L - G_V^S \quad 2.6$$

Para un subenfriamiento  $\Delta T$ ,  $\Delta G_V$  es dado por:

$$\Delta G_V = \frac{L_V \Delta T}{T_m} \quad 2.7$$

donde  $L_V$  es el calor latente de fusión por unidad de volumen, definido como una energía expulsada o absorbida en un sistema termodinámico. Por debajo de  $T_m$ ,  $G_V$  es positivo ya que el cambio en la energía libre se relaciona con la formación de pequeños volúmenes sólidos, tiene una contribución negativa debido a la baja energía libre del volumen sólido y una contribución positiva por la creación de una superficie sólido/líquido.

El exceso de energía libre relacionado con la partícula sólida puede ser minimizado con la elección correcta en su forma. Si  $\gamma_{SL}$  es isotrópico, es decir, uniforme en todas las orientaciones, esta esfera de radio  $r$  modificará la ecuación 2.5 así:

$$\Delta G_r = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \gamma_{SL} \quad 2.8$$

$r^*$  se conoce como radio crítico del núcleo, las partículas sólidas inestables con  $r < r^*$  son conocidas como cúmulos mientras las partículas estables con  $r > r^*$  se conocen como núcleos. Si  $r < r^*$  el sistema baja su energía libre por la disolución del sólido mientras si  $r > r^*$  la energía libre del sistema baja porque el sólido crece. La creación de pequeñas partículas siempre conduce a que la energía libre se incremente.

Ya que  $dG=0$ , cuando  $r=r^*$ , el núcleo crítico está efectivamente en equilibrio (inestable) con el líquido circundante. Puede ser fácilmente mostrado por la derivación de la ecuación 2.8:

$$r^* = \frac{2\gamma_{SL}}{\Delta G_V} \quad 2.9$$

sustituyendo la ecuación 2.9 en la ecuación 2.8 se obtiene:

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma_{SL}^3}{3(\Delta G_V)^2} \quad 2.10$$

sustituyendo la ecuación 2.9 en la ecuación 2.7 para  $\Delta G_V$  se obtiene:

$$r^* = \left( \frac{2\gamma_{SL}T_m}{L_V} \right) \frac{1}{\Delta T} \quad 2.11$$

sustituyendo la ecuación 2.11 en la ecuación 2.8 se obtiene:

$$\Delta G^* = \left( \frac{16\pi\gamma_{SL}^3 T_m^2}{3L_V^2} \right) \frac{1}{(\Delta T)^2} \quad 2.12$$

## Nucleación heterogénea

La nucleación heterogénea ocurre en las grietas de las paredes del molde o en las partículas suspendidas en el líquido. El ángulo de mojadura cuantifica la habilidad de un líquido para mantener contacto con una superficie sólida. Para un cúmulo sólido que se está formando y suponiendo que  $\gamma_{SL}$  es isotrópico, se puede mostrar que para un volumen dado, el total de energía de la superficie de un sistema es mínimo si el cúmulo tiene la forma de un casquete esférico con un ángulo de mojadura  $\theta$ , cumpliendo con la condición de balancear las tensiones en la interfaz de la pared del molde  $\gamma_{ML}$ ,  $\gamma_{SM}$ ,  $\gamma_{SL}$ .

$$\gamma_{ML} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos\theta \quad 2.13$$

La formación de tales cúmulos es asociada con el exceso de energía libre dado por:

$$\Delta G_{het} = -V_S \Delta G_V + A_{SL} \gamma_{SL} + A_{SM} \gamma_{SM} - A_{SM} \gamma_{ML} \quad 2.14$$

donde  $V_S$  es el volumen del casquete esférico,  $A_{SL}$  y  $A_{SM}$  son las áreas en la superficie sólido/líquido y la superficie sólido/molde,  $\gamma_{SL}$ ,  $\gamma_{SM}$  y  $\gamma_{ML}$  son las energías libres de las superficies sólido/líquido, sólido/molde y molde/líquido.

$$\Delta G_{het} = \left\{ -\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_V + 4 \pi r^2 \gamma_{SL} \right\} S(\theta) \quad 2.15$$

donde

$$S(\theta) = (2 + \cos\theta) (1 - \cos\theta)^2 / 4 \quad 2.16$$

$S(\theta)$  tiene un valor numérico  $\leq 1$ , depende solo de  $\theta$ , es decir, de la forma del núcleo. Por lo tanto se le conoce como factor de forma.

$$r^* = \frac{2\gamma_{SL}}{\Delta G_V} \quad 2.17$$

y

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma_{SL}^3}{3(\Delta G)^2} S(\theta) \quad 2.18$$

Por eso la barrera de energía de activación contra la nucleación heterogénea ( $\Delta G_{het}^*$ ) es más pequeña que ( $\Delta G_{hom}^*$ ) por el factor de forma  $S(\theta)$ . Además el radio crítico  $r^*$  no es afectado por la pared del molde y solo depende del subenfriamiento. Sustituyendo la ecuación 2.8 en la ecuación 2.15 se obtiene:

$$\Delta G_{het}^* = S(\theta) \Delta G_{hom}^* \quad 2.19$$

Un fenómeno para alcanzar eficazmente la nucleación heterogénea es mediante la formación de núcleos en contacto con la pared del molde. La nucleación heterogénea se puede promover con la adición de inoculantes a la fundición para refinar el tamaño de grano, formando un compuesto sólido con los elementos de ésta, el cual después actúa como un sitio para la nucleación. La eficacia de un inoculante depende del ángulo de mojadura y la rugosidad de la superficie, otros factores contribuyentes son los efectos químicos, además de la segregación superficial. Inicialmente una partícula esferoidal sólida desarrollará ramificaciones en ciertas direcciones preferenciales [10].

### 2.1.3 Crecimiento

Hay dos tipos diferentes de superficie sólido-líquido: atómicamente rugosa o superficie difusa relacionada con sistemas metálicos y atómicamente plana relacionada con compuestos intermetálicos. Por la diferencia en estructura atómica, estos dos tipos de superficies se desplazan de diferente manera.

### 2.1.4 Microestructura de solidificación

Si el gradiente de temperatura al principio de una superficie plana se reduce paulatinamente por debajo del valor crítico, el primer estado en la ruptura de la superficie es la formación de la estructura dendrítica, figura 2.3. La formación de la primera protrusión causa que el soluto sea rechazado lateralmente y acumulado en la raíz de la protrusión (b). Los valores más bajos de la temperatura de solidificación en equilibrio causan que se forme un hueco (c), el cual uno por vez desencadena la formación de otras protrusiones (d). Finalmente las protrusiones evolucionan en brazos creciendo paralelamente en la dirección del flujo de calor (e). Las puntas de los brazos crecen en el líquido más caliente y por lo tanto contienen el mínimo soluto.

Incluso, el líquido entre los brazos pueden alcanzar la composición eutéctica en la cual las paredes de los brazos contendrán una segunda fase. Las microestructuras dendríticas son estables para un cierto gradiente de temperatura.

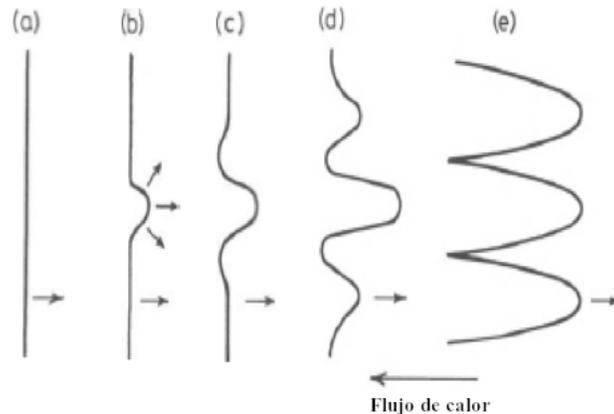


Figura 2.3 La ruptura de los brazos en un frente de solidificación [10].

La dendrita principal puede llegar a ser inestable y como consecuencia tendrá ramificaciones secundarias y terciarias, esta forma de sólido es conocido como dendrita. A un gradiente de temperatura bajo y suficiente, los brazos primarios del sólido desarrollan brazos secundarios y a un gradiente de temperatura inferior desarrollan brazos terciarios.

En general la tendencia para formar dendritas se incrementa en proporción al rango de solidificación [10]. El crecimiento dendrítico puede ser causado por la adición de una pequeña fracción de porcentaje en peso del soluto, por lo cual es necesario definir el coeficiente de partición  $k$  como:

$$k = \frac{X_S}{X_L} \quad 2.21$$

donde  $X_S$  y  $X_L$  son las fracciones molares del soluto en el sólido y en el líquido respectivamente, en equilibrio a una temperatura dada,  $k$  es independiente de la temperatura.

La solidificación en aleaciones posee características de la solidificación en equilibrio, solidificación sin difusión en el sólido y perfecta mezcla en el líquido, solidificación sin difusión en el sólido y mezcla difusiva en el líquido.

La mezcla es debida a la turbulencia en el líquido causado por el vaciado, por corrientes de convección o efectos gravitatorios. Sin embargo, la mezcla no es suficientemente efectiva para prevenir la formación de una capa límite y la difusión en el líquido es involucrada. Una capa límite es la zona donde el movimiento del líquido es perturbado por la presencia de un sólido con el que está en contacto.

## Solidificación Eutéctica

En la solidificación de una composición eutéctica binaria, dos fases sólidas se forman conjuntamente en el líquido, es decir  $L \rightarrow \alpha + \beta$ . Varios tipos de solidificación eutéctica son posibles, generalmente se clasifican como normal y singular. En estructuras normales cualquiera de las dos fases aparece como una estructura lamelar en forma de capas finas. Durante la solidificación ambas fases crecen simultáneamente detrás de una superficie plana sólido/líquido.

## Crecimiento del eutéctico lamelar

En la figura 2.4 se muestra como dos fases pueden crecer conjuntamente en un frente de solidificación plano. Mientras la fase  $\alpha$  rica en átomos de A solidifica, el remanente de átomos de B inicia una difusión a corta distancia lateralmente y es incorporado en la fase  $\beta$  rica en átomos de B. De manera similar los átomos de A son rechazados al inicio de la difusión de  $\beta$  a las puntas contiguas de la lamela  $\alpha$ . Si las superficies  $\alpha/L$  y  $\beta/L$  son altamente móviles, es lógico suponer que el crecimiento es un proceso controlado por difusión. Si una aleación eutéctica binaria contiene impurezas, o sí otros elementos están presentes, la ruptura de la superficie tiende a formar una morfología dendrítica.

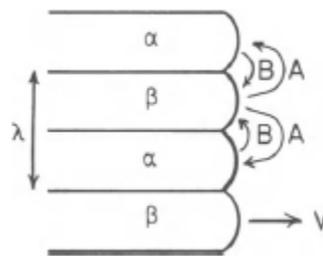


Figura 2.4 Interdifusión en el líquido antes de un frente eutéctico [10].

