



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**Fundición y tratamiento térmico  
de una aleación base aluminio  
reforzada con partículas de  $TiB_2$**

**TESIS**

Que para obtener el título de  
**Ingeniero Mecánico**

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

Omar Hernández Castro

**DIRECTOR DE TESIS**

Dr. Carlos Gabriel Figueroa Alcántara



Ciudad Universitaria, Cd. Mx., 2024

# Agradecimientos

Agradezco a la Universidad Nacional Autónoma de México por abrirme las puertas y brindarme la educación necesaria para mi formación como ingeniero.

A la DGAPA por el apoyo otorgado mediante el proyecto PAPIIT-IA104324 "Estudios de los cambios en el desempeño mecánico y tribológico inducidos a partir del proceso de desgaste en materiales metálicos"

A mis compañeros Antonio Gutiérrez Santillán, Perla Vázquez, Bruno Contreras y Arthur García que conformaron un equipo de trabajo e hicieron muy amena la labor experimental.

Al personal de la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales por su apoyo en el desarrollo del presente proyecto.

A mis sinodales: M.C. Jorge Luis Romero Hernández, Dr. Edgar Isaac Ramírez Díaz, M.C. Osvaldo Ruiz Cervantes y Dr. Carlos Arturo Reyes Ruiz por sus valiosos comentarios y observaciones.

Un agradecimiento muy especial a mi director de tesis, el Dr. Carlos Gabriel Figueroa Alcántara, que siempre estuvo en la disposición de aclarar mis dudas y por todo su apoyo entregado para la realización de este trabajo.

## **Dedicatoria**

A mi familia, que siempre me apoyó en todo el camino de mi formación como ingeniero, pero en especial a mi hermano Víctor Manuel Hernández Castro que, al igual que yo, se desarrolló como ingeniero en la misma Facultad, y estuvo conmigo en las peores circunstancias y carencias de nuestra vida. Todo el apoyo que siempre me dio hizo que pudiera ir hacia adelante, por lo cual le estaré agradecido el resto de mi existencia.

# Índice

1. Introducción.....	5
2. Antecedentes.....	9
2.1. Materiales compuestos de matriz metálica .....	9
2.2. Aleaciones de aluminio .....	9
2.3. Técnicas para la adición o generación de partículas en matrices metálicas .....	11
2.3.1. Adición directa de partículas en aleaciones producto de la fundición.....	11
2.3.2. Generación de partículas in-situ .....	14
2.4. Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio .....	16
2.5. Técnicas de caracterización microestructural y mecánica.....	22
2.5.1. Microscopía óptica .....	22
2.5.2. Microscopía electrónica de barrido (SEM).....	23
2.5.3. Energía de dispersión de rayos X.....	23
2.5.4. Difracción de rayos X.....	25
2.5.5. Indentación instrumentada.....	26
3. Metodología y materiales.....	27
3.1. Proceso de fundición .....	27
3.2. Tratamiento térmico .....	29
3.3. Preparación metalográfica .....	31
3.4. Energía de dispersión de rayos X y difracción de rayos X.....	32
3.5. Ensayos de microdureza .....	32
4. Resultados .....	33
4.1. Resultados de la fundición y microestructuras. ....	33
4.2. Energía de dispersión de rayos X y difracción de rayos X.....	36
4.3. Dureza .....	37
4.4. Medición del tamaño de grano .....	40
5. Discusión .....	41
6. Conclusiones .....	44
7. Referencias.....	45



# 1. Introducción

Uno de los materiales que ha ganado terreno en la industria automotriz y aeronáutica a lo largo de las últimas décadas es el aluminio y sus aleaciones [1]. La buena resistencia a la corrosión y su baja densidad son dos de las principales ventajas que presenta, además de una buena resistencia a la abrasión, buena rigidez, buena conductividad eléctrica y térmica [2]. Su uso también tiene un beneficio en el aspecto del rendimiento y del cuidado del ambiente, ya que la baja densidad del aluminio contribuye en la industria automotriz y aeronáutica a una mejor eficiencia en el combustible y una reducción en la emisión de gases de combustión de los vehículos fabricados [3]. Estas características hacen que la implementación y presencia del aluminio en la industria metalmeccánica sea cada vez mayor [3].

El aluminio y sus aleaciones son de los materiales más utilizados para la fabricación de materiales compuestos de matriz metálica MMC's reforzados con fibras, whisker o partículas. Cuando se habla de materiales compuestos se hace referencia a aquellos que se obtienen con la combinación de dos o más materiales que tienen diferente composición química, diferente estructura cristalina y que son insolubles entre sí [4]. Estos materiales presentan una mejora en las propiedades mecánicas, comparadas con aquellas que poseen los materiales por separado, tales como mayor rigidez, mayor resistencia al desgaste y a la corrosión, mayor dureza, menores coeficientes de expansión térmica, mayor resistencia a la fluencia a altas temperaturas, mayor resistencia a la fatiga, y mayor conductividad térmica y eléctrica, principalmente [4][5][6].

En los MMC's base aluminio, la matriz provee al material una buena ductilidad, formabilidad, tenacidad, y de buena conductividad térmica y eléctrica, mientras que el material de refuerzo provee incrementos en dureza, resistencia, bajos coeficientes de expansión térmica y buen desempeño a altas temperaturas [7]. Tales propiedades hacen que las aleaciones de aluminio reforzadas sean una buena opción para ser utilizadas en la industria automotriz y aeronáutica como una alternativa en el ámbito estructural y de los componentes, pues la combinación de estas propiedades con su baja densidad da como resultado piezas con mejoras en las propiedades mecánicas y con un peso menor que aquellas fabricadas con aleaciones tradicionales. Algunas de las piezas fabricadas con aleaciones de aluminio reforzadas con partículas son pistones, bielas, ejes, engranes, componentes del sistema de frenado, entre otros [8].

Si bien la implementación de aleaciones de aluminio reforzadas otorga estas mejoras en las propiedades mecánicas, también brinda una mejora en la eficiencia del consumo de combustible, tanto para la industria aeronáutica como para la automotriz, pues el uso de estas aleaciones reduce el peso del vehículo/nave, trayendo consigo una mejora en la eficiencia y una mayor facilidad para moverlo, lo cual es de gran relevancia, por ejemplo, en la industria aeronáutica para los aviones de combate cuya ligereza propicia que su operación sea más ágil [9].

Una razón más que impulsa el uso de las aleaciones de aluminio reforzadas en la industria automotriz y aeronáutica es que su implementación da como resultado estructuras más resistentes, lo cual se refleja en el aumento de la seguridad del operario ante cualquier incidente [10].

Es por todas estas razones que los MMC's base aluminio representan el 69% en masa de la producción destinada para usos en la aviación, en la industria automotriz, en dispositivos electrónicos, en industrias marinas y en transbordadores espaciales [11].

Son tres las formas en las que se puede incorporar el material de refuerzo en la matriz metálica: Procesos de fabricación en estado sólido en donde la matriz se mezcla con el refuerzo, ambos en estado sólido; los procesos de estado líquido donde ahora la matriz en estado líquido se mezcla con el refuerzo en estado sólido; y los procesos in-situ en donde el material de refuerzo se genera a partir de reacciones químicas. Sin embargo, los dos primeros presentan complicaciones debido a que la distribución del material de refuerzo se tiene que hacer de forma mecánica, es decir, revolviendo la mezcla. El problema de hacerlo de esta manera es que no garantiza que el material de refuerzo quede distribuido de manera homogénea. Por el contrario, en los procesos in-situ, al llevarse a cabo mediante reacciones químicas, dan como resultado partículas de refuerzo mejor distribuidas, más pequeñas y más estables a alta temperatura [12].

Tomando esto en cuenta, para el presente trabajo se fabricaron dos lingotes de aleación Al-Cu-Mg para dos condiciones: una sin refuerzo (aleación convencional) y otra reforzada con partículas cerámicas de  $TiB_2$ . Se describirá el proceso de obtención del material, desde la fundición para formar los lingotes hasta la medición del tamaño de grano y dureza, pasando por procesos intermedios como la preparación metalográfica del material, la aplicación de tratamientos térmicos, la aplicación de ensayos de indentación instrumentada y la obtención de imágenes a partir de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM) de cada una de las probetas.

Los alcances de esta investigación se enfocarán principalmente en la medición de la dureza del material y la comparación de microestructuras, con el fin de identificar las diferencias que genera la implementación de las partículas de refuerzo y de la relación que existe entre la dureza del material con su microestructura.

## 1.1. Objetivos

Establecer una metodología para generar una aleación base aluminio reforzada con partículas cerámicas con el propósito de verificar mediante microscopía electrónica la generación de las partículas en el material y analizar sus propiedades mecánicas y verificar si existe, o no, una mejora en ellas debido a la incorporación de las partículas de refuerzo, comparado con las propiedades que tiene la aleación sin refuerzo.

- Establecer una metodología para generar probetas de dos materiales, ambas aleaciones Al-Cu-Mg, la primera una aleación convencional de referencia (sin partículas), y la segunda una aleación reforzada con partículas de  $TiB_2$ .
- Comprobar mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) la existencia de las partículas de  $TiB_2$ .
- Aplicar un tratamiento térmico de envejecimiento a las probetas para promover la precipitación de la fase S con composición  $Al_2CuMg$  en ambos materiales con el propósito de que contribuir al incremento de la dureza.
- Verificar si existe o no una mejora en la dureza del material reforzado debido a la generación de las partículas de  $TiB_2$  comparado con la dureza que tiene la aleación que no cuenta con el material de refuerzo.

## 1.2. Hipótesis

Se espera obtener la generación de las partículas de  $TiB_2$  que, combinadas con el tratamiento térmico de envejecimiento, conducirán a un aumento significativo en la dureza del material.

## 1.3. Esquema general.

El presente trabajo se compone de 6 capítulos que a continuación se describen:

El capítulo 1 muestra una breve introducción hacia los materiales compuestos de matriz metálica haciendo énfasis en aquellos cuya base es aluminio, mostrando sus ventajas con respecto a las aleaciones tradicionales y su importancia en la industria automotriz y aeronáutica.

En el capítulo 2 se desarrolla el fundamento teórico que ayudará a entender y respaldará todos los procesos realizados y los resultados obtenidos.

El capítulo 3 muestra la metodología propuesta del proceso de fundición para la fabricación de ambas aleaciones, así como la descripción de los tratamientos térmicos aplicados para generar los precipitados de la fase S.

En el capítulo 4 se muestran los resultados obtenidos relacionados con las microestructuras, dureza y tamaño de grano para poder tener una comparativa cualitativa y cuantitativa del efecto que tienen las partículas de refuerzo sobre el material.



En el capítulo 5 se desarrolla una discusión detallada y fundamentada en la teoría expuesta en el capítulo 2 para explicar el porqué de las diferencias obtenidas en los resultados de microestructura, dureza y tamaño de grano de las condiciones evaluadas.

Finalmente, el capítulo 6 brinda las conclusiones obtenidas a partir del análisis y discusión de los resultados.

## 2. Antecedentes

### 2.1. Materiales compuestos de matriz metálica

Los materiales compuestos se definen como la combinación de al menos dos materiales que son física y químicamente distintos [13]. Estos dos materiales son la matriz y la fase dispersa, siendo el primero una fase continua, mientras que el segundo estará distribuido a lo largo del primero [14]. De esta manera, los materiales compuestos cuya matriz sea un material metálico se denominan materiales compuestos de matriz metálica MMC's [12], los cuales presentan mejores propiedades comparadas con los materiales no compuestos, como lo son mayor resistencia, buena resistencia al desgaste, coeficientes de expansión térmica menores, capacidad de absorber mayor energía de impacto, mayor conductividad eléctrica y térmica, entre otras [12].

Dependiendo del tipo de refuerzo utilizado, los MMC se pueden clasificar en reforzados con partículas, con fibras discontinuas o fibras continuas [12], siendo los primeros dos los más utilizados debido a que la fabricación del MMC es más económica; pueden fabricarse por medio de métodos convencionales, como fundición y metalurgia de polvos; además de dar como resultado un material con un comportamiento relativamente isotrópico, dado que los reforzados con fibras continuas son anisotrópicos [15].

Existe una gran variedad de metales que pueden ser utilizados como matriz, tal es el caso del Al, Ti, Mg, Cu, Co, Ni, principalmente, siendo el aluminio y sus aleaciones las más utilizadas debido a su buena resistencia, baja densidad y alta resistencia al desgaste, además de su bajo costo; dentro de las cuales dos de gran importancia son Al-Cu-Mg y Al-Zn-Mg-Cu debido a que pueden endurecerse por medio de precipitación [15].

### 2.2. Aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio se pueden organizar en distintas categorías, pero las dos principales son: aleaciones de aluminio productos de la fundición (cast alloys) y aleaciones de aluminio forjadas o deformadas (wrought alloys). Las primeras corresponden a aleaciones cuyo producto tendrá su forma final o casi final después del proceso de solidificación, de tal manera que no se someterá a un posterior proceso de conformado mecánico, como extrusión, laminación, etc. En cambio, las aleaciones forjadas son aquellas que sí serán sometidas a procesos de conformado para modificar su geometría y obtener la forma final [16].

Para diferenciar una aleación de aluminio producto de la fundición de una forjada, se asigna una nomenclatura específica a cada una, obteniendo dos familias: la serie de 3 dígitos enteros y un decimal, y las de 4 dígitos enteros.

La serie con 3 dígitos y un decimal corresponden a las aleaciones de aluminio productos de la fundición, cuya la nomenclatura y significado es el siguiente [17]:

- 1xx.x: Aluminio comercialmente puro.
- 2xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Cu.
- 3xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Si, pero con la posibilidad de contener también alguno otro, como Cu o Mg.
- 4xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Si.
- 5xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Mg.
- 7xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Zn, pero con la posibilidad de contener también alguno otro, como Cu o Mg.
- 8xx.x: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Sn.

Por otro lado, se tiene la serie con 4 dígitos, correspondiente a aleaciones forjadas [18]:

- 1xxx: Aluminio comercialmente puro.
- 2xxx: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Cu, aunque puede contener también otros elementos, generalmente Mg.
- 3xxx: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Mn.
- 4xxx: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Si.
- 5xxx: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Mg.
- 6xxx: Aleaciones de aluminio cuyos principales elementos de aleación son Mg y Si.
- 7xxx: Aleaciones de aluminio cuyo principal elemento de aleación es Zn, pero con la posibilidad de contener también alguno otro, como pudiera ser Cu, Mg, Cr o Zr.
- 8xxx: Aleaciones de aluminio cuyos principales elementos de aleación es Sn y Li.
- 9xxx: Nomenclatura destinada para alguna futura nueva aleación.

Como se muestra en las dos clasificaciones, se tienen diferentes tipos de elementos de aleación presentes en la matriz de aluminio, la cual tendrá propiedades distintas según sea el o los elementos presentes. Para el caso de la aleación Al-Cu-Mg, la adición de Cu aumenta a la dureza y la resistencia del material, mientras que el Mg contribuye también al aumento de la resistencia, así como en la resistencia a la corrosión y mejora la soldabilidad [19].

