



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**PROPIEDADES: TERMOFÍSICAS Y  
MECÁNICAS DE UN LATÓN DE COLADA**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**PRESENTA**

**BRYAN GERARDO OCAMPO CRUZ**



**CD. MX.**

**AÑO 2018**



Universidad Nacional  
Autónoma de México



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

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

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

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

Jurado Asignado:

Presidente: Prof. Gerardo Arámburo Pérez  
Vocal: Prof. Osvaldo Flores Cedillo  
Secretario: Prof. Itzel Reyes Chaparro  
1er Suplente: Prof. Leopoldo Arzate Ortega  
2do Suplente: Prof. Bernardo Fabián Campillo Illanes

Sitio donde se desarrolló el tema:

Departamento de Ingeniería Metalúrgica  
Facultad de Química, UNAM  
Edificio D, Laboratorio de posgrado

Asesor del tema:

---

IQM Itzel Reyes Chaparro

Supervisor técnico:

---

Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

Sustentante:

---

Bryan Gerardo Ocampo Cruz



---

# ***Agradecimientos***

---

Agradezco a la Universidad Nacional Autónoma de México por la formación académica que me otorgó durante mi nivel medio superior (Escuela Nacional Preparatoria N°7) así como, mi nivel superior (Ingeniero Químico Metalúrgico, Facultad de Química).

Al proyecto *PAPIIT-IN115616 (Estudio de las relaciones de orientación en dendritas en un acero al Si (1.5% Si) y latones Cu-30%Zn y Cu-38%Zn, y su relación con sus propiedades mecánicas utilizando técnicas de caracterización avanzadas)* por el financiamiento a través de la beca otorgada, así como en el apoyo del material necesario para el desarrollo de la presente tesis.

# Índice

|   |           |
|---|-----------|
| <b>Introducción .....</b>                                       | <b>1</b>  |
| <b>Hipótesis .....</b>  | <b>2</b>  |
| <b>Objetivos .....</b>  | <b>2</b>  |
| <b>Capítulo 1 El cobre y sus aleaciones.....</b>                | <b>3</b>  |
| <b>1.1 Clasificación y uso de las aleaciones de cobre .....</b> | <b>3</b>  |
| <b>1.2 El latón.....</b>  | <b>5</b>  |
| <b>1.2.1 Clasificación del latón .....</b>                      | <b>6</b>  |
| <b>1.2.2 Latones alfa.....</b>                                  | <b>7</b>  |
| <b>1.2.3 Latones beta .....</b>                                 | <b>7</b>  |
| <b>1.2.4 Latones alfa + beta .....</b>                          | <b>9</b>  |
| <b>1.2.5 Propiedades de la aleación .....</b>                   | <b>10</b> |
| <b>Capítulo 2 Solidificación de piezas de fundición.....</b>    | <b>13</b> |
| <b>2.1 Solidificación de aleaciones .....</b>                   | <b>14</b> |
| <b>2.1.1 Crecimiento dendrítico.....</b>                        | <b>15</b> |
| <b>2.1.2 Crecimiento planar .....</b>                           | <b>16</b> |
| <b>2.2 Rapidez de enfriamiento.....</b>                         | <b>16</b> |
| <b>2.3 Curva de enfriamiento .....</b>                          | <b>17</b> |
| <b>Capítulo 3 Técnicas de caracterización.....</b>              | <b>19</b> |

|   |           |
|---|-----------|
| 3.1 Microscopía óptica .....                            | 19        |
| 3.1.1 Microscopio de luz reflejada (metalográfico)..... | 20        |
| 3.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....       | 20        |
| 3.2.1 Principio de operación .....                      | 21        |
| 3.3 Espectroscopia de emisión atómica .....             | 21        |
| <b>Capítulo 4 Ensayos Mecánicos .....</b>               | <b>23</b> |
| 4.1 Ensayo de tracción .....                            | 23        |
| 4.2 Nanoindentación.....                                | 24        |
| 4.2.1 Teoría de la nanoindentación .....                | 25        |
| 4.2.2 Tipo de indentadores.....                         | 27        |
| 4.3 Corrosión bajo tensión .....                        | 28        |
| 4.3.1 Tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ ).....         | 29        |
| <b>Capítulo 5 Procedimiento experimental .....</b>      | <b>30</b> |
| 5.1 Curvas de enfriamiento .....                        | 30        |
| 5.2 Caracterización del latón.....                      | 32        |
| 5.3 Nanodureza .....                                    | 33        |
| 5.4 Ensayo de tensión .....                             | 34        |
| 5.5 Corrosión bajo tensión.....                         | 35        |
| <b>Capítulo 6 Discusión de resultados.....</b>          | <b>37</b> |
| 6.1 Curvas de enfriamiento .....                        | 37        |

|  |           |
|--|-----------|
| <b>6.2 Espectroscopia de emisión atómica .....</b>                   | <b>41</b> |
| <b>6.3 Caracterización por microscopía óptica .....</b>              | <b>41</b> |
| <b>6.4 Caracterización por microscopía electrónica barrido .....</b> | <b>44</b> |
| <b>6.5 Propiedades mecánicas .....</b>                               | <b>53</b> |
| <b>6.5.1 Nanoindentación.....</b>                                    | <b>53</b> |
| <b>6.5.2 Ensayo de tracción .....</b>                                | <b>58</b> |
| <b>6.5.3 Corrosión bajo tensión.....</b>                             | <b>61</b> |
| <b><i>Conclusiones .....</i></b>                                     | <b>66</b> |
| <b><i>Referencias bibliográficas.....</i></b>                        | <b>67</b> |



---

# *Introducción*

---

En la actualidad, el acelerado desarrollo de la tecnología ha provocado un crecimiento en la competitividad de las industrias en el mercado, generando la necesidad de alcanzar estándares internacionales de producción.

A nivel industrial, el uso de metales no ferrosos en su forma pura carece de aplicaciones en la práctica, ya que, por lo general son utilizados en combinación con otros metales y elementos, es decir, se emplean en forma de aleaciones.

Las aleaciones requieren de un gran número de factores, ligados entre sí, uno de los primeros, es el proceso a seguir en la elaboración del producto, ya sea por moldeo o tratamiento mecánico, estableciendo las propiedades físicas, tecnológicas y mecánicas requeridas de un producto para un determinado servicio.

El cobre es el metal base de una gran gama de aleaciones, de las cuales poseen numerosas propiedades cercanas a aquellas del metal base mismo y son importantes en un amplio rango de aplicaciones en todas las industrias ingenieriles; sus aleaciones más comerciales son el latón y el bronce, además de ser el tercer metal más utilizado en la industrial, después del acero y el aluminio [1,2].

La aleación de interés del presente trabajo es el latón (Cu-30Zn), ya que, es una aleación con una gran diversidad de aplicaciones, que varía fundamentalmente en función de la cantidad de zinc.

El proceso de elaboración de este material será mediante moldeo, por lo que, la elección del material de colada será en moldes metálicos, con la finalidad de someterla a enfriamientos rápidos o lentos, entre otros factores. Por ello, su

comportamiento dependerá de determinadas propiedades físicas, térmicas, químicas y tecnológicas del material obtenidas a lo largo de su solidificación.

Considerando lo anterior y en el caso particular del presente trabajo, se relacionarán las propiedades termofísicas y mecánicas al proponer el medio de colada ideal para un latón (Cu-30Zn), en la cual, se obtenga un mejoramiento en sus propiedades físico-químicas.

## **Hipótesis**

El latón (Cu-30Zn) fundido y colado, presenta diferencias microestructurales asociadas a las distintas velocidades de enfriamiento establecidas por los moldes de colada (acero y cobre), modificando los tiempos de solidificación y con ello, las propiedades mecánicas serán modificadas produciendo cambios en la susceptibilidad al agrietamiento en un medio corrosivo.

## **Objetivos**

- Obtener una respuesta térmica asociada con la microestructura durante la solidificación en distintos moldes metálicos de colada (cobre y acero) de un latón comercial (Cu-30Zn).
- Caracterizar por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido las microestructuras y composición química de cada latón de colada en los distintos moldes.
- Determinar el parámetro  $K_{IC}$  del latón de colada en un medio corrosivo.
- Identificar y caracterizar el agrietamiento inducido por un esfuerzo de tensión impuesto por fuerzas de torque y el efecto del medio corrosivo.

# ***El cobre y sus aleaciones***

---

El cobre es usado por el hombre desde hace 10.000 años. Hoy en día, el cobre y sus aleaciones pertenecen al gran grupo de metales y aleaciones comerciales, detrás del acero y el aluminio, tanto en producción como en consumo. Gracias al avance del conocimiento científico y tecnológico, el cobre demuestra tener una serie de propiedades que lo hacen indispensable en muchos aspectos de la vida cotidiana; como son la transmisión de la electricidad y la resistencia a ciertas bacterias, tiene uso incluso en la industria espacial.

Sus características principales son la excelente conductividad térmica y eléctrica, inmejorable resistencia a la corrosión, fácil fabricación y buena resistencia a tracción y fatiga. Puede ser unido por soldadura blanda y soldadura fuerte. Algunas aleaciones también pueden ser soldadas por gas, arco, y resistencia eléctrica [1].

## **1.1 Clasificación y uso de las aleaciones de cobre**

El cobre y sus aleaciones son útiles cuando se requiere operar con materiales que reúnan las siguientes propiedades; una excelente conductividad térmica y eléctrica, una buena maleabilidad y maquinabilidad. Sin dejar de indicar que sus propiedades mecánicas son de magnitud baja.

El cobre puro se usa ampliamente para cables y alambres, contactos eléctricos y una amplia variedad de otras partes que requieren para transportar corriente eléctrica. El cobre, latones y bronce se usan ampliamente para radiadores de automóviles, sistemas de calefacción para el hogar, paneles para absorber energía solar entre otras aplicaciones.

Debido a su excelente capacidad para resistir la corrosión, se usan aleaciones de cobre: latón, bronce y cuproníquel para tuberías, válvulas y accesorios en sistemas que transportan agua potable, agua de proceso u otros fluidos acuosos.

En la actualidad se producen menos aleaciones que en la década de 1930, se siguen desarrollando e introduciendo nuevas aleaciones, en particular para cumplir con los desafiantes requisitos de la industria de la electrónica.

Los elementos aleantes más usuales del cobre son: zinc, estaño, aluminio, níquel y silicio. Otros elementos se alean en pequeñas cantidades para incrementar ciertas características, como pueden ser la resistencia a la corrosión o la maquinabilidad [1] [2].

El cobre y sus aleaciones se dividen en los siguientes grupos:

- Cobres: con un mínimo de 99,3% Cu.
- Aleaciones con gran cantidad de cobre: contienen hasta un 5% de elementos aleantes. Los elementos aleantes pueden ser Be, Cd o Cr: estas aleaciones mantienen la estructura cúbica centrada en las caras ( $\alpha$ ) del cobre y sus propiedades físicas, pero aumentan ligeramente la resistencia a tracción y la estabilidad térmica.
- Aleaciones de cobre-zinc (latones): contienen hasta un 42% Zn. Poseen buena resistencia a la corrosión y deformabilidad del cobre, pero son considerablemente más duras.
- Aleaciones de cobre-estaño: contienen hasta un 10% Sn y 0,2% P. La solución sólida se caracteriza por tener más resistencia a tracción que los latones, pero a la vez disminuye la elongación.
- Aleaciones de cobre-aluminio (bronces de aluminio): contienen hasta un 10% Al. Se usan por su elevada resistencia a tracción, mayor que los bronces fosforados.

- Aleaciones de cobre-silicio (bronces de silicio): contienen hasta un 3% Si.
- Aleaciones de cobre-níquel: contienen hasta un 30% Ni.
- Aleaciones de cobre-zinc-níquel (metal blanco): contienen hasta un 27% Zn y 18% Ni.

## 1.2 El latón

El latón es una aleación de cobre y zinc como elementos principales. Es probablemente la aleación más usada de base cobre. Mantiene la buena resistencia a la corrosión y deformabilidad del cobre, pero con un aumento considerable de la resistencia a tracción debido al zinc [1].

Las propiedades mecánicas dependen principalmente del contenido de zinc, pero estas pueden modificarse con otros elementos como el plomo, estaño, manganeso, aluminio, hierro, silicio, níquel, arsénico, con el fin de mejorar ciertas propiedades como es la resistencia a tracción, la maquinabilidad y la resistencia a la corrosión [3].

La estructura cristalina del cobre es cúbica centrada en las caras y la del zinc es hexagonal compacta, en consecuencia, el zinc no está completamente disuelto en el cobre. Pero, la diferencia de tamaño de ambos átomos es sólo del 4%, permitiendo así una gran solubilidad.

La diferencia de tamaño entre los átomos de cobre y los átomos de soluto predicen la resistencia a tracción de la solución sólida. Cuanto mayor es la diferencia de tamaño, mayor es la resistencia a tracción, pero esto también limita la solubilidad.

Al aumentar el contenido de Zn varía el color de los latones desde el rojo cobre hasta el amarillo. En la práctica se acostumbra llamar a los latones hasta con 20% de Zn como latones rojos; en cambio. A los que tienen más del 20% de Zn se les llama latones amarillos [3].

## 1.2.1 Clasificación del latón

Los latones comerciales contienen entre un 5 y 50% de zinc. Por debajo del 35% de Zn, el zinc se disuelve en el cobre formando una solución sólida sustitucional de composición uniforme, estructura monofásica denominada fase  $\alpha$  (Fig. 1.1). Al aumentar el contenido de Zn, provoca una solución sólida más estable, denominada fase  $\beta$ . Entre el 35% y 45% de Zn coexisten las dos fases,  $\alpha$  y  $\beta$ , son los denominados latones dúplex o alfa-beta [3].

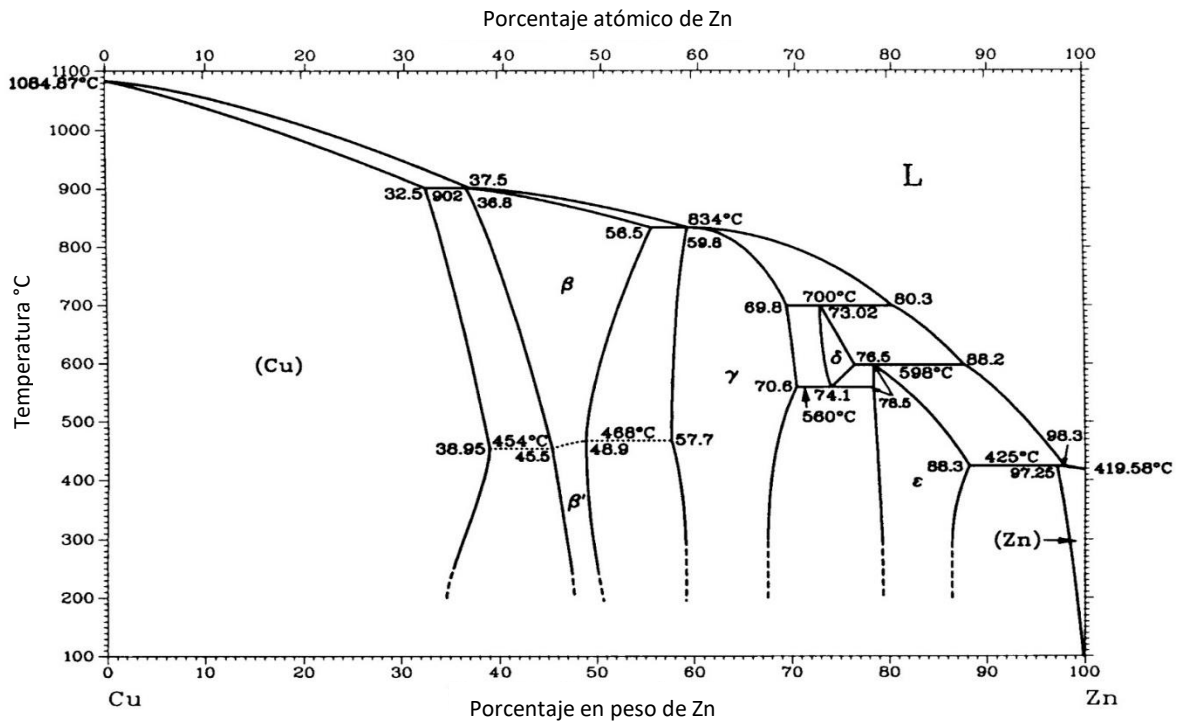


Figura 1.1 Diagrama de fases al equilibrio Cu-Zn [4].

El diagrama de fases Cu-Zn se caracteriza por tener: dos fases terminales ( $\alpha$  y  $\eta$ ) y cuatro fases intermedias ( $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$  y  $\epsilon$ ). Presenta cinco puntos peritéticos invariantes y un punto eutectoide de la región de la fase intermedia  $\delta$  (Fig. 1.1). El dominio de existencia de la fase  $\beta$  puede verse extendido o disminuido por el resto de elementos de aleación de los latones.

Los elementos de adición afectan a la estructura y las propiedades de los latones  $\alpha$ - $\beta$ . El aluminio aumenta la resistencia a la tracción máxima, la dureza y los efectos de la transformación de fases. Además de aumentar la resistencia a la corrosión al formar una película de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  en la superficie. El hierro posee baja solubilidad en las fases  $\alpha$  y  $\beta$ , se emplea como refinador de grano de los latones a concentraciones

mayores a 0,05% en peso. Las partículas de hierro aumentan la nucleación y recristalización y retarda el crecimiento de los granos, en este caso favorece el afino de grano. El silicio aumenta la resistencia a la corrosión, la resistencia al desgaste, también aumenta la deformabilidad en frío y en caliente. El manganeso aumenta el límite elástico, la ductilidad y la resistencia a tracción. El níquel disminuye en los latones la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. Por último, el plomo es un elemento particular que precipita en los límites de grano debido a su baja temperatura de solidificación, es necesario para aumentar la maquinabilidad de los latones [5].

### 1.2.2 Latones alfa

Los latones alfa, también denominados latones de trabajo en frío “cold working brasses”, contienen un mínimo del 63% de cobre y cristalizan en el sistema cúbico centrado en las caras. Se caracterizan por tener gran ductilidad a temperatura ambiente, y puede ser deformado por laminación, embutición, cizallado, doblado de chapa, estirado de chapa, hilado, y laminado de rosca. El mejor latón alfa es el conocido como 70/30 o bien latón “cartridge”, Cu-Zn30. Este latón tiene la combinación óptima de propiedades como resistencia a tracción, ductilidad, por eso es apto para trabajos en frío. Los fabricantes menos exigentes demandan aleaciones con mayor contenido de zinc (más económicas) como CuZn36, esta aleación no es tan dúctil como CuZn30, pero las propiedades mecánicas son similares [3].

### 1.2.3 Latones beta

En la Fig. 1.1 se observa que la fase  $\beta$  está centrada en el diagrama Cu-Zn. La fase beta es estable entre el 39% y el 55% de Zn a 800 °C. Este rango decrece entre el 45% y el 49% de Zn a la temperatura de 500 °C.

La solución sólida  $\beta$  cristaliza en el sistema cúbico centrado en el cuerpo (BCC). Por encima de 470 °C los átomos de zinc se localizan al azar en la red. A temperatura elevada la energía térmica hace vibrar los átomos, al enfriar el material los átomos de zinc se colocan en posiciones preferenciales. Por debajo de la temperatura crítica (depende de la composición), los átomos se mantienen en la posición preferencial. Entonces la fase  $\beta$  se dice que esta ordenada (orden de largo alcance) y forma una súper red. Esta fase ordenada se denomina  $\beta'$ . La estructura cristalina se muestra en la Fig. 1.2.

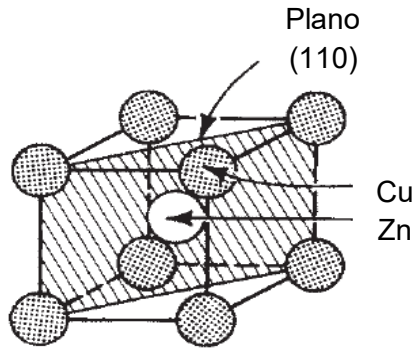


Fig. 1.2 Fase  $\beta'$  para una composición equivalente de átomos de cobre y zinc (alrededor del 49 wt% Zn) [6].

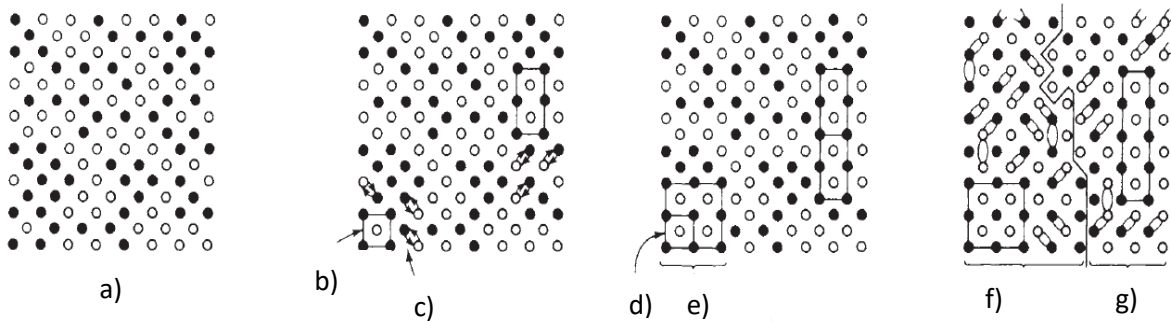
La descripción del proceso del ordenamiento de la red cristalina es compleja y no se entiende bien en algunas aleaciones. En la Fig. 1.3 se pretende describir el proceso de ordenamiento de una aleación del 50% de Zn, cerca de la temperatura crítica. La energía térmica hace vibrar los átomos y permite el movimiento de los átomos de un sitio a otro de la red. Este desplazamiento ocurre mediante el movimiento de vacantes, en estas condiciones es estable una solución sólida desordenada, es decir los átomos de Cu (círculos negros) y Zn (círculos huecos) se encuentran ubicados al azar en la red cristalina, Ver figura 1.3a. Por debajo de la temperatura crítica las vibraciones de la red no son suficientemente fuertes para superar la energía de atracción entre el cobre y el zinc. Entonces la configuración más estable es la estructura ordenada con los átomos de Zn al centro de la red cristalina, esto se muestra en la fig. 1.3b. La figura 1.3c indica el movimiento que deben realizar los átomos para formar la estructura cristalina ordenada.