## Aleaciones fuera del eutéctico

Cuando la composición de la aleación  $X_0$  se desvía de la composición de equilibrio eutéctico  $X_E$  mostrado en la figura 2.5, la solidificación generalmente comienza cerca de  $T_1$  con la formación de dendritas primarias ( $\alpha$ ). Mientras las dendritas crecen, el soluto es rechazado dentro del líquido residual hasta que alcance la composición  $X_E$  y el eutéctico solidifique. Bajo una solidificación unidireccional en estado estable, debido a la presencia de un gradiente de temperatura superficial, el frente de solidificación puede aparecer como en la figura 2.5b, las puntas de las dendritas cercanas a  $T_1$  y el frente eutéctico cercano a  $T_E$ . En la ausencia de una difusión en estado sólido, los centros de las dendritas solidifican cerca de  $T_1$ , éstos contendrán menos soluto que las capas externas, que solidifican progresivamente a temperaturas más bajas. Esto nos conduce a lo que es conocido como núcleo en la microestructura final.

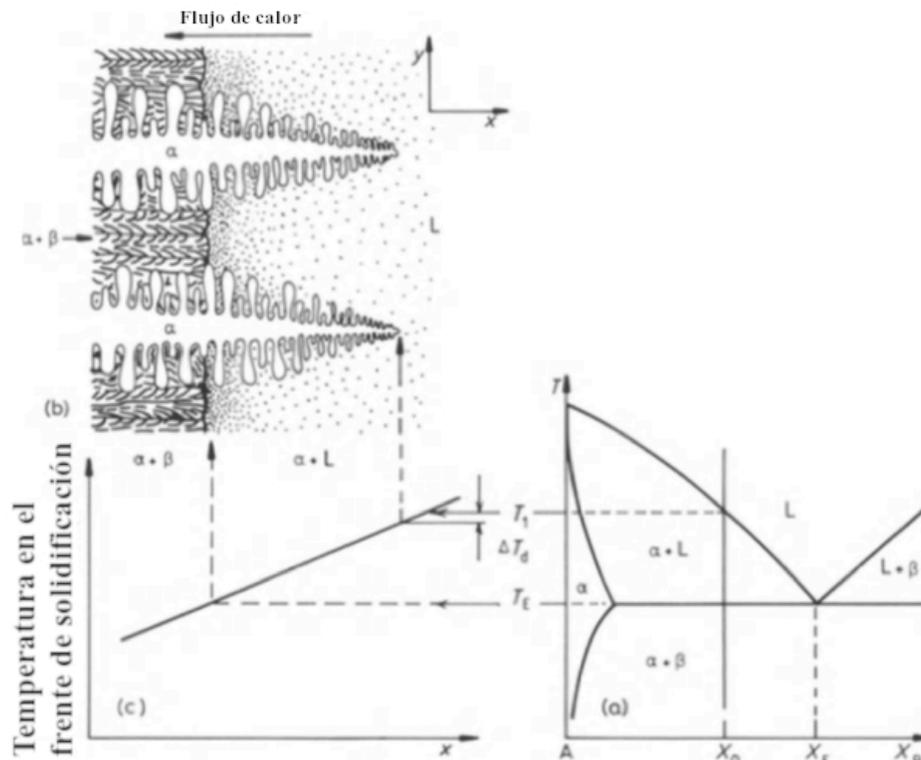


Figura 2.5 Solidificación de una aleación fuera del eutéctico [10].

## Solidificación en lingotes y fundiciones

Algunas aleaciones comienzan por ser vaciadas dentro de un molde. Si a las piezas se les permite mantener su forma sin ningún maquinado posterior o un tratamiento térmico se le denomina pieza fundida. Si se someten a un proceso como laminado se le llama lingote.

### Microestructura en un lingote

Existen tres diferentes zonas en los lingotes: zona fría o de cristales equiaxiales, zona columnada alargada y una zona central equiaxial. Las tres zonas se muestran en la figura 2.6. En la aleación Cu-2Mg-2Sn, la zona fría se elimina en el careado altamente irregular, ésta se encuentra saturada de defectos de fundición, la zona columnada está presente y la zona equiaxial puede llegar a existir.

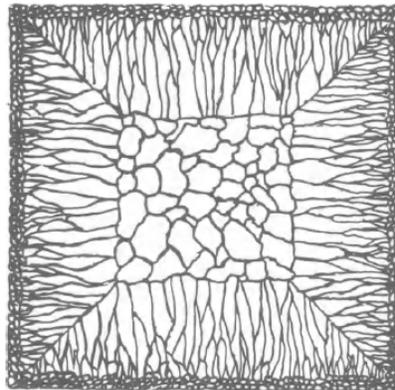


Figura 2.6 Esquema de la estructura de una pieza fundida [10].

### Zona fría

Durante el vaciado, el líquido en contacto con la pared fría del molde se enfría rápidamente por debajo de la temperatura de la línea de liquidus. Muchos núcleos sólidos se forman en la pared y empiezan a crecer dentro del líquido. Mientras la pared del molde comienza a calentarse, es posible que los cristales se separen de ella bajo la influencia de la turbulencia en el líquido. Esto se conoce como nucleación big-bang [10], ya que el líquido, de manera súbita, genera una enorme cantidad de núcleos que ocupan todo el volumen, y produce completamente una estructura equiaxial.

Si la temperatura al vaciar es alta, el líquido en el centro del lingote permanecerá por encima de la temperatura del liquidus por un largo tiempo y por eso los cristales vuelven a fundirse al separarse de la pared del molde, solo los cristales restantes cerca de la pared serán capaces de crecer formando la zona fría.

### **Zona columnada alargada**

Muy pronto después de vaciar la fundición, el gradiente de temperatura en las paredes del molde disminuye y los cristales en la zona fría crecen dendríticamente en ciertas direcciones cristalográficas. Esto conduce a la formación de granos columnares, casi paralelos a la columna del eje determinado por una dirección cristalográfica. La región entre las puntas de las dendritas y el punto donde la última gota del líquido está solidificando es conocida como zona de transición entre el líquido y el sólido, el largo de esta zona depende del gradiente de temperatura.

### **Efectos de contracción**

La contracción tiene una gran importancia en la estructura final del lingote. En aleaciones con un rango de solidificación estrecho, la zona de transición entre el líquido y el sólido se reduce, mientras una cápsula externa sólida condensa el líquido remanente está continuamente disminuyendo hasta que finalmente la solidificación es completa, el lingote presentará una cavidad central profunda. El nivel del líquido disminuye paulatinamente a lo ancho del lingote mientras el líquido fluye para compensar la contracción de las dendritas, los canales interdendríticos más próximos son reservados para que la última acumulación de líquido solidifique, produciendo poros.

La porosidad es uno de los defectos más comunes en fundiciones y se puede aumentar la calidad de las piezas de fundición si se controlan o eliminan estos defectos. La porosidad se da cuando el líquido remanente se sobresatura en términos de los gases disueltos, que fueron atrapados durante la manipulación del líquido y el proceso de vaciado. Este gas, a través de un proceso de nucleación y crecimiento, ocupa los espacios vacíos entre las dendritas e impide que éstos se llenen de líquido, teniendo como consecuencia poros similares a los antes mencionados. El fenómeno se llama porosidad por gas (generalmente hidrógeno) [10].

## Segregación en fundiciones y lingotes

Existen dos tipos de segregación en estructuras solidificadas. La macrosegregación son cambios de composición a distancias comparables con el tamaño del espécimen y la microsegregación que ocurre en la escala de las dendritas. La microsegregación produce composiciones fuera de equilibrio y microestructuras heterogéneas con gradientes de concentración locales, como se muestra en la figura 2.7. Los efectos de la microsegregación pueden ser suavizados por un subsecuente tratamiento térmico de homogenización, pero la difusión en el sólido debe ser mucho más lenta para ser capaz de eliminar la macrosegregación, ésta debe ser controlada por medio del proceso de solidificación [10].

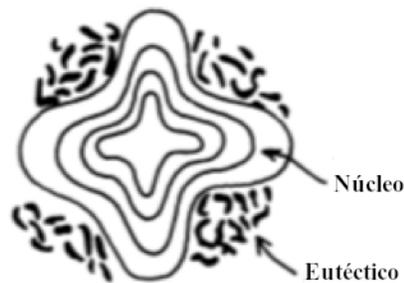


Figura 2.7 Sección transversal a través de una dendrita [10].

## 2.2 Laminado

El laminado es un proceso de deformación plástica en un metal pasándolo a través de rodillos y tiene como objetivo reducir el espesor del metal. La deformación plástica es un proceso disipativo, la energía para deformar el metal principalmente se disipa en forma de calor. Los granos en el metal tienen una orientación preferencial o textura, a su vez modificada por el proceso de laminado [11].

### 2.2.1 Conceptos metalúrgicos fundamentales

El trabajo en frío resultante por la reducción del espesor produce un incremento en la resistencia mecánica, el esfuerzo de Peierls-Nabarro representa la resistencia que la red cristalina ofrece al movimiento de dislocaciones, explicando porqué el trabajo en frío aumenta la resistencia mecánica y a su vez genera un deslizamiento [12].

Las dislocaciones de signo opuesto situadas en el mismo plano de deslizamiento se atraen entre sí, se aproximan y finalmente se anulan, esto tiene como efecto un reblandecimiento en la red cristalina. El endurecimiento por deformación se puede dividir en tres etapas:

En la etapa I llamada “deslizamiento fácil”, las dislocaciones pueden moverse libremente sin encontrar obstáculos, ya que sólo está activado un sistema de deslizamiento. Durante la etapa II empieza el enredamiento de dislocaciones que finalmente resulta en una estructura celular, consistente de regiones libres de dislocaciones rodeada por material con una alta densidad de dislocaciones. El incremento en la densidad de dislocaciones es debido a la constante retención de dislocaciones móviles por dislocaciones existentes, incorporadas dentro de diferentes características microestructurales que son particulares en el estado deformado. La microestructura y la energía almacenada de un grano deformado dependen fuertemente de los sistemas de deslizamiento activos y por lo tanto de su orientación inicial.

La energía de error de apilamiento ( $\gamma_{SFE}$ ) es una función del material que determina el alcance para unir dislocaciones disociadas en dislocaciones arbitrarias. En metales con estructura cristalina cúbica, los dos métodos básicos de deformación son deslizamiento y macla, el parámetro más significativo del material para escoger el método es el valor de  $\gamma_{SFE}$ . En general el deslizamiento tiene lugar en planos densamente compactos y direcciones densamente compactas. La etapa III es una región de disminución en la velocidad del endurecimiento, la intersección en el enredamiento de dislocaciones es el principal mecanismo para el endurecimiento por trabajo en frío en la etapa III [11].

