



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE  
MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**EFEECTO DEL PLOMO EN LAS PROPIEDADES  
MECÁNICAS DE UN LATÓN DE COLADA CON  
TRES VELOCIDADES DE ENFRIAMIENTO**

**TESIS**

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

**PRESENTA**

**GUADALUPE PAULINA JIMÉNEZ GONZÁLEZ**



**CIUDAD UNIVERSITARIA, CD. MX.**

**AÑO 2019**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE: PROF. SERGIO GARCÍA GALÁN**

**VOCAL: PROF. OSVALDO FLORES CEDILLO**

**SECRETARIO: PROF. ITZEL REYES CHAPARRO**

**1ER. SUPLENTE: PROF. VÍCTOR ANTONIO ARANDA VILLADA**

**2° 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:**

---

**M. EN I. ITZEL REYES CHAPARRO**

**SUPERVISOR TÉCNICO:**

---

**DR. BERNARDO FABIÁN CAMPILLO ILLANES**

**SUSTENTANTE:**

---

**GUADALUPE PAULINA JIMÉNEZ GONZÁLEZ**

## **AGRADECIMIENTOS**

*Por la colaboración en el desarrollo del proyecto:*

*Al proyecto DGAPA-PAPIIT IN-115616 "Estudio de las relaciones de orientación en dendritas en un acero al Si (1.5% Si) y latones Cu30-Zn70, y su relación con sus propiedades mecánicas utilizando técnica de caracterización avanzada."*

# ÍNDICE

<b>CAPÍTULO 1.....</b>	<b>1</b>
INTRODUCCIÓN .....	1
OBJETIVO GENERAL .....	3
<i>Objetivos particulares</i> .....	3
HIPÓTESIS .....	3
<b>CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO.....</b>	<b>4</b>
2.1 EL COBRE Y SUS ALEACIONES.....	4
2.2 LOS LATONES .....	4
2.3 DIAGRAMA DE FASES .....	5
2.4 LATONES ALFA .....	6
2.4.1 <i>Latón 70Cu-30Zn (C26000)</i> .....	6
2.4.1.1 Efecto de los elementos aleantes.....	6
2.4.1.2 Propiedades.....	8
2.4.1.3 Comportamiento general a la corrosión .....	9
2.5 SOLIDIFICACIÓN DE METALES Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO .....	9
2.6 TÉCNICAS EXPERIMENTALES.....	11
2.6.1 <i>Curvas de enfriamiento</i> .....	11
2.6.2 <i>Espectroscopia de emisión atómica</i> .....	11
2.5.3 <i>Difracción de Rayos X</i> .....	12
2.5.4 <i>Microscopia óptica</i> .....	12
2.5. <i>Microscopia Electrónica de Barrido</i> .....	13
2.6 ENSAYOS MECÁNICOS .....	14
2.6.1 <i>Ensayo de dureza</i> .....	14
2.6.1.1 Dureza Rockwell .....	14
2.6.1.2 Dureza Vickers.....	15
2.6.2 <i>Ensayo de tracción</i> .....	16
<b>CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL .....</b>	<b>18</b>
3.1 REFUSIÓN Y OBTENCIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO .....	18
3.2 ADQUISICIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO.....	20
3.3 CARACTERIZACIÓN .....	20
3.3.1 <i>Espectrometría de emisión atómica</i> .....	20
3.3.2 <i>Difracción de Rayos X</i> .....	21