Las regiones ordenadas actúan como núcleo de ordenamiento para aumentar la región ordenada. Estas regiones ordenadas se denominan dominios. La fase ordenada crece a partir de la fase desordenada formando regiones completamente ordenadas, delimitadas por las llamadas fronteras de antifase, ver figuras 1.3f y 1.3g [6] [11].



Se tienen en cuenta dos características:

- Si el enfriamiento es rápido desde  $\beta$  sólo unos pocos átomos se podrán ordenar. Habrá muchos núcleos, pero pocos átomos se habrán ordenado y no estarán los dominios en contacto, entonces la aleación estará localmente ordenada.
- Si el tamaño de los dominios es pequeño, habrá muchos límites de dominio, esto contribuirá en la resistencia a tracción.



*Fig. 1.3 Ilustración esquemática del posible mecanismo de formación de los dos dominios ordenados para la fase  $\beta$  en plano (110). a) Solución sólida al azar, b) Pequeño dominio perfectamente ordenado en solución sólida aleatoria, c) Movimiento del átomo para el crecimiento del dominio, d) Dominio original del sólido al azar, e) Nuevo tamaño del dominio después del movimiento del átomo, f) y g) Dominio perfectamente ordenado [6].*

## 1.2.4 Latones alfa + beta

Las aleaciones alfa-beta contienen entre el 38% y 42% de zinc. A diferencia de los latones alfa, la capacidad de ser deformados a temperatura ambiente es limitada. Por el contrario, estos trabajan bien a elevadas temperaturas, pueden ser extruidos en barras o secciones complejas, en macizo o con agujero, y forjados en caliente en matrices cerradas.

La presencia de fase beta en latones alfa-beta, dificulta el trabajo en frío. Las aleaciones alfa-beta también son resistentes a la tracción y con mayor porcentaje de zinc son más económicas que los latones alfa. Pero son más susceptibles a la corrosión por descincificación.

El rango de temperaturas para el trabajo en caliente está entre 650 °C y 750 °C, mientras la fase alfa está precipitando (Fig. 1.1). En el mecanizado la fase beta favorece la fragmentación de la viruta en partículas pequeñas y proporciona buenas propiedades mecánicas. Estos latones están disponibles en barras extruidas, redondas y perfiles, abarcan un amplio rango de componentes y accesorios; accesorios para tubería, grifos, válvulas de radiador, aparatos de gas, ventanas y puertas [6] [7].

### 1.2.5 Propiedades de la aleación

El latón presenta buena relación entre durabilidad y costo. Los latones presentan las siguientes propiedades físicas: [3, 6, 8]

**Resistencia a la tracción:** Se mantiene a temperaturas alrededor de 200 °C pero disminuye un 30% a 300 °C. A temperaturas criogénicas las propiedades mecánicas se mantienen o aumentan ligeramente.

**Ductilidad y deformabilidad:** Si el contenido de cobre es superior al 63%, tiene mayor deformación a temperatura ambiente, se usa en la manufactura para componentes complejos. Si el contenido de cobre es inferior al 63% y no hay otros elementos de aleación que influyan, a temperatura ambiente, la ductilidad se reduce. Pero estas aleaciones se pueden deformar en caliente.

**Maquinabilidad:** Todos los latones tienen buena maquinabilidad, es una propiedad intrínseca, pero al añadir pequeñas cantidades de plomo, aumenta esta propiedad. En este caso, el rango de maquinabilidad de los latones se juzga a partir del latón de fácil mecanizado (free machining brass). Este latón tiene el 100% de maquinabilidad respecto a los otros latones. Esta propiedad disminuye directamente al tener alta velocidad y bajo consumo de herramienta. Las tolerancias se mantienen durante la producción y el acabado superficial es excelente.

**Resistencia a la corrosión:** Los latones tienen excelente resistencia a la corrosión, económicamente es la primera opción para muchas aplicaciones. Con la exposición al aire libre se puede crear una fina película verde de carbonato cúprico, que frecuentemente es usada como elemento arquitectónico, pero queda afectado por un tiempo ilimitado. Al contrario de la oxidación del hierro o acero. En ambiente salino se eligen aleaciones con adiciones de estaño. En los latones con un

contenido en zinc superior al 15%, se produce descincificación, por eso se adiciona pequeñas cantidades de arsénico a las aleaciones alfa para ser más resistente a la descincificación. [9]

**Conductividad:** Los latones tienen buena conductividad eléctrica y térmica, marcadamente superior a aleaciones férreas, base níquel y titanio. La combinación de buena conductividad y buena resistencia a corrosión, hace que sean una buena opción para el equipamiento eléctrico. También se aplican en condensadores y en intercambiadores de calor.

**Resistencia al desgaste:** La presencia del plomo en el latón proporciona un efecto lubricante. Debido a su alta resistencia al desgaste, se utiliza en platos, piñones y engranajes.

**Resistencia a la chispa:** Los latones no chispean cuando son golpeados y son aptos para ambientes peligrosos con atmósferas explosivas.

**Reciclable:** La utilización de chatarra de latón en la industria es esencial para su economía. Ésta se compra a más bajo precio, entonces la fabricación de latón es más barata. La chatarra se obtiene de productos de latón, de virutas, recortes o estampación en caliente entre otros. En la obtención del nuevo material se utiliza un 40% de chatarra [9].

**Atractivo color:** En los latones el color rojo del cobre cambia a un amplio rango de amarillos con la adición de zinc. Por ello, se usa en aplicaciones decorativas.

**Higiénico:** Los latones restringen el crecimiento de microorganismos debido al contenido de cobre.

De manera particular, las propiedades mecánicas para un latón Cu-30Zn se pueden observar en la tabla 1.1 que se muestra a continuación.

Tabla 1.1 Propiedades mecánicas típicas del latón de cartuchería (Cu30Zn) [6].

| Resistencia a la tracción                             |                           |        | Límite elástico |            |              |
|---|---------------------------|--------|-----------------|------------|--------------|
| Aleación  | MPa                       | Ksi    | MPa             | Ksi        | % Elongación |
| Latón de cartuchería                                  | 305-895                   | 44-130 | 75-450          | 11-65      | 3-63         |
| Propiedades aproximadas para tratamientos específicos |                           |        |                 |            |              |
|   | Resistencia a la tracción |        |                 |            |              |
| Aleación  | MPa                       | Ksi    | % Elongación    | Dureza HRB |              |
| Latón de cartuchería recocido                         | 345-415                   | 50-60  | 50-65           | 10-50      |              |
| Latón de cartuchería recocido + 40% laminado en frío  | 550-620                   | 80-90  | 5-8             | 84-90      |              |
| Latón de cartuchería recocido + 70% laminado en frío  | 655-725                   | 95-105 | 4               | 92-95      |              |

## ***Solidificación de piezas de fundición***

---

En los metales y sus aleaciones, el material en algún momento de su procesamiento es líquido. El material puede ser utilizado tal y como se solidificó o puede ser procesado posteriormente mediante trabajo mecánico o tratamiento térmico. Las estructuras generadas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen en el procesamiento posterior. En particular, se puede controlar la forma y el tamaño de los granos a través de la solidificación.

Durante la solidificación, el arreglo atómico cambia de un orden de corto alcance a un orden de largo alcance, es decir, a una estructura cristalina. La solidificación requiere de dos pasos: nucleación y crecimiento [11].

La nucleación puede ser homogénea cuando la nueva fase se forma únicamente a través de la mezcla de fase madre, es decir, se forma en cualquier sitio del seno del líquido sin puntos preferenciales. Se le llama nucleación heterogénea cuando la nueva fase, se forma preferencialmente en inhomogeneidades en la fase madre, debido a la disminución de la energía libre necesaria para que el proceso ocurra, y es precisamente este tipo de nucleación la que ocurre en la mayoría de los procesos industriales.

## 2.1 Solidificación de aleaciones

La solidificación en las aleaciones comienza cuando la temperatura desciende por debajo de la temperatura liquidus ( $T_L$ ) y termina cuando alcanza la temperatura solidus,  $T_S$  (Fig. 2.1). En este intervalo de temperaturas, la aleación se encuentra en un estado blando o pastoso que consiste en dendritas columnares. [14]

Cuando una aleación solidifica, el sólido que se forma generalmente tiene una composición química diferente a la del líquido del cual está solidificando. Por tal motivo, la distribución de soluto en el sólido generalmente será diferente a la que tenía el líquido antes de solidificar. Esta redistribución del soluto producida por solidificación se denomina frecuentemente como segregación.

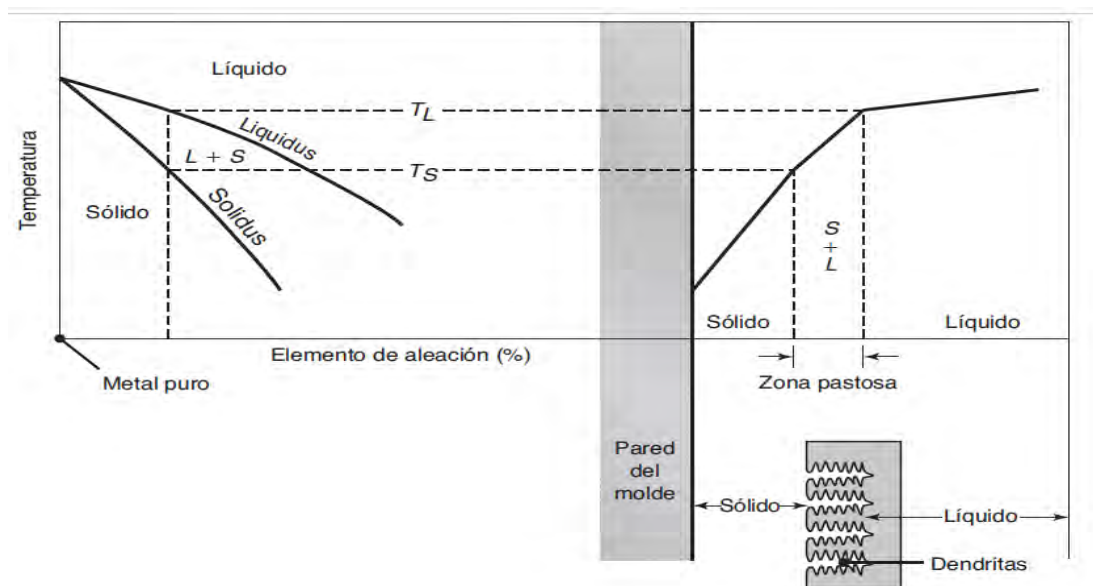
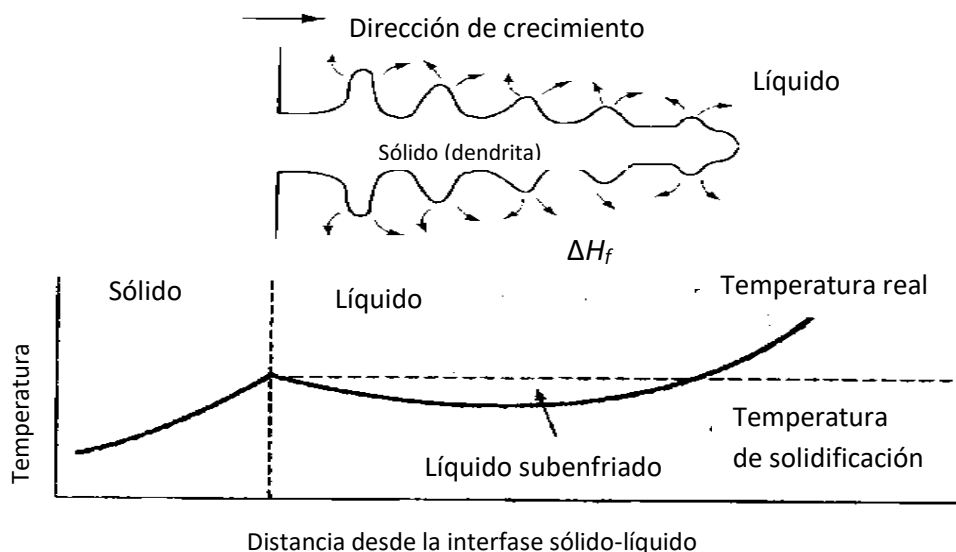


Fig. 2.1 Esquema de la solidificación de una aleación y distribución de la temperatura en el metal que se solidifica [14].

## 2.1.1 Crecimiento dendrítico

Cuando la nucleación es débil, el líquido se subenfriaba antes de que se forme el sólido (fig. 2.2). Bajo estas condiciones, una protuberancia sólida pequeña, llamada “dendrita” se forma y se crea en la interfase. Conforme crece la dendrita, el calor latente de fusión pasa al líquido subenfriado, elevando su temperatura hacia la temperatura de solidificación. En los troncos de las dendritas primarias también pueden crecer brazos secundarios y terciarios para acelerar la liberación del calor latente de transformación.

El crecimiento dendrítico continúa hasta que el líquido subenfriado alcanza la temperatura de solidificación. Cualquier líquido restante se solidificará mediante el mecanismo de crecimiento planar o de frente plano. La diferencia entre el crecimiento planar y el dendrítico ocurre debido a las distintas formas de disipar el calor latente. El recipiente o molde debe absorber el calor en el crecimiento planar, mientras que en el crecimiento dendrítico el calor es absorbido por el líquido subenfriado [11].



*Fig. 2.2 Si el líquido está subenfriado, una protuberancia en la interfase sólido-líquido puede crecer rápidamente en forma dendrítica. El calor latente de fusión es absorbido por el líquido subenfriado y se eleva su temperatura hasta la temperatura de solidificación [11].*

## 2.1.2 Crecimiento planar

Cuando un líquido bien inoculado se enfría al equilibrio, la temperatura del líquido es mayor que la temperatura de solidificación, y la temperatura del sólido está en o por debajo de esa temperatura. Durante la solidificación, el calor latente de fusión es eliminado por conducción desde la interfase sólido-líquido, a través del sólido y hacia los alrededores. Cualquier pequeña protuberancia que empiece a crecer en la interfase estará rodeada de líquido con una temperatura mayor a la de solidificación (Fig. 2.3). El crecimiento de la protuberancia se detendrá hasta que el resto de la interfase la alcance. Ocurre por desplazamiento de la interfase sólido-líquido lisa o plana hacia el líquido [11].

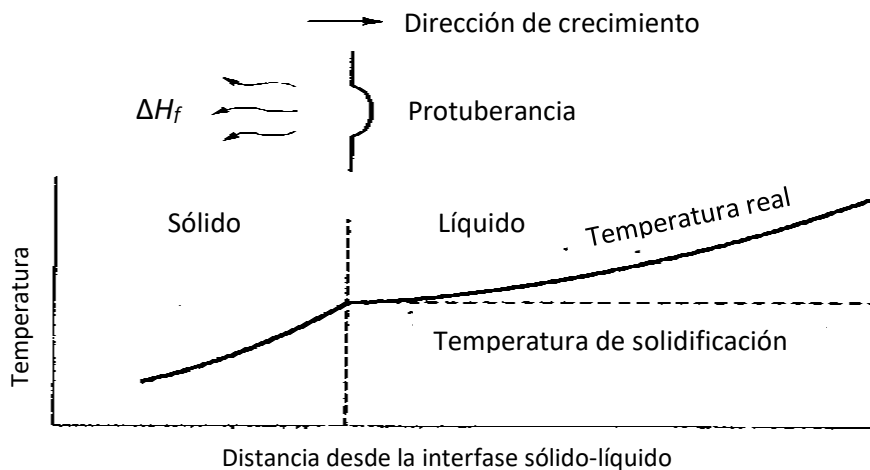


Figura 2.3 Cuando la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación, una protuberancia existe en la interfase sólido-líquido no crecerá, conservándose una interfase plana. El calor latente se elimina de la interfase a través del sólido [11].

## 2.2 Rapidez de enfriamiento

La rapidez a la cual el sólido crece depende de la velocidad de enfriamiento, o de la rapidez de extracción de calor. Las estructuras desarrolladas y el tamaño del grano resultante afectan las propiedades de la fundición.

Al disminuir el tamaño del grano aumentan la resistencia y la ductilidad de la aleación fundida, se reduce la microporosidad (huecos por contracción entre las



dendritas) en la fundición y reduce su tendencia al agrietamiento durante la solidificación [14].

El tiempo de solidificación afecta el tamaño de las dendritas. Normalmente, el tamaño de la dendrita se representa midiendo la distancia entre los brazos dendríticos secundarios (fig. 2.4).

El espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (EBDS), se reduce cuando el metal o aleación se solidifica con mayor rapidez. Las redes dendríticas más finas y más extensas sirven como un conductor más eficiente del calor latente hacia el líquido subenfriado [11].

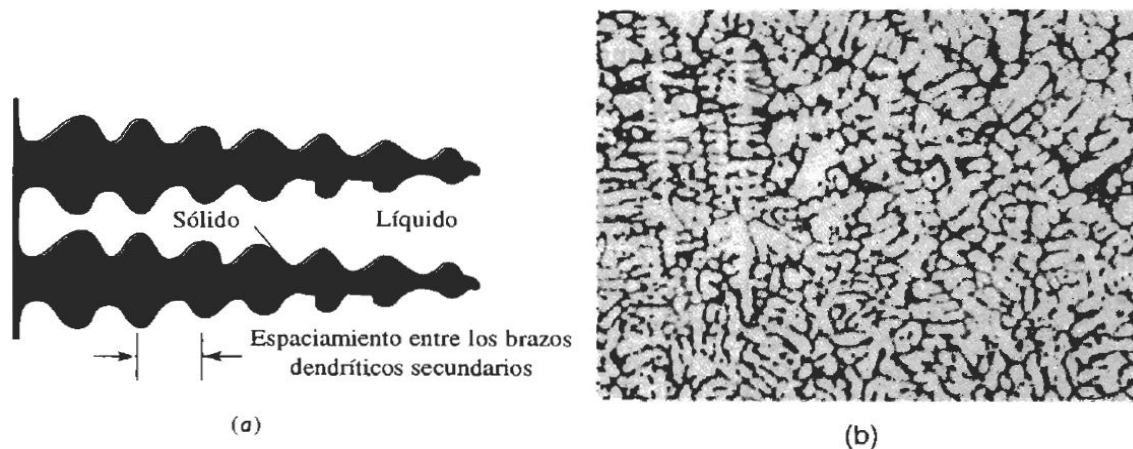


Fig. 2.4 (a) Espaciamiento entre los brazos dendríticos secundarios (EBDS). (b) Dendritas en una aleación de aluminio (x50) [1].

## 2.3 Curva de enfriamiento

La realización de un adecuado análisis térmico, se examina una curva de enfriamiento, en la cual muestra cómo cambia la temperatura de un material en función del tiempo (Fig. 2.5). El líquido se vierte en un molde a la temperatura de vaciado. La diferencia entre la temperatura de colada y la temperatura de solidificación es el sobrecalentamiento.

El material se enfría cuando el molde extrae su calor específico, hasta que llega a la temperatura de solidificación. La pendiente que se genera en la curva de enfriamiento, antes de iniciar la solidificación, es la rapidez de enfriamiento ( $\Delta T/\Delta t$ ).

Si en el metal líquido están presentes núcleos heterogéneos efectivos, el cambio de estado comienza a la temperatura de solidificación. Debido a la generación del calor latente de fusión, se produce una meseta o estabilización térmica. El calor latente mantendrá el líquido restante a la temperatura de solidificación hasta que todo el líquido se haya solidificado y no se pueda extraer más calor. En estas condiciones, el crecimiento es planar.