En un policristal, cada monocristal (grano) tiene una orientación con respecto a un sistema de referencia exterior, caracterizada por la rotación de los ejes del sistema cristalino con respecto al sistema exterior. Donde se juntan dos granos con distinta orientación, existirá una discontinuidad planar, llamado límite de grano. Los límites de grano son defectos cristalinos, la descripción de un límite de grano se define por la orientación de un plano con respecto a uno de los dos cristales y por la rotación  $\theta$  requerida para hacer los 2 cristales simultáneos.

La estructura del límite de grano es dependiente de tres grados de libertad microscópicos, los cuales son traslaciones perpendiculares y paralelas de cuerpo rígido hacia el límite de grano. La estructura atómica en un límite de grano de ángulo grande es determinada por el relajamiento de los átomos, dependiente de la naturaleza en las fuerzas de enlace.

La estructura del límite de grano también depende de desplazamientos locales a nivel atómico y por variables externas tal como temperatura, presión y parámetros internos tal como composición, adhesión y defectos en la estructura. Los límites de grano se identifican por su desorientación, límites de grano de ángulo grande (HAGB) y límites de grano de ángulo pequeño (LAGB). La transición de límites de grano de ángulo pequeño a grande ocurre normalmente entre  $10^\circ$  y  $15^\circ$ . Un material de una sola fase está en el estado termodinámico más estable cuando los límites de grano son removidos [13].

### 2.2.2 Laminado en caliente

El laminado en caliente es un proceso que ocurre a una temperatura suficientemente alta para que no haya endurecimiento por deformación. El objetivo del laminado en caliente es la reducción del lingote de fundición en planchones con reducciones grandes. La temperatura homologa es un parámetro no dimensional, se define como la temperatura a la cual se lleva a cabo el proceso dividido entre la temperatura de fusión del metal.

$$T_H = \frac{T}{T_F} \quad 2.22$$

Si  $T_H \leq 0.3$  es un trabajo en frío, si  $0.3 < T_H < 0.6$  es un trabajo en tibio y si  $T_H > 0.6$  es un trabajo en caliente [11].

El producto final tiene una buena calidad y la superficie es cubierta por un óxido que se forma a altas temperaturas. El laminado en caliente no se utiliza en esta tesis por el costo adicional del proceso, una fuerza impulsora pequeña que disminuye por la reducción en la densidad de dislocaciones al realizar el proceso y la oxidación del Mg presente en solución sólida o en fases intermetálicas  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  y  $\text{Cu}_4\text{MgSn}$ ; las fases intermetálicas propagan una grieta, en la cual se encuentra atrapado oxígeno que favorece la oxidación.

### 2.2.3 Laminado en frío

El laminado en frío es un proceso que se utiliza para obtener láminas con una precisión dimensional y un acabado superficial de alta calidad. El endurecimiento por deformación o endurecimiento por trabajo en frío, es un fenómeno causado por la acumulación de dislocaciones, reduciendo la facilidad con que las dislocaciones adicionales se desplazan a través de la red cristalina, debido a la formación de uniones de dislocaciones [11].

En la aleación Cu-5Mg-1Sn durante el trabajo en frío ocurre un fenómeno debido a la propagación de grietas, las cuales producen un agrietamiento que sigue a la fase frágil  $\text{Cu}_2\text{Mg}$ . La región interdendrítica que contiene la fase intermetálica es completamente fracturada, este fenómeno puede ser detenido por las dendritas dúctiles [14].

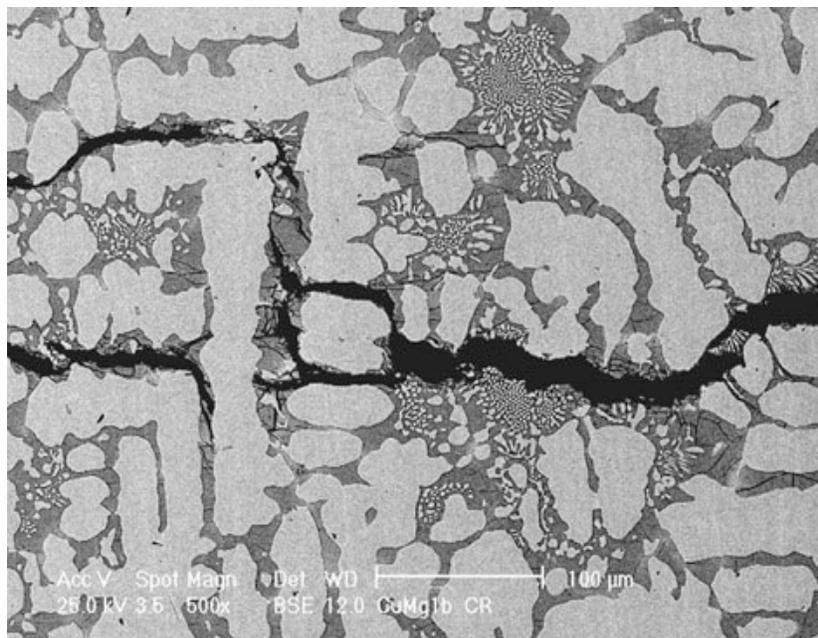


Figura 2.8 Propagación de una grieta a través de la zona interdendrítica [14].

La ductilidad es la capacidad para deformar plásticamente un metal antes de fracturarse [15], la cual permite redistribuir esfuerzos localizados en el material, una forma de aumentarla es mediante tratamientos térmicos, disminuyendo al mismo tiempo la resistencia mecánica.

## 2.3 Proceso de Recristalización

El término recocido es usado ampliamente para describir dos procesos metalúrgicos a alta temperatura. El primer caso asociado con el tratamiento térmico de materiales ferrosos, un proceso de reblandecimiento que supone la transformación de fase  $\gamma \rightarrow \alpha$ . En el segundo caso, el reblandecimiento es resultado directo de la anulación y reestructuración de dislocaciones por medio de la recuperación y recristalización posteriormente definidas.

La energía libre de un material cristalino es incrementada durante la deformación por la presencia de dislocaciones y límites de grano, el material que contiene estos defectos es termodinámicamente inestable. Si el material se calienta a una alta temperatura, se promueve una difusión en estado sólido, que a su vez provee mecanismos a través de los cuales los defectos pueden ser eliminados o alternativamente arreglados en configuraciones de baja energía. El trabajo de Carpenter y Elam (1920) y Altherthum (1922), verifica que la energía almacenada provee la fuerza impulsora para la recristalización y la energía del límite de grano la fuerza impulsora para el crecimiento de grano.

La energía almacenada es la fuente de todos los cambios en las propiedades en metales, generados por defectos cristalinos durante la deformación. La movilidad de vacantes e intersticiales es alta, excepto en la deformación a bajas temperaturas donde los defectos de punto no contribuyen de manera significativa en la energía almacenada, en la deformación a temperatura ambiente casi toda la energía almacenada proviene de la suma de todas las energías de las dislocaciones y las nuevas superficies [13].

### 2.3.1 Recuperación

La recuperación se refiere a los cambios de las propiedades en un material deformado, la cual ocurre previo a la recristalización. La microestructura y las propiedades pueden ser parcialmente restauradas a su valor original mediante un efecto de recuperación. Los cambios microestructurales durante la recuperación son relativamente homogéneos, usualmente no afectan los límites de grano pero si las propiedades mecánicas, por eso a menudo la recuperación se mide por cambios en el esfuerzo de cedencia o la dureza del material.

Durante la recuperación, la energía almacenada disminuye por el movimiento de dislocaciones mediante dos procesos primordiales: la anulación y reestructuración de dislocaciones, ambos son obtenidos por medio de deslizamiento, escalamiento y deslizamiento cruzado de dislocaciones. La recuperación se controla por una activación térmica, la cual incrementa durante el recocido y se espera que disminuya con el incremento en el trabajo en frío. Los solutos pueden influir en la recuperación, por el efecto de la energía de error por apilamiento, sujetar dislocaciones, afectando la concentración y movilidad de vacantes. En metales de baja energía de error de apilamiento tal como las aleaciones de Cu, una ligera recuperación ocurre antes de la recristalización. La liberación de energía almacenada provee la fuerza impulsora para la recuperación y recristalización pero es la naturaleza de la microestructura la que controla su desarrollo.

### **2.3.2 Recristalización**

La recristalización es un cambio microestructural que implica la formación de nuevos granos libres de dislocaciones dentro de la estructura deformada o recuperada, después estos crecen y sustituyen la microestructura deformada resultando en una estructura nueva con una baja densidad de dislocaciones.

La diferencia esencial entre el estado deformado y recristalizado consiste en el contenido y el reacomodo de dislocaciones. La recristalización de la microestructura deformada se llama recristalización primaria para distinguirlo del crecimiento de grano anormal llamado recristalización secundaria. Es conveniente dividir la recristalización en dos regímenes: nucleación y crecimiento. La nucleación corresponde a la primera aparición de nuevos granos en la microestructura y el crecimiento es cuando los nuevos granos reemplazan el material deformado, aunque esos dos eventos ocurren consecutivamente para cualquier grano en particular, ambos pueden ocurrir en cualquier momento en diferentes puntos del espécimen. La nucleación en la recristalización consiste en el crecimiento de subgranos en sitios de alta energía de deformación y gradientes de orientación, por eso la orientación inicial afectará los sitios para la nucleación y la fuerza impulsora para la recristalización, la nucleación ocurre en sitios preferenciales tales como límites de granos previos y bandas de deslizamiento [13].

En las aleaciones Cu-Mg-Sn, el material laminado consiste de tres tipos de bandas: brazos de dendritas homogéneamente y heterogéneamente deformados, y las bandas resultantes del pseudo-eutético interdendrítico [16].

Las leyes de recristalización expresan el efecto de la microestructura inicial (tamaño de grano) y los parámetros del procesamiento (deformación y temperatura de recocido), en el tiempo de recristalización y el tamaño de grano después de ésta. Estas leyes consideran que la recristalización es considerada un fenómeno de nucleación y crecimiento, controlado por procesos de activación térmica y con una fuerza impulsora proporcionada por la energía almacenada a través de la deformación.

- i. Se necesita una mínima deformación para iniciar la recristalización.
- ii. La temperatura de recristalización disminuye conforme el tiempo de recocido aumenta.
- iii. La temperatura de recristalización disminuye conforme la deformación aumenta.
- iv. El tamaño de grano recristalizado depende fundamentalmente de la cantidad de deformación acumulada, será pequeño para grandes cantidades de deformación.

Para una cantidad dada de deformación, la temperatura de recristalización puede incrementarse debido a un tamaño de grano grande inicial. Generalmente, se observa que el material de grano más fino recristalizará más rápido que el material de grano más grueso.

La velocidad de recristalización de diferentes granos varía, debido a las diferentes orientaciones de ellos y la desorientación en el límite de grano, los planos de deslizamiento activos y la dirección en la deformación, ya que son dependientes de la orientación cristalográfica. La distribución en la densidad de dislocaciones, la heterogeneidad microestructural, la disponibilidad y viabilidad de los sitios para la nucleación y la velocidad de crecimiento de los granos recristalizados, dependen fuertemente de la orientación. Los factores tales como alta deformación o tamaño de grano pequeño inicial favorecen un gran número de núcleos o una rápida velocidad de nucleación. La nucleación puede ser alcanzada por fluctuaciones atómicas aleatorias permitiendo la formación de pequeños cristalitas [13].