Otra diferencia importante es que, dependiendo de la aleación, la mejora en las propiedades se puede dar por medio de tratamientos térmicos o por trabajo en frío. Las aleaciones que se pueden tratar térmicamente son 2xx.x, 3xx.x, 4xx.x, 7xx.x, 8xx.x, 2xxx, 6xxx, 7xxx; mientras que las que responden por trabajo en frío son 1xx.x, 5xx.x, 1xxx, 3xxx y 5xxx. Para el caso de la aleación 4xxx, el contenido de silicio y demás elementos presentes hará que sea susceptible a modificaciones en su comportamiento a partir de tratamientos térmicos o por trabajo en frío [16].

## 2.3. Técnicas para la adición o generación de partículas en matrices metálicas

### 2.3.1. Adición directa de partículas en aleaciones producto de la fundición

En la adición directa de partículas en aleaciones producto de la fundición, el metal líquido (matriz) se mezcla con las partículas o fibras que servirán de material de refuerzo. El requerimiento principal que deben de cumplir las partículas es que puedan ser mojadas o humectadas muy bien por el material fundido. La Figura 1 nos muestra un esquema para entender el concepto de mojabilidad o humectabilidad. El ángulo  $\theta$  entre el líquido y el sólido es el que determina si algo está o no mojado, es decir, si tiene alta humectabilidad o no, de tal manera que valores de  $\theta$  menores a  $90^\circ$  se consideran como alta humectabilidad o mojabilidad [20].

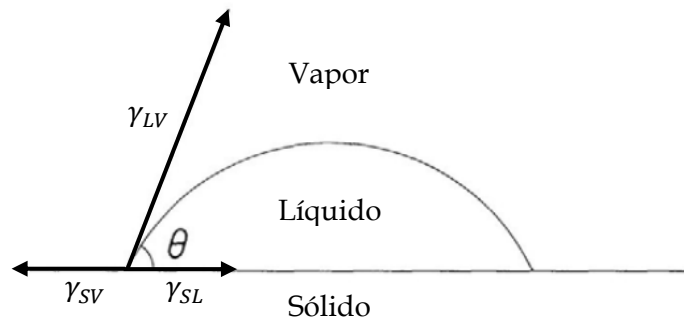


Figura 1. Contacto entre una gota y un sólido [21]

El ángulo  $\theta$  depende de la energía superficial en la intercara sólido-vapor  $\gamma_{SV}$ , la energía superficial en la intercara sólido-líquido  $\gamma_{SL}$ , y la energía superficial en la intercara líquido-vapor  $\gamma_{LV}$ , tal como lo describe la Ec. 1 [22]:

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta \quad \text{Ec. 1}$$

Sin embargo, en muchos casos, y en especial con refuerzos cerámicos, no se tiene una buena humectabilidad. Para combatir este problema, se debe de forzar a las partículas a mojarse y adherirse al metal líquido por medios artificiales, como lo es usar presión externa sobre el sistema para obligar el contacto y superar la energía de superficie termodinámica y el arrastre viscoso [23].

Teniendo en cuenta lo anterior, las partículas pueden agregarse de las siguientes maneras:

- Fundición convencional: El metal fundido es mezclado con las partículas de refuerzo para después verter la mezcla en un molde y así obtener la pieza final [15].
- Stir casting: Es una mejora del proceso convencional. El metal líquido se calienta de 30 a 50 K por arriba de su temperatura de fusión y se agita fuertemente. Después, se deja enfriar hasta alcanzar un estado semisólido para agregar las partículas de refuerzo [22].

- Fundición a presión: Una preforma hecha del material de refuerzo es colocada en un molde para después verter metal líquido que será forzado a fluir dentro de ella con ayuda de la aplicación de presión, generalmente de entre 70 a 100 MPa [15].
- Consolidación de polvos: Es una técnica en estado sólido en la cual el material compuesto es formado mediante la mezcla de polvos del material de la matriz y polvos del refuerzo usando presión y calor para obtener su buena compactación y unión [24].
- Fundición centrifugada: Es utilizado cuando se necesita reforzar la superficie exterior de la pieza. Consiste en verter la mezcla de la matriz fundida con las partículas de refuerzo en un molde giratorio, el cual ejerce una fuerza centrífuga que provoca el movimiento de las partículas hacia el exterior de la pieza, obteniendo el refuerzo requerido [15].
- Deposición mediante spray: El metal fundido es rociado junto con las partículas de refuerzo sobre un sustrato donde se llevará a cabo la consolidación y solidificación del material. También, puede sustituirse el sustrato por el material de refuerzo y rociar directamente el metal fundido [24].

Una vez que se tiene preparada la mezcla del metal fundido con las partículas, debe elegirse el molde en el cual se llevará a cabo la solidificación del material, que puede ser de arena o permanente [23]:

- Fundición en arena: La mezcla del metal fundido con las partículas de refuerzo fluye a través de moldes fabricados con arena, los cuales tiene la característica de no disipar tan rápido el calor. Debido a esto, se tendrá una tasa de enfriamiento baja que, junto con la flotabilidad de las partículas, promueve la segregación. Los moldes en arena no se pueden reutilizar, por lo tanto, se tienen que fabricar uno nuevo en cada colada.
- Fundición en molde permanente: A diferencia del proceso en arena, la fundición en molde permanente consiste en hacer fluir la mezcla del metal fundido con las partículas de refuerzo hacia el interior de un molde fabricado con metal. Al utilizar moldes metálicos se tienen tasas de enfriamiento más rápidas que disminuyen la segregación, proporcionando una distribución más homogénea de las partículas de refuerzo.

Tener control del proceso de solidificación es importante dado que, dependiendo del molde, puede presentarse o no segregación, y dependiendo de la densidad de las partículas, estas pueden presentar un empuje hacia la superficie del líquido, provocando que floten en esa región si son menos densas que el metal fundido. Caso contrario, cuando son más densas tienen a asentarse en el fondo del molde. Poder controlar esto es importante porque de ello dependen las propiedades que tendrá el material final [23].

Para evitar la segregación durante el procesado del material, es recomendable que las partículas de refuerzo tengan una densidad igual o semejante a la de la matriz y adicionarlas cuando esta se encuentre semi solidificada. De esta manera, las partículas no caerán al fondo de la pieza ni serán empujadas a la superficie, simplemente quedarán en la posición que hayan sido distribuidas por el hecho de tener una densidad semejante a la del metal semi solidificado [25]. En caso de que se presente segregación en la pieza ya solidificada, se puede reducir la micro segregación por medio de un tratamiento térmico o por trabajo en caliente [26].

Otros factores que influyen en las propiedades finales son:

- Velocidad de enfriamiento: Una tasa o velocidad de enfriamiento alta promueve que no exista el tiempo suficiente para que se dé una fuerte segregación de las partículas de refuerzo, haciendo que queden localizadas en la posición en la que se encontrarían si se obtuviera una distribución homogénea de ellas al haber agitado la mezcla antes del enfriamiento [27].
- Viscosidad de la mezcla: Aumentar la viscosidad disminuye la segregación de las partículas que, combinado con una tasa de enfriamiento alta, se puede obtener con ambas una distribución más homogénea del material de refuerzo [27].
- Forma y tamaño de las partículas: Partículas con un tamaño menor a 10  $\mu\text{m}$  permanecen en su mayoría suspendidas en el metal líquido, es decir, no se hunden. Por otra parte, partículas con formas irregulares, al ser sumergidas, desplazan un volumen distinto de líquido que las que tienen forma regular, lo cual puede contribuir al hundimiento de otras [25]. Además, partículas pequeñas aumentan la resistencia del material [28].
- Fracción o proporción presente sobre la matriz: La resistencia aumenta, pero la tenacidad a la fractura disminuye cuando se tiene una mayor fracción volumétrica del material de refuerzo [29].

La combinación física de las partículas de refuerzo y el metal líquido mediante agitación para la fabricación de MMC parece ser un buen proceso, pero no en todos los casos es así debido a que las partículas de refuerzo no siempre se pueden tener fabricadas antes de iniciar el proceso. Además, factores como la densidad, la buena distribución y orientación de las partículas sobre la matriz, el control de la naturaleza de las intercaras e interfases entre la matriz y las partículas de refuerzo, y la necesidad de reducir costos de producción son aspectos que no se pueden controlar totalmente en la fabricación de MMC, lo que trae consigo la búsqueda de nuevos métodos para su elaboración. Uno de estos procesos es la generación de partículas in-situ [22].

### 2.3.2. Generación de partículas in-situ

El proceso de fabricación de partículas in-situ consiste en generar las partículas de refuerzo dentro de la matriz por medio de una reacción química mediante el control de la atmósfera y temperatura de la aleación. Este proceso tiene como ventaja que las partículas generadas son de un tamaño menor y más estables a altas temperaturas que las que se mezclan mecánicamente con la matriz líquida [12].

Los procesos in-situ se clasifican en dos categorías:

- Procesos reactivos: La fase dispersa se obtiene mediante la adición de componentes tales que reaccionen entre sí de manera exotérmica para formar las partículas de refuerzo [12].
- Procesos no reactivos: Estos procesos se aplican a sistemas binarios donde existan reacciones eutécticas o monotécticas, de tal manera que, por medio de enfriamiento direccionado y controlado, se obtienen refuerzos en forma de fibras [12].

Para efectos de este trabajo, el interés está en los procesos reactivos donde la reacción se da entre fases sólida-líquida, en donde polvos de ciertos elementos (dependiendo del material de refuerzo que se quiera obtener) reaccionan con metal líquido para formar el material de refuerzo, o bien, pueden reaccionar con algún otro componente presente en la fase líquida. En el proceso se mezclan los componentes para después hacerlos reaccionar. La característica de estas reacciones es que suelen ser exotérmicas, de tal manera que se consideran como autosuficientes y se le conoce al proceso como Self-propagating High-Temperature Synthesis o autopropagación por síntesis a alta temperatura (SHS, por sus siglas en inglés) debido a que el calor liberado funciona para activar y propiciar la continuidad de la reacción, sin la necesidad de suministrar más calor [30].

Para que esto suceda, deben cumplirse 3 condiciones [30]:

- La reacción debe de ser exotérmica: El calor liberado activa la reacción para los elementos que aún no han reaccionado y así continuar con el proceso.
- Alguno de los reactivos debe formar, ya sea una fase líquida o gaseosa, durante la reacción para facilitar la difusión de los reactivos.
- Por último, la tasa de calor generado durante la reacción debe ser mayor que la tasa de calor perdido o disipado.

Si los puntos anteriores se cumplen, existe garantía de que la reacción no se extinga y se lleve a cabo de manera correcta.

El proceso de autopropagación por síntesis a alta temperatura tiene las ventajas de ser poco tardado en cuestión de producción a gran escala, comparado con otros métodos, y de proporcionar una pieza final con alta pureza, debido a la evaporación de impurezas de bajo punto de fusión [30].

Un ejemplo de este proceso de autopropagación por síntesis es el de dispersión exotérmica (XD™ [30], por sus siglas en inglés), que tiene la característica de producir el refuerzo en forma de partículas cerámicas [31].

El proceso XD™ consiste en mezclar polvos de materiales cerámicos con el metal. Después, se calienta la mezcla por encima del punto de fusión del metal para que los componentes cerámicos reaccionen de forma exotérmica, formando las partículas de refuerzo. El producto obtenido no es como tal el material compuesto final, sino que es una aleación maestra que puede tener entre 20 a 70% en volumen del material de refuerzo, la cual se puede agregar a otra matriz metálica compatible, para terminar de formar la pieza mediante otros procesos, como pueden ser fundición, forja y extrusión [30].

Para aleaciones cuya base sea Al o Ni, las partículas de refuerzo que se pueden generar mediante autopropagación por síntesis son TiB<sub>2</sub> o SiC [31]. Por ejemplo, para una aleación base Al, se pueden generar partículas de TiB<sub>2</sub> in-situ de dos formas. La primera es mediante un proceso XD™ donde polvos de Al, Ti y B son mezclados y comprimidos isostáticamente en frío para después ser llevados al vacío, eliminando así el aire que pudo quedar contenido. Luego, la mezcla se calienta a 1073 K en una atmósfera de argón y se mantiene así por 15 minutos. Finalmente, las partículas de TiB<sub>2</sub> son formadas por la reacción in situ [30]. La segunda forma es con un proceso de combinación de fases sólida-líquida que utiliza sales de hexa-fluorotitanato de potasio (K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>) y tetra-fluoroborato de potasio (KBF<sub>4</sub>), las cuales reaccionarán para formar las partículas de TiB<sub>2</sub>. El proceso consiste en mezclar y precalentar las sales mientras que, por separado, se funde el aluminio. Después, se agregan las sales al aluminio líquido y se agita la mezcla para generar una dispersión homogénea de ellas. Las reacciones químicas se dan por la interacción del aluminio con cada una de las sales [32], de acuerdo con el siguiente orden [33]:

1. Reacción de la sal K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> con aluminio:  
$$\text{K}_2\text{TiF}_6 + \text{Al} \rightarrow \text{TiAl}_3 + \text{KAlF}_4 + \text{K}_3\text{AlF}_6$$
2. Reacción de la sal KBF<sub>4</sub> con aluminio:  
$$\text{KBF}_4 + \text{Al} \rightarrow \text{AlB}_2 + \text{KAlF}_4$$
3. 
$$\text{AlB}_2 + \text{TiAl}_3 \rightarrow \text{TiB}_2 + \text{Al}$$

La ventaja que tiene el proceso in-situ en la formación de las partículas de refuerzo de TiB<sub>2</sub> es que proporciona una distribución homogénea de estas [32] con un tamaño fino menor a 1 μm [34].

Lo anterior es el principio fundamental que explica la producción de las partículas de TiB<sub>2</sub>, pero existen variaciones en los procedimientos en cuestión del tipo de crisol a utilizar, así como agitador. Por ejemplo, se puede utilizar un agitador de acero recubierto con zirconia para evitar la contaminación que pudiera generar el acero a la mezcla de aluminio con las sales si no se tuviera el recubrimiento [32]. También, el proceso puede realizarse en un crisol de grafito recubierto con una capa de nitruro de boro (BN) para evitar una reacción entre la mezcla y el grafito, mientras se encuentra inmerso en una atmósfera de argón [34].



## 2.4. Tratamientos térmicos en aleaciones de aluminio

Un tratamiento térmico es un proceso en el cual un material es sometido a calentamiento y luego a enfriamiento con la finalidad de cambiar sus propiedades o su microestructura. Para el caso de las aleaciones de aluminio, la aplicación de tratamientos térmicos se usa principalmente para mejorar su dureza y resistencia [35].

Las aleaciones de aluminio poseen buenas propiedades, como buena maquinabilidad, gran resistencia a la corrosión y una baja densidad que hacen que tomen un papel importante en la industria [36]. Los sistemas Al-Cu-Mg, Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, y Al-Zn-Mg-Cu son ejemplos de aleaciones cuyas propiedades mecánicas se pueden modificar por medio de la aplicación de tratamientos térmicos [36].