El tiempo de solidificación total de la fundición es el tiempo requerido para eliminar tanto el calor específico del líquido sobrecalentado como el calor latente de fusión y se mide a partir del momento del vaciado hasta el final de solidificación; este tiempo se determina por la regla de Chvorinov. El tiempo de solidificación local es el requerido para eliminar solo el calor latente de fusión en algún sitio particular de la fundición, y se mide a partir del momento en que comienza la solidificación hasta que ésta termina. [11]

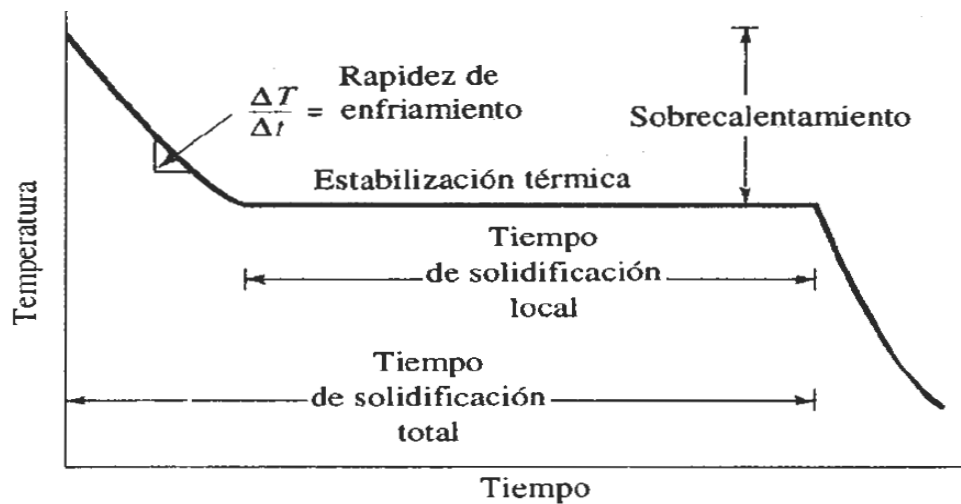


Figura 2.5 Curva de enfriamiento para la solidificación de un metal puro [11].

## ***Técnicas de caracterización***

---

La caracterización de materiales se refiere a la identificación de un material a partir del estudio de sus propiedades físicas, químicas, estructurales, etc.

Existen para ello distintas técnicas de caracterización, de acuerdo a dicho material. Una vez conocidas las características del material puede establecerse la naturaleza del mismo, así como sus posibles aplicaciones.

### **3.1 Microscopía óptica**

La microscopía óptica consiste en incidir luz visible de una fuente (difractada, reflejada o refractada en el sujeto de estudio) a través de lentes ópticos simples o múltiples, para lograr una vista amplia de la muestra.

Los microscopios ópticos alcanzan hasta 1000 aumentos, este poder de resolución se da en función de la longitud de onda de la luz utilizada y de la apertura numérica que posea el sistema de lentes empleados [16] [17].

### 3.1.1 Microscopio de luz reflejada (Metalográfico)

Este tipo de microscopía se utiliza en el estudio de los minerales y materiales metálicos. Por este motivo los microscopios especiales que requiere esta técnica reciben el nombre de metalográficos. Para el estudio de los minerales opacos se necesita un foco de luz polarizada que incida de manera perpendicular sobre la superficie finamente pulida, con intenso brillo y sin interposición de cubreobjetos.

Además de esto, se requiere un iluminador de opacos acoplado adecuadamente al microscopio, para que a través de un polarizador, los rayos de luz se dirijan perpendicularmente sobre la superficie del mineral, siendo reflejados entonces en sentido opuesto al ocular [17].

## 3.2 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

La técnica MEB proviene de una serie de técnicas basadas en la interacción de los electrones con la materia que tienen como objetivo obtener información tanto en estructura como caracterizar la composición química. Esta técnica es de resolución a nivel atómica ya que, la resolución puede alcanzar está en el orden de los angstroms ( $\text{\AA}$ ), es decir, poseen resolución atómica gracias a que la longitud de onda asociada ( $\lambda$ ) alcanzada por los electrones acelerados en el microscopio electrónico (ME) son menores a  $1 \text{\AA}$  con lo cual se pueden obtener una mayor resolución y observar objetos más pequeños que en los microscopios ópticos, de los cuales la  $\lambda$  asociada es de aproximadamente  $0.5 \mu\text{m}$ , por lo cual no se pueden observar objetos de un tamaño menor a ese valor de  $\lambda$ . Un ME con las lentes adecuadas puede transformar a los electrones difractados por el material en una imagen real de éste, revelando ciertas características del material según la energía de los electrones detectados [15].

### 3.2.1 Principio de operación

El principio de operación de los ME es muy sencillo, en contraste con las cuestiones técnicas del equipo, que son más bien de alto grado de complejidad. Los electrones en el ME genera por efecto termoiónico en un filamento, que a su vez es un ánodo que generalmente es de tungsteno; los electrones generados se aceleran a través de un campo eléctrico establecido por un ánodo en un sistema en alto vacío, con lo cual estos se monocromatizan, o dicho de otra forma, adquieren todos la misma longitud de onda  $\lambda$ . Para un voltaje de 100 kV la longitud de onda asociada a los electrones es de 0.037 Å, mientras que aumentando la energía al orden de 1 MV se pueden obtener longitudes hasta de 0.01 Å.

El material al ser estimulado con un haz de electrones paralelo da lugar a múltiples interacciones energía-materia y así, dependiendo de las respuestas en el material, se tienen diferentes técnicas de microscopía, como son la de electrones secundarios (SE), electrones retro-dispersados (BSE), dispersión elástica e inelástica de electrones, fotoluminiscencia, rayos X característicos, entre otros.

En la técnica SEM se utilizan los electrones secundarios de baja energía (<50 eV) emitidos por la superficie de la muestra con lo cual se puede generar una imagen correspondiente. Para facilitar la emisión de electrones por la superficie del material, en caso de que esta no sea conductora de carga, se le aplica un fino recubrimiento de un metal conductor tal como el oro (Au).

El haz de electrones se puede concentrar en una zona diminuta, del orden de 20 Å, el cual va haciendo un barrido de la superficie de la muestra gracias a la deflexión que sufre el haz por parte de las bobinas. Conforme se hace el barrido, se va formando la imagen correspondiente a la zona que va recorriendo el haz de electrones hasta formar una imagen completa [15].

## 3.3 Espectroscopia de emisión atómica

La espectroscopía de emisión con fuentes de arco y chispa se basan en la obtención de espectros de emisión de los elementos por medio de su excitación con arcos eléctricos o chispas de alta tensión. Estos espectros permiten la determinación cualitativa y cuantitativa de elementos metálicos en varios tipos de muestras, como metales y aleaciones, suelos, minerales y rocas. La excitación de la muestra se

produce en el pequeño espacio existente entre un par de electrodos. El paso de electricidad entre los electrodos a través de este pequeño espacio proporciona la energía necesaria para atomizar la muestra y producir átomos o iones en estado electrónico excitado [14].

## ***Ensayos Mecánicos***

---

Los ensayos mecánicos son procedimientos normalizados. Consisten en la realización de una prueba física sobre una porción del material con los que se cuantifican las diferentes propiedades.

Los ensayos mecánicos se pueden utilizar en cualquier etapa del proceso productivo:

- Selección de materiales.
- Control de calidad de la producción.
- Modificación de materiales para cumplir con nuevas solicitaciones.
- Diseño de componentes: comportamiento del material bajo distintas situaciones.

### **4.1 Ensayo de tracción**

El ensayo de tensión mide la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada mediante una probeta. Una probeta típica tiene un diámetro de 0.505 plg. y una longitud calibrada de 2 plg. La probeta se coloca en la máquina de pruebas y se le aplica una fuerza  $F$ , que se conoce como carga. Para medir el alargamiento del material causado por la aplicación de fuerza en la longitud calibrada se utiliza un extensómetro. [11]

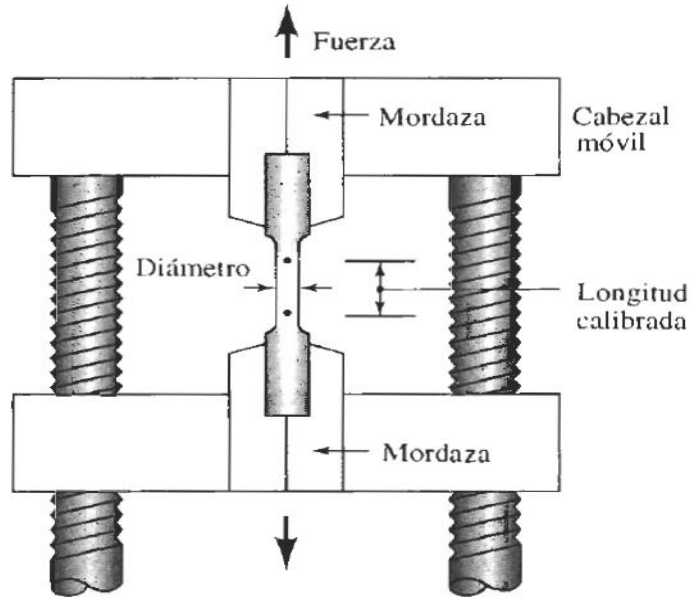


Fig. 4.1 Ensayo de tensión a una probeta con una fuerza unidireccional [11].

## 4.2 Nanoindentación

El objetivo principal de este ensayo, es obtener valores del módulo elástico y dureza del material a través de lecturas experimentales de la carga del indentador y la fuerza de penetración.

En la actualidad, existe un considerable interés en la caracterización mecánica de películas delgadas y de materiales con volúmenes pequeños usando ensayos con indentaciones sensibles a las penetraciones con indentadores esféricos o piramidales usualmente.

La nanoindentación es simplemente un ensayo de indentación en donde la escala de longitud de la penetración es medida en nanómetros ( $10^{-9}$  m). Además de la escala de desplazamiento involucrada, otra característica particular de los ensayos de nanoindentación es la medición indirecta del área de contacto, eso es, el área de contacto entre el indentador y el material [19].



## 4.2.1 Teoría de la nanoindentación

En los ensayos de nanoindentación, el tamaño de la impresión residual es del orden de micrómetros o nanómetros, por lo tanto, son muy pequeñas para ser medidas directamente. Debido a esto, el área de contacto es determinada por la medición de la profundidad de penetración del indentador en la superficie de la muestra. Esto, junto con la geometría del indentador, provee de una medición indirecta del área de contacto a la carga máxima. Por esta razón, los ensayos de nanoindentación son referidos como ensayos de indentación sensible a la profundidad (depth-sensing indentation, DSI) [19] [20].

Las técnicas de indentación también pueden ser utilizadas para calcular el módulo elástico, el exponente de endurecimiento por deformación, resistencia a la fractura (para materiales frágiles), propiedades viscoelásticas, transformaciones de fase, termofluencia y absorción de energía. Ya que el tamaño de la impresión residual es muy pequeño, este tipo de ensayo se puede considerar en muchos casos como no destructivo [18] [19] [20].

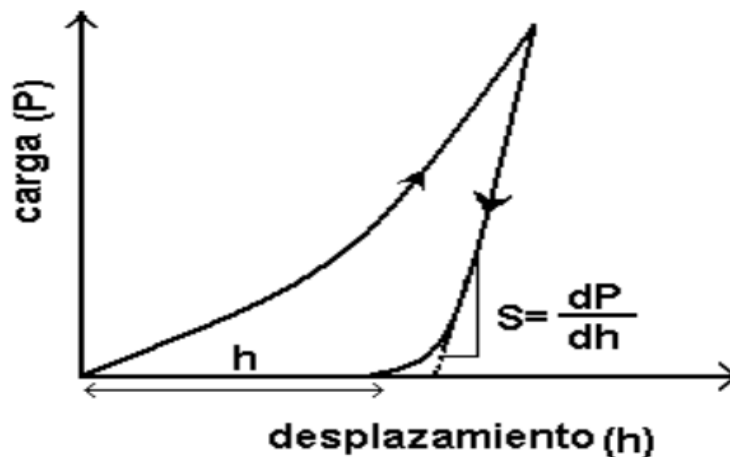


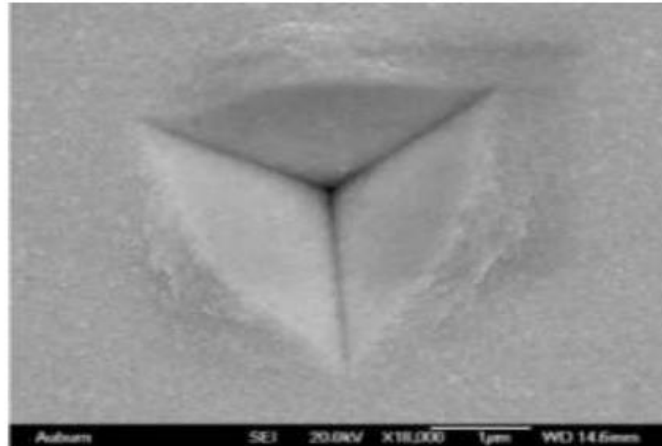
Fig. 4.2 Curva típica de carga-desplazamiento [19].

La Figura 4.2 muestra el tipo de curva que se puede obtener de los ensayos de indentación. Este tipo de información se obtiene cuando el indentador es posicionado en contacto con la superficie plana del espécimen con un incremento constante de la carga. Ambos, carga y profundidad de la penetración, son registrados. En el ciclo de la indentación, la parte de la carga puede consistir de un contacto elástico inicial, seguido de un flujo plástico, o cedencia a cargas más elevadas. En la descarga, si hubo cedencia del material, la curva carga-

desplazamiento siguen un patrón diferente hasta llegar a cero de carga aplicada, y una impresión residual es proyectada en la superficie del material.

La máxima profundidad de penetración para una carga en particular, junto a la pendiente de la curva de descarga medida a la tangente al punto de la carga máxima, da como resultado la medida de la dureza y del módulo elástico del material.

Una de las influencias más importantes en la validez o calidad de los datos de la prueba de nanoindentación es la condición de la superficie del espécimen y la forma en la cual es montada para la prueba. La limpieza y el pulido influyen en el valor final de la rugosidad de la superficie del material. Una indentación típica es del orden de los 200-500 nm. [19] [20].



*Fig. 4.3 Micrografía de un microscopio electrónico de barrido de una impresión en una película delgada de Au a 18000x [21].*

Debido a que las indentaciones son sensibles a la profundidad, para poder realizar la medición, el sistema de medición de la penetración necesita ser referenciada a la superficie del espécimen, y esto es usualmente realizado acercando el indentador en contacto con la superficie con una pequeña fuerza de contacto inicial la cual resulta en una inevitable penetración inicial del indentador en la superficie la cual debe ser incluida en el análisis. Así, algunas otras correcciones pueden ser requeridas para obtener datos más confiables [19] [20].

## 4.2.2 Tipo de indentadores

Los indentadores para los ensayos de nanoindentación por lo regular están hechos de diamante los cuales se les ha dado forma y han sinterizado en una base de acero inoxidable. En los ensayos de indentación, los tipos más comunes de indentador son los esféricos, en donde la ecuación de Hertz se aplica directamente, o indentadores piramidales. Los tipos más comunes de indentadores piramidales son el Vickers y Knoop de cuatro lados o el indentador Berkovich de tres lados. Estos indentadores pueden emplearse en aire hasta una temperatura aproximada de 700 °C [19].

*Tabla 4.1 Áreas proyectadas, correcciones interceptadas y factores de corrección geométrica para los diferentes tipos de indentadores. Los semiángulos dados para los indentadores piramidales son los ángulos de las caras con el eje central del indentador. [19]*

| Tipo de indentador | Área proyectada                          | Semiángulo, $\theta$                              | Ángulo del cono efectivo, $\alpha$ | Factor de interceptación | Factor de corrección geométrica, $\beta$ |
|--------------------|--|---|------------------------------------|--------------------------|--|
| Esférico           | $A = \pi 2Rh_p$                          | N/A   | N/A                                | 0.75                     | 1  |
| Berkovich          | $A = \sqrt[3]{3h_p^2 \tan^2 \theta}$     | 65.3°   | 70.2996°                           | 0.75                     | 1.034                                    |
| Vickers            | $A = 4h_p^2 \tan^2 \theta$               | 68°   | 70.32°                             | 0.75                     | 1.012                                    |
| Knoop              | $A = 2h_p^2 \tan \theta_1 \tan \theta_2$ | $\theta_1 = 86.25^\circ$<br>$\theta_2 = 65^\circ$ | 77.64°                             | 0.75                     | 1.012                                    |
| De esquina cúbica  | $A = \sqrt[3]{3h_p^2 \tan^2 \theta}$     | 35.26°  | 42.28°                             | 0.75                     | 1.034                                    |
| Cónico             | $A = \pi h_p^2 \tan^2 \alpha$            | $\alpha$  | $\alpha$                           | 0.72                     | 1  |

De manera particular, para este ensayo se ocupó el indentador Berkovich. Este indentador es generalmente utilizado en estudios de indentaciones a pequeña escala y tiene la ventaja que las orillas de la pirámide están más fácilmente construidas para unirse en un solo punto. El radio de la punta para un indentador Berkovich es de 150 nm cuando es nuevo, después de 12 meses de uso es de 250 nm [19].

### 4.3 Corrosión bajo tensión

La definición habitual de la corrosión bajo tensión es la aceleración del ataque de la corrosión debido a una sollicitación mecánica, se trata pues de la sustitución de una agresividad aparente soportante por una agresividad específica pequeña o media. Se produce cuando actúa una sollicitación mecánica sobre un metal o aleación que se halle en un medio corrosivo, originándose agrietamiento con posterior rotura. En el caso de fatiga por corrosión, los ciclos de fatiga que resiste el material en un medio corrosivo es mucho menor que el material en un medio inocuo.

Aparece súbitamente como una fractura frágil del componente, aunque normalmente en la zona de fractura no se pueda apreciar corrosión superficial. Este tipo de corrosión sólo puede tener lugar cuando se cumplen las siguientes condiciones:

- El material debe tener determinada composición, es decir que sea susceptible al fenómeno y normalmente requiere la formación de una capa pasiva.
- La superficie del componente debe estar bajo tensión (ya sea por trabajo extremo de la pieza o tensiones internas).
- El material debe estar sometido a un ataque químico determinado.

La corrosión bajo tensión acostumbra afectar a las aleaciones compuestas a partir de diferentes elementos de carácter noble, aunque en la práctica afecta de forma mayoritaria las aleaciones de cobre-zinc (latones).

En el caso de los latones, este fenómeno se ve activado sólo en presencia de amoníaco o derivados de tipo amoniacal en presencia de oxígeno y humedad. En casos pocos frecuentes también se pueden observar en defectos por óxido nitroso o dióxido de azufre.

Un material sometido a elevadas tensiones estructurales siempre será más susceptible a éste tipo de corrosión, así que normalmente se le aplica un tratamiento térmico (revenido y recocido) al material para prevenir estos casos [26].

### 4.3.1 Tenacidad a la fractura ( $K_{IC}$ )

El factor de intensidad de tensiones  $K_{IC}$ , como medida de la tenacidad a la fractura de los materiales con comportamiento lineal elástico, caracteriza la magnitud de las tensiones en el extremo de una grieta aguda o defecto.

La tenacidad de fractura  $K_{IC}$  de un material es una propiedad fundamental que depende de varios factores, entre los cuales los más influyentes son la temperatura, la velocidad de deformación y la microestructura. La magnitud de  $K_{IC}$  disminuye al aumentar la velocidad de deformación y al disminuir la temperatura. Además, un aumento en el límite elástico mediante disolución sólida, por dispersión de una segunda fase o esfuerzos por deformación, produce también una disminución correspondiente en  $K_{IC}$ . Además,  $K_{IC}$  normalmente aumenta con la reducción en el tamaño de grano siempre que las otras variables microestructurales se mantengan constantes [26].

## ***Procedimiento experimental***

---

En este capítulo se describe el procedimiento experimental de la tesis, los equipos utilizados para el análisis de la muestra, así como las condiciones de prueba del mismo.

### **5.1 Curvas de enfriamiento**

Con el fin de obtener las curvas de enfriamiento, se realizaron varios cortes transversales de aproximadamente 2 cm de longitud a una barra de latón C26000 comercial para su fundición. La aleación fue agregada con vidrio molido, esto con el fin de obtener una capa que evite el contacto entre el metal y la atmósfera para inhibir la oxidación de los elementos aleantes durante la fusión como se muestra en la figura 5.1 en un crisol cerámico dentro de una mufla eléctrica (Fig.5.2) programada a una temperatura de 1100°C.



*Fig. 5.1 Crisol de cerámico con latón y vidrio antes de su fusión.*



*Fig. 5.2 Mufla eléctrica.*

El registro de la historia térmica del latón (Cu-30Zn) durante el proceso de enfriamiento y solidificación, fue a través de un termopar tipo k introducido en el eje de simetría de la cavidad cilíndrica a una distancia de 2 cm del fondo de los distintos moldes (Fig. 5.3). El interior de cada uno de los moldes metálicos fue recubierto con una capa de pintura refractaria de BN, al igual que al termopar tipo K previamente ensamblado como se presenta en la figura 5.4.

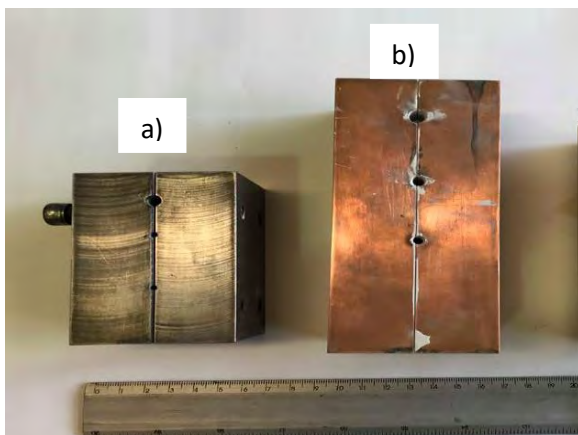


Fig. 5.3 Moldes utilizados durante la solidificación del latón, a) Molde de acero y b) Molde de cobre.