Un núcleo recrystalizado es un cristalito de baja energía interna que transforma el material deformado y es separado por un límite de grano de ángulo grande. Tales núcleos pueden ser estables, si la diferencia de energía entre el estado local deformado y el recrystalizado es más grande que la energía de la superficie nueva producida en la nucleación. La posibilidad de que la recrystalización pueda originarse en los cristalitos presentes fue postulada por Burgers (1941) [13]. En su sección de hipótesis, los núcleos pueden ser cristalitos altamente deformados o libres de deformación. Hoy en día, se sabe que la última hipótesis es la correcta.

El tamaño y distribución de partículas en una aleación son afectadas por la composición y el proceso termomecánico. Una dispersión de partículas de segunda fase afectará la recuperación dinámica, obstaculizando el movimiento de dislocaciones; las dislocaciones solo pasarán las partículas duras si el esfuerzo local excede el esfuerzo de Orowan, por lo tanto aunque las dislocaciones puedan moverse libremente entre las partículas, ellas tenderán a sujetarlas.

La presencia de una segunda fase en forma de partículas dispersas afecta a la recrystalización y tienen tres efectos en ella: La energía almacenada y la fuerza impulsora para la recrystalización pueden ser incrementadas, las partículas grandes pueden actuar como sitios preferenciales de nucleación y si las partículas están separadas, pueden limitar la movilidad en límites de grano de ángulo grande y pequeño. El resultado del incremento en la concentración de partículas de segunda fase en los límites de grano afecta la fragilidad y la susceptibilidad a la corrosión.

La nucleación estimulada por partículas (PSN) es un mecanismo de recrystalización que influye en el tamaño de grano y la orientación preferencial después de la recrystalización, su cinética es determinada por la dispersión de partículas finas. PSN se utiliza en aleaciones industriales con grandes partículas de segunda fase, los sitios de nucleación son regiones bien definidas en la microestructura, por lo tanto el número potencial de núcleos y el tamaño de grano recrystalizado puede ser controlado. Las orientaciones en los núcleos serán diferentes a otros mecanismos, se tiene el potencial para ejercer algún control sobre la textura de recrystalización controlando la cantidad de PSN.

Por último, la interacción entre las dislocaciones y las partículas es dependiente de la temperatura, PSN solo ocurrirá si la deformación previa es llevada a cabo por debajo de una temperatura crítica o una velocidad de deformación crítica.

### **2.3.3 Crecimiento de Grano**

El crecimiento de grano es una reducción de la energía almacenada en el material en forma de límites de grano. Cuando la recristalización primaria es completa, la estructura aún no es estable y el crecimiento de grano recristalizado puede ocurrir. Si la nucleación es relativamente uniforme, el crecimiento puede ocurrir rápidamente en los granos de más alta energía almacenada. El crecimiento de grano se divide en dos tipos: Crecimiento de grano normal y anormal.

Durante el crecimiento de grano normal, la microestructura cambia de una manera uniforme donde existe un limitado rango de tamaños de grano y formas. Cuando la microestructura llega a ser inestable y algunos granos pueden crecer excesivamente, consumen los pequeños granos recristalizados, este crecimiento discontinuo tiene una cinética similar a la recristalización primaria y una microestructura parecida, se conoce el proceso como recristalización secundaria. Durante el crecimiento de grano, los grandes crecen y los pequeños se contraen, por debajo de la acción de una fuerza que causa un cambio en el simple tamaño de grano, el grano deja de crecer cuando la zona deformada es consumida.

Las teorías y modelos del crecimiento de grano pueden ser divididos en dos categorías generales: determinístico o estático. Los modelos determinísticos se basan en la idea de que el comportamiento de cualquier grano en la microestructura es dependiente de los demás. Los modelos estáticos son basados en la suposición que el comportamiento de todos los granos puede ser generalizado por el comportamiento de una pequeña parte de la microestructura [13].

## **2.4 Fenómeno de Desgaste**

El fenómeno de desgaste es una remoción de material en superficies sólidas debido a una acción mecánica, una aproximación para determinar el mecanismo de desgaste es examinar las superficies deslizantes en los especímenes. Hay diferentes tipos de desgaste; entre ellos se encuentra el desgaste adhesivo, el desgaste abrasivo y el desgaste por fatiga [2].

### **2.4.1 Conceptos Generales**

El desgaste adhesivo ocurre cuando dos cuerpos están en contacto deslizante y los fragmentos son arrancados de una superficie para adherirse a otra, la adhesión es la fuerza que se opone a la separación de dos superficies en contacto [2]. El desgaste adhesivo en metales se puede explicar por la afinidad química que tienen los elementos en contacto, esto explica el uso de Pb en aleaciones tribológicas ya que tiene baja afinidad química con el acero. Se dice que el Pb es tribológicamente compatible con el Fe. El Sn y el Cu tienen menor compatibilidad, pero son favorables para prevenir la adhesión; el Mg es un metal no tóxico y económico que muestra una baja adhesión con la contraparte de acero o hierro [16].

El desgaste abrasivo surge cuando una superficie dura y rugosa desliza contra una superficie más blanda, remueve material en ella y produce una serie de muescas, se introducen partículas duras entre las superficies deslizantes y desgastan el material en cada una. Las partículas abrasivas tienden a producir un rayado afilado profundo mientras que el rayado causado por adhesión es a veces irregular y superficial. El desgaste por fatiga se observa durante el deslizamiento; los ciclos de carga y descarga en repetición inducen a la formación de grietas por debajo de la superficie. Cuando estos desvían hacia la superficie, resulta en el rompimiento de hojuelas, provocando grandes marcas [2].

### **2.4.2 Desgaste adhesivo**

La adhesión en las superficies surge a partir de las fuerzas de atracción entre sus átomos, las partículas transferidas se acumulan. La formación de partículas por desgaste implica que todas las fracturas no tienen lugar en la superficie y probablemente ocurren dentro del material más blando.

Las irregularidades a niveles moleculares o atómicos se les conoce como asperezas y en conjunto definen la rugosidad de la superficie [6]. El tamaño de las partículas en el desgaste adhesivo incluye la rugosidad de las superficies y el espacio libre en los sistemas de deslizamiento [2]. La rugosidad de las superficies implica que el área de contacto real es mucho más pequeña que el área de contacto nominal o aparente [6].

Las leyes del desgaste adhesivo en materiales sin lubricación son:

1. La cantidad de desgaste es directamente proporcional a la carga.
2. La cantidad de desgaste es generalmente proporcional a la distancia deslizada.
3. La cantidad de desgaste es inversamente proporcional a la dureza de la superficie desgastada.

El nivel de compatibilidad tribológica puede ser estimado con la medición de masa, diámetros de huella y medición de rugosidad, así como un valor cualitativo obtenido mediante los valores de torque, generado durante el giro del perno sobre la superficie plana [6]. Una forma de medir el desgaste es mediante la medición de masa, cuando no hay variación de ésta en el proceso; se cumple con una característica importante para un material tribológico, la compatibilidad con el eje o la flecha [17]. Un método alternativo cuando el desgaste es confinado a una huella fina, implica tomar un perfil de ella con el perfilómetro y después estimar la cantidad de material desgastado.

### **2.4.3 Fenomenología del desgaste adhesivo**

La formación de la tribocapa es fundamental para los materiales dúctiles, este proceso implica un refinamiento subestructural y se clasifica como un proceso de deformación plástica severa (SPD) [18]. En metales ocurre una deformación en la zona de contacto, ya que se exponen zonas metálicas vírgenes de alta reactividad, mediante estas condiciones se forma una capa superficial altamente modificada conocida como tribocapa. La deformación plástica severa se caracteriza por la acumulación rápida de dislocaciones durante estados anteriores de deformación, ésta se define mediante la acumulación de pequeñas deformaciones plásticas producto de cargas cíclicas en contacto local intermitente.

A un valor determinado de esfuerzo se producen partículas de desgaste en la capa superficial, cuando ésta se fractura, la siguiente es expuesta y así sucesivamente [6]. Rigney y sus colaboradores han mostrado que para las aleaciones dúctiles, el desgaste es precedido por la formación de una tribocapa, en la cual la mezcla mecánica es combinada con la deformación plástica severa [19].

La mezcla mecánica involucrada en la formación de la tribocapa, se describe como la combinación de remoción y reincorporación de material junto con un proceso de acumulación, compactación, fragmentación y oxidación, que son provocados por las reacciones químicas generadas durante la interacción con el medio. De manera análoga se ha encontrado que esta mezcla mecánica es una forma efectiva de producir microestructuras refinadas y homogéneas [6].

La evidencia de flujo plástico se identifica mediante patrones de flujo en la superficie, cambios en la microestructura y la rotación de marcadores. Los marcadores pueden ser artificialmente insertados o pueden ser característicos de la microestructura original, tal como límites de grano orientados adecuadamente, maclas o laminillas. La deformación plástica y los cambios en la estructura durante estados anteriores de deslizamiento pueden ser los precursores para los procesos tales como transferencia y mezcla mecánica, en los cuales la composición química del material cercano a la superficie es modificada [19].

## Capítulo 3

### Desarrollo Experimental

#### 3.1 Fundición

Los metales utilizados para la carga de fundición fueron cobre electrolítico con 99.9 % de pureza, magnesio electrolítico con 99.7 % de pureza y estaño de uso industrial, para la carga de fundición se consideró una cantidad adicional de Mg porque el punto de fusión del Cu es similar al punto de ebullición del Mg. El proceso de fundición se llevó a cabo en un horno de crisol que utiliza gas LP y un turbosoplador para la alimentación de aire, los instrumentos se limpiaron, se precalentaron para evitar la contaminación y reducir la pérdida de calor al interactuar con el baño líquido. El Cu y Sn se introdujeron en el crisol al encender el horno para acelerar el proceso de fusión. A los 1150 °C la fundición se cubrió con polvo de grafito, el Mg es pintado con el grafito e inmerso hacia el fondo del crisol a través de un tubo de grafito seguido por un desgasificante en tableta de  $\text{CaCO}_3$ , esta técnica previene la evaporación parcial del Mg. El vaciado se realizó en una lingotera horizontal abierta de hierro a temperatura ambiente [9].

#### 3.2 Laminado

Se laminaron varios planchones del lingote Cu-2Mg-2Sn a una deformación equivalente de Von Mises  $\epsilon=2.48$  con una reducción inicial de 2% hasta un 10%, a partir de ahí se incrementó gradualmente 10% en cada paso. La reducción total fue de 80%.

### 3.3 Recocido

Todas las muestras fueron cortadas perpendicularmente a la dirección de deslizamiento del cojinete [18]. Posteriormente se realizaron 3 recocidos con parámetros diferentes y un número de muestras variable.