Los tratamientos térmicos que se pueden aplicar a las aleaciones de aluminio para mejorar sus propiedades son [17]:

- T1: Es un tratamiento térmico que consiste en dejar enfriar al material proveniente de procesos de conformado a altas temperaturas para promover un envejecimiento natural.
- T2: Enfriamiento del material obtenido por un proceso de conformado a altas temperaturas para después aplicar trabajo en frío y luego someterse a un envejecimiento natural.
- T3: Consiste en aplicar un tratamiento térmico de solubilización, seguido de un trabajo en frío y posterior envejecimiento natural del material.
- T4: Implica un tratamiento térmico de solubilización y un envejecimiento natural.
- T5: Enfriamiento del material obtenido por fundición o extrusión para después someterlo a un envejecimiento artificial.
- T6: Tratamiento térmico de solubilización seguido de un envejecimiento artificial.
- T7: Tratamiento térmico de solubilización seguido de un sobre envejecimiento.

El tratamiento térmico T6 es uno de los más utilizados cuando se quieren mejorar las propiedades mecánicas de la aleación. Esto se logra con la combinación de un tratamiento térmico de solubilización y uno de envejecimiento [37].

Para entender mejor este tratamiento, es necesario recordar los conceptos de fase, solución sólida saturada e insaturada:

Una fase en un material es una región física y homogénea que es diferente de las otras regiones presentes en el mismo material [38].

Cuando se combinan físicamente dos materiales, a uno se le conoce como soluto y al otro como solvente, siendo el primero el que se encuentra en menor cantidad. Dependiendo de los materiales, existe una cantidad máxima de soluto debajo de la cual este puede ser disuelto por el solvente y su combinación se mantendrá en una sola fase, pero si se sobrepasa este valor máximo, se generarán fases distintas.

De esta manera, una solución sólida insaturada es una combinación física de dos o más materiales que permanecen en una sola fase en donde no se ha sobrepasado el límite de solubilidad, mientras que en la solución sólida saturada sí, generando fases distintas [14].

El soluto puede entrar de dos formas en la red del solvente: sustitucional o intersticial. La primera consiste en que un átomo del soluto sustituye a un átomo faltante del solvente, mientras que la segunda se da cuando un átomo de soluto se sitúa entre los espacios de los átomos del solvente [38], como se muestra en la Figura 2.

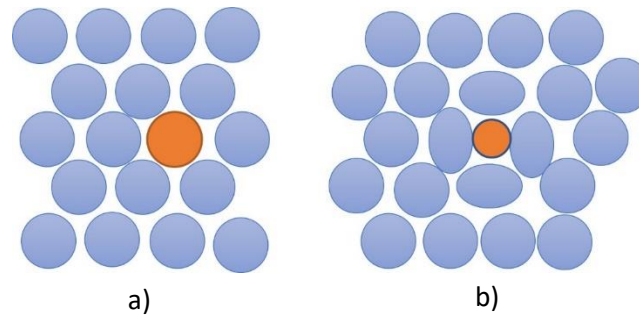


Figura 2. Esquema de un átomo a) sustitucional y b) intersticial [38].

Para una aleación en específico A-B, la solubilidad del elemento B en A depende de la temperatura. Tomando como referencia el diagrama de fases binario Al-Cu de la Figura 3 para la composición  $X_0$ , la región correspondiente a la solución sólida insaturada es  $\alpha$ , en donde para la temperatura  $T_b$ , la microestructura se verá como en la Figura 4.a. Por el contrario, la solución sólida sobresaturada se tendrá en la región  $\alpha + \theta$  para la temperatura  $T_\alpha$ , correspondiente a una estructura como la mostrada en la Figura 4.b; finalmente, en la Figura 4.c se muestra una matriz de  $\alpha$  con precipitados de  $\theta$ . En condiciones de equilibrio, que se encuentre en una u otra depende de la temperatura dado que, para cierto valor, se tiene un intervalo de solubilidad específico en donde existe solución sólida insaturada [14].

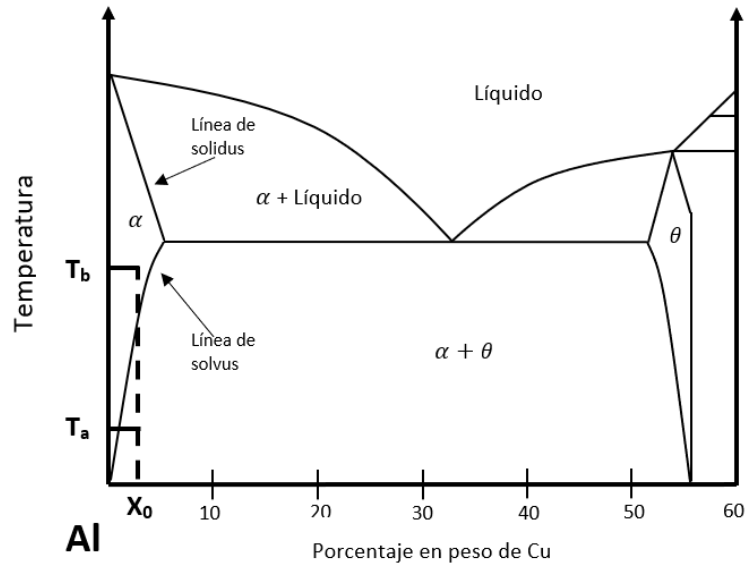


Figura 3. Diagrama de fases del sistema Al-Cu [39].

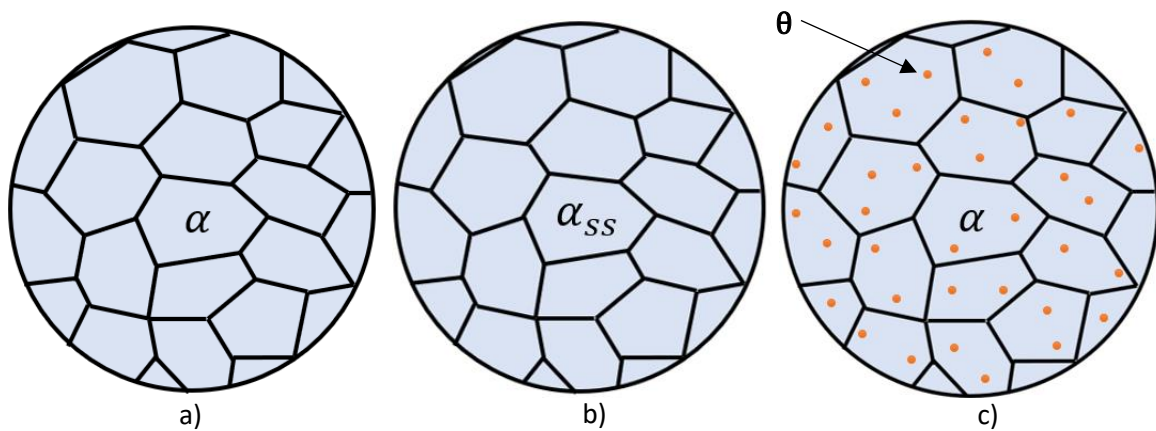


Figura 4. Estructura de una solución sólida de matriz  $\alpha$  a) insaturada, b) sobresaturada y c) con precipitados de  $\theta$  [14].

De esta manera, el tratamiento térmico de solubilización consiste en calentar la pieza con la finalidad de aumentar la solubilidad en el material para generar solución sólida insaturada entre los componentes de la aleación y disminuir la segregación que pudiera existir antes del tratamiento térmico [14].

Después de obtener solución sólida, el material se enfría súbitamente. Con la disminución de la temperatura, disminuye la solubilidad, por lo que, al enfriar rápidamente hasta temperatura ambiente, se retiene la estructura de solución sólida insaturada, obteniendo la estructura mostrada en la Figura 4b). Esta estructura se ve igual que aquella mostrada en la Figura 4 a), la diferencia es que en b) se retiene la estructura de solución sólida insaturada debido al enfriamiento súbito, pero a temperatura ambiente tal nivel de solubilidad no es posible, por lo tanto, no se encuentra en equilibrio y se tiene una estructura metaestable. Para darle estabilidad, se usa el tratamiento térmico de envejecimiento que tiene como propósito hacer crecer precipitados en la aleación por ese excedente de concentración del soluto. Cuando estos precipitados crecen a temperatura ambiente, se le conoce como envejecimiento natural, mientras que cuando el proceso se lleva a cabo con la elevación de temperatura de la aleación por encima de la temperatura ambiente se le conoce como envejecimiento artificial [40].

Teniendo en cuenta lo anterior, los pasos del tratamiento térmico T6, que se muestran en la Figura 5, son los siguientes [36]:

- Tratamiento térmico de solubilización en la pieza.
- Enfriamiento rápido de la aleación, generalmente hasta temperatura ambiente, para obtener una solución sobresaturada.
- Tratamiento térmico de envejecimiento, el cual puede ser natural o artificial, con el propósito de generar precipitados en la solución sobresaturada.

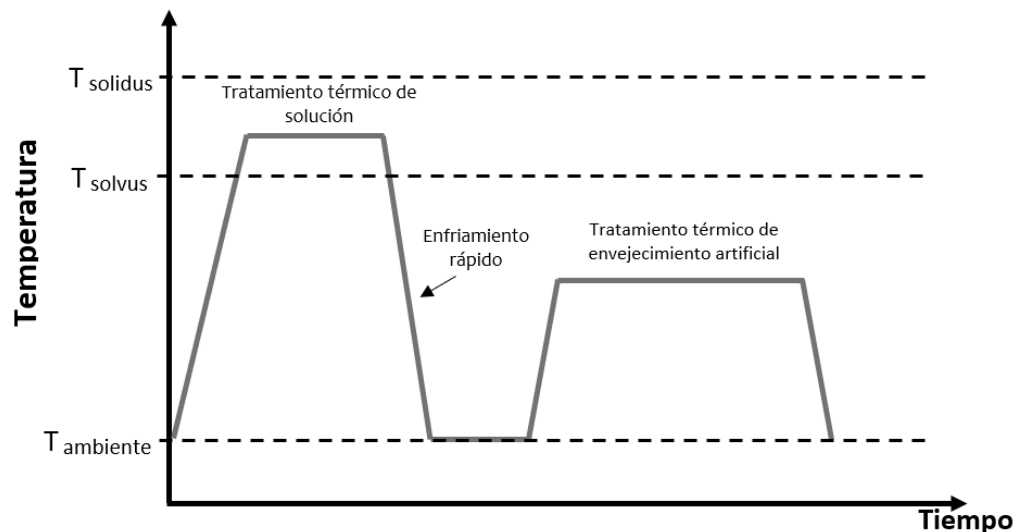


Figura 5. Etapas del tratamiento térmico T6 [41].

El proceso de precipitación es más complejo que solo referirlo como el crecimiento de precipitados en un solo paso durante el envejecimiento. En realidad, existe una serie de cambios entre fases intermedias hasta llegar al precipitado final de equilibrio que, con base en el diagrama Al-Cu de la Figura 3, se le conoce como fase  $\theta$ .

La secuencia seguida para la obtención de la fase  $\theta$  hace uso de las zonas de Guinier-Preston (GP), que son grupos o acumulaciones de átomos del soluto que se forman al inicio del proceso de envejecimiento [40].

Para entender cada una de las fases, es necesario conocer el significado de una estructura con precipitados coherentes e incoherentes. La primera se caracteriza por ser un arreglo de átomos en donde se mantiene la continuidad y el ordenamiento de la red cristalina (Figura 6.a), mientras que la segunda es una estructura en donde se interrumpe el ordenamiento de los planos cristalinos y genera una diferenciación de dos estructuras cristalinas distintas (Figura 6.b) [42].

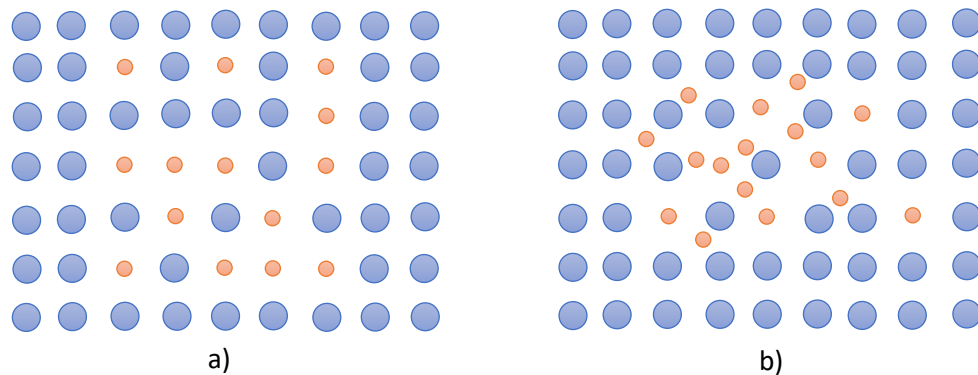
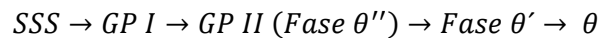


Figura 6. Esquema de los diferentes tipos de intercara con precipitados a) coherentes y b) incoherentes [43]

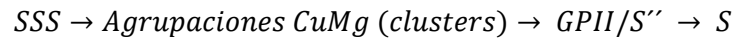
De esta manera, para aleaciones Al-Cu, se tiene la siguiente evolución [38]:



Donde SSS corresponde al estado en solución sólida sobresaturada; GPI y GPII son ambas agrupaciones de átomos de Cu, pero la zona GPII es más grande que la GPI y ambas tienen la característica de ser una estructura coherente [38]; la fase  $\theta'$  tiene la misma composición que la fase  $\theta$  y también es coherente; por último la fase  $\theta$  que, para aleaciones Al-Cu tiene la composición  $CuAl_2$ , es el precipitado final de equilibrio, el cual es incoherente con la matriz [44]. La diferencia principal entre las zonas GPI y II con la fase  $\theta'$  es que las primeras se forman por la existencia de sitios vacantes, mientras que la fase  $\theta'$  se forma por nucleación heterogénea sobre las dislocaciones [38].

Para las aleaciones Al-Cu-Mg la secuencia es similar, solo que las fases  $\theta''$ ,  $\theta'$  y  $\theta$  cambian a  $S''$ ,  $S'$  y  $S$ , respectivamente, para diferenciarla de la secuencia del sistema Al-Cu, teniendo  $S$  la composición  $CuMgAl_2$  [45].

Sin embargo, aún no está totalmente comprendido el mecanismo de evolución de los precipitados  $Al_2CuMg$ , pero se opta por nombrar a las fases de la siguiente manera: Para la aleación Al-Cu-Mg, la primera estructura que se forma es una agrupación de átomos de Cu-Mg, a los cuales se les llama clusters, que corresponderían a lo que en un principio se nombró zona GPI; la zona GPII se muestra como un intermetálico con estructura  $Al_5(Cu, Mg)_3$  y se le hace referencia con el nombre de fase  $S''$  o  $GPII/S''$ ; y como las diferencias entre la fase  $S'$  y  $S$  son muy pequeñas, ambas se consideran como una única fase  $S$  incoherente cuya composición es  $Al_2CuMg$ , de tal manera que la secuencia de transformaciones es [45]:



La temperatura del tratamiento térmico de solución y de envejecimiento depende de la aleación. Para el de solución, se debe calentar el material hasta una temperatura intermedia entre la línea de solvus y solidus [38], como se muestra en el diagrama Al-Cu de la Figura 3 para la temperatura  $T_b$ , de tal manera que no se funde, obteniendo solución sólida [40]; y para el de envejecimiento, la temperatura a la cual se trabaja es, para el caso del proceso artificial, de entre el 15 y 25% de la diferencia de la temperatura ambiente y la del tratamiento térmico de solubilización [38] o por debajo de la temperatura de solvus [14].