3.3.3	<i>Análisis microscópico</i> .....	21
3.3.3.1	Microscopia óptica (Análisis macroscópico).....	22
3.3.3.2	Microscopia óptica (Análisis microscópico).....	22
3.3.4	<i>Microscopía Electrónica de Barrido</i> .....	23
3.4	ENSAYOS MECÁNICOS .....	24
3.4.1	<i>Ensayo de dureza</i> .....	24
3.4.1.1	Ensayo de dureza Rockwell .....	24
3.4.1.2	Ensayo de dureza Vickers (HV) .....	25
3.4.2	<i>Ensayo de tensión</i> .....	26
<b>CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS</b> .....		<b>27</b>
4.1	CURVAS DE ENFRIAMIENTO .....	27
4.2	CARACTERIZACIÓN .....	31
4.2.1	<i>Espectrometría de emisión atómica</i> .....	31
4.2.2	<i>Difracción de Rayos X (DRX)</i> .....	32
4.2.3	<i>Microscopia Óptica</i> .....	36
4.2.3.1	Análisis macroscópico .....	36
4.2.3.2	Análisis microscópico .....	40
4.2.5	Microscopia electrónica de barrido.....	44
4.2.5.1	Micrografías .....	44
4.2.5.4	Microanálisis por Mapeo.....	46
4.2.5.3	Microanálisis lineal .....	51
4.2.5.2	Microanálisis puntual .....	55
4.3	ENSAYOS MECÁNICOS .....	60
4.3.1	<i>Dureza HRE</i> .....	60
4.3.2	<i>Dureza HV<sub>0.5</sub></i> .....	61
4.4	ENSAYO DE TENSIÓN .....	63
<b>CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES</b> .....		<b>66</b>
<b>ANEXO I</b> .....		<b>67</b>
PRUEBAS ELECTROQUÍMICAS .....		67
	<i>Potencial a circuito abierto (OCP)</i> .....	67
	<i>Resistencia de polarización (Rp)</i> .....	69
	<i>Curvas de polarización (CP)</i> .....	70
<b>BIBLIOGRAFÍA</b> .....		<b>74</b>

## ÍNDICE DE IMÁGENES

FIGURA 2.1: DIAGRAMA DE FASES CU-ZN. SE SEÑALA LA COMPOSICIÓN QUÍMICA % EN PESO DE LA ALEACIÓN DE INTERÉS. <sup>5</sup> .....	5
FIGURA 2.2: SECCIÓN DE UN LINGOTE DE PLOMO EN QUE SE PUEDE APRECIAR EL CRECIMIENTO COLUMNAR DE LOS CRISTALES EN EL SENTIDO OPUESTO AL FLUJO DE CALOR, PERPENDICULARMENTE A LAS ISOTERMAS. <sup>8</sup> .....	10
FIGURA 2.3: SECUENCIA DEL ENSAYO DE DUREZA ROCKWELL. <sup>22</sup> .....	15
FIGURA 3.1: A) BARRA DE LATÓN EN CRISOL, CUBIERTO DE VIDRIO. B) HORNO DE PISO UTILIZANDO EN LA FUSIÓN DEL LATÓN.....	18
FIGURA 3.2: MOLDES UTILIZADOS A) MOLDE DE ACERO, B) MOLDE DE COBRE, C) MOLDE DE ARENA.....	19
FIGURA 3.3: PROBETAS OBTENIDAS DE FUNDICIÓN Y SOLIDIFICACIÓN EN A) MOLDE DE COBRE, B) ACERO Y C) MOLDE DE ARENA..	19
FIGURA 3.4: A) MOLDE, B) CAVIDAD CILÍNDRICA, C) Y D) TERMOPARES COLOCADOS EN DIFERENTES POSICIONES DEL MOLDE. ....	20
FIGURA 3.5: EQUIPO UTILIZADO PARA LA ADQUISICIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO. ....	20
FIGURA 3.6: ESTEREOSCOPIO OLYMPUS ST-PT.....	22
FIGURA 3.7: MICROSCOPIO OLYMPUS, MODELO PGM3, EQUIPO UTILIZADO.....	22
FIGURA 3.8: MICROSCOPIO ELECTRÓNICO DE BARRIDO, JEOL JSM-5900. ....	23
FIGURA 3.9 EQUIPO PARA ENSAYO DE DUREZA ROCKWELL (HR), MACROMET 3 BUEHLER.....	24
FIGURA 3.10: EQUIPO MICRO HARDNESS TESTER, SHIMADZU.....	25
FIGURA 3.12: EQUIPO PARA ENSAYO DE TENSIÓN, INSTRON. ....	26
FIGURA 3.11: PROBETAS DE LATÓN PARA ENSAYO DE TENSIÓN.....	26
FIGURA 4.1: CURVA DE ENFRIAMIENTO DE LATÓN SOLIDIFICADO EN MOLDE DE ACERO, ARENA, COBRE Y EN CRISOL. ....	28
FIGURA 4.2: CURVA DE ENFRIAMIENTO DE LATÓN SOLIDIFICADO EN CRISOL. 1) ENFRIAMIENTO DEL METAL LÍQUIDO, 2) TRANSFORMACIÓN DE FASE L → A, 3) ENFRIAMIENTO DEL METAL SOLIDIFICADO.....	30
FIGURA 4.3: DIFRACTOGRAMA DE RAYOS X DE LATÓN COLADO EN MOLDE DE ACERO. ....	33
FIGURA 4.4: DIFRACTOGRAMA DE RAYOS X DE LATÓN COLADO EN MOLDE DE ARENA. ....	34
FIGURA 4.5: DIFRACTOGRAMA DE RAYOS X DE LATÓN COLADO EN MOLDE DE COBRE. ....	35
FIGURA 4.6: MACROESTRUCTURA DE LATÓN A SOLIDIFICADO EN MOLDE DE ACERO, A) CORTE TRANSVERSAL, B) CORTE LONGITUDINAL. SE SEÑALA POROS EN LA MUESTRA Y UNA INCLUSIÓN METÁLICA RELACIONADA CON EL TERMOPAR.....	37
FIGURA 4.7: MACROESTRUCTURA DE LATÓN A SOLIDIFICADO EN MOLDE DE COBRE, A) CORTE TRANSVERSAL, B) CORTE LONGITUDINAL. ....	38
FIGURA 4.8: MACROESTRUCTURA DE LATÓN A SOLIDIFICADO EN MOLDE DE ARENA, A) CORTE TRANSVERSAL, B) CORTE LONGITUDINAL. ....	39