Fig. 5.4 Molde de acero con pintura refractaria en el interior, a) Entrada del termopar tipo k a una distancia del centro de la cavidad cilíndrica.

Las curvas de enfriamiento se obtuvieron mediante el registro de las señales de los termopares utilizando un adquisidor de datos marca Pico Technology, mismo que fue programado con ayuda de una computadora y el software PICOLOG (Fig. 5.5) para el registro de la temperatura en función del tiempo con un orden de lectura cada 200 milisegundos. Todas las curvas de enfriamiento fueron obtenidas bajo las mismas condiciones experimentales.

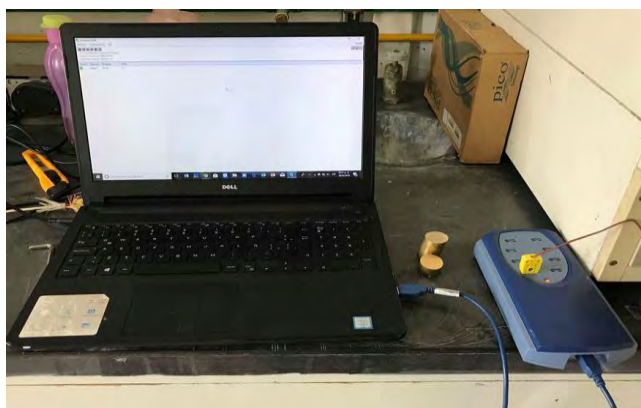


Fig. 5.5 Material de trabajo utilizado para la elaboración de las curvas de enfriamiento.

## 5.2 Caracterización del latón

A partir del latón de colada obtenido de los moldes de cobre y acero, se realizó un corte transversal de aproximadamente 1 cm de grosor en cada uno de ellos al igual que en la barra de latón comercial. Esto fue con la finalidad de realizar la preparación metalográfica a partir de un desbaste mecánico, utilizando lijas de carburo de silicio de grado 400 a 2000 y posteriormente, un pulido hasta un acabado espejo mediante un paño fino y alúmina de  $1\mu\text{m}$  como abrasivo. Por último, las probetas fueron atacadas químicamente con una solución de cloruro férrico para revelar su microestructura.

Las microestructuras de las distintas probetas fueron observadas en un microscopio metalográfico (fig. 5.6) y con la ayuda de la cámara para microscopio marca Dino-eye así como del software DinoCapture 2.0. A partir de las micrografías, se midió el tamaño de los brazos primarios de la dendrita obtenido por la colada de los distintos moldes con el software Image Pro Plus y el tamaño de grano bajo la norma ASTM E112 para la pieza de llegada.



*Fig. 5.6 Microscopio metalográfico Olympus PMG 3 utilizado para la micrografía del latón.*

Con la ayuda del microscopio electrónico de barrido marca JEOL JSM-5910 (Fig. 5.8) se tomaron fotografías para observar su microestructura, además de un microanálisis semicuantitativo general, lineal y puntual en un área representativa de cada una de las muestras para obtener su composición química.





*Fig. 5.8 Microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-5910 utilizado para el microanálisis semicuantitativo.*

## 5.3 Nanodureza

La preparación de las muestras para la técnica de nanoindentación, se llevó a cabo mediante probetas previamente maquinadas bajo la norma ASTM E399. La probeta fue pulida cuidadosamente hasta obtener un acabado espejo mediante alúmina de  $1\mu$  como abrasivo y sucesivamente con alúmina de  $0.1\mu$  con la finalidad de eliminar todas las rayas producidas en el desbaste mecánico y así, evitar rugosidades en la superficie.

Las pruebas de nanoindentación fueron realizadas en un equipo de marca Hysitron de Bruker con un indentador punta piramidal tipo Berkovich, con una separación de  $1\mu$  por cada prueba para las probetas en molde de cobre y acero.

Las nanoindentaciones se realizaron a lo largo de la muesca (lado izquierdo y derecho) de la probeta como se muestra en la figura 5.9 con una separación de  $1\mu$  entre cada una. Se realizaron 200 nanoindentaciones por cada lado de la muesca.

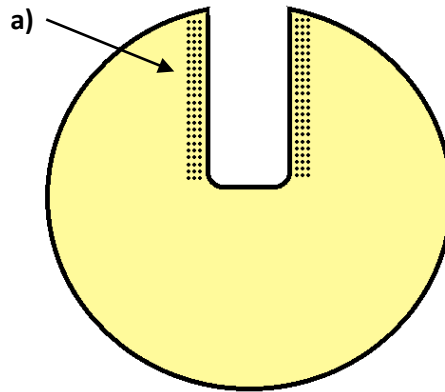


Fig 5.9 Esquema del patrón utilizado para cada nanoindentación de la muestra, a) Indentaciones a lo largo de la probeta provocadas por el ensayo.

## 5.4 Ensayo de Tensión

Las probetas de latón a partir de los distintos moldes de colada, se elaboraron mediante la norma ASTM E8-00 para realizar el ensayo de tensión como se muestra en la figura 5.10. Las mediciones de la probeta fueron de acuerdo al espécimen estándar, es decir,  $G = 2.000 \pm 0.005$  plg.,  $D = 0.500 \pm 0.010$  plg.,  $R = 3/8$  plg,  $A = 2 \frac{1}{2}$  plg y un diámetro nominal de 0.500 plg.

La prueba consistió en posicionar una probeta en la maquina universal de ensayos sometiéndola a un esfuerzo hasta conseguir su ruptura y así, proporcionar la resistencia a la fluencia, módulo de Young y el máximo esfuerzo a la ruptura.

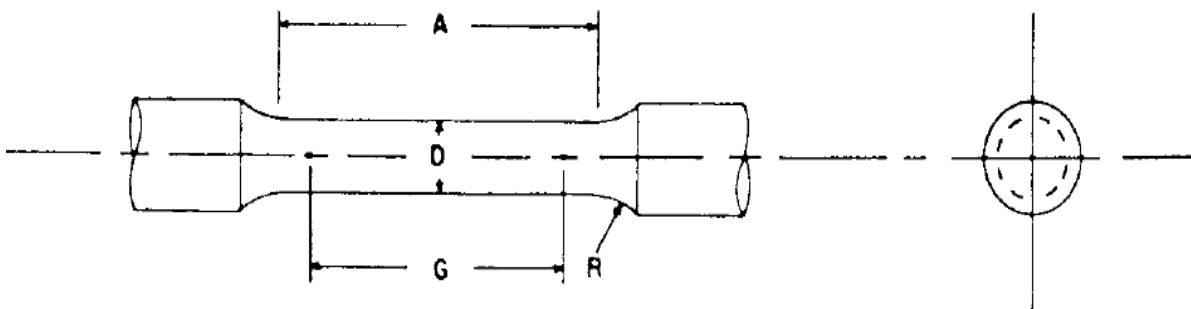


Fig. 5.10 Geometría de una probeta para ensayos de tensión bajo la norma ASTM E8-00. A) longitud de la sección reducida, D) diámetro, G) longitud calibrada, R) radio del filete

Las probetas fueron ensayadas en una maquina universal marca MTS (Fig. 5.11) con una velocidad de 1 mm/s a condiciones de temperatura ambiente.



*Fig. 5.11 Maquina universal para la elaboración del ensayo de tensión.*

## **5.5 Corrosión bajo tensión**

Para la elaboración de este ensayo, se maquinaron probetas de latón de los moldes utilizados (acero y cobre) como se muestra en la figura 5.12. Las dimensiones de estas, así como el procedimiento fue mediante la norma ASTM E399-90. Cabe mencionar que la probeta fue modificada, con la finalidad de generar una cuerda de lado izquierdo de la probeta para introducir un tornillo.

A partir de un tornillo de 1/8" introducido en la probeta, se aplicó una fuerza (torque) de 2.0 Nm al hacerlo girar mediante un torquímetro marca Airon (Fig. 5.13). Esto se realizó con la intención de generar esfuerzos en la probeta y con ello, provocar un pre-agrietamiento inducido. El resultado de este procedimiento se muestra en la figura 5.14.

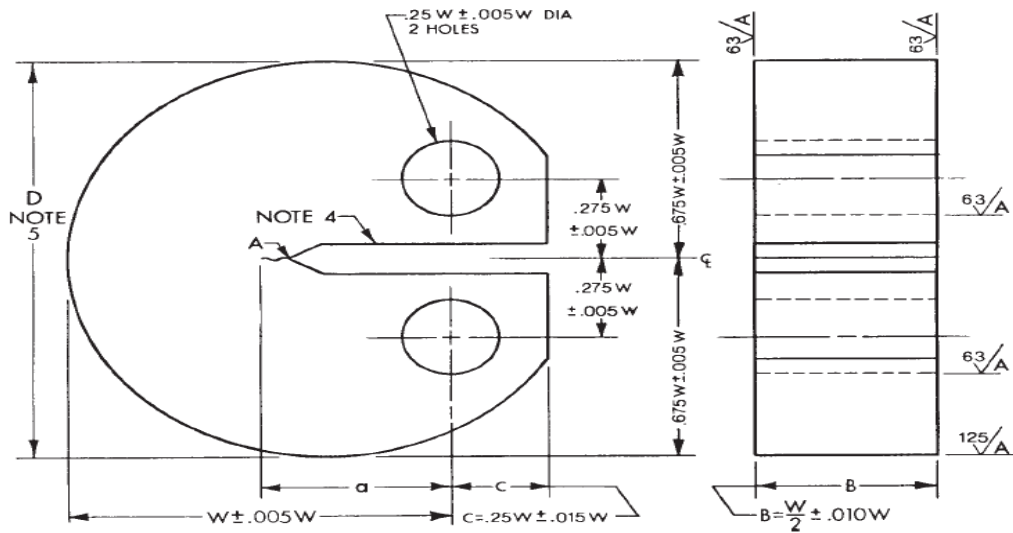


Fig. 5.12 Dimensiones de la probeta de latón para el ensayo de corrosión bajo tensión

Posteriormente, las probetas se introdujeron en frascos de plástico con una solución de hidróxido de amonio ( $\text{NH}_4\text{OH}$ ) con una concentración de 0.5 M como medio corrosivo durante 3 semanas a temperatura ambiente.

Se monitoreó y cambió la solución ( $\text{NH}_4\text{OH}$ ) cada 24 horas con el objetivo de observar el crecimiento de las grietas producidas por el ensayo con la ayuda del microscopio metalográfico Olympus y el software Image Pro Plus. Las grietas fueron medidas como se menciona en la norma ASTM E399-90 (longitud y grosor de la fisura) con la finalidad de obtener la resistencia del material a la fractura (KIC).



Fig. 5.13 Torquímetro Airon utilizado para el ensayo de corrosión bajo tensión.

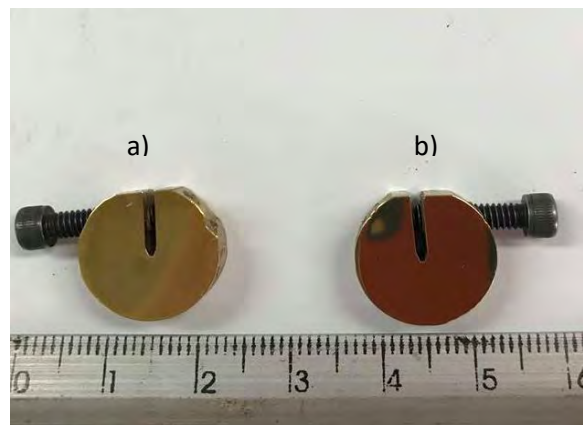


Fig. 5.14 Probetas sometidas a fuerzas de torque. a) Probeta de acero y b) Probeta de cobre.

## Discusión de resultados

---

A continuación, se presentan los resultados obtenidos de las curvas de enfriamiento, la caracterización microestructural, nanoindentación, pruebas de tensión y las grietas producidas por los esfuerzos de torque al latón en los distintos moldes de colada.

### 6.1 Curvas de enfriamiento

En las figuras 6.1, 6.2, 6.3 y 6.4 se muestran las gráficas de las curvas de enfriamiento obtenidas en el latón para cada molde utilizado (molde de acero y cobre), así como su primera y segunda derivada.

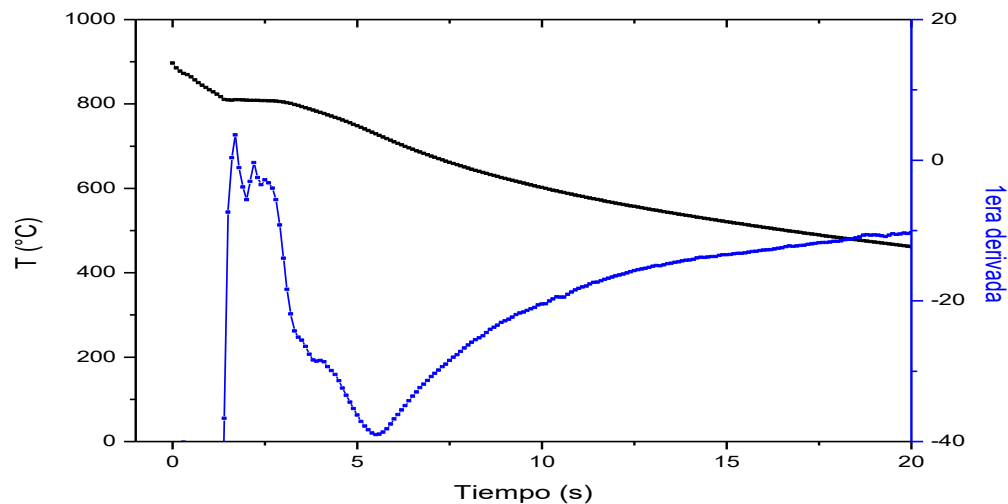


Fig. 6.1 Curva de enfriamiento del latón en molde de acero y su primera derivada.

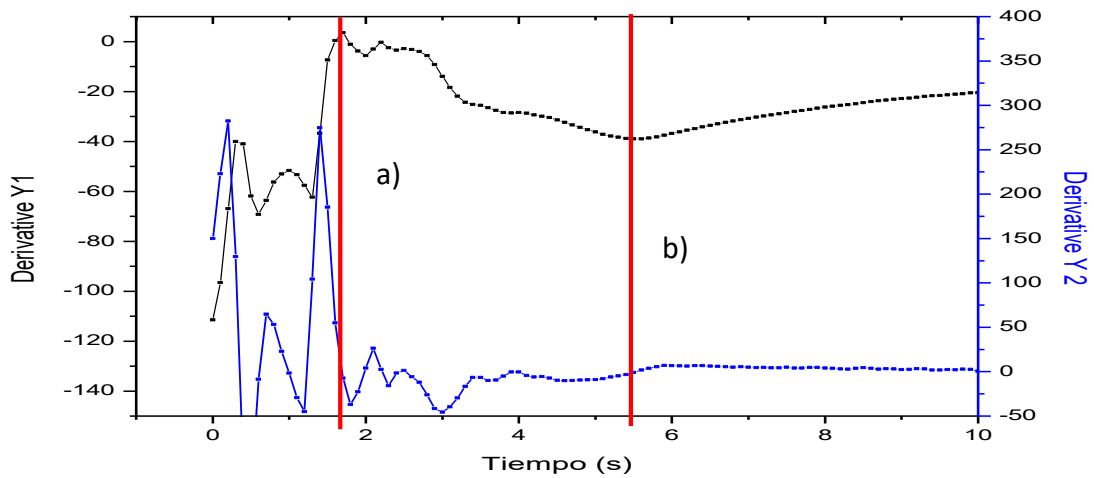


Fig. 6.2 Primera y segunda derivadas del latón en molde de acero donde: a) Inicio de solidificación (1.73 s, 809.80 °C) y b) Final de solidificación (5.5 s, 729.18 °C).

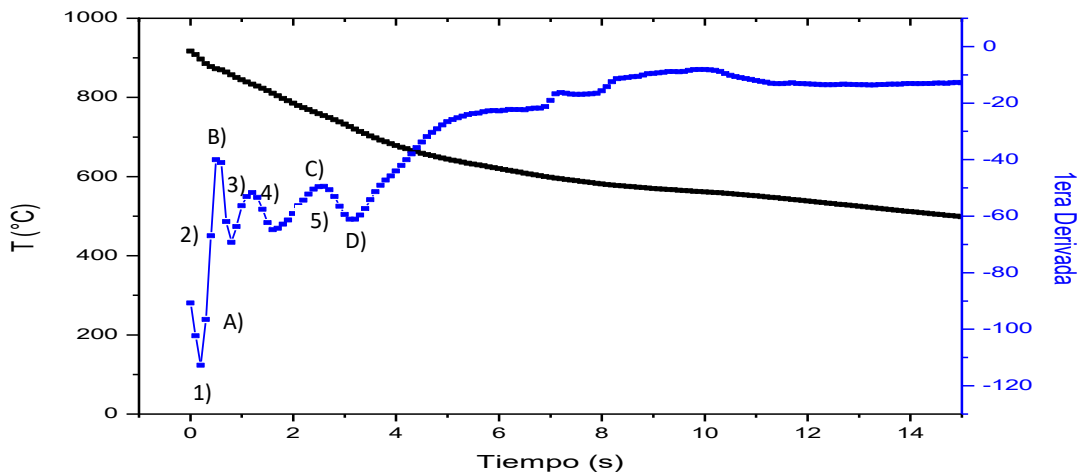


Fig. 6.3 Curva de enfriamiento del latón en molde de cobre y su primera derivada.

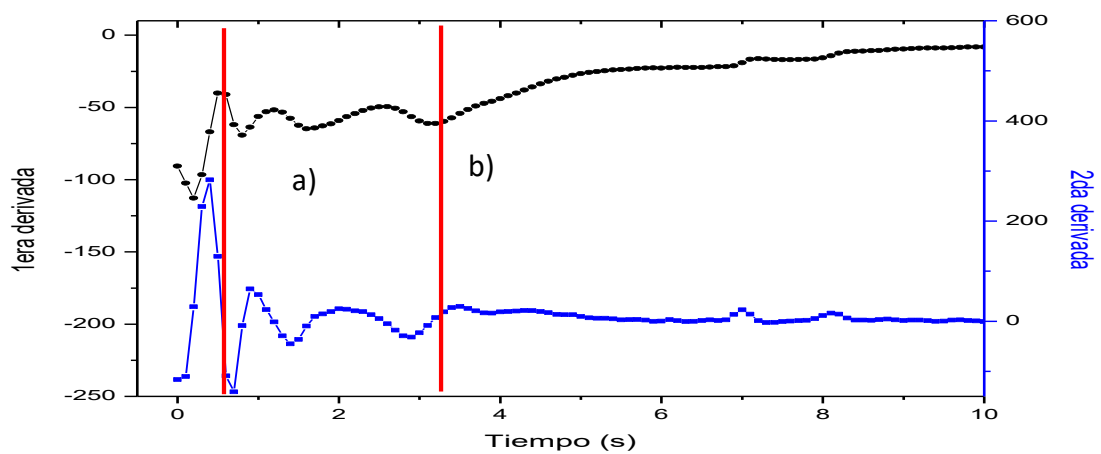


Fig. 6.4 Primera y segunda derivadas del latón en molde de acero donde: a) Inicio de solidificación (0.54s, 872.23 °C) y b) Final de solidificación (3.24 s, 720.20 °C).

En la figura 6.3 se observa que, después de una primera etapa de estabilización térmica del termopar, la primera derivada muestra una evolución gradual de valores negativos (de -88 a -112 en el eje de las Y), con una tendencia que muestra una concavidad hacia arriba (región 1), el cual corresponde el inicio del enfriamiento del metal líquido.

El punto A representa el comienzo de la liberación del calor latente causando una preferencia hacia valores positivos (región 2) hasta alcanzar un máximo (de -112 a -43 en el eje de las Y), el cual corresponde el inicio de la solidificación (punto B). Después de este punto, se observa nuevamente una evolución de valores negativos, primero en la región 3 (de -43 a -78 en el eje de las Y) y más tarde en la región 4 (de -57 a -71 en el eje de las Y). Este comportamiento se debe a la interferencia de lectura provocada en los termopares tipo K, ya que no se observa un desplazamiento gradual entre ambas regiones.

Posteriormente, la curva muestra otro aumento hacia valores positivos (punto C) asociado con el calor latente liberado por el eutéctico, demostrando sus primeras etapas de solidificación. La solidificación del eutéctico continúa en la región 5 hasta que se registra un valor mínimo de -68 (en el eje de las Y), indicando el final de solidificación (punto D).

Al graficar la primera y segunda derivada de las curvas de enfriamiento, permite identificar con mayor exactitud el tiempo de inicio y final de la solidificación del latón como se observa en las figuras 6.2 y 6.4, donde el inicio de solidificación es representado por la letra "a" y el final de la solidificación representado por la letra "b".

Al realizar el análisis térmico para el latón, las curvas de enfriamiento presentes en las figuras 6.1 a la 6.4 presentan algo en común, sólo muestran dos puntos de inflexión, por lo que únicamente se identifican el inicio y final de la solidificación, lo cual traduce, una ausencia de transformaciones de fase en el latón de esa composición a las tasas de enfriamiento trabajadas. Por lo que en el diagrama de equilibrio mostrado en la figura 6.5, se puede señalar que este tipo de latón no presenta transformaciones de fase al ser enfriado al equilibrio, sino que está conformado únicamente por la fase alfa y a partir de la composición química obtenida por la espectroscopia de emisión óptica (ver tabla 6.2) se confirma que, la información y los resultados analizados fueron en la región monofásica.