La temperatura y el tiempo de duración del tratamiento de envejecimiento afectan directamente las propiedades finales del material. Temperaturas altas traen consigo que el tiempo necesario para alcanzar la resistencia máxima sea menor, pero con la desventaja de que muy probablemente sólo la superficie del material alcance tal dureza. Por el contrario, bajas temperaturas de envejecimiento demandan mayor tiempo de duración del tratamiento térmico, pero con la ventaja de generar una resistencia máxima superior a la que se obtendría con una temperatura de envejecimiento más alta, así como generar una pieza con propiedades más uniformes [14].

Algunos ejemplos de tratamientos térmicos T6 son los siguientes: En la aleación Al-Si-Cu, la solubilización se puede dar a 490 °C por 5 u 8 horas y se enfría rápidamente hasta 60°C, envejecimiento durante 5 horas a 155°C y enfriamiento al aire libre [36]. Para la aleación de aluminio comercial A356, se puede llevar a cabo la solubilización a 585°C por 8 horas, enfriamiento en agua hasta temperatura ambiente, envejecimiento artificial a 160°C por 6 horas y enfriamiento al aire libre [46]. La aleación de aluminio 7075 se solubiliza a 450°C durante 4 horas, se enfría hasta 25°C, envejecimiento por 4 horas a 120° y enfriamiento al aire [37] y la aleación Al-4%Cu se solubiliza entre 500 y 548°C [14], se enfría hasta temperatura ambiente y se envejece entre 130 y 190°C [38].

## 2.5. Técnicas de caracterización microestructural y mecánica

### 2.5.1. Microscopía óptica

Una técnica utilizada para analizar aspectos microscópicos como la estructura y los límites de grano, las fases constituyentes y algunos defectos en los materiales es la microscopía óptica de luz reflejada [38].

La propiedad que cumplen los materiales que son analizados mediante esta técnica es que siguen siendo opacos aun cuando su espesor es muy pequeño, tal como los metales, minerales, cerámicos y algunos polímeros, de tal manera que al hacer incidir un rayo de luz sobre la superficie del material, esta no lo cruzará y se reflejará hacia el objetivo del microscopio [47].

Para lograr una imagen ampliada se requiere un microscopio óptico, cuyos principales elementos son una fuente de luz y los objetivos. Un objetivo es un tipo de cilindro que contiene distintos lentes en su interior cuyas características dependen del nivel de ampliación que tiene destinado el objetivo. De esta manera, la fuente proyecta un haz de luz que es direccionado hacia la muestra, la cual lo reflejará hacia los objetivos para después ser direccionado hacia los oculares donde se observa la imagen del material. Un esquema de un microscopio óptico de luz reflejada se muestra en la Figura 7 [47].

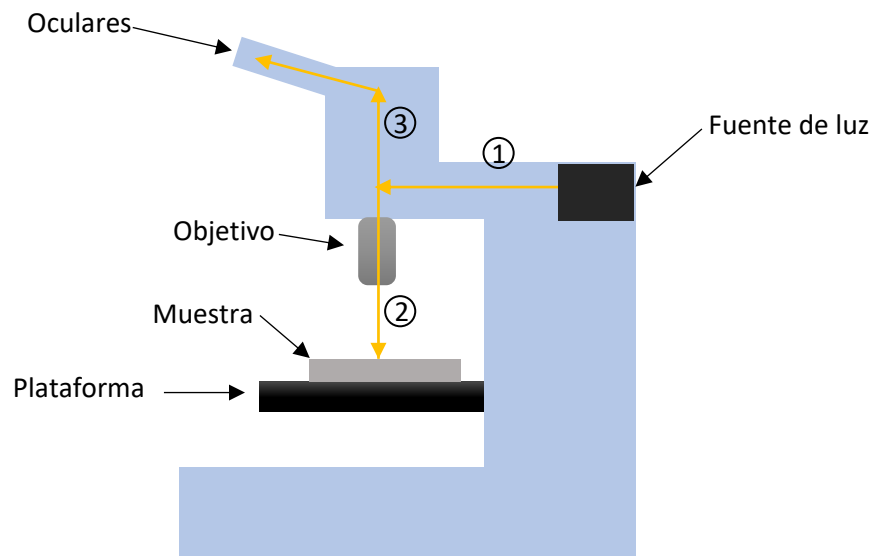


Figura 7. Partes básicas de un microscopio óptico. En 1 el rayo es emitido por la fuente de luz, en 2 es direccionado hacia la superficie del material y en 3 es reflejado y direccionado hacia los oculares [47].

Las características del material serán visibles dependiendo de la intensidad con la que se refleje la luz de las distintas zonas de la superficie. Los límites de grano reflejan con muy poca intensidad la luz, haciendo que en la imagen se muestren en una tonalidad más oscura, por su parte, el interior del grano se verá más claro, dado que es la región que refleja mejor la luz [38].

### 2.5.2. Microscopía electrónica de barrido (SEM)

La microscopía electrónica de barrido es otra técnica empleada para estudiar características más específicas del material. Debido a que es capaz de analizar el material a escala nanométrica, se puede obtener información como análisis de la morfología, estudio de la microestructura, entre otras [38]. A diferencia de la microscopía óptica, en la electrónica de barrido se hace incidir un haz de electrones sobre un punto en específico de la muestra, el cual interactúa con el material haciendo que este reaccione, emitiendo señales que serán distintas dependiendo de la topografía y composición de la superficie [48]. La única limitación que tiene esta técnica es que el material debe ser conductor [49].

El haz de electrones se produce con un electrodo conocido como cañón de electrones, el cual puede emitir el haz con distintos niveles de energía [50]. Cuando este se dirige hacia la superficie del material, choca e interacciona con los átomos de este, haciendo que los electrones del haz se desvíen y salgan del material hacia el detector de electrones, como se muestra en la Figura 8. Dependiendo del nivel de penetración y la desviación de los electrones, se tendrán distintas señales, siendo dos de ellas los electrones retrodispersados y los electrones secundarios. Que sea uno u otro depende directamente del tipo de colisión que tenga el haz de electrones con los electrones del material. Si es una colisión elástica, se generan electrones retrodispersados, y si es inelástica, electrones secundarios [51].

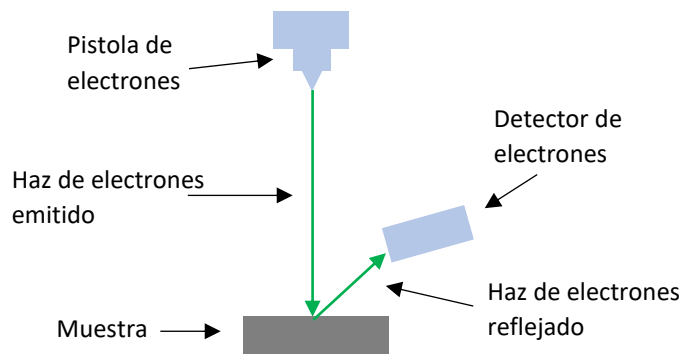


Figura 8. Esquema básico de un microscopio electrónico de barrido [50].

### 2.5.3. Energía de dispersión de rayos X

La técnica de energía de dispersión de rayos X consiste en hacer incidir un haz de electrones sobre un material. Cuando el haz de electrones atraviesa el material, una de las posibilidades es que choque con algún otro electrón de los átomos existentes, expulsándolo del material. Para compensar este electrón perdido, uno de los que se encuentran en los orbitales más externos ocupa su lugar, pero esa transición libera una radiación en forma de rayos X, la cual es característica del material o elemento que se esté analizando, siendo así una forma de identificarlos [52].



Un material emite sus propios rayos X cuando se lleva a cabo este análisis. Esta radiación emitida está relacionada con el orbital de procedencia y el de llegada del electrón. Para identificarlos, se usa la notación K, L, M, N, etc., (que indica el número cuántico principal  $n=1, 2, 3, \dots$ ), junto con las letras griegas  $\alpha$  y  $\beta$  y los números 1, 2 y 3 como subíndices, donde K, L, M, etc. indica el orbital al que llega el electrón después de emitir los rayos X, y el subíndice  $\alpha_1, \alpha_2, \beta_1$  y  $\beta_3$  indica cuántos niveles de energía descendió el electrón [53]. El tipo de radiación emitida se muestra en la Figura 9.

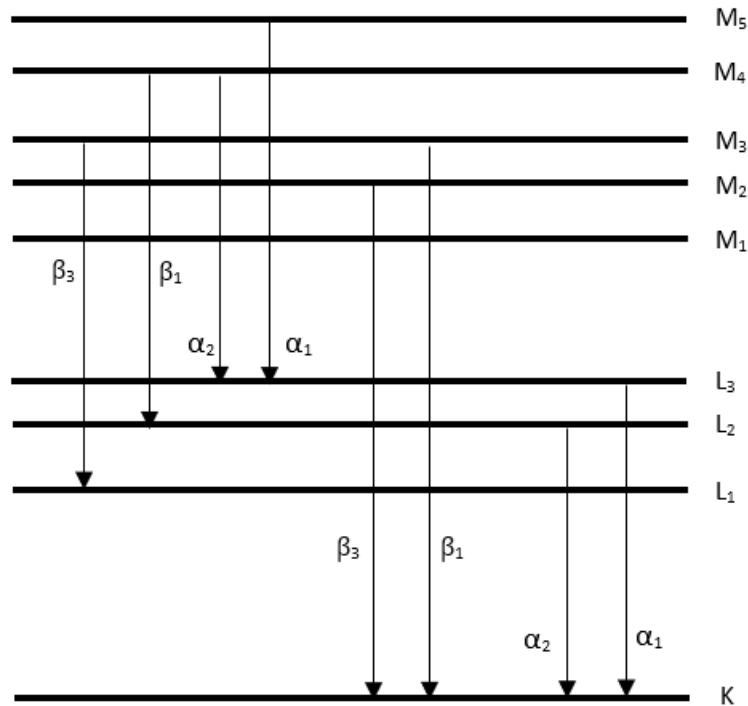


Figura 9. Radiaciones que puede emitir un electrón al pasar de un nivel de mayor a uno de menor energía [53].

Con base en la Figura 9, los tipos de rayos emitidos son:

$K_{\alpha_1}$ : De  $L_3$  a K

$K_{\alpha_2}$ : De  $L_2$  a K

$K_{\beta_1}$ : De  $M_3$  a K

$K_{\beta_3}$ : De  $M_2$  a K

$L_{\alpha_1}$ : De  $M_5$  a  $L_3$

$L_{\alpha_2}$ : De  $M_4$  a  $L_3$

$L_{\beta_1}$ : De  $M_4$  a  $L_2$

$L_{\beta_3}$ : De  $M_3$  a  $L_1$

### 2.5.4. Difracción de rayos X

Esta técnica utiliza rayos X debido a que son capaces de atravesar a los materiales opacos. Cuando este haz incide sobre el material, cruza a través de los planos cristalográficos y su interacción con los átomos provoca que estos lo dispersen en todas direcciones, donde la mayoría se cancela al generarse interferencia destructiva. Sin embargo, existe cierto ángulo en donde el haz incide en los planos y genera interferencia constructiva, reforzando el haz, generando así el efecto de difracción de rayos X. En ángulo en el que el haz incide, la distancia interplanar y la longitud de onda del rayo refractado son característicos de cada material, de modo que, si se conocen estos datos, es posible identificarlo [14], [54].

La Figura 10 muestra el proceso de difracción. Los rayos X llegan con un ángulo  $\theta$  e interactúan con el átomo, el cual los refleja. Para que exista difracción, debe cumplirse la ley de Bragg que se muestra en la ecuación Ec. 2 [55]:

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad \text{Ec. 2}$$

Donde

$\lambda$  es la longitud de onda de los rayos X.

$d$  es la distancia entre los planos de átomos del material.

$\theta$  es el ángulo que forman los rayos x con los planos de átomos .

$n$  es un número entero.

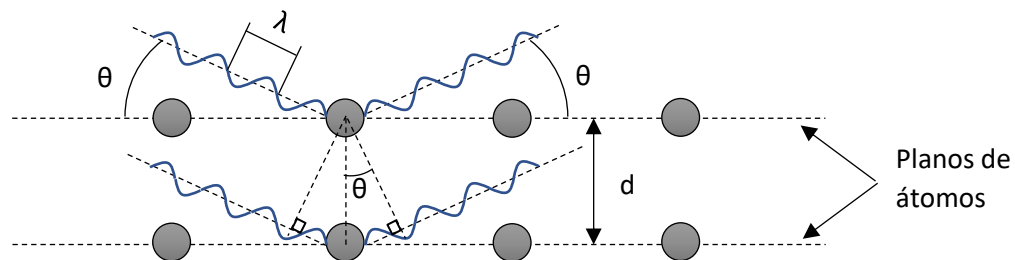


Figura 10. Interacción de los rayos X con los átomos de los planos del material y los aspectos geométricos para la obtención de la Ley de Bragg [55].

### 2.5.5. Indentación instrumentada

La indentación instrumentada es una técnica mejorada del tradicional ensayo de dureza. Un ensayo de dureza tradicional consiste en aplicar una fuerza estática sobre un material a través de un indentador, que puede ser esférico o en forma de pirámide, con el propósito de medir la huella que esta deja. De esta manera, se obtiene el tamaño de huella específico para el valor estático de la fuerza aplicada. La indentación instrumentada también aplica fuerzas para generar huellas, pero tiene la ventaja de entregar datos instantáneos tanto de la fuerza aplicada como de la profundidad de penetración, es decir, se obtienen datos durante todo el tiempo en el que el indentador está en contacto con el material, lo cual el ensayo tradicional no proporciona [56].

Esta técnica es utilizada para medir las propiedades mecánicas de los materiales y puede ser aplicada a metales, así como materiales biológicos para obtener propiedades como dureza. La gran ventaja que tiene la indentación instrumentada es que posee mayor control y sensibilidad que el ensayo típico de dureza, por lo tanto, resulta en una mejor aproximación a las propiedades del material a nivel micrométrico [57]. Un esquema del sistema de indentación instrumentada se ilustra en la Figura 11.

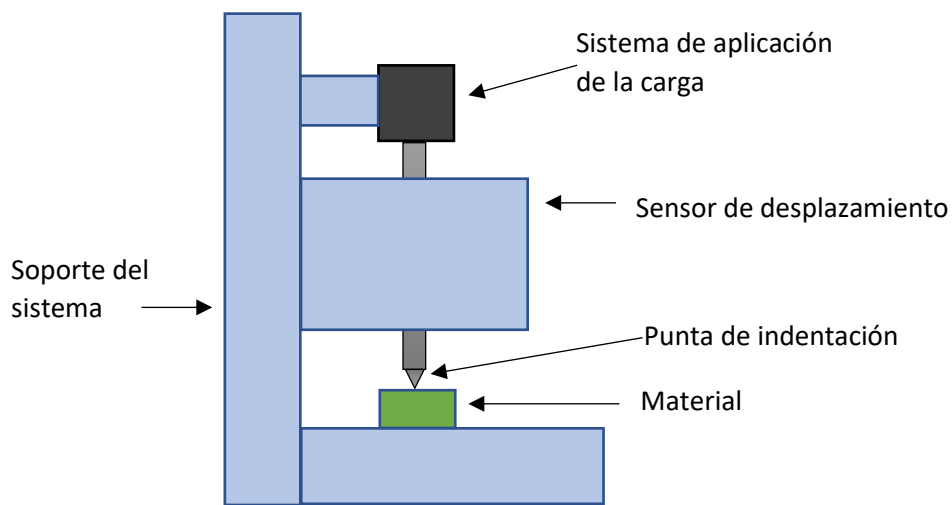


Figura 11. Esquema general de un sistema de indentación instrumentada [57].