Tabla 3.1 Parámetros de recocido.

T= 400 °C	T=500 °C	T=500 °C
t=15 min	t=5 min	t=30 min
t=30 min	t=10 min	t=45 min
t=45 min	t=15 min	t=60 min
t=60 min	t=20 min	t=75 min
t=75 min	t=40 min	t=90 min
t=90 min		t=105 min
		t=120 min
		t=150 min

Se utilizaron termopares tipo K para medir la temperatura durante el recocido, se verificó la polaridad, para sincronizar la conexión con el equipo de adquisición de datos. El termopar tipo K se utilizó por el rango de temperaturas de -200 a 1372 °C. El tipo de aleación Cr-Ni o Ni-Al proporciona una sensibilidad de  $41\mu\text{V}/^\circ\text{C}$ ,

### 3.4 Metalografía

Se realizó una preparación metalográfica en la pulidora Metkon Forcipol 2V Grinder-Polisher con lijas de 80, 180, 240, 360, 400, 500, 600, 1000, 1200, 1500 y 2000 Fandeli y Microcut Silicon Carbide Buehler 800 y 1200, la velocidad que se utilizó en la pulidora fue de 150 rpm. Cuando se terminó de pulir con cada lija, se realizó un secado de la muestra con aire caliente y una pequeña cantidad de alcohol metílico grado reactivo sobre la superficie, para prevenir la formación de óxidos. Posteriormente se pulió la muestra con un paño azul Reflex Pad Mag y suspensión de diamante de  $3\mu\text{m}$  a una velocidad de 111 rpm, por último se pulió la muestra con un paño rojo Reflex Pad Mag y suspensión de diamante de  $1\mu\text{m}$  a una velocidad de 111 rpm.

## Ataque químico

Se utilizó una caja de Petri, una probeta graduada y un vaso de precipitado; se midió cada reactivo en una probeta graduada y se añadió cada uno en un vaso de precipitado en el siguiente orden y proporción: 2 ml de hidróxido de amonio ( $\text{NH}_4\text{OH}$ ) + 2 ml de agua destilada + 2 ml de peróxido de hidrógeno ( $\text{H}_2\text{O}_2$ ). El ataque químico se realizó por inmersión en la caja de Petri debido a la mejor exposición de la muestra con los reactivos en la superficie, y una variabilidad en el tiempo para cada muestra, se realizó el secado de la muestra con aire caliente y una pequeña cantidad de alcohol metílico grado reactivo.

### 3.5 Microdureza

Se colocó la muestra en la plataforma del microdurómetro Vickers (Leitz Wetzlar Germany 8068). Se colocó la carga de 4.9 N, se verificó donde apareció la huella en la escala del lente. De esta manera se tuvo la certeza del espaciamiento entre cada indentación, se procedió a realizar 7 huellas de indentación con una distancia de separación en ambos ejes que permitiera su identificación en el microscopio óptico Nikon eclipse L150. El procedimiento que se realizó en cada huella fue el siguiente: Se identificó la zona, se giró el lente hacia el indentador, se bajó la pesa muy despacio y se realizó la huella, después se giró una perilla para retirar la carga y se regresó el lente para observar la huella. Por último se midieron las diagonales de cada huella en el microscopio óptico Nikon eclipse L150.

### 3.6 Desgaste

Después de analizar los resultados de los ensayos de microdureza, se decidió realizar un recocido con una reducción similar al proceso de laminado y un tiempo de recocido de 30 minutos para una muestra TT 400 °C, 2 muestras TT 500 °C y 2 muestras TT 600 °C; añadiendo 2 muestras STT.

Se seccionaron las muestras en una cortadora de precisión ISOMET 1000, ajustándolas hasta una dimensión cuadrada de 15 mm por lado, para colocarlas en un portamuestras. Se pulió cada muestra cómo fue descrito con anterioridad a una velocidad de 50 rpm y se midió la masa previo al ensayo de tribometría. Los parámetros del ensayo de tribometría son: velocidad angular del perno 60 [rpm], carga normal aplicada 100 [N] y tiempo de ensayo 300 [s].

Se limpió el perno con lija 1500 Fandeli, se eliminaron impurezas residuales con un paño y alcohol metílico grado reactivo. Se ajustó la muestra, la velocidad del perno y la carga aplicada. Se realizó el ensayo ajustando la velocidad del perno, ya que disminuye al contacto.

Se midió la masa de cada muestra posteriormente al ensayo tribológico. Al terminar se colocó cada muestra en el perfilómetro óptico Nanovea modelo ST400S, se hizo un enfoque sobre la huella con un microscopio óptico acoplado al perfilómetro. Se ajustó una distancia para que el sensor de la pluma del perfilómetro óptico detectará la muestra y ejecutará correctamente el análisis, se procedió a realizar el análisis con un paso de 10  $\mu\text{m}$ .

## Capítulo 4

### Resultados

#### 4.1 Microestructuras en los procesos de la aleación Cu-2Mg-2Sn

Se inicia la descripción con una microestructura del proceso de fundición. En la figura 4.1 se observa una dendrita principal (1) con ramificaciones secundarias (2) y terciarias (3), regiones interdendríticas en forma de pequeñas islas y una microestructura eutéctica (4). La aleación presenta una solidificación fuera del eutéctico debido al subenfriamiento súbito y manifiesta una microsegregación con enriquecimiento de una segunda fase, la segunda fase presente es el compuesto intermetálico  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  y posiblemente  $\text{Cu}_4\text{MgSn}$  [9], así como un microrechupe (5).

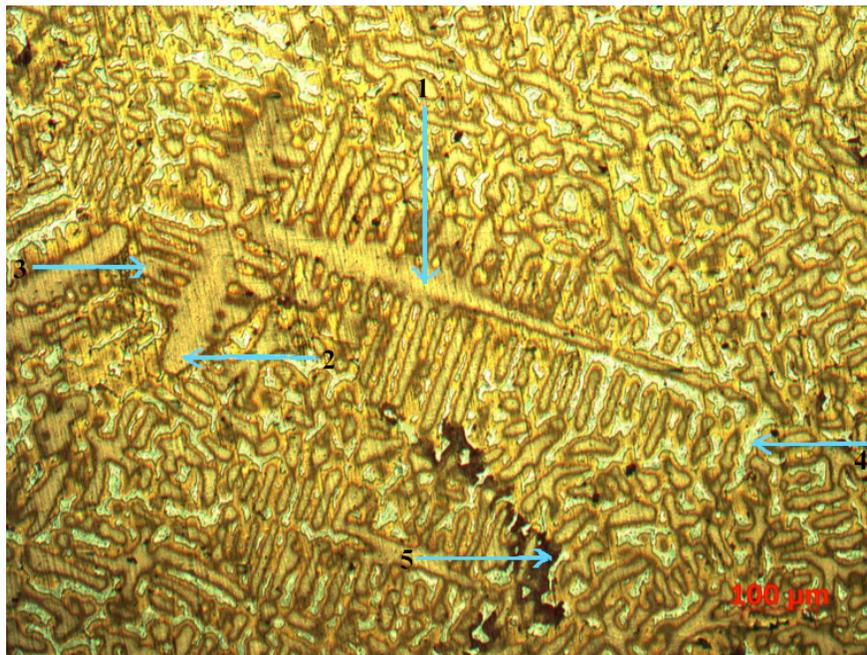


Figura 4.1 Microestructura de fundición de la aleación Cu-2Mg-2Sn.

Se presentan microestructuras de la aleación Cu-2Mg-2Sn que permiten analizar el proceso de recuperación y recristalización durante el tratamiento térmico.

En la figura 4.2 se observa la aleación deformada en la dirección de laminado; se percibe una segunda fase discontinua, misma que representa las zonas interdendríticas del lingote. Considerando que estas zonas son frágiles, durante el laminado se fracturan y se redistribuyen en la dirección de laminado. Se nota la gran heterogeneidad en la estructura de los granos alargados.

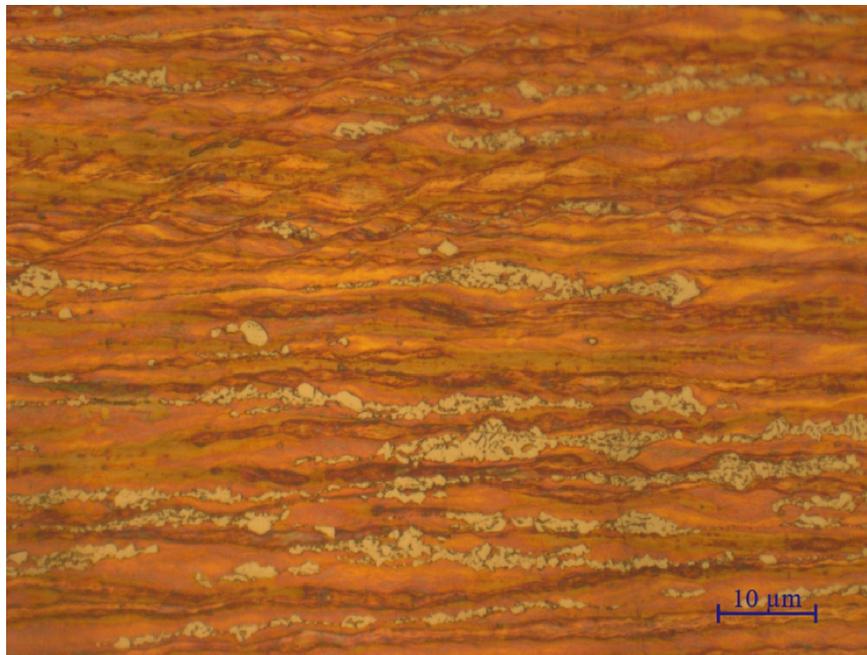


Figura 4.2 Micrografía óptica de la aleación Cu-2Mg-2Sn laminada a 1000X.

En la figura 4.3, las zonas interdendríticas se observan en los tonos más claros y presentan el eutéctico frágil que se fracturó y redistribuyó durante el laminado. Los gradientes de color rojo, verde y azul en los granos alargados provienen de los esfuerzos internos en el material. Estos están asociadas a la presencia de la subestructura. La heterogeneidad en la subestructura es responsable en el proceso de nucleación.