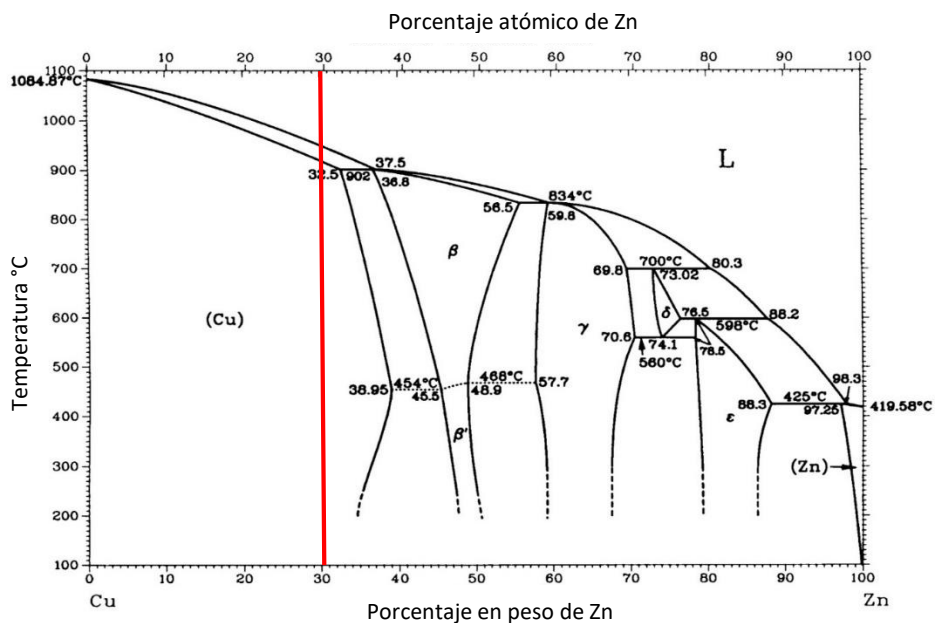


Figura 6.5 Diagrama de fases al equilibrio Cu-Zn representando la composición química de un latón Cu30%Zn. [4].

A continuación, en la tabla 6.1 se muestran los puntos que corresponden a los tiempos y temperaturas determinados, y que indican los puntos de inicio y fin de la solidificación del latón para cada molde.

Tabla 6.1 Temperatura, tiempo de inicio y final de solidificación para el latón en los distintos moldes de colada.

| Material del molde | Inicio de solidificación |       | Final de solidificación |       | Tiempo de solidificación (s) |
|--------------------|--------------------------|-------|-------------------------|-------|------------------------------|
|                    | T (°C)                   | t (s) | T (°C)                  | t (s) |                              |
| Acero              | 809.80                   | 1.73  | 729.18                  | 5.5   | 3.77                         |
| Cobre              | 872.23                   | 0.54  | 720,20                  | 3.24  | 2.70                         |

A pesar de que la temperatura que el metal alcanzó dentro de la mufla oscilaba los 1100 °C, las temperaturas más elevadas registradas por los termopares se encuentran cerca de los 850°C para el molde de acero y en el caso del molde de cobre fue de 920°C. Lo anterior, se debe a que las conductividades y difusividades térmicas del cobre y acero son diferentes entre sí, siendo la de cobre mayor. Esto, también explica por qué los intervalos de tiempo de la solidificación del cobre son menores (tabla 6.1).



## 6.2 Espectroscopia de emisión atómica

A continuación, se presenta la composición química del latón obtenido de la colada por medio de la espectroscopia de emisión atómica, se observa que la composición química es la adecuada y está en los límites de los valores reportados en la literatura para este tipo de latones, y además esta no presentó descincificación.

*Tabla 6.2 Composición química del latón comercial y de colada en molde de acero y cobre.*

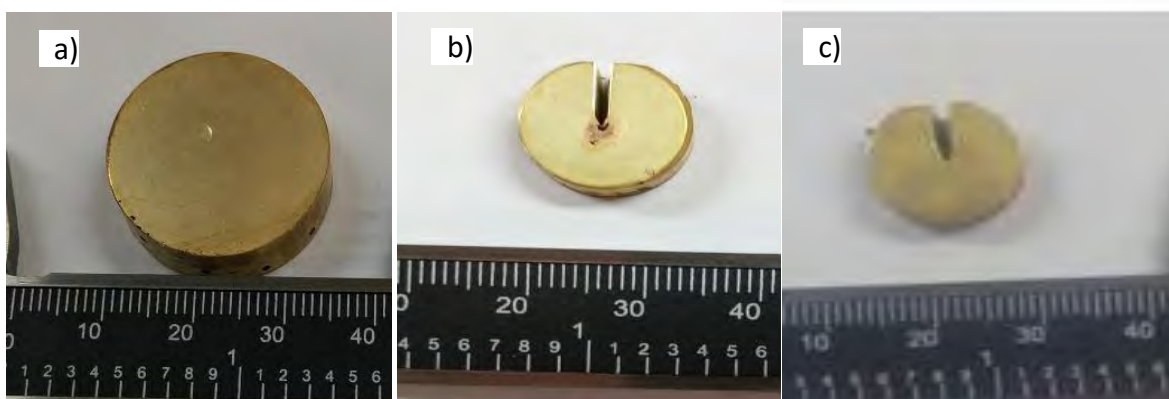
|                  | Sn     | Pb    | Zn    | P      | Mn     | Fe    | Ni     | Si     | Cr     |
|------------------|--------|-------|-------|--------|--------|-------|--------|--------|--------|
|                  | %      | %     | %     | %      | %      | %     | %      | %      | %      |
| <b>comercial</b> | 0.0026 | 0.015 | 30.6  | <0.001 | 0.0058 | 1.362 | <0.002 | 0.0052 | <0.001 |
| <b>acero</b>     | 0.0027 | 0.023 | 30.29 | <0.001 | 0.0062 | 1.319 | <0.002 | 0.0047 | <0.001 |
| <b>cobre</b>     | 0.003  | 0.017 | 29.91 | <0.001 | 0.0057 | 1.303 | <0.002 | 0.0048 | <0.001 |

|                  | Sb     | Bi     | Co     | Al     | S      | Be     | Ti     | Nb     | Cu    |
|------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|-------|
|                  | %      | %      | %      | %      | %      | %      | %      | %      | %     |
| <b>comercial</b> | <0.002 | <0.002 | <0.002 | 0.0042 | <0.002 | <0.001 | <0.001 | <0.002 | 67.99 |
| <b>acero</b>     | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.001 | <0.001 | <0.002 | 68.33 |
| <b>cobre</b>     | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.002 | <0.001 | <0.001 | <0.002 | 68.73 |

## 6.3 Caracterización por microscopía óptica

La caracterización microestructural y microscópica fue realizado a partir de las muestras obtenidas de la colada, previamente maquinadas para su observación en el microscopio, las cuales son mostradas en la figura 6.6.



*Fig. 6.6. Probetas de latón Cu-30%Zn producidas por a) Pieza de llegada previamente extrusión, b) Pieza de colada en molde de cobre, c) Pieza de colada en molde de acero.*

La Figura 6.7, representa la microestructura de la pieza de llegada (latón comercial), la cual está compuesta por granos equiaxiales. Los círculos rojos representan las porosidades de la pieza.

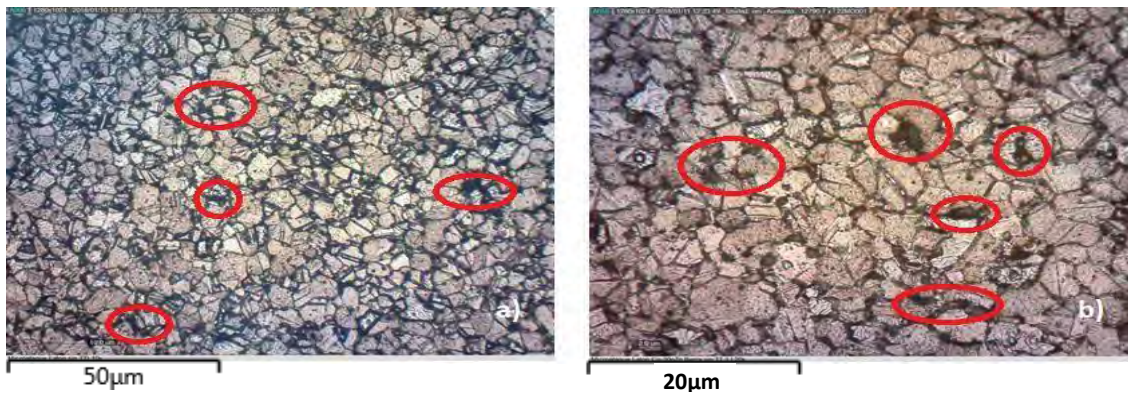


Fig. 6.7. Microestructura de latón comercial obtenida por MO.

las figuras 6.8 y 6.9 muestran las microestructuras del latón obtenido por la colada del molde de cobre y acero respectivamente, presentando una estructura dendrítica.

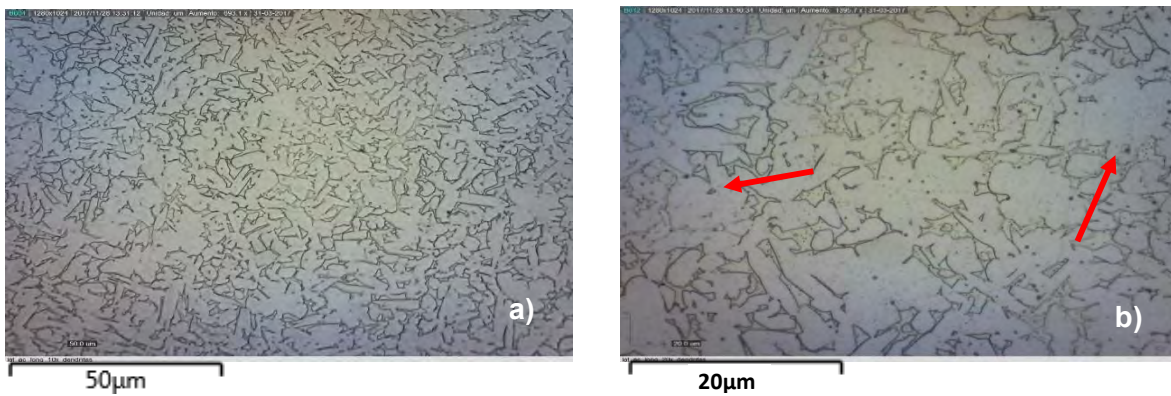


Fig. 6.8. Microestructura de latón de colada en molde de acero obtenida por MO.

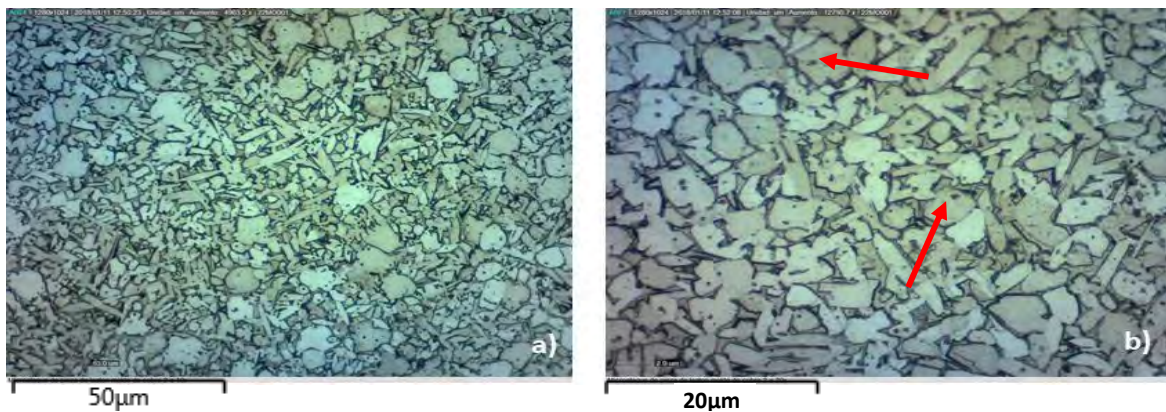


Fig. 6.9. Microestructura de latón de colada en molde de cobre obtenida por MO.

En las figuras 6.8 y 6.9 se observan las metalografías obtenidas del latón en los moldes de cobre y acero respectivamente, presentando una estructura esencialmente dendrítica, el cual se forma cuando el líquido tiene un subenfriamiento. Si la dendrita comienza a formarse en la interfase sólido-líquido, ésta se encontrará con el líquido sobreenfriado que actúa como una capa límite que impide la formación de la dendrita de manera columnar, teniendo como resultado una estructura de dendrita globular.

Las estructuras no presentan una dirección definida debido a que la extracción de calor en los moldes se da en todas las direcciones por no tener un frente de solidificación preferencial. Por ello, las dendritas muestran una orientación al azar, también se observa la obstrucción del crecimiento ya que pareciera que los brazos primarios estorban al desarrollo de los brazos secundarios de las dendritas a su alrededor.

De igual manera, se observan porosidades en la microestructura (representadas por flechas rojas en las figuras 6.8 y 6.9), esto es a consecuencia de un atrapamiento de O<sub>2</sub> debido a un mal vaciado o a la contracción del material a la hora de solidificar.

El tamaño de grano para el latón comercial tuvo una representación del número 8 (bajo la norma ASTM E112), mientras que los latones de colada, las mediciones de los brazos primarios de las dendritas se presentan a continuación.

*Tabla 6.3. Tamaño promedio y desviación estándar del tamaño dendrítico.*

| <b>Molde</b> | <b>Tamaño promedio (<math>\mu\text{m}</math>)</b> | <b>Desviación estándar (<math>\sigma</math>)</b> |
|--------------|---|--|
| Cobre        | 132.27  | 17.71  |
| Acero        | 137.06  | 28.34  |

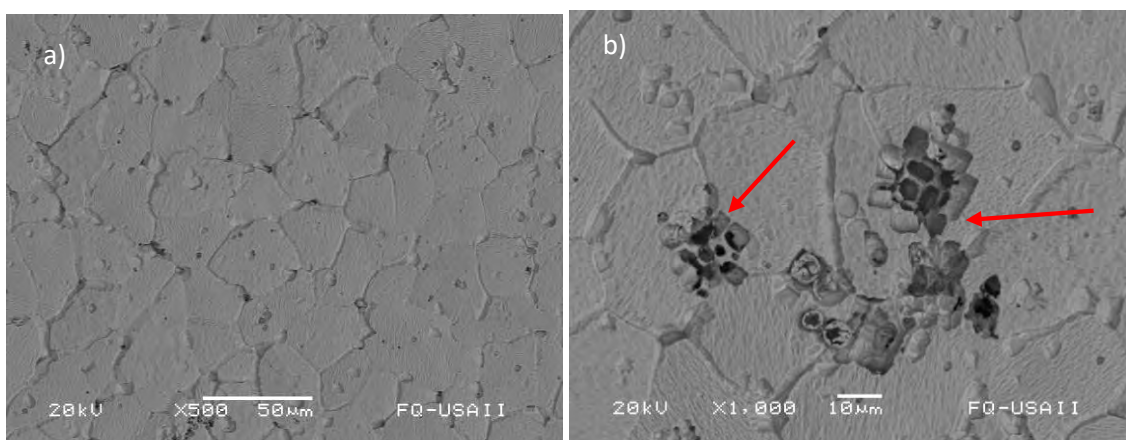
Al aumentar la velocidad de enfriamiento, la diferencia del tamaño de las dendritas de los dos moldes variará, pues al ser el cobre el mejor disipador de calor, el tamaño de las dendritas es más pequeño como se muestra en la tabla 6.3 (Tamaño promedio y desviación estándar del tamaño dendrítico). Por ello, este disminuye al aumentar el grado de subenfriamiento reduciendo no sólo el tamaño de grano, sino también disminuye la dispersión de las medidas.

## 6.4 Caracterización por microscopía electrónica barrido

- **Latón comercial (pieza de llegada)**

Para obtener la composición química, se utilizó un microscopio electrónico de barrido, específicamente con la señal por electrones retrodispersados, relacionando la tonalidad y número atómico de los elementos en las imágenes resultantes.

La figura 6.10a muestra una matriz con porosidades distribuidas en toda la pieza, mientras que en la figura 6.10b se puede observar precipitados de mayor densidad debido a que presentan una tonalidad más oscura en la microestructura. Estas son señaladas con flechas rojas.



*Fig. 6.10. Microestructura del latón comercial por MEB.*

La pieza de llegada (latón comercial) presenta más variaciones de tonalidades. Como se observa en la figura 6.10, los puntos con tonalidad de gris a negro (flechas rojas), denotan ser un precipitado de un elemento en la aleación, debido a que su presencia se encuentra preferentemente en los límites de grano, aunque hay pocos que se encuentran sobre los granos por lo que se dice que, éste es un precipitado de hierro.

Al realizar un mapeo con el microanálisis en una zona de la pieza, se obtuvo la composición en peso de cada elemento como se observa en la figura 6.11, donde el cobre se encuentra en un 57.6 %, zinc en un 33.4%, y se realizó un mapeo de esa misma zona, donde se puede notar que el cobre y el zinc se encuentran distribuidos homogéneamente en toda la pieza (figura 6.12).



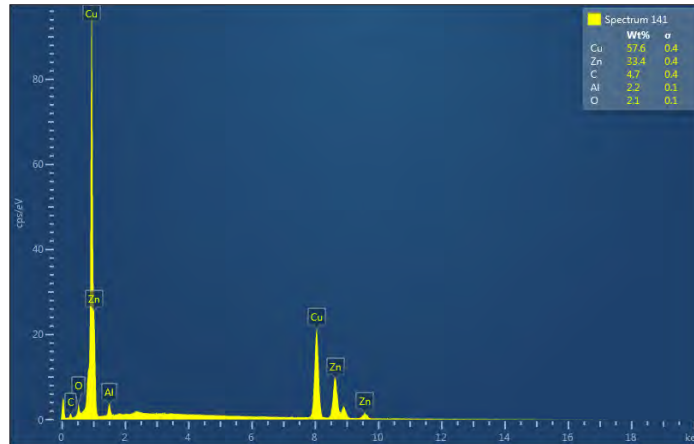


Fig. 6.11 Espectro del microanálisis general del latón comercial realizado por MEB.

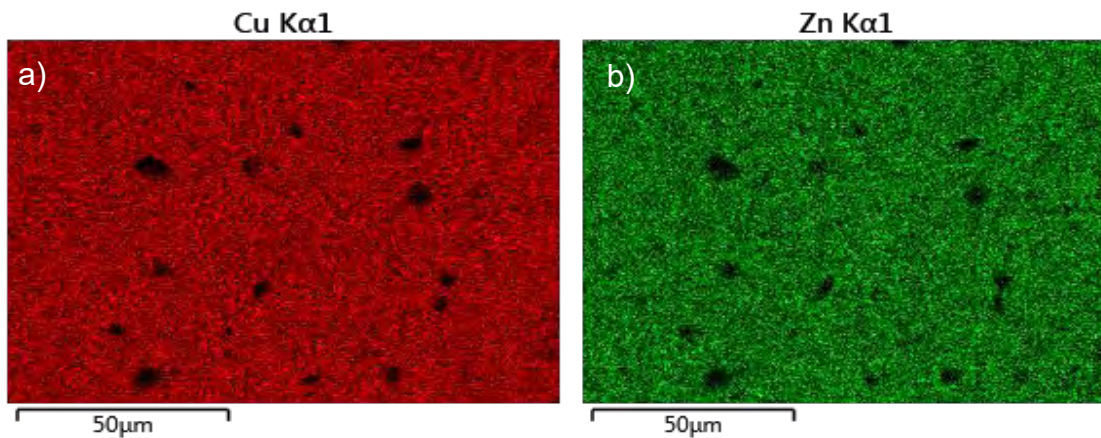


Fig. 6.12 Mapeo del latón comercial analizando: a) Cu y b) Zn.

- **Latón en molde de cobre**

En la figura 6.13 se muestra la microestructura del latón en molde de cobre, en el inciso a) se observa la estructura dendrítica y en el inciso b) se representa el brazo primario de la dendrita (flecha amarilla) y sus brazos secundarios (flechas verdes), las flechas rojas representan los espacios interdendríticos.