La importancia de la indentación instrumentada radica en permitir el análisis a nivel microscópico debido a que las propiedades de un material pueden cambiar dependiendo de su espesor [58].

### 3. Metodología y materiales

#### 3.1. Proceso de fundición

Se fabricaron dos lingotes de una aleación Al-Cu-Mg-Sn, uno sin partículas de  $TiB_2$ , el cual será la referencia, y otro con partículas. Ambos lingotes tuvieron una masa de 600 g, con 4.5%wt Cu, 0.5%wt Mg y 1%wt Sn, que en gramos equivalen a 27 g de Cu, 3 g de Mg y 6 g de Sn, siendo los 564 g restantes de aluminio.

La adición del Cu se hizo por medio de una aleación maestra Al-20%wtCu, de tal manera que los 27 g de Cu corresponden al 20% de esta aleación, siendo el 80% restante de aluminio, equivalente a 108 g de Al en la aleación maestra.

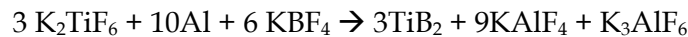
En promedio, la densidad de las aleaciones de aluminio-cobre es de 2.8 g/cm<sup>3</sup> y, al conocer la masa de la carga, se puede obtener el volumen del lingote:

$$V_{\text{lingote}} = \frac{m}{\rho_{Al}} = \frac{600 \text{ g}}{2.8 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}} = 215 \text{ cm}^3$$

El volumen del lingote es un dato necesario para calcular la masa de las partículas de  $TiB_2$  y, por ende, la masa de las sales de  $K_2TiF_6$  y  $KBF_4$  que se utilizará para su formación. La aleación reforzada debe contener un 5% en volumen de partículas con respecto al volumen del lingote, es decir, 10.75 cm<sup>3</sup>. La densidad del  $TiB_2$  es 4.52 g/cm<sup>3</sup> [59], con lo que, la masa de las partículas es:

$$m_{TiB_2} = \rho_{TiB_2} V_{TiB_2} = 4.52 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} (10.75 \text{ cm}^3) = 49 \text{ g}$$

Las partículas de  $TiB_2$  se obtienen a partir de una reacción entre sales de  $K_2TiF_6$  y  $KBF_4$  con aluminio en fase líquida, según la siguiente ecuación:



A partir de ella se obtiene la relación entre la cantidad de moles de  $K_2TiF_6$  y  $KBF_4$  necesarios para producir  $TiB_2$ , siendo una relación 1:1 entre  $K_2TiF_6$  y  $TiB_2$ , y 2:1 entre  $KBF_4$  y  $TiB_2$ . Conociendo el número de moles se puede calcular la masa que se debe de agregar de las sales al aluminio en fase líquida para que se lleve a cabo la reacción.

Si la masa molecular se obtiene como la suma de las masas atómicas de todos los átomos que componen a la molécula [60], la masa atómica del  $TiB_2$ , con base en la Tabla 1, es la suma de la masa atómica del titanio y la masa atómica de los dos átomos de boro: 47.867 g + 2(10.811 g) = 69.489 g/mol. Como se requieren 49 g de  $TiB_2$ , el número de moles de  $TiB_2$  en la aleación son:

$$\text{moles de } TiB_2 = \frac{\text{Masa } TiB_2}{\text{Masa molecular } TiB_2} = \frac{49 \text{ g}}{69.489 \frac{\text{g}}{\text{mol}}} = 0.7 \text{ moles}$$

De tal manera que se requerirán 0.7 mol de  $K_2TiF_6$  y 1.4 mol de  $KBF_4$ .

Finalmente, las masas moleculares del  $K_2TiF_6$  y  $KBF_4$  se obtienen de la misma manera que para el  $TiB_2$ , las cuales son 240 g/mol y 126 g/mol, respectivamente. Así, la masa necesaria de cada sal es:

$$m_{K_2TiF_6} = 240 \frac{g}{mol} (0.7 mol) = 168 g$$

$$m_{KBF_4} = 126 \frac{g}{mol} (1.4 mol) = 176.4 g$$

Tabla 1. Masa atómica de elementos seleccionados [60].

Elemento	Masa atómica [g]
B	10.811
F	18.9984
K	39.0983
Ti	47.867

Teniendo las masas de cada elemento y de las sales, el proceso de función fue el siguiente:

#### Material sin partículas.

- Como medidas de seguridad para el proceso, se colocaron guantes de asbesto, bata, peto, polainas y careta de protección.
- Se utilizó un horno Kintel modelo 4K-2 con una potencia de 6 kW que se precalentó hasta 800°C.
- Se cortaron pedazos de cada material y se midió su masa hasta obtener la cantidad requerida en gramos de cada uno.
- En un crisol de carburo de silicio se agregaron las cantidades necesarias de aluminio, de cobre con ayuda de la aleación maestra Al-20%Cu, y de magnesio. Después se metió al horno y se mantuvo a 800°C durante 1 hora y 30 minutos.
- Mientras se llevaba a cabo el proceso de fundición, se le hizo un recubrimiento con grafito a las lingoteras y a un agitador, el cual cuenta con un par de álabes y un conducto para suministrar argón.
- Pasado el tiempo y teniendo el aluminio, cobre y magnesio fundidos, se sacó el crisol a una temperatura de 800°C, y se le agregó el estaño para después, con ayuda del agitador, suministrar argón y desgasificar el material fundido.
- Con una cuchara recubierta de grafito se le quitó la escoria a la mezcla en el crisol.
- Finalmente, se vertió la mezcla en las lingoteras y se dejó enfriar.

### Material con partículas.

- Los primeros 5 pasos seguidos para la elaboración del material base son los mismos para el material reforzado con partículas, la única diferencia es que el horno se llevó hasta 900° para garantizar que se lleve a cabo la reacción de las sales, dado que esta se produce alrededor de 800°C.
- Mientras se fundía la mezcla de aluminio, cobre y magnesio en el crisol, en otro horno se precalentaron las sales de hexa-fluorotitanato de potasio ( $K_2TiF_6$ ) y tetra-fluoroborato de potasio ( $KBF_4$ ), cuyos puntos de fusión son 780°C y 530°C, respectivamente, durante 1 hora a 150°C.
- Pasado el tiempo y teniendo el aluminio, cobre y magnesio fundidos, se sacó el crisol a una temperatura de 900°C y se le agregaron las sales precalentadas. Con ayuda del agitador, la mezcla se revolvió para lograr una distribución homogénea de las sales y después se regresó el crisol al horno a 900°C.
- Después de mantener la mezcla durante 1 hora y 30 minutos en el horno para que se llevara a cabo la reacción que formará las partículas cerámicas, se sacó el crisol del horno para agregar el estaño, suministrar argón y revolver nuevamente con el agitador.
- Con una cuchara recubierta de grafito se retiró la escoria a la mezcla en el crisol.
- Finalmente, se vertió la mezcla en las lingoteras y se dejó enfriar hasta solidificarse.

### 3.2. Tratamiento térmico

Para modificar las propiedades mecánicas del material de fundición, se aplicó un tratamiento térmico T4 y uno T6 a distintas probetas, los cuales consisten en un tratamiento de solubilización en ambos, seguido de un envejecimiento natural para el T4 y artificial en el caso del T6.

La Tabla 2 muestra la nomenclatura para designar a cada uno de los tratamientos térmicos a los que se hará referencia en este trabajo.

*Tabla 2. Nomenclatura de los tratamientos térmicos aplicados*

Nomenclatura	Significado
T4	Tratamiento térmico de solubilización por 2 horas y posterior envejecimiento natural.
T6-16	Tratamiento térmico de solubilización por 2 horas y posterior envejecimiento artificial de 16 horas.
T6-20	Tratamiento térmico de solubilización por 2 horas y posterior envejecimiento artificial de 20 horas.

El horno utilizado fue de la marca Ecoshel, modelo ECO-7L, con un rango de temperaturas de 100 a 1,200 °C y una potencia de 3 kW, y los tiempos y temperaturas de los tratamientos T4 y T6 se obtuvieron con base en los datos reportados para los tratamientos térmicos de aleaciones comerciales de aluminio en el *ASM Specialty Handbook Aluminum and Aluminum Alloys* [1].

Para garantizar solución sólida, la temperatura del tratamiento térmico debe de estar entre la línea de solvus y solidus. Una temperatura muy cercana a la de solvus requeriría demasiado tiempo para generar solución sólida completa, por el contrario, valores cercanos a la línea de solidus promueven que el material pueda comenzar a fundirse, lo cual no es deseable debido a que al enfriarse se generan vacíos por a la contracción volumétrica que se tiene cuando la aleación pasa de líquido a sólido, provocando una tendencia a la porosidad [40], [61]. Por lo tanto, se precalentó el horno y se llevó hasta una temperatura de 500°C, la cual cumple con estar entre la línea de solvus y solidus. Después, se colocaron las muestras durante 2 horas y finalmente se sacaron para enfriarlas súbitamente en agua, obteniendo así las muestras con al tratamiento térmico T4.

Para el envejecimiento artificial se precalentó el horno hasta llegar a 150 °C, se colocaron las muestras, unas por 16 horas (T6-16) y otras por 20 horas (T6-20), y posteriormente se retiraron para dejarse enfriar al aire hasta temperatura ambiente. La Figura 12 y la Figura 13 muestran los diagramas del tratamiento térmico T6-16 y T6-20, respectivamente.

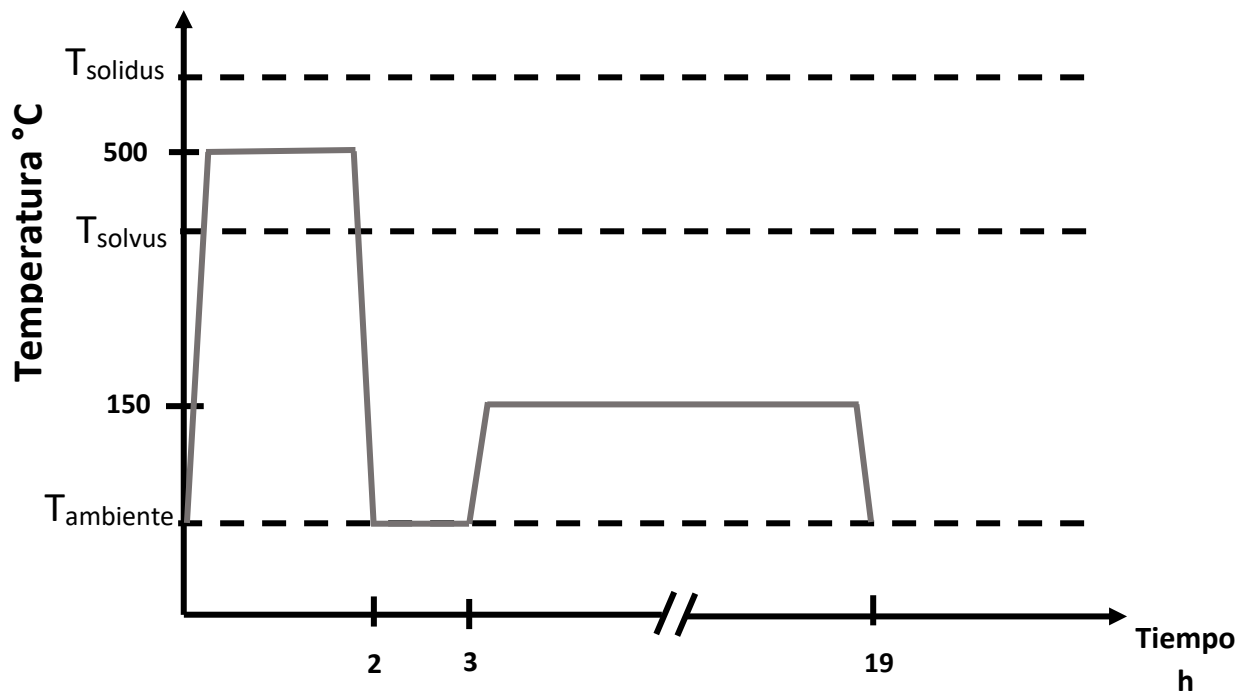


Figura 12. Diagrama TT del tratamiento térmico T6-16 aplicado a las muestras.

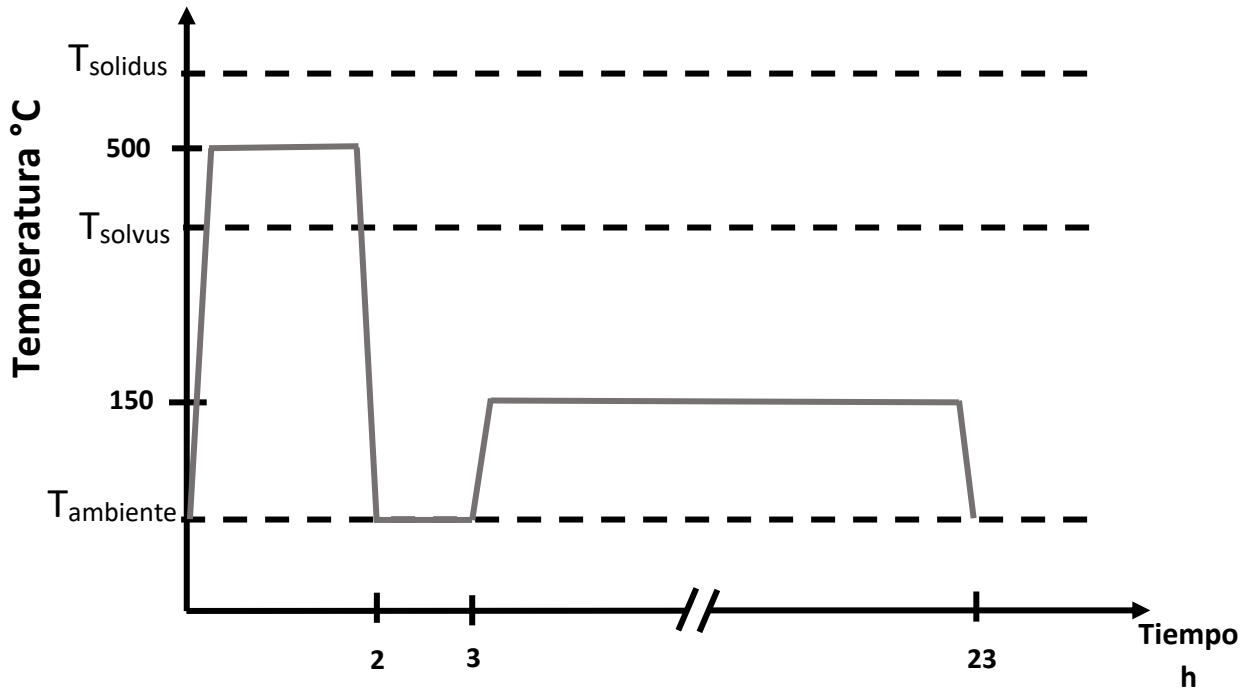


Figura 13. Diagrama TT del tratamiento térmico T6-20 aplicado a las muestras

### 3.3. Preparación metalográfica

Se elaboraron dos probetas correspondientes a las aleaciones con y sin partículas. Para esto, se montaron ambas en moldes separados donde se les agregó una mezcla de resina-endurecedor en una relación 4:1, respectivamente.