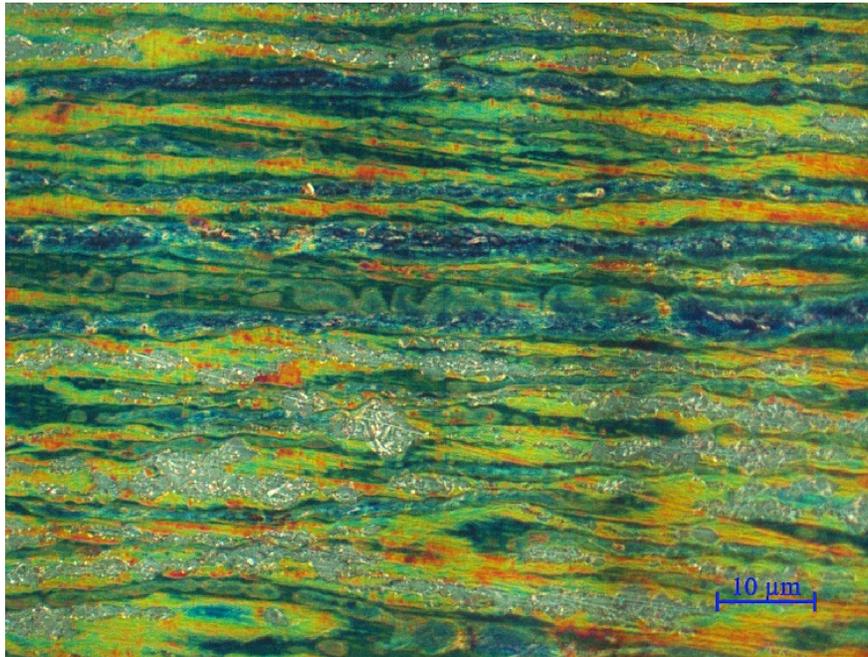


Figura 4.3 Micrografía óptica de la aleación laminada con luz polarizada.

En la figura 4.4 se observa esencialmente la misma microestructura que en la figura 4.2. Esto indica que, si hubiera ocurrido alguna modificación subestructural en la fase  $\alpha$ , esta debe de estar limitada a una recuperación.

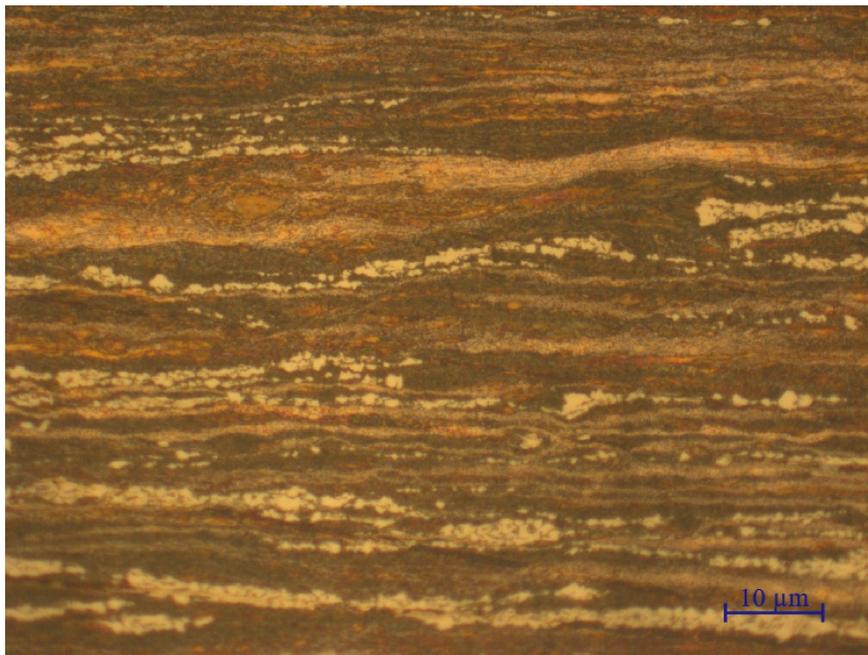


Figura 4.4 Micrografía óptica TT 400 °C 30 min a 1000X.

En la figura 4.5 se observa que la microestructura fina y ondulada disminuye en proporción, sin embargo, la forma alargada de los granos deformados aún se observa. Esto indica que el material estuvo sujeto a un proceso de recuperación avanzada.

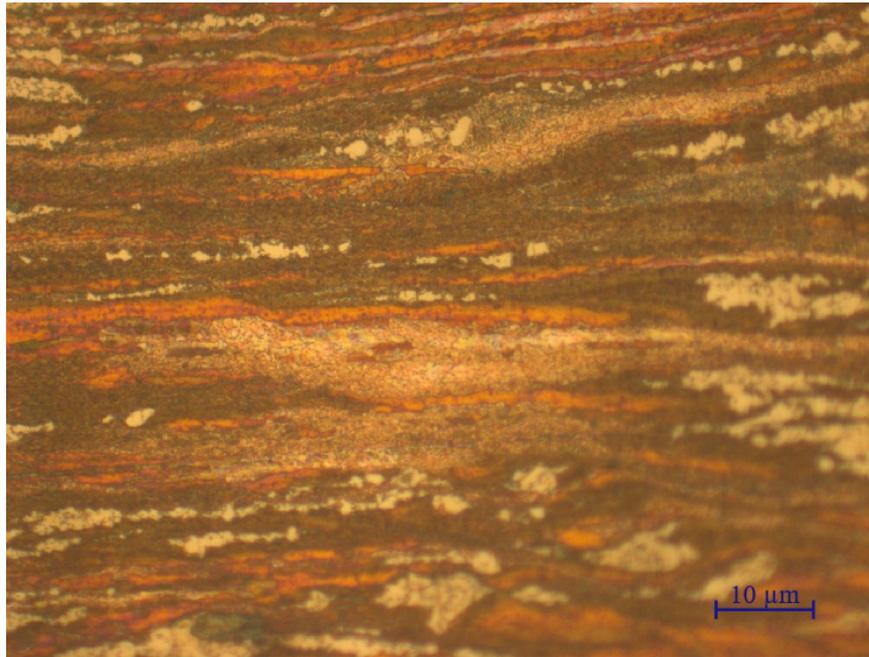


Figura 4.5 Micrografía óptica TT 400 °C 60 min a 1000X.

En la figura 4.6 se muestra la geometría alargada de la aleación deformada, sólo a través de los listones distribuidos de material intermetálico redistribuido durante la deformación. Entre éstos, no se observa la presencia de límites de grano proveniente de la estructura original. La fase  $\alpha$  consiste de granos ultrafinos, cuyo tamaño está en el límite de resolución del microscopio óptico.

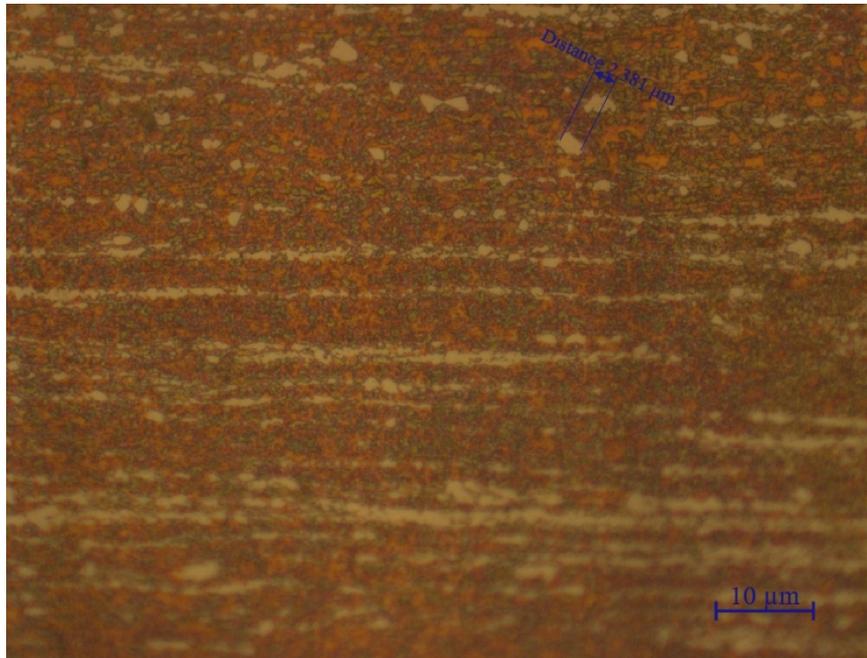


Figura 4.6 Micrografía óptica TT 500 °C 30 min a 1000X.

## 4.2 Microdureza

A continuación, se presenta una gráfica de microdureza para todas las muestras. La curva a 400°C muestra una disminución gradual y lenta de la dureza, demostrando que está ocurriendo una recuperación que tiene pequeños efectos en la microestructura pero efectos notables en las propiedades mecánicas.

A 500°C, las curvas coinciden, la primera da amplia información a tiempos cortos y la segunda demuestra que la recristalización está completa a 30 minutos, esta observación coincide con la microestructura. Asimismo, considerando que no hay una disminución de dureza a tiempos prolongados, se puede suponer que la microestructura ultrafina es estable.

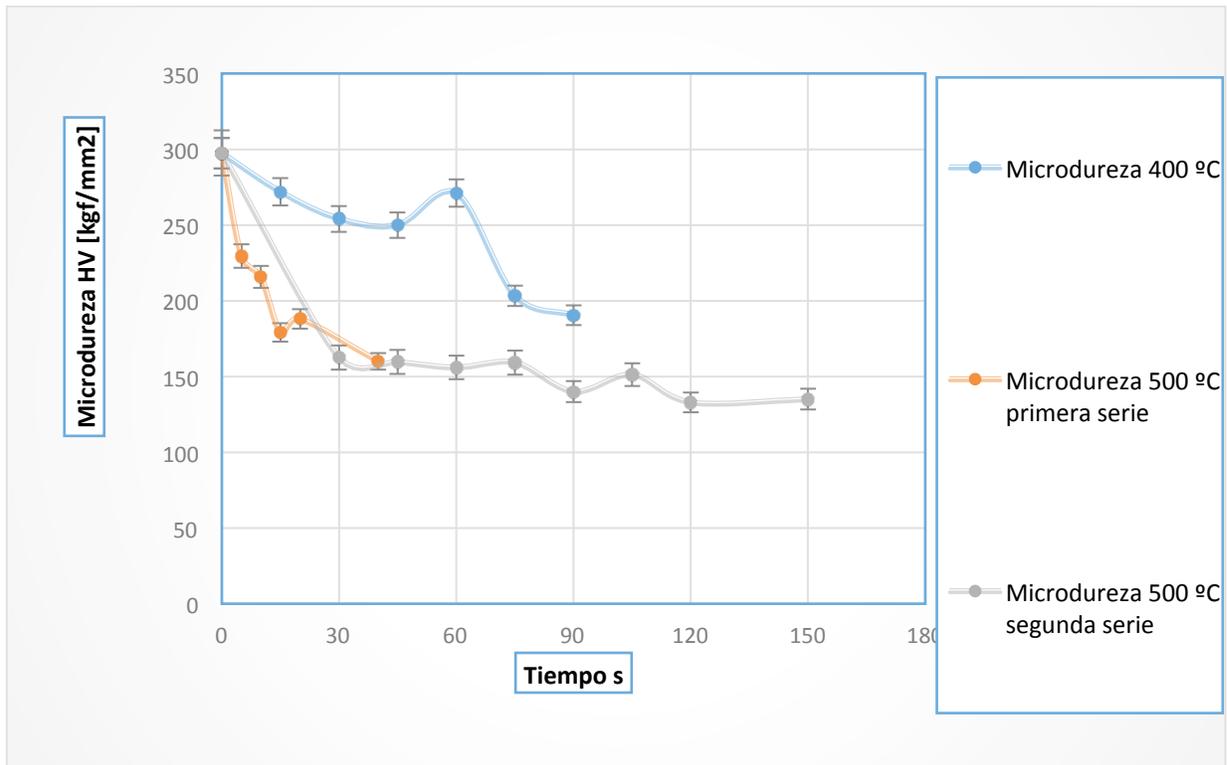


Figura 4.7 Gráfica de microdureza para los tiempos y temperaturas de recocido.