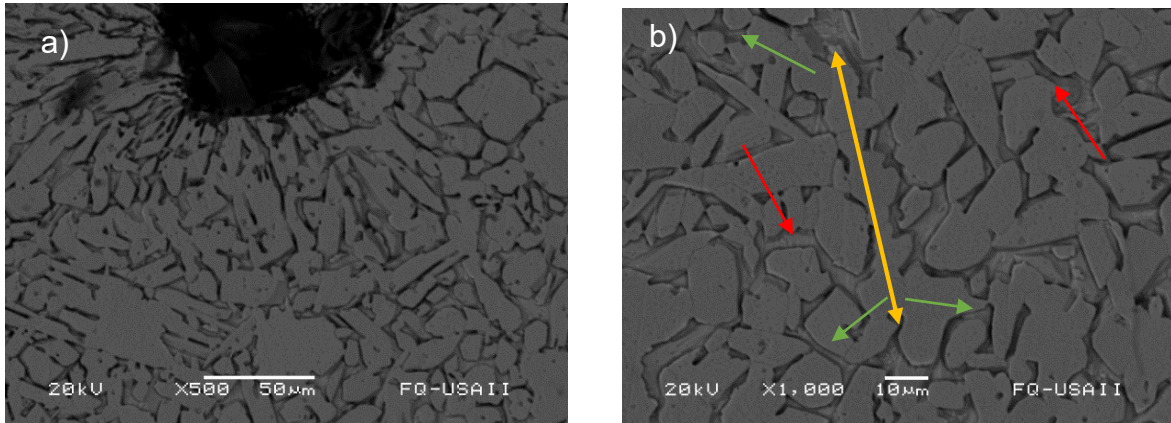


Fig. 6.13. Microestructura de latón de colada en molde de cobre por MEB.

Para el latón en molde de cobre y en molde de acero se aprecian con claridad las dendritas características del proceso de fundición (figura 6.13 y 6.19). Se observan dos zonas, una más clara que la otra, esto se debe a la diferencia de densidades que existe entre el cobre y el zinc, la zona más clara es la que corresponde a la zona con mayor cantidad de Zn y la que presenta con una tonalidad más oscura es el contenido de Cu.

La figura 6.14 presenta una relación entre la altura de los picos con la composición química del latón analizado, donde, las alturas de los picos son proporcionales a su concentración. Los más altos son de Cu, llegando a tener un 64.4% peso, mientras que el Zn tiene un 27.7% peso. La distribución de estos dos elementos se muestra en el mapeo de la figura 6.15.

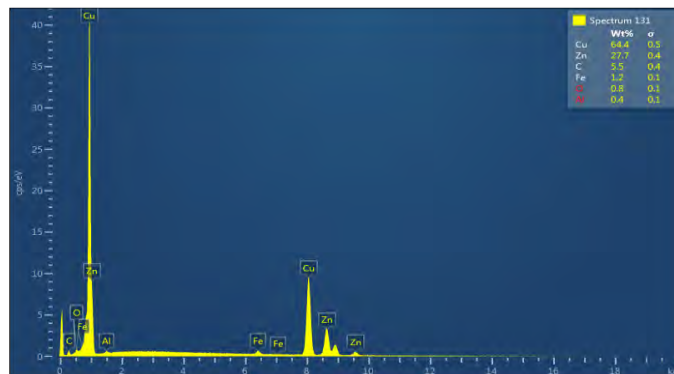


Fig. 6.14. Espectro del microanálisis general del latón en molde de cobre realizado por MEB.

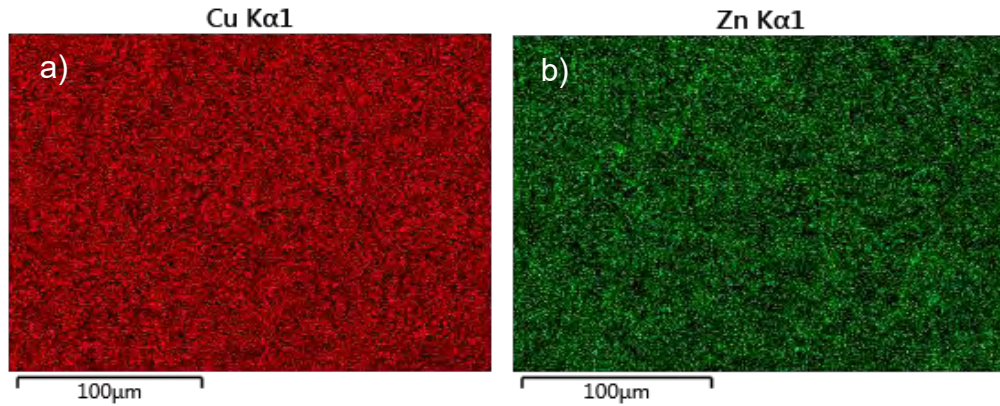


Figura 6.15. Mapeo del latón en molde de cobre, a) Cu y b) Zn.

En la figura 6.16 y 6.17 se presenta la imagen del área analizada, así como los espectros obtenidos en cada una de las áreas y puntos analizados. Los porcentajes de Cu y Zn de dichas áreas se reportan en la tabla 6.4.

Se observa que existe una mayor predominancia de Cu en los precipitados analizados y en el espacio dendrítico, por otro lado, hay mayor contenido de Zn en el espacio interdendrítico. Esta diferencia se debe a la forma de enfriamiento que se tuvo en el proceso, en donde el Zn fue migrando a los espacios interdendríticos al solidificar.

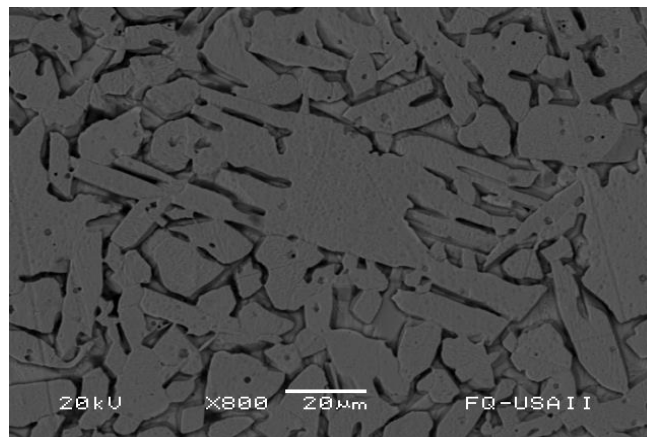


Fig. 6.16. Zonas analizadas para el microanálisis puntual

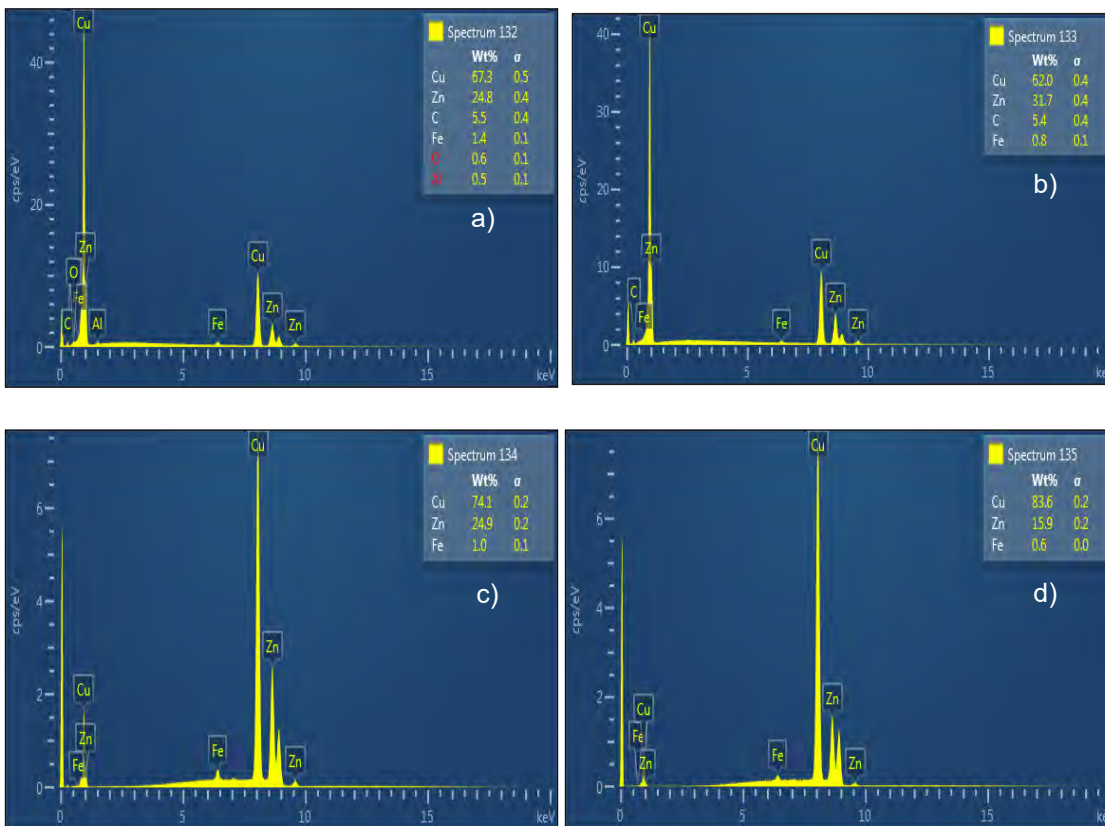


Fig. 6.17. Espectros de microanálisis a) en un espacio dendrítico, b) espacio interdendrítico, c) y d) puntuales en precipitados de cobre.

Tabla 6.4. Porcentaje peso de las composiciones del latón en molde de cobre en diferentes zonas.

| Figura | Zona                    | %peso de Cu | %peso de Zn |
|--------|-------------------------|-------------|-------------|
| 6.17 a | Espacio dendrítico      | 67.3        | 24.8        |
| 6.17 b | Espacio interdendrítico | 62.0        | 31.7        |

Por último, se realizó un análisis cualitativo lineal (figura 6.18), donde se presenta la relación de composición química del latón en función de la posición lineal de la muestra, es decir, demuestra la composición de cobre y zinc en el espacio dendrítico, así como en los espacios interdendríticos.



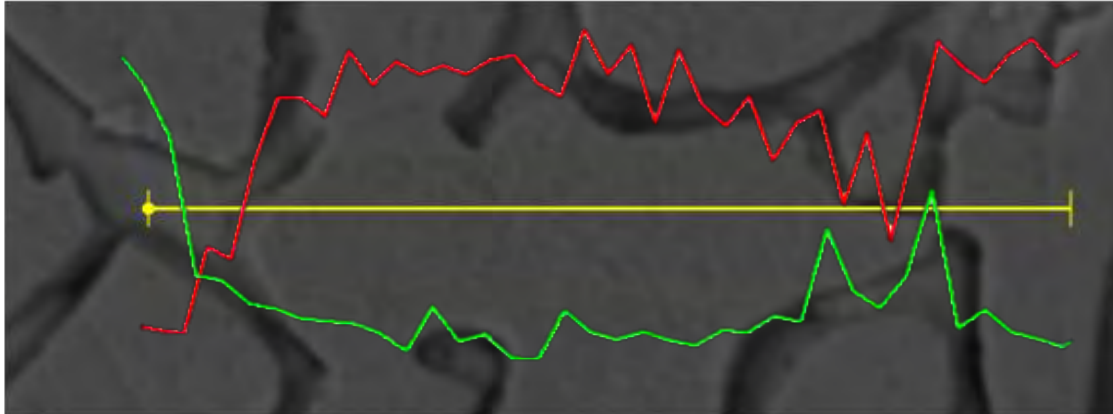


Figura 6.18. Espectro de microanálisis lineal de Cu en color rojo y Zn en color verde.

Se observa la trayectoria trazada de manera horizontal por una línea amarilla, la cual empieza en una dendrita, cruza por un espacio interdendrítico y, posteriormente, por un precipitado, terminando en otra dendrita. El espectro de color rojo muestra la variación que tiene el cobre a lo largo de la trayectoria, mientras que el de color verde representa al zinc. Los cambios más significativos se muestran en el primer espacio interdendrítico, donde el Zn crece y el Cu disminuye. En el inicio del precipitado, el espectro del cobre muestra el pico más alto.

- **Latón en molde de acero**

La Figura 6.19 corresponde al latón en molde de acero, en el inciso a) se aprecia con claridad las dendritas características del proceso de fundición y en el inciso b), las flecha en amarillo corresponde al brazo primario de la dendrita y las flechas verdes señalan los brazos secundarios. La flecha roja señala los espacios interdendríticos.

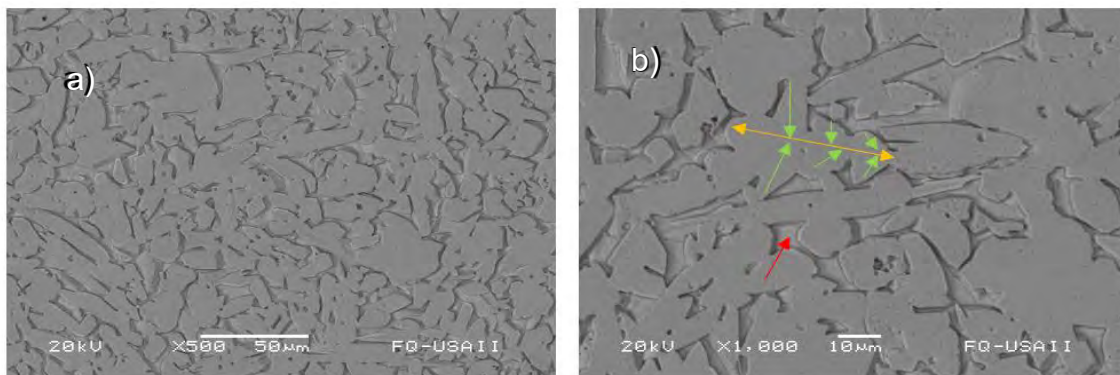


Figura 6.19. Microestructura de latón de colada en molde de acero a por MEB.

De manera similar, el latón comercial y el latón en molde de cobre, se realizó un mapeo del latón de colada con la finalidad de observar la distribución de composición química del cobre y del zinc como se muestra en la figura 6.20, el color rojo corresponde al cobre y el color verde al zinc. En los tres casos (latón comercial, latón en molde de cobre y acero) se aprecia una distribución homogénea en la matriz y la composición química en porcentaje en peso de los dos elementos corresponde a la aleación de latón.

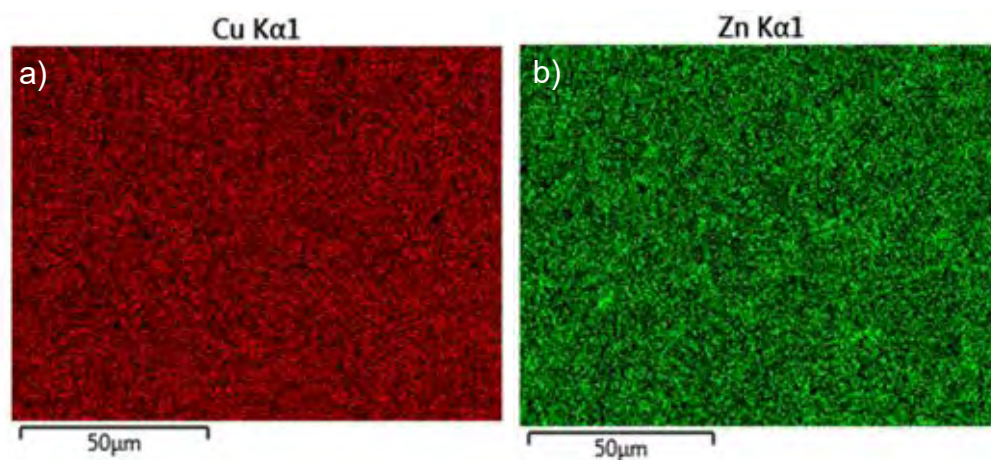


Fig. 6.20. Mapeo del latón en molde de acero, a) Cu y b) Zn.

La Figura 6.21 es un espectro del microanálisis general de una zona de la pieza de latón de colada, donde el porcentaje de Cu está por debajo del 70% y el porcentaje del Zn es del 34%, esto debe a que la zona donde se realizó el microanálisis está representando la zona interdendrítica, pues como se demuestra en la figura 6.22 (microanálisis lineal), el porcentaje de Zn es mayor en esta zona al presentar los picos más altos del espectro (picos de color verde).

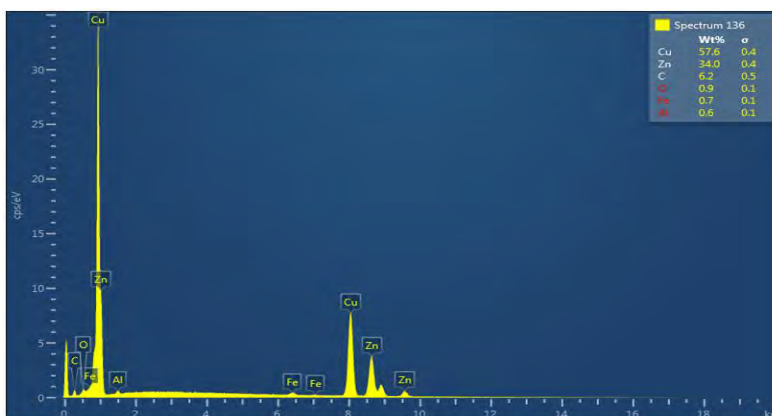


Fig. 6.21. Espectro del microanálisis general del latón en molde de acero realizado por MEB.

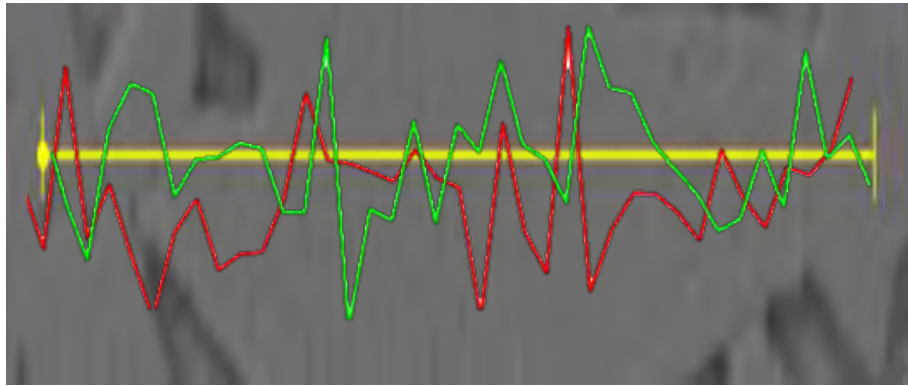


Fig. 6.22. Espectro de microanálisis lineal del latón en molde de acero, donde Cu en color rojo y Zn en color verde.

El análisis lineal para el latón en molde de acero (figura 6.22) muestra que la composición se mantiene constante en la zona más oscura, mientras que cuando sale de la dendrita existen picos de Zn. En general, se muestra una composición química dentro de un rango estable a lo largo de la dendrita.

En la figura 6.23 se presenta el análisis puntual, así como sus espectros (figura 6.24) en cada una de las áreas y puntos analizados. Los porcentajes de Cu y Zn obtenidos en dichas áreas se reportan en la tabla 6.5.

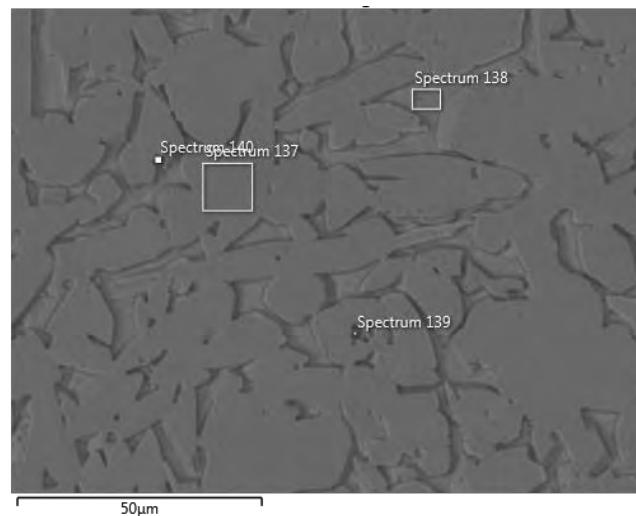


Fig. 6.23. Zonas analizadas para el microanálisis puntual.

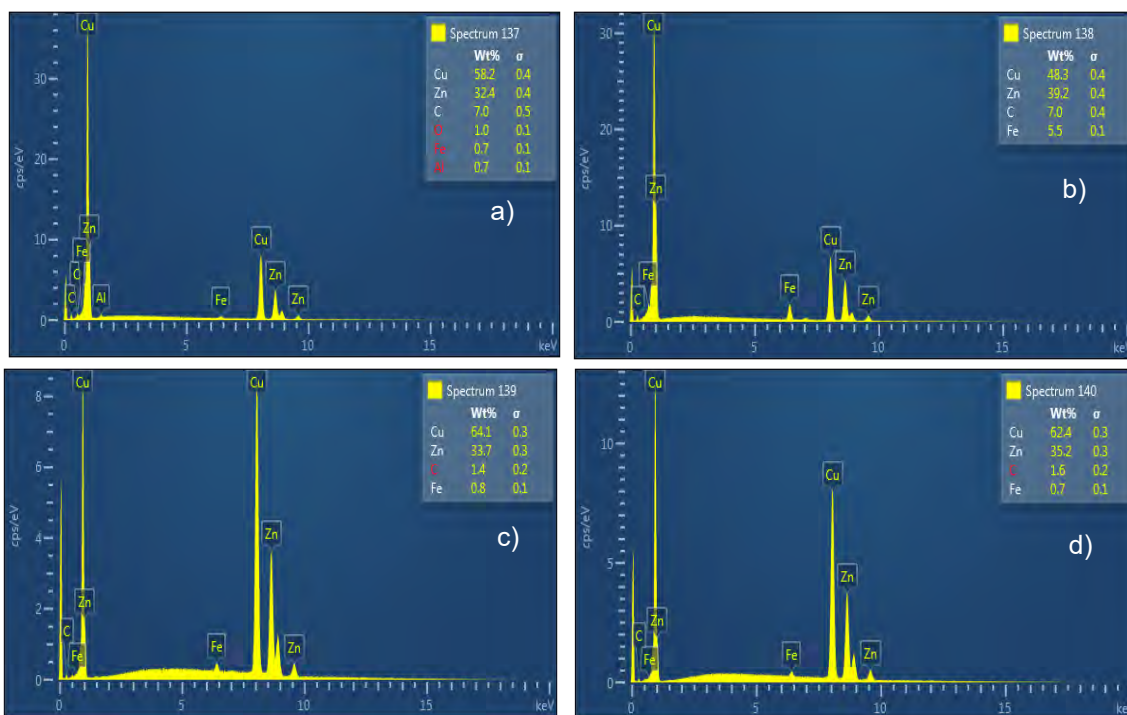


Fig. 6.24. Espectros de microanálisis a) en un espacio dendrítico, b) espacio interdendrítico, c) y d) puntuales en precipitados de acero.