Luego de haberse solidificado, se retiraron las probetas y se procedió al proceso de pulido, el cual consistió en un primer desbaste grueso de la superficie de ambas con lijas comerciales en el siguiente orden: #120, #240, #360, #500, #800 y #1000, utilizando agua como lubricante.

La segunda parte consistió en pulido con lijas de metalografía, siendo estas la #800/1200 y la #1200/2500, respectivamente, con agua como lubricante.

El último paso fue el empleo de tres paños metalográficos donde se utilizó suspensión de diamante de 3  $\mu\text{m}$ , 1  $\mu\text{m}$  y sílica de 0.05  $\mu\text{m}$ , respectivamente, y lubricante base agua.

Después del proceso de pulido, ambas probetas se lavaron con agua y jabón al final para eliminar cualquier partícula o residuos de las suspensiones que pudieran haber quedado en la superficie de la aleación como resultado del proceso.

Finalmente, se aplicó un ataque químico a la superficie de las probetas con la solución Keller que se obtuvo con la mezcla de los siguientes componentes:

- 2 mL de ácido fluorhídrico HF al 48% de concentración.
- 3 mL de ácido clorhídrico HCL.
- 5 mL de ácido nítrico  $\text{HNO}_3$ .
- 175 mL de agua.



### **3.4. Energía de dispersión de rayos X y difracción de rayos X**

El análisis de energía de dispersión de rayos X se hizo por medio de un microscopio electrónico de barrido Phillips XL 20, mientras que el análisis de difracción de rayos X se realizó mediante un difractómetro Siemens D500, usando radiación monocromática Cu K-alfa desde 15 hasta 90 grados en la escala 2-theta.

### **3.5. Ensayos de microdureza**

Los ensayos de microdureza se realizaron con una plataforma de microindentación Nanovea st400 bajo los siguientes parámetros:

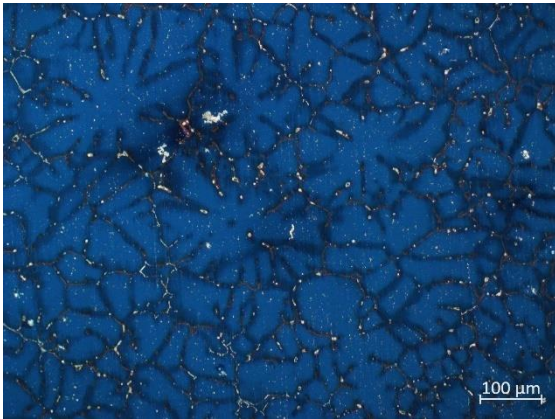
- Indentador Vickers.
- Carga normal aplicada de 1 N.
- Velocidad de aplicación de la carga de 1 N/min
- Velocidad de descarga de 2 N/min

## **4. Resultados**

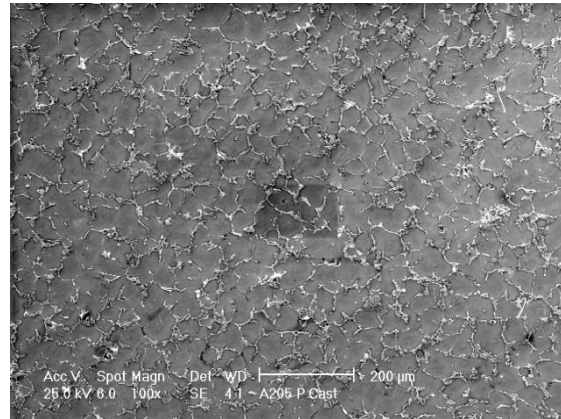
### **4.1. Resultados de la fundición y microestructuras.**

Luego de tener los lingotes provenientes del proceso de fundición y aplicar los tratamientos térmicos a las probetas correspondientes, se llevó a cabo un proceso de preparación metalográfica para observar la microestructura de las muestras de cada condición obtenida.

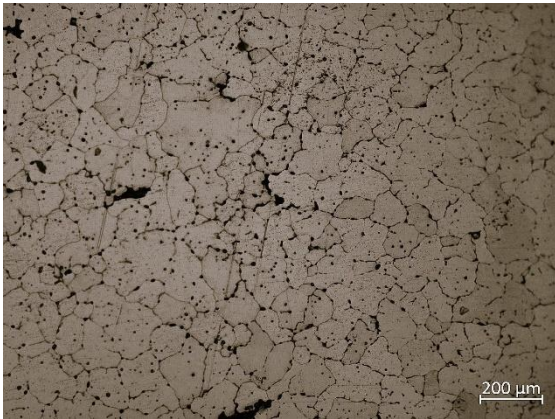
La Figura 14 muestra la comparativa entre las microestructuras obtenidas para las probetas con y sin partículas provenientes directamente del proceso de fundición a las cuales no se les aplicó ningún tratamiento térmico, las probetas que tuvieron un tratamiento térmico T4 y aquellas a las que se les aplicó un T6-20 donde es posible apreciar el efecto que tienen las partículas y los tratamientos térmicos sobre la microestructura. En la Figura 14.a se puede apreciar la estructura dendrítica correspondiente al proceso de fundición para la muestra sin partículas, estructura que ya no está presente en aquellas probetas que sí tienen partículas ni en aquellas que no las tienen pero que fueron sometidas al tratamiento térmico T4 y T6-20. Por otro lado, se puede observar una diferencia importante en el tamaño de la estructura granular entre las muestras que no tienen partículas y las que sí. La presencia de las partículas influye en el tamaño de grano actuando como puntos de nucleación, dando como resultado una estructura con granos más pequeños, diferencia que es evidente en la Figura 14.c-f. La estructura de las muestras sometidas al tratamiento térmico T6-16 son semejantes a la muestra con tratamiento térmico T6-20.



a)



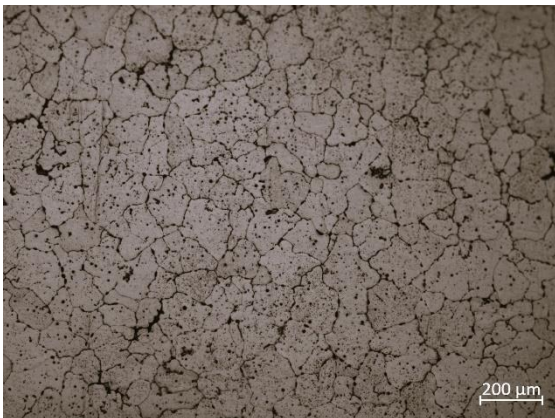
b)



c)



d)



e)



f)

Figura 14. Microestructuras correspondientes a las muestras a) fundición sin tratamiento térmico sin partículas, b) fundición sin tratamiento térmico con partículas, c) T4 sin partículas, d) T4 con partículas, e) T6-20 sin partículas y T6-20 con partículas.

Con ayuda de microscopía electrónica de barrido (SEM) es posible notar características que la microscopía óptica no proporciona, tal como las partículas de refuerzo que, al tener un tamaño muy pequeño, no se alcanzan a identificar con esta última. La Figura 15 a-c) muestra imágenes para aumentos de 250X, 500X y 10,000X de la muestra con partículas proveniente de la fundición a la cual no se le aplicó ningún tratamiento térmico. En la Figura 15 a) 250X es posible apreciar la estructura general que muestra los límites de grano del material, en b) 500X se parecía de mejor manera algunos límites de grano y se observa una estructura con forma de bastón en una tonalidad gris claro, la cual corresponde al intermetálico  $TiAl_3$ . Un intermetálico es un compuesto que se genera a partir de dos o más elementos metálicos cuya composición, propiedades y estructura cristalina son diferentes a las de la matriz [14]. Son materiales frágiles, pero que presentan buenas propiedades como tener una alta dureza, un alto punto de fusión y una buena resistencia a la corrosión a altas temperaturas [62]. Con base en esto, se espera que, al igual que las partículas de  $TiB_2$ , la presencia del intermetálico  $TiAl_3$  favorezca el aumento de la dureza del material, lo cual se verificará en el apartado 4.2, correspondiente a los resultados de las mediciones de microdureza.

Finalmente, en c) a 10,000X, se observan pequeños círculos también en tonalidad gris claro, que corresponden a las partículas de refuerzo de  $TiB_2$ .

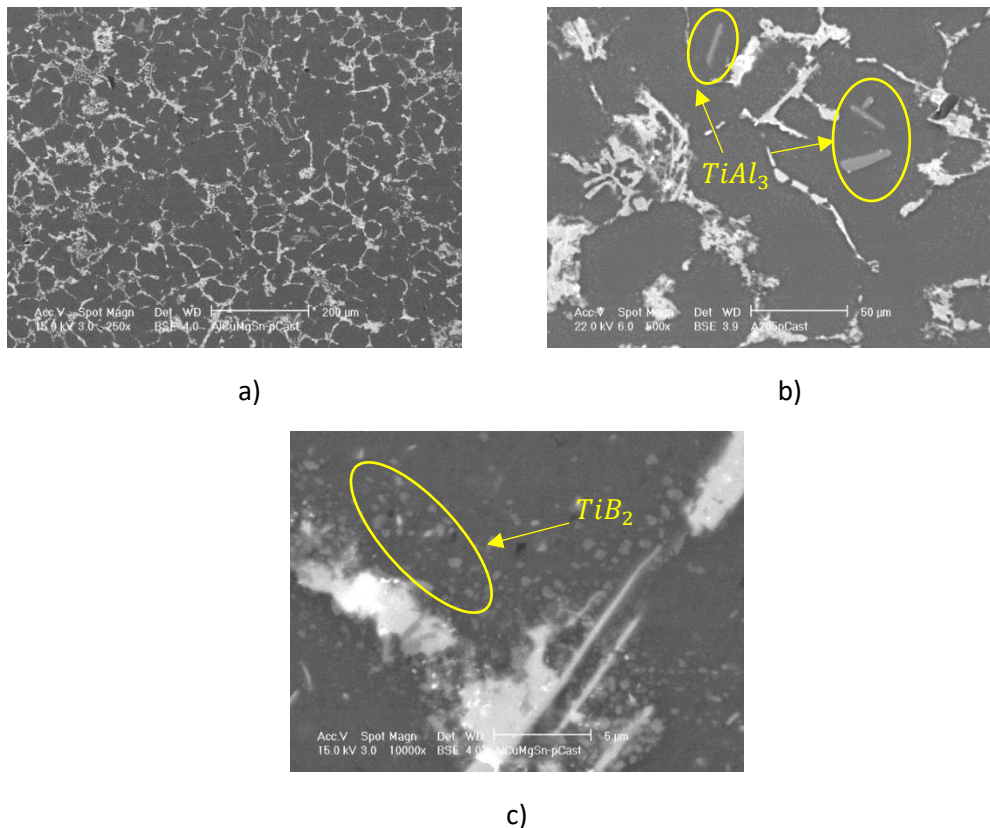


Figura 15. Resultados de la fundición donde se muestra a partir de microscopía electrónica de barrido a) la estructura granular a 250X, b) la estructura granular y la presencia del intermetálico  $TiAl_3$  (bastones de color gris oscuro) a 500X y c) las partículas de  $TiB_2$  a 10,000X.

## 4.2. Energía de dispersión de rayos X y difracción de rayos X

La Figura 16 muestra el resultado del ensayo de energía de dispersión de rayos X, tanto para la muestra sin partículas como con partículas. En ambos materiales, como primer elemento presente se tiene al aluminio, que es el material predominante en la aleación, seguido del cobre y estaño, tal como se esperaba. Sin embargo, la diferencia radica en la existencia del titanio, donde para la muestra sin partículas no existe la señal, mientras que para la muestra con partículas sí, por lo tanto, se tiene una primera evidencia que apoya la existencia de las partículas de refuerzo.

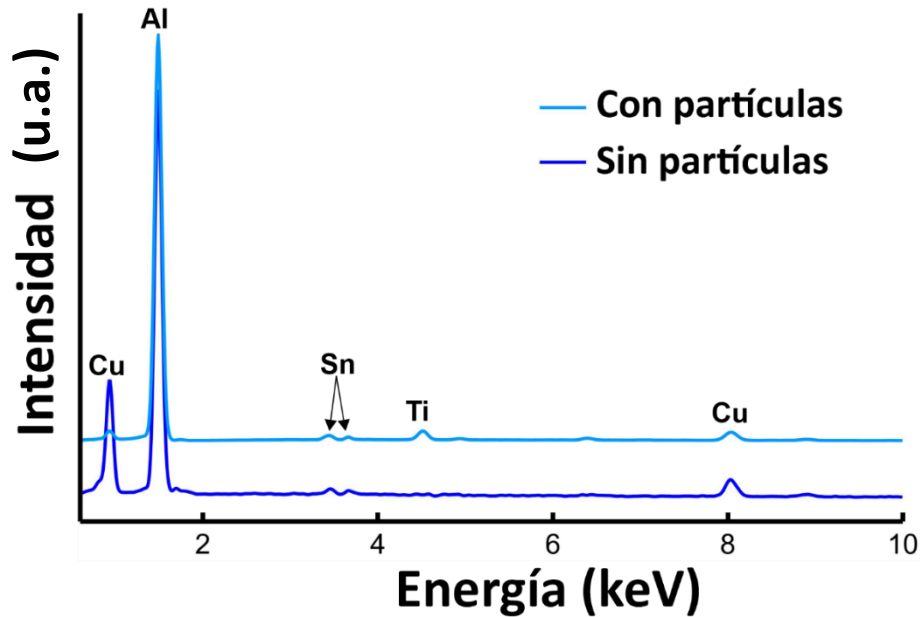


Figura 16. Espectro obtenido del análisis de energía de dispersión de rayos X para las muestras con y sin partículas.

Para verificar la presencia de las partículas se realizó un estudio de difracción de rayos X. La Figura 17 muestra los resultados obtenidos para las muestras T4 y T6, ambas con y sin partículas. Las fases identificadas son  $\alpha$ -Al,  $\beta$ -Sn y el precipitado  $Al_2CuMg$  en todas ellas, lo cual es de esperarse, pues la aleación es base Al-Cu-Mg, sin importar si tenían partículas de refuerzo o no, de tal manera que la presencia del precipitado  $Al_2CuMg$  [63] se debe al envejecimiento de las muestras. Sin embargo, en las muestras T4 y T6 que contienen partículas están presentes las fases  $TiB_2$  y  $Al_3Ti$ , que corresponden a las partículas de refuerzo y al intermetálico [64], [65], respectivamente, a los cuales se hace mención en la Figura 15, fases que no están presentes en las muestras sin refuerzo. Con base en esto, se puede confirmar la presencia de las partículas.