### 4.3 Resultados de ensayos de desgaste

Se presenta una gráfica unificada de torque con curvas filtradas y no filtradas de las muestras ensayadas a desgaste mediante el tribómetro coaxial. Se filtraron con un filtro paso-baja con la intención de suavizar la curva y reducir el ruido adquirido por vibraciones mecánicas de alta frecuencia durante el ensayo. El efecto del filtrado se puede observar en la imagen, comparando las curvas filtrados (tono oscuro) con el fondo, donde, en un tono claro, se presenta la curva original.

En la gráfica se observa el menor torque registrado en la muestra sin tratamiento térmico B, ésta posee un bajo nivel de adhesión al inicio del ensayo. Las muestras TT 400 °C , TT 500 °C , TT 600 °C con un tiempo de recocido de 30 minutos incrementan paulatinamente cada una en función del torque. El nivel de adhesión elevado al principio del ensayo se relaciona con el inicio de la deformación plástica.

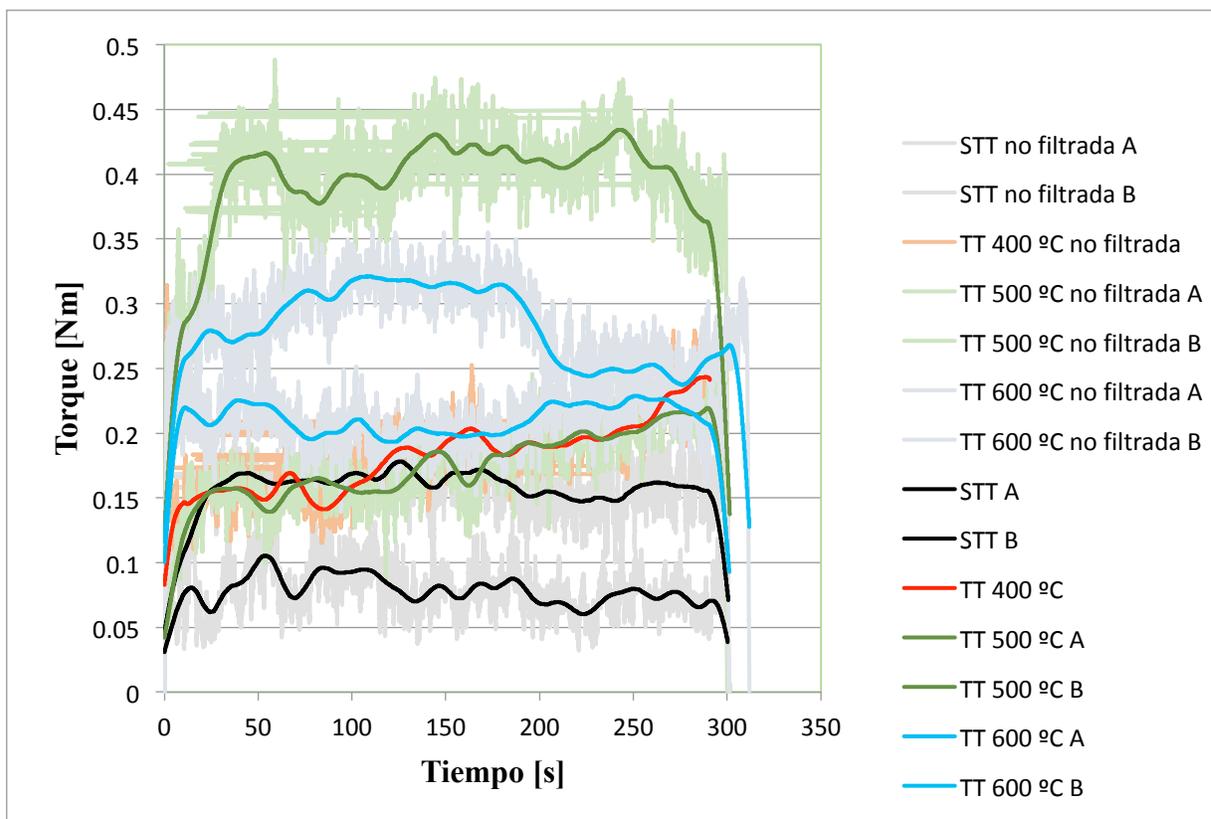


Figura 4.8 Gráfica de torque de las muestras desgastadas.

En la tabla 4.1 se muestran los datos obtenidos en la medición de masa antes y después del ensayo tribológico.

Tabla 4.1 Medición de la variación de la masa.

Muestra	Masa inicial [g]	Masa final [g]	Cambio de masa [g]
TT 400 °C	0.7007	0.7005	0.0002
TT 500 °C A	0.7694	0.7696	-0.0002
TT 500 °C B	1.0003	1.0007	-0.0004
TT 600 °C A	0.8948	0.8955	-0.0007
TT 600 °C B	1.0143	1.0138	0.0005
STT A	1.2409	1.2406	0.0003
STT B	1.3451	1.3456	-0.0005

No existe variación significativa en la masa, el cambio es despreciable y se encuentra en el límite de resolución del instrumento de la balanza analítica de 0.0001 g.

La tabla 4.2 presenta el radio de las huellas. Conforme aumenta la temperatura en cada tratamiento térmico, el radio de las huellas de desgaste es variable. Sin embargo, la variación entre dos huellas obtenidas en el mismo tratamiento térmico es grande y se requiere confirmar esta hipótesis mediante mediciones adicionales en trabajos a futuro.

Tabla 4.2 Radio de cada huella desgastada.

<b>TT</b>	STT A	STT B	400°C	500°C A	500°C B	600°C A	600°C B
<b>Radio [mm]</b>	5.16	3.50	4.72	5.08	5.19	4.96	5.47

En la tabla 4.3 se muestran la rugosidad máxima y la rugosidad media cuadrática después del ensayo tribológico, se midieron a lo largo de una línea que varía en longitud y pasa por el centro de cada huella. Se utilizó el radio de la huella y el área interna de su contorno para obtener el perfil de rugosidad.

Tabla 4.3 Rugosidades de las muestras desgastadas.

<b>TT</b>	STT A	STT B	400°C	500°C A	500°C B	600°C A	600°C B
<b>R<sub>max</sub> [μm]</b>	9.37	13.4	19	16.5	11.4	33.8	12.1
<b>R<sub>q</sub> [μm]</b>	2.07	2.90	3.93	2.51	2.27	4.90	2.30

En las huellas STT se percibe un flujo de material hacia la zona externa, en el centro se observa el mayor desgaste desplazándose con surcos continuos hacia la zona externa en forma de ondas. Alrededor de las huellas se observa una zona con desprendimiento de material y otra con reincorporación de material.

En la huella TT 400 °C se percibe una altura similar desde el centro hasta la zona externa, se observan pequeñas zonas de mayor desgaste o profundidad en forma de surcos.

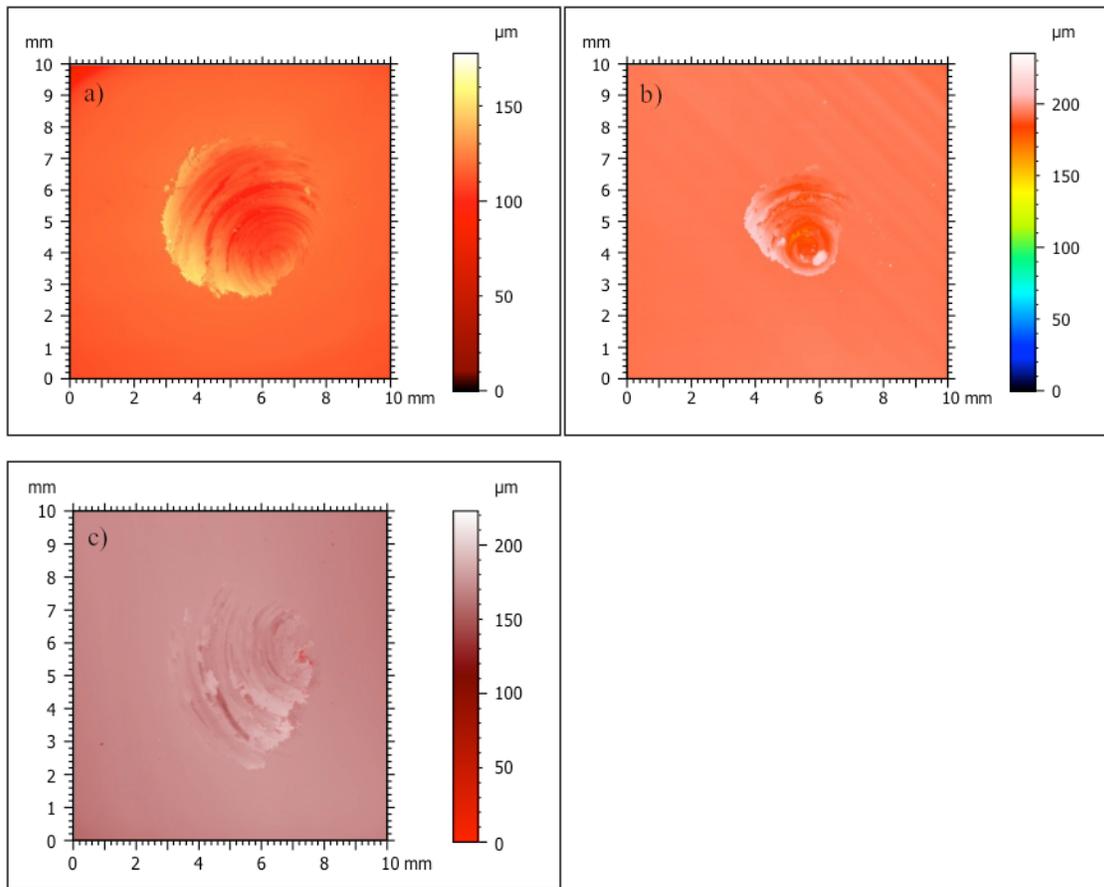


Figura 4.9 Perfiles de las muestras obtenidas mediante perfilometría óptica. a) STT A, b) STT B, c) TT 400 °C.

En las huellas TT 500 °C se percibe una ligera diferencia de altura, ésta incrementa paulatinamente desde el centro hacia la zona externa, se observan pequeñas zonas en forma de surcos con menor profundidad cerca del centro. En la parte más alejada de las huellas existe una zona de material transferido.