Tabla 6.5 Porcentaje peso de las composiciones del latón en molde de acero en diferentes zonas.

| Figura | Zona                    | %peso de Cu | %peso de Zn |
|--------|-------------------------|-------------|-------------|
| 6.23 a | Espacio dendrítico      | 58.2        | 32.4        |
| 6.23 b | Espacio interdendrítico | 48.3        | 39.2        |

La caracterización mediante el microanálisis semicuantitativo general, lineal y puntual en un área representativa de cada una de las muestras son correctas al compararlas con el análisis por medio de espectroscopia de emisión atómica, pues se presentan composiciones químicas similares del cobre y zinc.

## 6.5 Propiedades mecánicas

### 6.5.1 Nanoindentación

Los resultados de las medidas de nanodureza y módulo de elasticidad, por medio de un indentador tipo Berkovich para las probetas de latón en distintos moldes de colada (cobre y acero), fueron obtenidos mediante el método de Oliver-Pharr a partir de las curvas de carga-desplazamiento que se muestran a continuación.

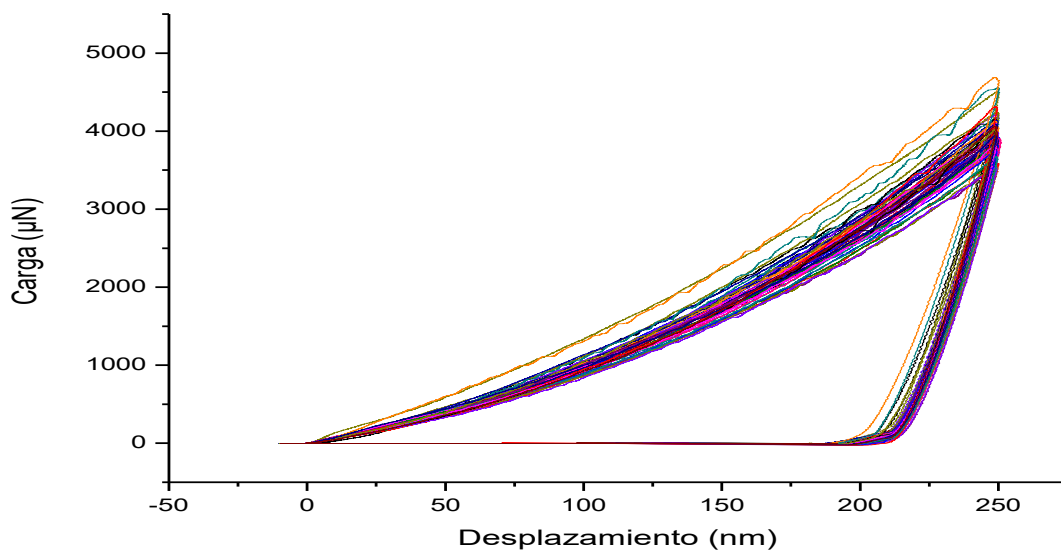


Fig. 6.25. Curva Carga-desplazamiento de la probeta de latón en molde de acero.

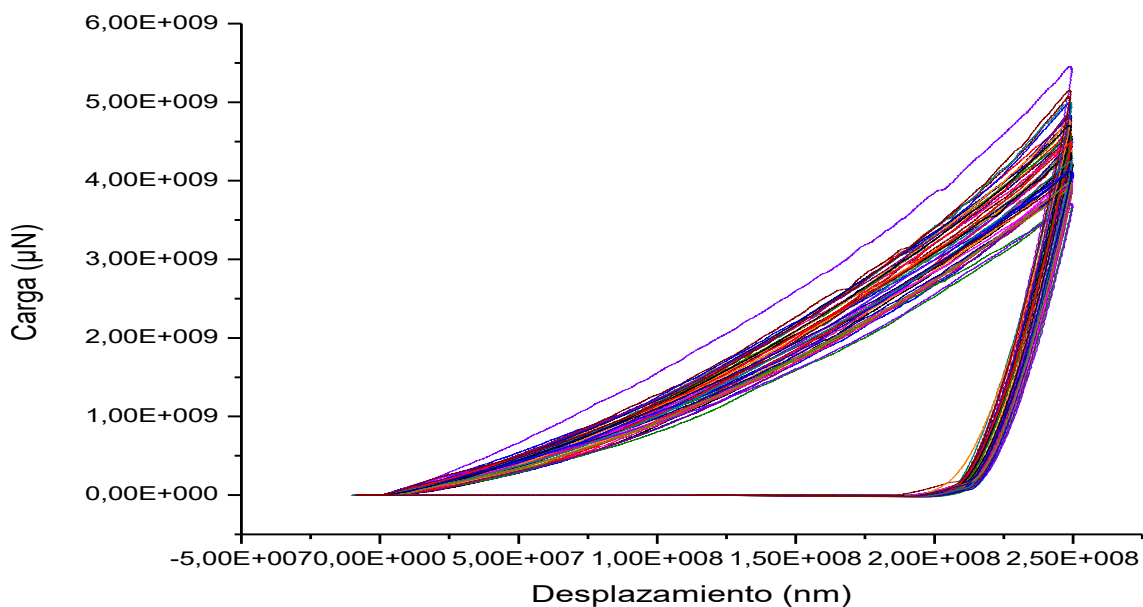


Fig. 6.26 Curva Carga-Desplazamiento de la probeta de latón en molde de cobre.

Las figuras 6.25 y 6.26 representan las primeras 50 indentaciones, donde se observa un ciclo completo de carga y descarga producidos por el indentador Berkovich. A partir de ello, se pueden calcular la rigidez, así como la carga máxima de indentación.

Para obtener el módulo de elasticidad de una muestra, primero se calcula el módulo elástico reducido  $E_r$ , definido en función de la rigidez del contacto y la función de área [27]:

$$S = \frac{dP}{dh} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \beta E_r \sqrt{A} \quad (1)$$

Se utiliza el factor  $\beta=1$  para indentador Berkovich para tomar en cuenta el hecho de que se producen desplazamientos elásticos tanto en la muestra como en el indentador, esto se define como [27]:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \quad (2)$$

$$E = \frac{(1-\nu^2)}{\frac{1}{E_r} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i}} \quad (3)$$

Donde:

$E_r$ : Módulo elástico reducido

$E_i$ : Módulo elástico del indentador

$E$ : Módulo elástico de la muestra

$\nu$ : Relación de Poisson del latón

$\nu_i$ : Relación de Poisson del indentador de diamante

El modulo elástico, así como la relación de Poisson del indentador tipo Berkovich son: 1141 GPa y 0.07 respectivamente. Con lo anterior, el cálculo del módulo de Young para la probeta de latón en molde de acero es:

$$E = \frac{(1-0.34^2)}{\frac{1}{97.50 \text{ GPa}} + \frac{(1-0.07^2)}{1141 \text{ GPa}}} = 94.27 \text{ GPa} \quad (4)$$

Por otro lado, la dureza del material en estudio (siguiendo el ejemplo de cálculo con la probeta de latón en molde de acero) es definida como la relación entre la máxima carga aplicada y el área proyectada de la impresión del indentador, es decir:

$$H = \frac{P_{m\acute{a}x}}{A(H_c)} = 2.50 \text{ GPa} \quad (5)$$

Donde:

$H$ : Dureza del material

$P_{m\acute{a}x}$ : Carga máxima de indentación

$A(H_c)$ : Área de contacto

En la tabla 6.6 se muestran los valores promedios de módulo de elasticidad y dureza obtenidos del ensayo de nanoindentación de ambas probetas de latón.

*Tabla 6.6 Propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de nanoindentación.*

| <b>Probeta</b> | <b><math>E_r</math> (GPa)</b> | <b><math>E</math> (GPa)</b> | <b><math>H</math> (GPa)</b> |
|----------------|-------------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| Molde de acero | 97.50±5.1                     | 94.27±5.37                  | 2.50±0.25                   |
| Molde de cobre | 114.65±7.54                   | 112.72±8.26                 | 2.72±0.32                   |

Se observa que el latón en molde de cobre presenta mejores propiedades que en molde de acero, esto se debe directamente por el tamaño de dendrita, haciendo que sea más rígido el material.

La implementación del ensayo de nanoindentación surge de la necesidad de medir las propiedades mecánicas localizadas, preferentemente de recubrimientos. En este caso particular, al someter este ensayo en el latón a diferentes velocidades de enfriamiento, permite conocer con más exactitud las propiedades mecánicas (módulo de elasticidad y dureza) en puntos más específicos.

En las figuras 6.25 y 6.26 (curvas carga-desplazamiento) se observan comportamientos ligeramente diferentes en ambos casos, es decir, con desplazamientos largos o cortos, así como la altura de la misma, por ende, los valores de dureza y módulo de elasticidad varían. Esto se debe a que, al ser un ensayo con mayor precisión, la indentación en cada punto puede estar posicionado en una dendrita o en el espacio interdendrítico.



Cuando el ciclo de carga desplazamiento se encuentra más abierto y con altura más baja, significa que el material tiene un módulo de elasticidad mayor y por consiguiente, se tendrá una mayor ductilidad.

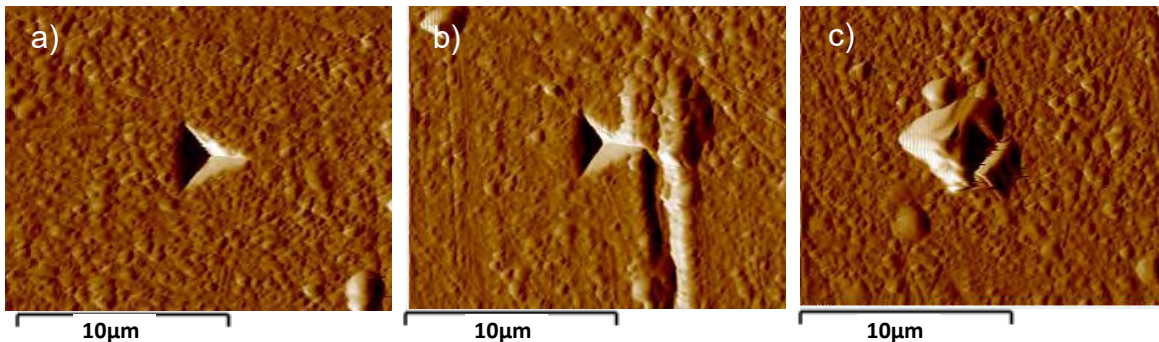


Fig. 6.27 Huellas producidas por el nanoindentador Berkovich para el latón en molde de acero donde se presentan valores de a)  $H=2.53$  GPa y  $E=100.15$  GPa (Prueba 117), b)  $H=3.08$  GPa y  $E=107.26$  GPa (Prueba 162) y c)  $H=1.07$  GPa y  $E=62.53$  GPa (Prueba 242).

En la figura 6.27 se muestran las huellas producidas por el nanoindentador Berkovich, el inciso a) muestra la huella piramidal sin ningún defecto, por ello sus propiedades mecánicas son acordes al promedio presentado en la tabla 6.6. Por otro lado, las propiedades mecánicas del inciso b) cambian significativamente, provocando que los valores se modifiquen y estos sean diferentes a los obtenidos cuando la huella se encuentra sin defectos o interaccionando con algún defecto, estas variaciones se deben a la presencia de defectos en la microestructura como precipitados, partículas de segunda fase, etc. presentada en este punto, pues se muestra una diferencia de rugosidades generando una huella piramidal desplazada hacia la izquierda obteniendo una lectura inadecuada. En el inciso c) se observa un defecto muy particular, este defecto es una segregación en el latón, provocando que sus propiedades mecánicas sean modificadas. La segregación causa que la deformación plástica en esa región sea modificada y, por ende, genera un cambio en la impresión de la huella piramidal.

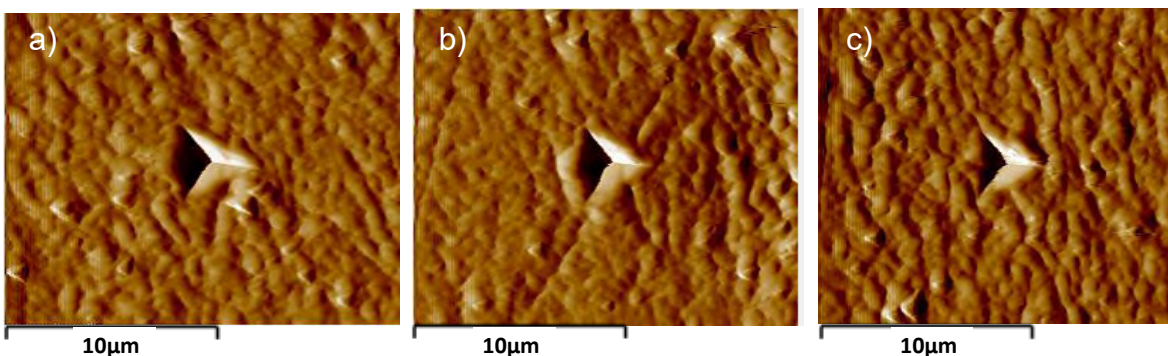


Fig. 6.28 Huellas provocadas por el nanoindentador Berkovich para el latón en molde de cobre donde se presentan valores de a)  $H=2.72$  GPa y  $E=111.43$  GPa (Prueba 96), b)  $H=3.49$  GPa y  $E=120.28$  GPa (Prueba 101) y c)  $H=2.17$  GPa y  $E=100.62$  GPa (Prueba 9).



Las huellas obtenidas para el latón en el molde de cobre se muestran en la figura 6.28, a diferencia de las huellas de latón en molde de acero, poseen una rugosidad mayor. El inciso a) muestra que la huella generada, está al interior de una región en donde no se muestran variaciones y/o cambios superficiales que estén interaccionando con ella, pues los resultados de sus propiedades mecánicas son cercanos al promedio presentado en la tabla 6.6. La huella del inciso b), está interaccionando con algunas rayas generadas en la preparación de la muestra y/o algún defecto superficial en esta región, por esa razón se obtuvieron valores mayores en sus propiedades mecánicas, ya que la indentación no deforma plásticamente la región localizada. Finalmente, los valores obtenidos en el inciso c) son menores que los dos anteriores, esto tal vez se deba a que existen regiones diversas (dendritas primarias y secundarias, regiones interdendríticas, etc.) en la microestructura de esta muestra de colada, y que dan como consecuencia variaciones en la rugosidad superficial, por lo tanto, la respuesta de la nanoindentación cambia.

Como se mencionó en la caracterización del material, existe una mayor preferencia de contenido de cobre en la dendrita y un mayor contenido de zinc en el espacio interdendrítico, por ello, al poseer valores teóricos mayores de módulo elástico de cobre (110 GPa) que en zinc (104 GPa). Esto confirma que parte de las diferencias en la rugosidad de las muestras se deben a que, las regiones interdendríticas del latón poseen otros niveles de altura, por ello, existen variaciones en los módulos obtenidos en los distintos moldes de colada.

Por otro lado, los valores de dureza y módulo de elasticidad que son menores a los teóricos; es posible que además de los cambios de rugosidad obtenidos por las regiones dendríticas e interdendríticas, otro factor son las porosidades encontradas durante la caracterización microestructural, ya que también afectan la rugosidad superficial, provocando que el promedio presentado en la tabla 6.6 tenga una pequeña variación. A partir de esto, es evidente que la desviación estándar del cobre sea mayor, pues al tener un tamaño de grano menor, las variaciones de módulo de elasticidad y dureza varían respecto las dendritas, así como las zonas interdendríticas, pues el indentador penetra más veces en estas partes de la microestructura.

## 6.5.2 Ensayo de Tracción

A continuación, las figuras 6.29 y 6.30 muestran las gráficas de esfuerzo-deformación para probetas planas de latón en distintos moldes de colada con dimensiones bajo la norma ASTM E-08.

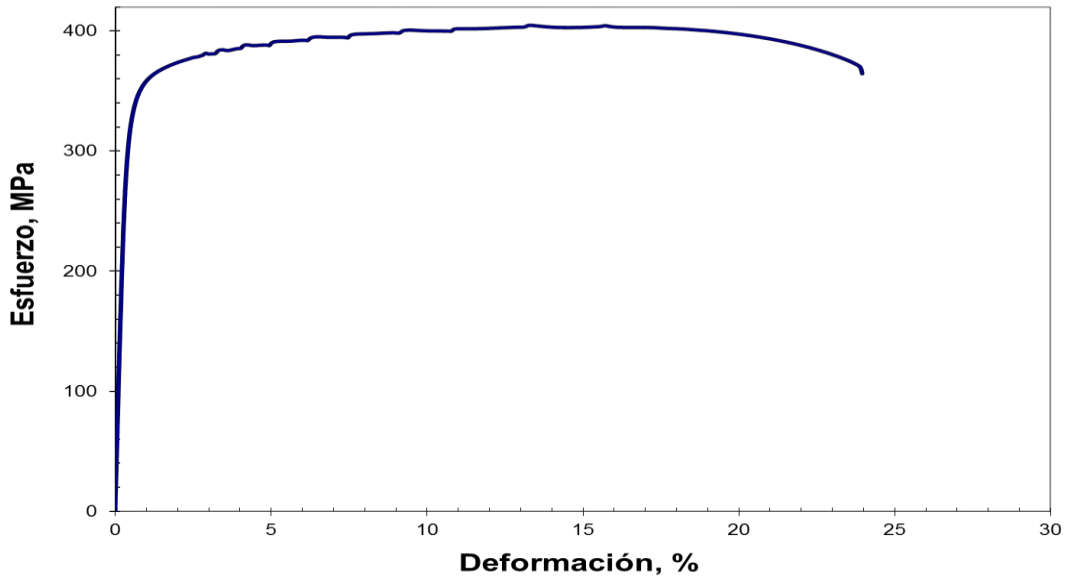


Fig. 6.29 Gráfica esfuerzo deformación de latón en molde de acero.

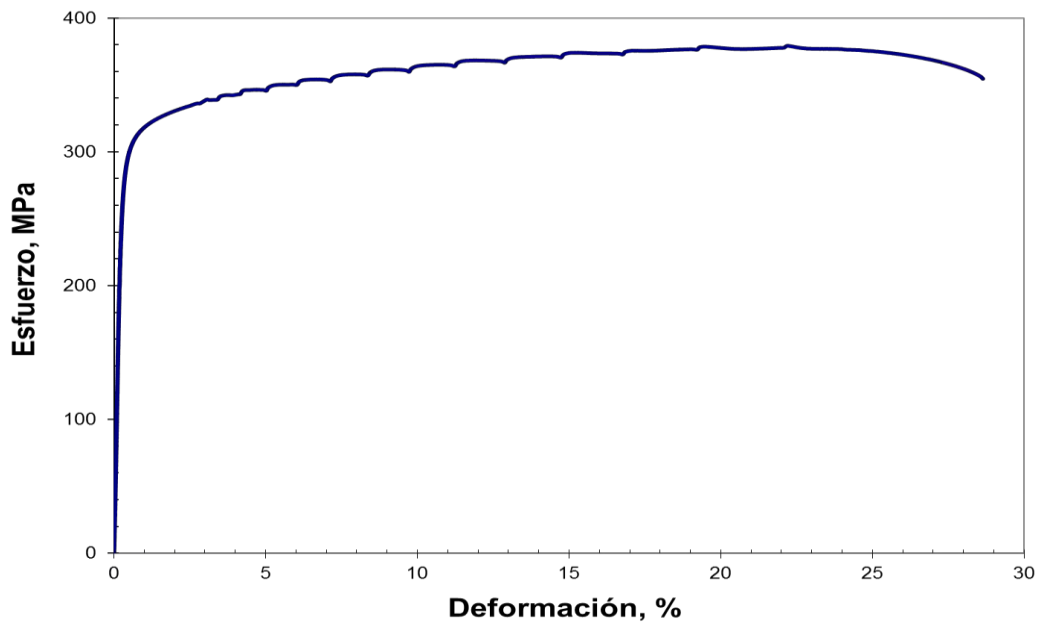


Fig. 6.30 Gráfica esfuerzo deformación de latón en molde de cobre.