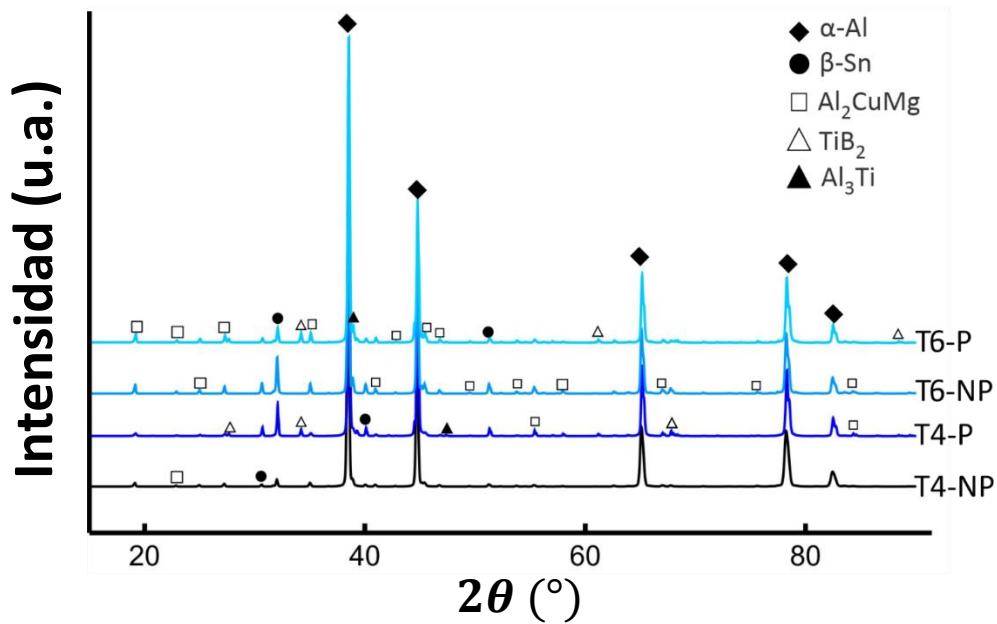


Figura 17. Difractogramas de rayos X para las muestras con y sin partículas.

### 4.3. Dureza

Como parte de la caracterización mecánica, se hicieron ensayos de indentación instrumentada para obtener la microdureza de cada probeta. Todos los ensayos arrojaron curvas características del ensayo de indentación, las cuales relacionan la profundidad de penetración en función de la carga aplicada. La Figura 18 muestra una comparativa de las gráficas para cada muestra en donde es posible ver el efecto que tiene la adición de partículas sobre la dureza, donde si se incrementa esta propiedad, menor será la profundidad de penetración generada por el indentador; por el contrario, a menor dureza, mayor será la profundidad de penetración.

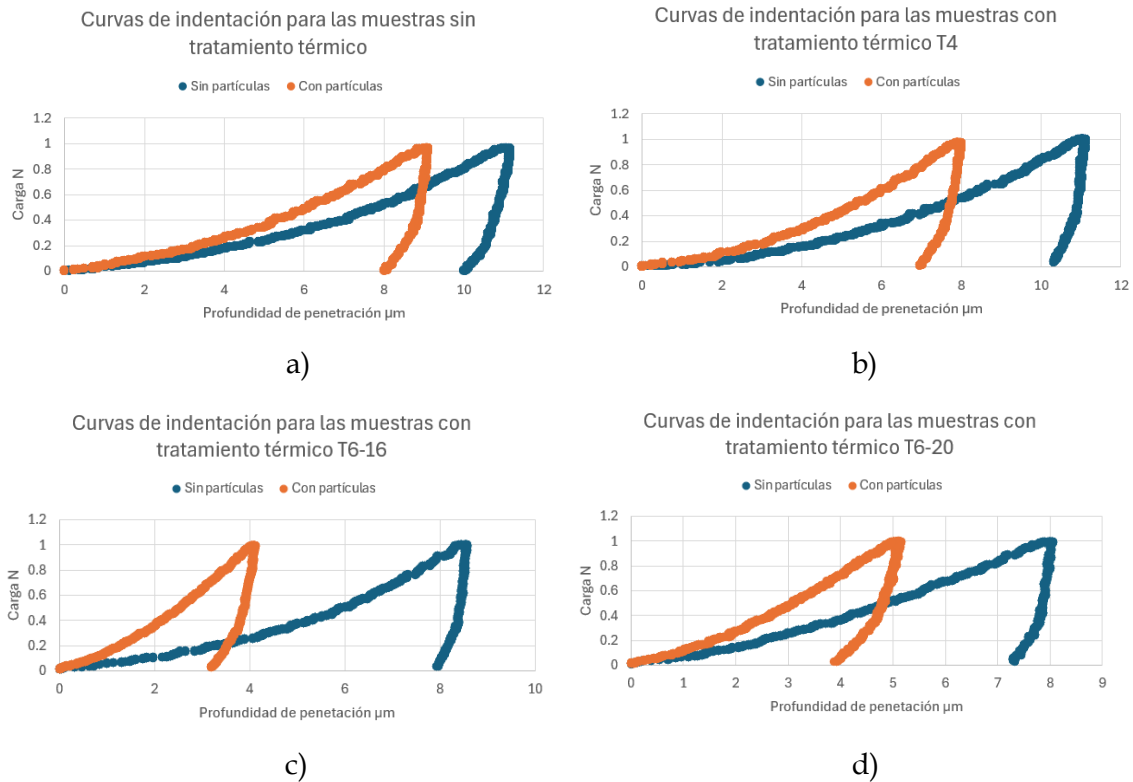


Figura 18. Comparativa de las gráficas de indentación obtenidas para las muestras con y sin partículas a) sin tratamiento térmico, b) T4, c) T6-16 y d) T6-20.

Al hacer una comparativa entre las gráficas de la Figura 18 se puede observar que, para el caso de las muestras con partículas, la menor penetración del indentador se da para la condición del tratamiento térmico T6-16, siendo la que presenta la mayor dureza. La muestra sometida al tratamiento T6-20 es la segunda con mayor dureza, y en tercer lugar la muestra sometida al T4. Por el contrario, la que viene del proceso de fundición y que no se sometió a ningún tratamiento térmico es la de menor dureza.

En el caso de la condición donde el material no está reforzado con partículas, todas presentan durezas similares y sin incremento considerable. Sin embargo, la presencia de las partículas en conjunto con el tratamiento térmico de envejecimiento incrementa la dureza del material.

Por su parte, en la Tabla 3 se resumen los valores de dureza, presentados en la Figura 19, junto con su desviación estándar para cada condición evaluada.

Tabla 3. Resultados de dureza para cada muestra.

Muestra	Tipo	Dureza promedio $\pm$ S MPa
<b>Fundición</b>	Sin partículas	489.69 $\pm$ 47.55
<b>Fundición</b>	Con partículas	727.75 $\pm$ 59.67
<b>T4</b>	Sin partículas	398.03 $\pm$ 22.70
<b>T4</b>	Con partículas	877.07 $\pm$ 55.48
<b>T6-16</b>	Sin partículas	543.85 $\pm$ 35.77
<b>T6-16</b>	Con partículas	1370.80 $\pm$ 210.89
<b>T6-20</b>	Sin partículas	567.12 $\pm$ 63.07
<b>T6-20</b>	Con partículas	1272.76 $\pm$ 171.27

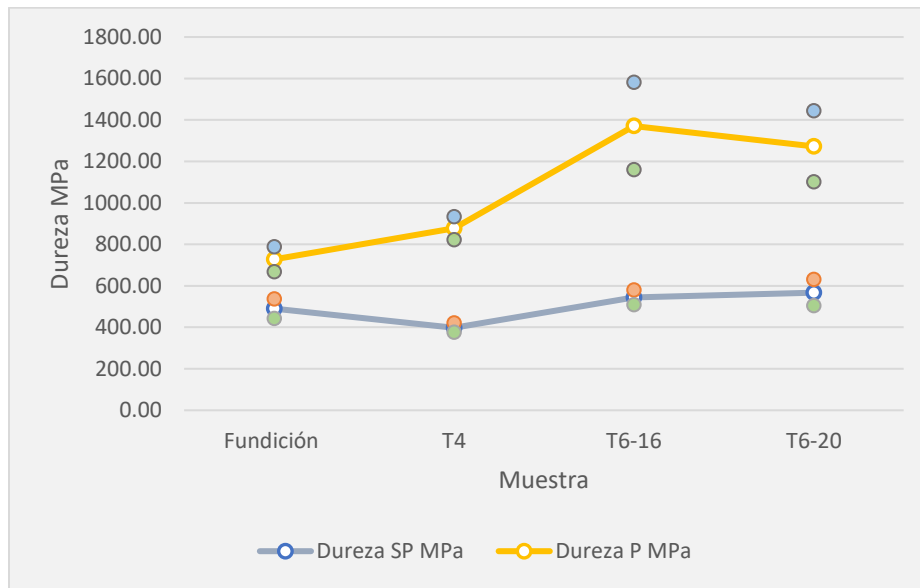


Figura 19. Comparación de la dureza entre las muestras sin partículas y con partículas.



#### 4.4. Medición del tamaño de grano

El tamaño de grano promedio, así como su desviación estándar, se obtuvieron mediante el programa ImageJ, cuyos resultados se resumen en Tabla 4.

Tabla 4. Tamaño de grano promedio (diámetro) correspondiente para cada condición.

Condición	D promedio $\pm$ S $\mu\text{m}$
T4_SP	144.550 $\pm$ 37.660
T4_P	62.910 $\pm$ 14.130
T6-16_SP	157.701 $\pm$ 41.910
T6-16_P	43.690 $\pm$ 11.550
T6-20_SP	161.786 $\pm$ 37.84
T6-20_P	48.185 $\pm$ 12.11

Cualitativamente, la Figura 14 da evidencia de la diferencia en el tamaño de grano entre las muestras con y sin partículas, pero el cálculo con el programa ImageJ da una comparativa cuantitativa. En este caso, la Tabla 4 muestra que, para el caso de las muestras con partículas, el diámetro promedio es menor comparadas con sus homólogas sin partículas, resultados consistentes con la Figura 14, pues las partículas actúan como puntos de nucleación en el proceso de solidificación, dando como resultado una estructura con granos más finos.

## 5. Discusión

Con base en la Tabla 3 y Figura 19, si se analiza la dureza de las muestras provenientes directamente del proceso de fundición (aquellas a las que no se les aplicó tratamiento térmico), se puede observar que sí existe un incremento, dado que se pasa de 489.69 MPa para la muestra sin partículas a 727.83 MPa de la muestra con partículas, siendo este un incremento aproximadamente del 50%; por lo tanto, la generación de las partículas de  $TiB_2$  cumple con el propósito de incrementar la dureza del material debido a que las partículas actúan como un bloqueo para el movimiento de las dislocaciones, por ende, se requiere una mayor carga para hacer que estas se desplacen, lo cual se traduce como un incremento en su dureza y resistencia mecánica. Además, la matriz de aluminio es responsable de transmitir los esfuerzos a las partículas de refuerzo, mismas que al tener una dureza y resistencia mecánica más alta que las de la matriz, dan como resultado un aumento en la dureza del material compuesto [4].

Por su parte, los tratamientos térmicos T4 y T6 cumplieron su objetivo, que fue apoyar en el incremento de la dureza. Si bien la adición de las partículas de  $TiB_2$  produce un incremento en dicha propiedad, el tratamiento térmico propició la precipitación de la fase  $Al_2CuMg$ , la cual produce una distorsión en la red cristalina que, combinada con la presencia de las partículas de  $TiB_2$ , generan un incremento en la dureza en comparación con la muestra que sí tiene partículas, pero que no fue sometida a ningún tratamiento térmico. A su vez, la fase  $Al_2CuM$ , por ser un precipitado, interviene en el movimiento de dislocaciones, aumentando la dureza.

Al comparar la dureza obtenida entre el tratamiento térmico T4 y el T6, se observa que la diferencia entre tener un envejecimiento natural contra uno artificial influye de forma importante en el incremento de la dureza. Ambos tratamientos térmicos implican como primer paso un tratamiento térmico de solubilización a la misma temperatura, pero el envejecimiento artificial en el tratamiento T6 lleva a la muestra a una condición de temperatura donde los precipitados de la fase  $Al_2CuMg$  se generan con mayor facilidad y en un menor tiempo, situación que no ocurre en el envejecimiento natural debido a que, a temperatura ambiente, los precipitados también pueden generarse, pero tomaría mucho más tiempo (semanas o meses). Así, el incremento en la dureza fue de un 56% para el T6-16 y de un 45% para el T6-20 con respecto al valor de dureza que tiene la muestra para la condición del tratamiento térmico T4.

Sin embargo, entre el tratamiento térmico T6-16 y el T6-20 existe una diferencia de 4 horas en el proceso de envejecimiento artificial, tiempo que sí afecta en el valor de la dureza del material. Se pensaría que la muestra sometida al T6-20 tendría una mayor dureza por estar 4 horas más en tratamiento térmico, puesto que se generarían una mayor cantidad de precipitados, pero no es así, los resultados reflejan una disminución en la propiedad de un 7%, tomando como base la dureza que se tiene para el tratamiento T6-16.

Esto se debe a que se llega a una condición que se conoce como sobre envejecimiento, en donde, si se mantiene el material en tratamiento térmico durante un tiempo prolongado, los precipitados existentes empiezan a agruparse formando precipitados más grandes, pero en menor cantidad [14], condición que no es favorable, dado que la dureza será mayor si los precipitados son de menor tamaño [28]. De esta manera, la muestra sometida al tratamiento T6-20 sufrió un sobre envejecimiento, trayendo consigo la disminución de la dureza reportada en los resultados. Sin embargo, la dureza de la muestra sometida al T6-20 sigue siendo mayor que la de la muestra sometida al T4, por lo tanto, las muestras sometidas al envejecimiento artificial sí presentan una mejora en la dureza, teniendo la dureza máxima para la muestra sometida al tratamiento térmico T6-16.

Por otro lado, además de actuar como un impedimento para el movimiento de las dislocaciones, las partículas también tienen otro efecto endurecedor que se explica con el mecanismo de Orowan. Cuando la dislocación se desplaza y se encuentra con las partículas, esta se deforma para poder avanzar y pasar entre ellas, como se muestra en la Figura 20, pero en este proceso algunos segmentos de la dislocación se deforman tanto a tal grado que se tocan o enlazan entre sí, formando un anillo o bucle de dislocación alrededor de cada partícula [66]. La formación de estos anillos o bucles contribuyen a un aumento en la dureza del material debido a que disminuyen el espacio entre las partículas y cuando una nueva dislocación llega, esta tendrá menos espacio para pasar, por lo tanto, requerirá de un mayor esfuerzo para lograr cruzar y seguir su camino, lo cual se ve reflejado como un aumento en la resistencia mecánica del material.