En las huellas TT 600 °C existe una gama de colores más amplia que hace referencia a la diferencia de altura, se perciben zonas donde ocurre un fenómeno de reincorporación, se percibe un desgaste progresivo con mayor profundidad en el centro, con presencia de surcos delgados desde el centro hasta la parte externa.

Todas las huellas muestran una fuerte excentricidad, lo que disminuye la confiabilidad de los resultados, particularmente en la determinación de rugosidad y radio de huella.

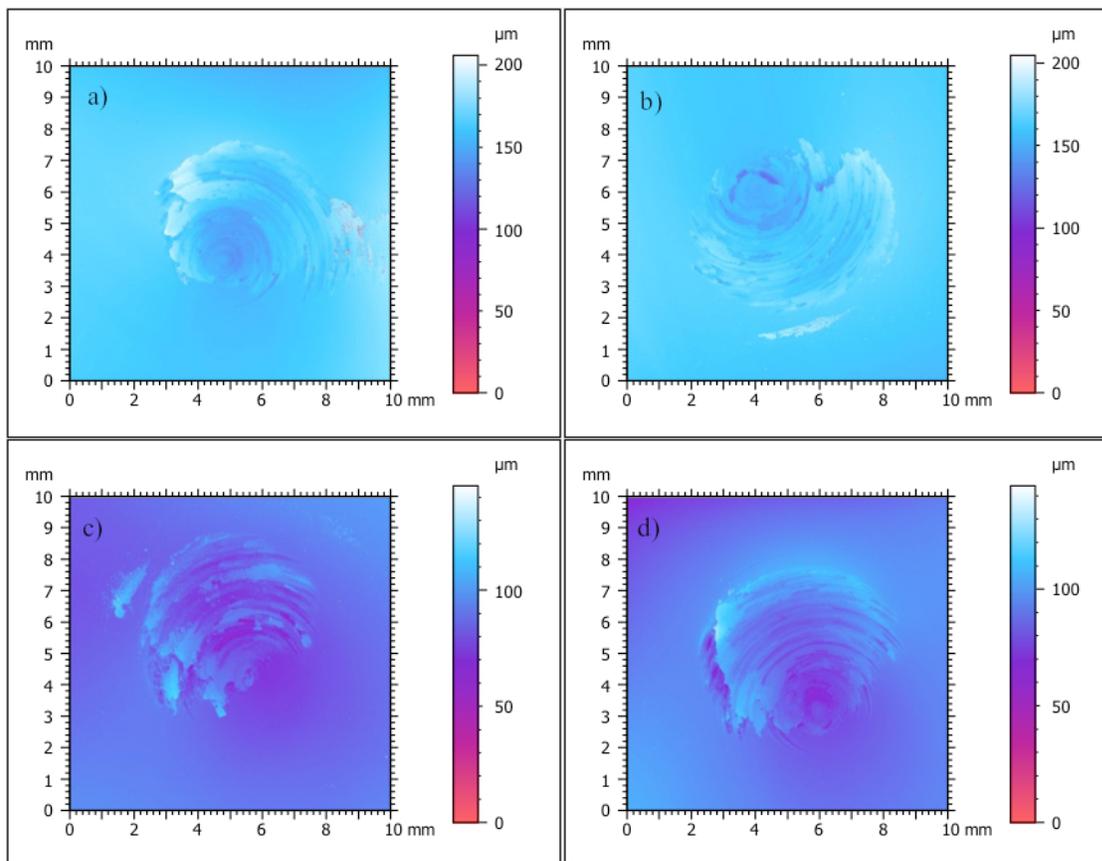


Figura 4.10 Perfiles de las muestras obtenidas mediante perfilometría óptica a) TT 500 °C A, b) TT 500 °C B, c) TT 600 °C A, d) TT 600 °C B.

## Capítulo 5

### Discusión

Para los tratamientos a 400°C, se observa que la dureza disminuye y no se modifica la microestructura de manera radical, indicando que la aleación está sujeta a un efecto de recuperación. La microestructura puede estar en una recuperación avanzada y la recrystalización no se lleva a cabo debido a que la fuerza impulsora disminuye, ya que la energía almacenada se agotó parcialmente en el proceso de recuperación.

A 500°C y 30 minutos de recocido, se observa claramente la recrystalización. Toda la estructura consiste de granos ultrafinos (2µm aproximadamente) como se muestra en la figura 4.6. Posterior a este tiempo, sólo ocurre un crecimiento de grano, manifestado por la disminución de dureza. El crecimiento de grano se inhibe por un alto contenido de elementos en solución sólida, así como por la presencia de partículas de segunda fase [13].

En la tabla 5.1, se presentan como referencia resultados obtenidos en un trabajo anterior [6]. Se presentan, cobre puro a diferentes temperaturas de recocido, aluminio de pureza comercial laminado en frío y recocido y la aleación SAE783, utilizada en cojinetes. El radio en las aleaciones de aluminio disminuye con el tratamiento térmico y en la aleación de cobre aumenta, el radio incrementa por la reincorporación de material desprendido hacia la zona externa. El radio de las huellas de la aleación Cu-2Mg-2Sn tiene una dispersión muy grande y no se define con claridad el efecto del tratamiento térmico. En general, los radios medidos aquí son mayores que en trabajos anteriores, es posible que esto se debe a la excentricidad de las huellas.

Tabla 5.1 Radio de huellas en aleaciones de aluminio y una aleación de cobre electrolítico [6].

<b>Material</b>	AA1100 CR	AA1100 Re	SAE783 CR	SAE783 Re	Cu 99% CR	Cu 99% 15 min	Cu 99% 30 min
<b>Radio [mm]</b>	5.65	3.95	1.05	0.9	1.15	1.55	2

En la tabla 5.2, la rugosidad en las aleaciones de Al y en la aleación de Cu disminuye con el tratamiento térmico. Se dificulta una comparación directa, sin embargo, se observa que las rugosidades más bajas corresponden a lo que se mide en la aleación SAE783 recristalizada y el cobre recocido, es un indicio de que el nuevo material tiene propiedades tribológicas óptimas.

Tabla 5.2 Rugosidad de huellas en aleaciones de aluminio y una aleación de cobre electrolítico [6].

<b>Material</b>	AA1100 CR	AA1100 Re	SAE783 CR	SAE783 Re	Cu 99% CR	Cu 99% 15 min	Cu 99% 30 min
<b>R<sub>max</sub> [μm]</b>	45.13	29.61	19.31	14.34	17.3	9.27	10.7
<b>R<sub>q</sub> [μm]</b>	9.72	6.79	3.86	2.96	4.7	2.09	1.64

Una forma de medir la resistencia al desgaste es con el análisis del radio de las huellas y la rugosidad. La naturaleza de las huellas se relaciona con la ductilidad. La excentricidad en ellas dificulta el análisis, sin embargo, apunta hacia propiedades tribológicas aceptables.

## Capítulo 6

### Conclusiones

Esta tesis es un avance en la comprensión de una aleación tribológica. Se puede considerar como una guía para producir la aleación Cu-2Mg-2Sn que sustituirá las aleaciones Cu-Pb en cojinetes de deslizamiento, utilizados en motores pesados. En esta tesis se exploraron rangos de temperatura y tiempo para el proceso de recristalización después de un proceso de laminado en frío. Con un buen ataque, los procesos de recuperación y recristalización se pueden observar con claridad.

A 400°C, se observa un proceso de recuperación avanzada, a 500°C ocurre una recristalización que genera una microestructura equiaxial con granos ultrafinos. La dureza de la aleación Cu-2Mg-2Sn es elevada comparada con otras aleaciones tribológicas dúctiles.

En el ensayo tribométrico, se observa una excentricidad en las huellas, ésta dificulta la interpretación de los resultados y causa una dispersión grande de ellos, una causa adicional es un deslizamiento en la huella durante el ensayo.

Se logró establecer la cinética de recristalización en el proceso para optimizar las propiedades mecánicas y tribológicas de la aleación Cu-2Mg-2Sn experimentalmente, en términos de propiedades mecánicas y tribológicas.

## Bibliografía

1. R. Schouwenaars. Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento. Tesis de Doctorado, UNAM, 2004.
2. E. Rabinowicz. Friction and wear of materials. Second edition, John Wiley & Sons, 1995.
3. A.E. Bravo. Caracterización de una aleación Al-Sn producida por colaminado acumulado. Tesis de Maestría, 2008.
4. R.Schouwenaars, V.H. Jacobo, A. Ortiz. Quantitative comparison of the microstructural quality of two classes of commercial soft triboalloys. *Materials Characterization Elsevier* 59, 312-320, 2008.
5. E. Rabinowicz. The determination of the compatibility of metals through static friction tests. *ASLE Transactions*, 14:3, 198-205, 1971.
6. C. G. Figueroa. Modificación estructural por contacto deslizante en materiales dúctiles: efectos de composición y ductilidad. Tesis de doctorado, UNAM, 2016.
7. ASM Handbook Comitee. Mechanical Testing and Evaluation. Volume 8 ASM Handbook, 2000.
8. R. W. Cahn and P. Haasen. *Physical Metallurgy*. Fourth edition, North Holland, 1996.
9. A.E. Bravo. Síntesis, caracterización y comportamiento tribológico de aleaciones Cu-Mg-Sn. Tesis de Doctorado, UNAM, 2015.
10. D. A. Porter and K. E. Easterling. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Third edition, Chapman & Hall, 1992.
11. G. E. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. SI Metric Edition, Mc Graw Hill Book Company, 1988.

- 
12. M. A. Meyers and K.K. Chawla. Mechanical Behavior of Materials. Second edition, Prentice Hall, 1999.
  13. F. J. Humphreys and M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Third edition, Pergamon, 1996.
  14. A. E. Bravo Bénard, D. Martínez Hernández, J. G. González Reyes, A. Ortiz Prado and R. Schouwenaars. Synthesis, Characterization and Cold Workability of Cast Copper-Magnesium-Tin Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A, 454:555-562, February 2014.
  15. R. A. Higgins. Engineering Metallurgy. Sixth Edition, Arnold, 1993.
  16. D. Martínez, A.E. Bravo, V.H. Jacobo, A. Ortiz, R. Schouwenaars. Recrystallisation of cold rolled Cu-Mg-Sn Alloys produced from Thin Cast Slabs. The 8<sup>th</sup> Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing, 2607-2614, 2013.
  17. R. Schouwenaars, J.A. Torres, V. H. Jacobo. y A. Ortiz. Tailoring the mechanical properties of Al-Sn alloys for tribological applications. Material Science Forum, 539-543: 317-322, 2007.
  18. R. Schouwenaars, V.H Jacobo, A. Ortiz. Microstructural aspects of wear in soft tribological alloys. Wear 263, 727-735, 2007.
  19. D. A. Rigney. Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. Wear 245, 1-9, 2000.