La gráfica esfuerzo deformación de la probeta plana de tensión en molde de acero (figura 6.29) muestra que, se necesita un mayor esfuerzo para que esta pueda ser deformada plásticamente y así, pueda llegar a su ruptura en comparación de la probeta de molde de cobre (gráfica presentada en la figura 6.30). Los valores obtenidos en el ensayo, se presentan en la tabla 6.7

A partir de lo anterior, la probeta de cobre muestra una deformación mayor, por lo que se demuestra que, posee una mayor ductilidad debido al tamaño de grano (tamaño de grano menor en comparación al tamaño de grano del latón en molde de acero). La fractura generada en este ensayo se muestra en la figura 6.31, se observa que, debido a la formación de grietas en el centro de la muestra, esta se fue propagando hacia la superficie en dirección perpendicular a la tensión aplicada, generando una fractura dúctil.

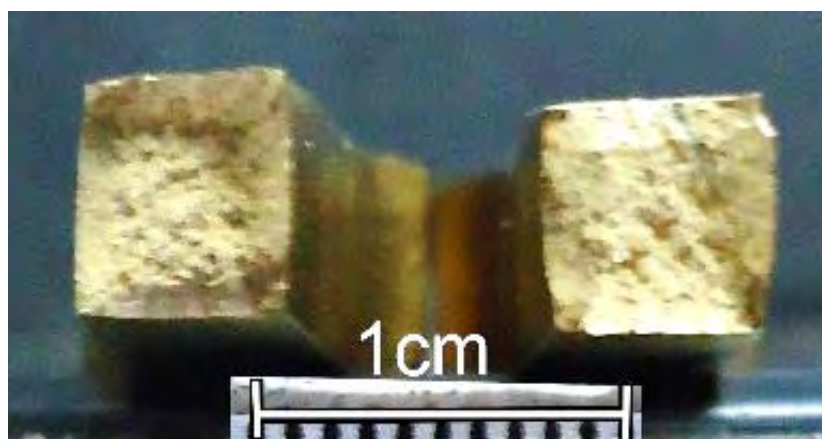


Fig. 6.31 Fractura de la probeta de tensión de latón en molde de cobre

A partir de las gráficas obtenidas del ensayo de tracción, se pueden obtener los valores que se muestran a continuación.

Tabla 6.7 Resultados obtenidos del ensayo de tracción.

| Prueba            | UTS(MPa) | E (GPa) | $\sigma_y$<br>(MPa) | $\sigma_{fractura}$<br>(MPa) | Deformación<br>(%) | Reducción<br>de área<br>(%) |
|-------------------|----------|---------|---------------------|------------------------------|--------------------|-----------------------------|
| Molde de<br>cobre | 379      | 111     | 295                 | 355                          | 28.6               | 37.1                        |
| Molde de<br>acero | 405      | 95      | 328                 | 364                          | 24.0               | 38.7                        |

El módulo de elasticidad de la probeta de latón en molde de cobre es mayor, así mismo, presenta una mayor deformación que en la probeta en molde de acero. Al relacionar el ensayo de nanoindentación, se presentan valores similares:  $E = 112.72$  GPa para el latón en molde de cobre y  $E = 94.27$  GPa para el latón en molde de acero, por ello se comprueba que los dos ensayos mecánicos son coherentes entre sí.

Comparando los resultados obtenidos de estos dos ensayos (nanoindentación y tracción) con los teóricos ( $E = 110$  GPa para un latón 70Cu-30Zn [1]), se muestra que el latón en molde de cobre, al tener una velocidad mayor de solidificación y, por ende, poseer un tamaño de dendrita menor en comparación del molde de acero, presenta valores similares.

### 6.5.3 Corrosión bajo tensión

En la tabla 6.8 y figura 6.32, se muestran el tamaño de la grieta al aplicar una fuerza de torque a las piezas maquinadas (latón en molde de cobre y acero) y someterlas a una solución de  $\text{NH}_4\text{OH}$  durante 264 horas (11 días).

Tabla 6.8. Tamaño de grieta del latón en molde de cobre y acero en función del tiempo.

| Tiempo de exposición (hrs) | Molde de cobre (mm) | Molde de acero (mm) |
|----------------------------|---------------------|---------------------|
| 24                         | 0,2840              | 0,2264              |
| 48                         | 0,5819              | 0,2344              |
| 72                         | 0,6463              | 0,3556              |
| 96                         | 0,7000              | 0,3688              |
| 120                        | 0,8064              | 0,4137              |
| 144                        | 0,8468              | 0,5285              |
| 168                        | 0,8477              | 0,5836              |
| 192                        | 0,8675              | 0,8439              |
| 216                        | 0,8634              | 0,8700              |
| 240                        | 0,9329              | 0,9804              |
| 264                        | 0,8804              | 1,0620              |

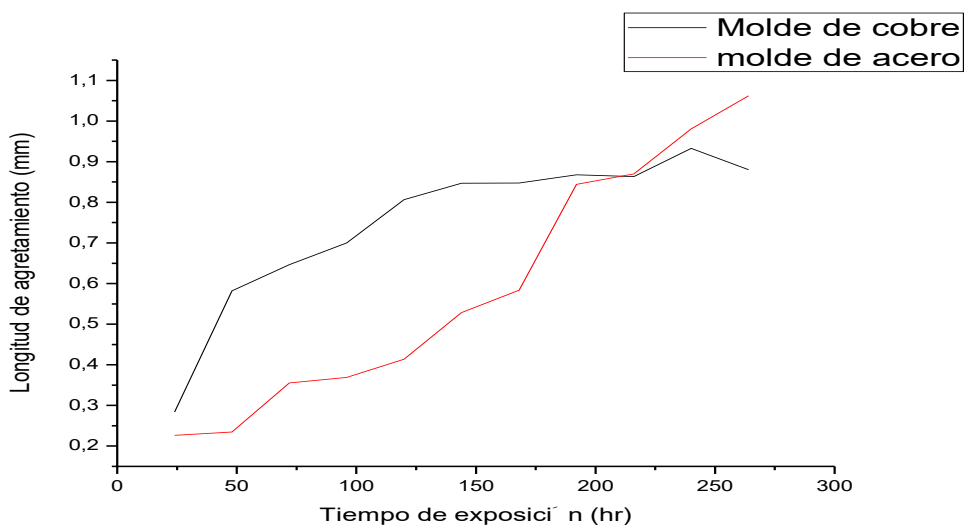


Fig. 6.32. Longitud de la grieta producida por una fuerza de torque en función del tiempo. Línea roja representa el latón en molde de acero y línea negra el latón en molde de cobre.

Las figuras 6.33 y 6.34 muestran la propagación de la grieta a través de la microscopía óptica, donde el lado izquierdo señala el inicio y el lado derecho es el final.

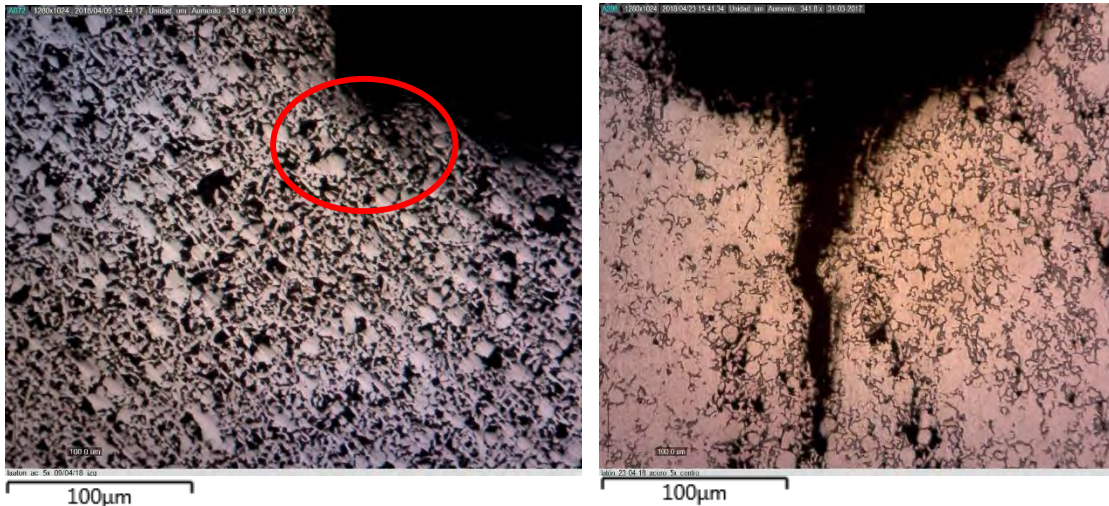


Fig. 6.33. Agrietamiento inducido por fuerzas de torque a la pieza de latón en molde de acero a 5x por MO, a) Inicio de propagación de la grieta y b) final del agrietamiento.

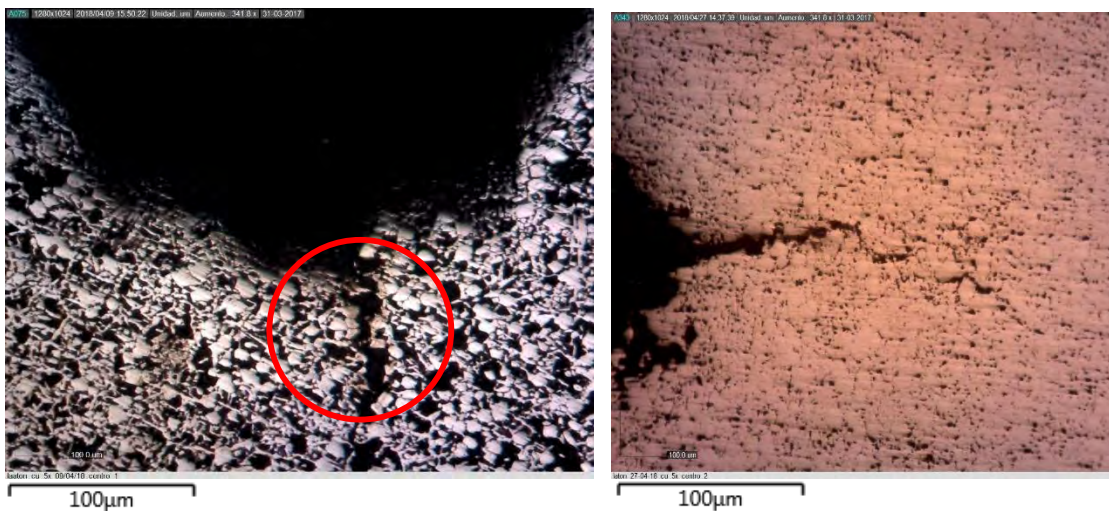


Fig. 6.34. Agrietamiento inducido por fuerzas de torque a la pieza de latón en molde de acero a 5x por MO, a) Inicio de propagación de la grieta y b) final del agrietamiento (tomada de lado horizontal).

El cálculo de  $K_{Ic}$  (tenacidad a la fractura) se realizó mediante la norma ASTM E-399 [19] para una muestra compacta en forma de disco (figura 5.9). Las ecuaciones utilizadas se muestran a continuación.

$$K_{IC} = \left( \frac{P_Q}{BW^{\frac{1}{2}}} \right) f \left( \frac{a}{W} \right) \quad (6)$$

$$\left( 2 + \frac{a}{W} \right) \left( 0.76 + \frac{4.8a}{W} - 11.58 \left( \frac{a}{W} \right)^2 \right) \quad (7)$$

$$f \left( \frac{a}{W} \right) = \frac{+ 11.43 \left( \frac{a}{W} \right)^3 - 4.08 \left( \frac{a}{W} \right)^4}{\left( 1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \quad (8)$$

Donde:

$P_Q$  = Carga (N)

$B$  = Espesor de la muestra (m)

$W$  = Ancho de la muestra (m)

$a$  = Longitud de la grieta (m)

Para calcular la carga aplicada a las probetas a partir del torque empleado, se utilizó la expresión de *Portland Bolt and Manufacturing Company (para tornillos)*. La cual relaciona:

$$MA = K * D * P_Q, \quad P_Q = \frac{MA}{K * D} \quad (9)$$

Donde:

$MA$  = Torque aplicado (N\*m)

$D$  = Diámetro nominal (m)

$P_q$  = Precarga del tornillo (N)

$K$  = Coeficiente de proporcionalidad del torque (adimensional)

A partir de las ecuaciones anteriores, la tabla 6.9 presenta los resultados obtenidos de  $K_{IC}$  para el latón en los distintos moldes de colada (acero y cobre).

Tabla 6.9. Valores de  $K_{Ic}$  obtenidos a través de un agrietamiento inducido por fuerzas de torque.

| Molde | f(a/W) | $P_q$ [N] | $K_{Ic}$ [MPa*m <sup>1/2</sup> ] |
|-------|--------|-----------|----------------------------------|
| Acero | 1,854  | 2999,63   | 9,93                             |
| Cobre | 2,159  | 2999,63   | 11,56                            |

Como se mencionó anteriormente, la definición habitual de la corrosión bajo tensión, es la aceleración del ataque de la corrosión debido a un fenómeno externo mecánico sobre un metal o aleación presentándose en un medio corrosivo. En este caso, se presenta en un latón de colada al generar un esfuerzo de torque en un medio amoniacal (NH<sub>4</sub>OH).

En la tabla 6.8 y la figura 6.32 (Longitud de la grieta producida por una fuerza de torque en función del tiempo) muestran la propagación de la grieta durante 11 días. Cabe mencionar que este tiempo se propuso, debido a que después de 72 horas la grieta se mantuvo constante (Como se indica en la norma E399).

La propagación de la grieta presentada en la figura 6.33 y 6.34, muestra una preferencia en la zona interdendrítica (al inicio del agrietamiento en ambos casos), esto se explica gracias al ensayo de nanoindentación, ya que al observar que las propiedades mecánicas disminuían en la zona interdendrítica debido al contenido alto de zinc, hace más susceptible al material.

Se observa que, al paso del tiempo, la grieta se muestra con un ancho mayor y con la muesca deteriorada. Las zonas oscuras que predominan en las figuras mencionadas, son debido al estancamiento del óxido provocado por la corrosión.

La longitud final que se generó en el latón en molde de acero (1,06 mm) fue mayor en comparación que en el latón en molde de cobre (0.88 mm), esto se debe directamente en la microestructura. Como ya se mencionó, al tener una velocidad de enfriamiento mayor, se genera una estructura dendrítica con mayor tamaño en comparación del molde de cobre, por consecuencia, el espacio interdendrítico es mayor (como se presenta en los resultados de la caracterización del mismo). Con esto, la grieta generada se propagará con mayor rapidez en el medio corrosivo al existir una mayor facilidad de desplazamiento.

De igual manera, se debe de considerar los defectos que se generaron en la colada, es decir, las porosidades que se presentan en las dos probetas debidas al atrapamiento de O<sub>2</sub>. Este factor es de suma importancia, ya que la grieta también es susceptible en este tipo de defectos, es por ello que la grieta de latón en molde



de acero se presenta con mayor propagación y mayor anchura al poseer mayor porosidad en su estructura.

La tabla 6.9 muestra los valores obtenidos de  $K_{IC}$ , se realizó este cálculo con la finalidad de predecir la rotura catastrófica en estos materiales, al someterlos en un medio corrosivo severo. La tenacidad de fractura ( $K_{IC}$ ) depende de la temperatura, velocidad de deformación, la microestructura y por dispersión de una segunda fase.

En este caso, el valor de  $K_{IC}$  es mayor en el latón en molde de cobre ( $11.56 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ) en comparación con el latón en molde de acero ( $9.93 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ), esto significa que absorbe mayor energía antes de fracturarse debido al tamaño de la dendrita, es decir, a tamaños menores de dendrita el  $K_{IC}$  será mayor. Al observar el comportamiento de las curvas de enfriamiento presentadas anteriormente, se muestra que no existe un cambio de fase, por ello, esta no se encuentra como variable en los resultados obtenidos al igual que la temperatura al permanecer constante ( $25^\circ\text{C}$ ).

---

## ***Conclusiones***

---

Las curvas de enfriamiento determinadas en moldes de acero y cobre, mostraron los tiempos de solidificación, así como la ausencia de transformaciones de fase, lo cual corrobora que el latón estudiado es monofásico.

La caracterización microestructural mostró una distribución homogénea de Cu y Zn en la superficie. Por otro lado, las microestructuras obtenidas, indicaron la ausencia de dendritas direccionadas debido a que el líquido sobreenfriado actuó como capa límite impidiendo una formación columnar.

La nanoindentación permitió calcular las propiedades mecánicas (módulo de elasticidad y dureza) en puntos específicos. Se observó el comportamiento que existe en la dendrita y la zona interdendrítica así como en los defectos microestructurales de las probetas de latón en molde de cobre y acero.

La susceptibilidad del latón en medios corrosivos, es inversamente proporcional al tamaño de grano ya que se obtienen un  $K_{IC}$  mayor.

---

## ***Referencias bibliográficas***

---

- [1] Derek E. Tyler, Olin Corporation, and William T. Black. (1990) *Introduction to Copper and Copper Alloys*. En ASM Metals Handbook (2, 789) USA: Assistance.
- [2] Ramón O. G. (2004) *Estructura y propiedades de las aleaciones base cobre de uso en la inyección de aluminio*. Tesis de Maestría, UNAM.
- [3] Copper development association (2005). *The Brasses properties and applications*. Inglaterra.
- [4] A. P. Miodownik. (Unpublished) *Binary Alloy Phase Diagrams*. En ASM Metals Handbook (3, 780) USA: Assistance.
- [5] Centre D'Information Du Cuivre, Laitons et Alliages. *Propriétés des alliages de cuivre* (Internet). Hamlein (Paris). Disponible desde: <http://www.cuivre.org/index-3510.htm> (Acceso 27 de marzo 2018).
- [6] Scott D. H.; Bonnie R. S. (2001) *Physical metallurgy: Heat treatment, structure and properties*. En ASM Specialty Handbook (Copper and copper alloys, 34) USA: ASM International.
- [7] Edwin P. M.; Edgar V. L. (2011) *Caracterización del latón*. Revista metalúrgica UTO, Febrero (30), p. 14-20.
- [8] Kempson K. (2004) *Brass in focus, Engineering designer*. Copper Development Association (CDA).
- [9] Brey M. (2003) *Horizontal continuous casting of copper alloy billets, continuous casting*. Alemania, Veitshöchheim.

- [10] Pugacheva N. B.; Pankratov, A. A.; frolova, N. Y. (2006) *Structural and phase transformations in  $\alpha + \beta$  brasses*. Russian metallurgy 2006(3), p. 239-248.
- [11] Donald R. A. (1998) *Ciencia e ingeniería de los materiales*. 3ª ed. Internacional, International Thomson Editores.
- [12] William F. S. (1998) *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. 3ª ed. Madrid, Mc Graw Hill.
- [13] John D. V. (1987) *Fundamentos de metalurgia física*. 1ª ed. México, Limusa S. A. de C. V.
- [14] Kalpakjian S.; S. R. Schmid (2008) *Manufactura, ingeniería y tecnología*. 5ta ed. México, Pearson educación.
- [15] Cecil E. Hall. (1970) *Microscopia electrónica*. Ed Urmo. MC Graw Hill. Barcelona, España
- [16] Abramowitz M. Davidson (2007) *Introduction to microscopy* (Internet) Molecular Expression. Disponible desde: <http://micro.magnet.fsu.edu/primer/anatomy/introduction.html> (Acceso 01 de abril 2018).
- [17] Arraiza N. V.; Navarro J. A. (2001) *Manual de microscopia: Historia, descripción y uso del microscopio óptico*. Auxilab S. L.
- [18] V.I. Kushch, S.N. Dub, P.M. Litvin. (2007) *Determination of the Young Modulus from Elastic Section of the Berkovich Indenter Loading Curve*. Journal of Superhard Materials 29[228-234].
- [19] Anthony C. Fischer-Cripps. (2000) *Introduction to Contact Mechanics*. SpringerVerlag New York, Inc.
- [20] A.C. Fishcer-Cripps. (2009) *The IBIS Handbook of Nanoindentation*. FischerCripps Laboratories Pty Ltd.
- [21] MEMS and Nanotechnology, *New Insight into Pile-up in Thin Film Indentation* (Internet). Disponible desde: <http://what-when-how.com/mems-and-nanotechnology/new-insight-intopile-up-in-thin-film-indentation-mems-and-nanotechnology/> (Acceso 08 de abril 2018)
- [22] D. A. Skoog; F. J. Holler; S. R. Crouch. (2008) *Principios de análisis instrumental*. 6ta edición. México, Cengage Learning.

- [23] ASTM International. (2003) *E 112-96 Standar Test Methods for Determining Average Grain Size*. Estados Unidos.
- [24] ASTM International. (1997) *E 399-90 Standar Test Methods for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Meaterials*. Estados Unidos.
- [25] ASTM International. (2001) *E 8-00b Standar Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Estados Unidos.
- [26] Abramowitz M. Davidson (2007) *Introduction to microscopy* (Internet) Molecular Expression. Disponible desde: <http://micro.magnet.fsu.edu/primer/anatomy/introduction.html> (Acceso 01 de abril 2018).
- [27] M. I. Jesús Antonio Bencomo Cisneros (2014) *Analisis de la anisotropía en fibras de carburo de silicio mediante ensayos de microtensión y nanoindentación y simulación teórica*". Tesis de Doctorado, Centro de Investigaciones en Materiales Avanzados, S.C Departamento de Posgrado.
- [28] Agustín Ruiz Ramírez (2017), *Efecto de la adición de tantalio en recubrimientos de titanio depositados vía magnetron sputtering*. Tesis de Licenciatura, Universidad Nacional Autónoma de México, Ciudad Universitaria.