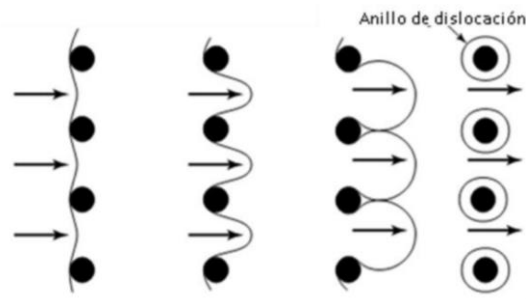


Figura 20. Diagrama del mecanismo de Orowan que muestra la formación de anillos de dislocaciones alrededor de los precipitados [66].

También, desde el punto de vista microestructural, la adición de las partículas contribuye a la obtención de un tamaño de grano más pequeño, mismo que se puede ver en la Figura 14 y en la Tabla 4. Un tamaño de grano más pequeño trae consigo la formación de una cantidad mayor de límites de grano, los cuales obstaculizan el movimiento de las dislocaciones; de esta manera, las dislocaciones tienen más “frenos” que intentarán detenerlas cuando se muevan, por lo tanto, si el material se someta a condiciones de deformación plástica, se necesitará una mayor carga para lograrlo, que se traduce como un incremento en la resistencia mecánica del material.

Esto se puede confirmar con los valores de dureza, ya que, al intentar penetrar el material con el indentador en los ensayos y producir deformación plástica, en las muestras que contienen partículas la profundidad de penetración fue menor que en aquellas que no, debido a que tienen un tamaño de grano más pequeño y, por ende, mayor cantidad de límites de grano que bloquean el movimiento de las dislocaciones, aumentando la dureza.

Finalmente, en la Figura 15 se identificó la presencia de las que podían ser las partículas de  $TiB_2$  y del intermetálico  $TiAl_3$ . En este sentido, el análisis de los difractogramas y energía de dispersión de rayos X permite afirmar la presencia de dichas partículas y del intermetálico al ser herramientas confiables que contribuyen a la determinación de fases y elementos presentes.

## 6. Conclusiones

- La metodología planteada para la fabricación de lingotes fue exitosa debido a que fue posible generar la aleación base y la reforzada con partículas.
- La adición de las partículas aumenta la dureza del material. Además, funcionan como puntos de nucleación, de tal manera que con ellas se obtiene una estructura con granos más finos y mayor cantidad de límites de grano, lo que propicia el aumento de la dureza debido a que las dislocaciones tienen más “frenos” al moverse.
- El tratamiento térmico de envejecimiento influye en gran magnitud en el incremento de la dureza del material. La aleación de aluminio tuvo una mejora significativa en tal propiedad con la aplicación del envejecimiento artificial, comparado con el natural.
- El tiempo que se deja envejecer la muestra influye en la dureza final del material.
- Si bien las partículas de  $TiB_2$  aumentan la dureza, en conjunto con la generación de los precipitados de la fase  $Al_2CuMg$  obtenidos con el envejecimiento son una buena combinación para potenciar el incremento en la dureza, pues ambas partículas interfieren en el movimiento de las dislocaciones.
- El estudio de esta aleación no se limita solamente al análisis de dureza. En futuras investigaciones se pueden analizar el comportamiento de la aleación para ensayos de tracción, compresión y fatiga.

## 7. Referencias

- [1] J. R. Davis, "Aluminum and aluminum alloys," ASM International, Ed. 1993, pp. 3–17.
- [2] B. Stojanovic, M. Bukvic, and I. Epler, "Application of aluminum and aluminum alloys in engineering," *Appl. Eng. Lett. J. Eng. Appl. Sci.*, 2018.
- [3] S. Das and W. Yin, "Trends in the global aluminum fabrication industry," *Jom*, vol. 59, no. 2, pp. 83–87, 2007.
- [4] M. S. Martínez, E. B. Becerril, J. L. Ruiz, and A. C. Cuevas, *Metal Matrix Composites: Wetting and Infiltration*. Springer, 2018.
- [5] S. T. Mavhungu, E. T. Akinlabi, M. A. Onitiri, and F. M. Varachia, "Aluminum matrix composites for industrial use: advances and trends," *Procedia Manuf.*, vol. 7, pp. 178–182, 2017.
- [6] S. Senthil, M. Raguraman, and D. T. Manalan, "Manufacturing processes & recent applications of aluminium metal matrix composite materials: A review," *Mater. Today Proc.*, vol. 45, pp. 5934–5938, 2021.
- [7] N. Idusuyi and J. I. Olayinka, "Dry sliding wear characteristics of aluminium metal matrix composites: a brief overview," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 8, no. 3, pp. 3338–3346, 2019.
- [8] H. Singh, G. S. Brar, H. Kumar, and V. Aggarwal, "A review on metal matrix composite for automobile applications," *Mater. Today Proc.*, vol. 43, pp. 320–325, 2021.
- [9] D. K. Koli, G. Agnihotri, and R. Purohit, "Advanced aluminium matrix composites: the critical need of automotive and aerospace engineering fields," *Mater. Today Proc.*, vol. 2, no. 4–5, pp. 3032–3041, 2015.
- [10] S. V Prasad and R. Asthana, "Aluminum metal-matrix composites for automotive applications: tribological considerations," *Tribol. Lett.*, vol. 17, no. 3, pp. 445–453, 2004.
- [11] M. Y. Khalid, R. Umer, and K. A. Khan, "Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications," *Results Eng.*, p. 101372, 2023.
- [12] Y. Nishida, *Introduction to metal matrix composites: fabrication and recycling*. Springer Science & Business Media, 2013.
- [13] N. Chawla and K. K. Chawla, "Introduction," in *Metal Matrix Composites*, 2nd Ed., Springer New York, NY, 2013, p. 1.
- [14] D. R. Askeland, P. P. Fulay, and W. J. Wright, *Ciencia e ingeniería de materiales*. CENGAGE learning, 2017.
- [15] N. Chawla and K. K. Chawla, *Metal Matrix Composites*. Springer Science & Business Media, 2006.

- [16] J. G. Kaufman, *Introduction to aluminum alloys and tempers*. ASM international, 2000.
- [17] D. R. Askeland, P. P. Fulay, and W. J. Wright, "Aleaciones no ferrosas," in *Ciencia e ingeniería de materiales*, 6ta ed., CENGAGE learning, 2012, p. 542.
- [18] M. C. Santos, A. R. Machado, W. F. Sales, M. A. S. Barrozo, and E. O. Ezugwu, "Machining of aluminum alloys: a review," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 86, pp. 3067-3080, 2016.
- [19] R. S. Rana, R. Purohit, and S. Das, "Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites," *Int. J. Sci. Res. Publ.*, vol. 2, no. 6, pp. 1-7, 2012.
- [20] J. Berg, *Wettability*. CRC Press, 1993.
- [21] E. C. Donaldson and W. Alam, *Wettability*. Elsevier, 2013.
- [22] R. Everett, *Metal matrix composites: processing and interfaces*. Academic Press, 2012.
- [23] P. K. Rohatgi, "Metal matrix composites," *Def. Sci. J.*, vol. 43, no. 4, p. 323, 1993.
- [24] S. Suresh, *Fundamentals of metal-matrix composites*. Elsevier, 2013.
- [25] J. Hashim, L. Looney, and M. S. J. Hashmi, "Particle distribution in cast metal matrix composites – Part I," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 123, no. 2, pp. 251-257, 2002.
- [26] A. Ghosh, "Segregation in cast products," *Sadhana*, vol. 26, no. 1, pp. 5-24, 2001.
- [27] R. Shi, J. M. Meier, and A. A. Luo, "Controlling particle/metal interactions in metal matrix composites during solidification: the role of melt viscosity and cooling rate," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 50, no. 8, pp. 3736-3747, 2019.
- [28] L. Weng, T. Fan, M. Wen, and Y. Shen, "Three-dimensional multi-particle FE model and effects of interface damage, particle size and morphology on tensile behavior of particle reinforced composites," *Compos. Struct.*, vol. 209, pp. 590-605, 2019.
- [29] V. A. Romanova, R. R. Balokhonov, and S. Schmauder, "The influence of the reinforcing particle shape and interface strength on the fracture behavior of a metal matrix composite," *Acta Mater.*, vol. 57, no. 1, pp. 97-107, 2009.
- [30] S. C. Tjong and Z. Y. Ma, "Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 29, no. 3, pp. 49-113, 2000, doi: [https://doi.org/10.1016/S0927-796X\(00\)00024-3](https://doi.org/10.1016/S0927-796X(00)00024-3).
- [31] K. K. Chawla, "Metal matrix composites," in *Composite materials*, Springer, 2012, pp. 197-248.
- [32] S. Lakshmi, L. Lu, and M. Gupta, "In situ preparation of TiB<sub>2</sub> reinforced Al based composites," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 73, no. 1-3, pp. 160-166, 1998.
- [33] L. Lu, M. O. Lai, and F. L. Chen, "In situ preparation of TiB<sub>2</sub> reinforced Al base composite," *Adv. Compos. Mater.*, vol. 6, no. 4, pp. 299-308, 1997.

- [34] C. F. Feng and L. Froyen, "Microstructures of in situ Al/TiB<sub>2</sub> MMCs prepared by a casting route," *J. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 4, pp. 837–850, 2000.
- [35] J. L. Cavazos García, "Tratamiento térmico de una aleación de aluminio 6063." Universidad Autónoma de Nuevo León, 1998.
- [36] T. A. Costa, M. Dias, L. G. Gomes, O. L. Rocha, and A. Garcia, "Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al–Si–Cu alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 683, pp. 485–494, 2016.
- [37] N. Mahathaninwong, T. Plookphol, J. Wannasin, and S. Wisutmethangoon, "T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 532, pp. 91–99, 2012.
- [38] W. F. Smith and J. Hashemi, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. 2006.
- [39] Y. Funamizu and K. Watanabe, "Interdiffusion in the Al–Cu system," *Trans. Japan Inst. Met.*, vol. 12, no. 3, pp. 147–152, 1971.
- [40] J. R. Davis, *Aluminum and aluminum alloys*. ASM international, 1993.
- [41] M. A. Bolaños and F. F. Arenas, "Evaluación de la resistencia mecánica de la unión soldada en la aleación de aluminio 6261," *Ing. y Compet.*, vol. 7, no. 2, pp. 27–34, 2005.
- [42] G. F. Vander Voort, *ASM handbook: metallography and microstructures*, vol. 9. ASM International (OH), 2004.
- [43] V. M. A. Alza, "A Critical Review of Age Treatment Hardening Mechanisms in Aluminum Alloys".
- [44] S. K. Nayak, C. J. Hung, R. J. Hebert, and S. P. Alpay, "Atomistic origins of Guinier-Preston zone formation and morphology in Al-Cu and Al-Ag alloys from first principles," *Scr. Mater.*, vol. 162, pp. 235–240, 2019.
- [45] S. C. Wang, M. J. Starink, and N. Gao, "Precipitation hardening in Al–Cu–Mg alloys revisited," *Scr. Mater.*, vol. 54, no. 2, pp. 287–291, 2006.
- [46] M. Zhu, Z. Jian, G. Yang, and Y. Zhou, "Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys," *Mater. Des.*, vol. 36, pp. 243–249, 2012.
- [47] M. W. Davidson and M. Abramowitz, "Optical microscopy," *Encycl. imaging Sci. Technol.*, vol. 2, no. 1106–1141, p. 120, 2002.
- [48] J. Perdigao, P. Lambrechts, and G. Vanherle, "Microscopy investigations: techniques, results, limitations," *Am. J. Dent*, vol. 13, p. 3D18D, 2000.
- [49] A. Clarke, C. Eberhardt, and C. N. Eberhardt, *Microscopy techniques for materials science*. Woodhead Publishing, 2002.
- [50] A. Mohammed and A. Abdullah, "Scanning electron microscopy (SEM): A review," in *Proceedings of the 2018 International Conference on Hydraulics and Pneumatics – HERVEX, Băile Govora, Romania*, 2018, vol. 2018, pp. 7–9.



- [51] W. Zhou, R. Apkarian, Z. L. Wang, and D. Joy, "Fundamentals of scanning electron microscopy (SEM)," *Scanning Microsc. Nanotechnol. Tech. Appl.*, pp. 1–40, 2007.
- [52] M. O. Adolfo, "Microanálisis por dispersión de energías de rayos-x (XEDS)," *Univ. Málaga*, 2010.
- [53] D. Shindo, T. Oikawa, D. Shindo, and T. Oikawa, "Energy dispersive x-ray spectroscopy," *Anal. electron Microsc. Mater. Sci.*, pp. 81–102, 2002.
- [54] E. M. Pérez-Monserrat, "Técnicas de caracterización petrológicas (I): Microscopía Óptica de Polarización (MOP) y Difracción de Rayos X (DRX)," 2012.
- [55] H. Stanjek and W. Häusler, "Basics of X-ray Diffraction," *Hyperfine Interact.*, vol. 154, pp. 107–119, 2004.
- [56] J. Hay, "Introduction to instrumented indentation testing," *Exp. Tech.*, vol. 33, no. 6, pp. 66–72, 2009.
- [57] M. R. VanLandingham, "Review of instrumented indentation," *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.*, vol. 108, no. 4, p. 249, 2003.
- [58] R. Iankov, S. Cherneva, and D. Stoychev, "Investigation of material properties of thin copper films through finite element modelling of microindentation test," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 254, no. 17, pp. 5460–5469, 2008.
- [59] D. Vallauri, I. C. A. Adrián, and A. Chrysanthou, "TiC-TiB<sub>2</sub> composites: A review of phase relationships, processing and properties," *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 28, no. 8, pp. 1697–1713, 2008.
- [60] A. G. Picó, *Química básica*. Editorial UNED, 2018.
- [61] M. P. Groover, *Fundamentos de Manufactura Moderna*. Pearson Educación, 1997.
- [62] P. Wang, H. Li, L. Qi, X. Zeng, and H. Zuo, "Synthesis of Al-TiAl<sub>3</sub> compound by reactive deposition of molten Al droplets and Ti powders," *Prog. Nat. Sci. Mater. Int.*, vol. 21, no. 2, pp. 153–158, 2011.
- [63] B. Heying, R.-D. Hoffmann, and R. Pöttgen, "Structure refinement of the S-phase precipitate MgCuAl<sub>2</sub>," *Zeitschrift für Naturforsch. B*, vol. 60, no. 5, pp. 491–494, 2005.
- [64] S. Moehr, H. Müller-Buschbaum, Y. Grin, and H. G. Von Schnering, "H□ TiO oder TiB<sub>2</sub>??-eine Korrektur," *Zeitschrift für Anorg. und Allg. Chemie*, vol. 622, no. 6, pp. 1035–1037, 1996.
- [65] J. C. Schuster and H. Ipsier, "Phases and phase relations in the partial system tial<sub>3</sub>-tial/phasen und phasenbeziehungen im teilbereich tial<sub>3</sub>-tial," *Int. J. Mater. Res.*, vol. 81, no. 6, pp. 389–396, 1990.
- [66] L. Á. Barboza González, "Efectos de la precipitación en anillos rolados de INCOLOY 909 durante el proceso de forja." Universidad Autónoma de Nuevo León, 2014.