FIGURA 4.9: A) MICROESTRUCTURA LATÓN DE LLEGADA, B) DETALLE IMAGEN A. MICROPOROSIDAD Y PLOMO SEÑALADO POR CÍRCULOS Y FLECHAS RESPECTIVAMENTE. ....	40
FIGURA 4.10: A) MICROESTRUCTURA LATÓN EN MOLDE ACERO. B) DETALLE IMAGEN A. MICROPOROSIDAD Y PLOMO SEÑALADO POR CÍRCULOS Y FLECHAS RESPECTIVAMENTE. ....	41
FIGURA 4.11: A) MICROESTRUCTURA LATÓN EN MOLDE DE COBRE. B) DETALLE IMAGEN A. MICRORRECHUPES Y PLOMO SEÑALADO POR CÍRCULOS Y FLECHAS RESPECTIVAMENTE. ....	42
FIGURA 4.12: A) MICROESTRUCTURA LATÓN EN MOLDE DE ARENA. B) DETALLE IMAGEN A. MICRORRECHUPES Y PLOMO SEÑALADO POR CÍRCULOS Y FLECHAS RESPECTIVAMENTE. ....	42
FIGURA 4.13: DETERMINACIÓN DEL DAS. ....	43
FIGURA 4.14: MICROESTRUCTURA DE A) LATÓN DE LLEGADA, B) L-MAC, C) L-MCU, D) L-MAR OBTENIDAS POR MEB CON SEÑAL DE ELECTRONES RETRODISPERSADOS. ....	45
FIGURA 4.15: MAPEO DE LATÓN DE LLEGADA. A) MICROGRAFÍA DE ZONA ANALIZADA, B) DISTRIBUCIÓN DE CU, c) DISTRIBUCIÓN DE ZN Y D) DISTRIBUCIÓN DE Pb. ....	47
FIGURA 4.16: MAPEO DE L-MAC. A) MICROGRAFÍA DE ZONA ANALIZADA, B) DISTRIBUCIÓN DE CU, c) DISTRIBUCIÓN DE ZN Y D) DISTRIBUCIÓN DE Pb. ....	48
FIGURA 4.17: MAPEO DE L-MAR. A) MICROGRAFÍA DE ZONA ANALIZADA, B) DISTRIBUCIÓN DE CU, c) DISTRIBUCIÓN DE ZN Y D) DISTRIBUCIÓN DE Pb. ....	49
FIGURA 4.18: MAPEO L-MCU. A) MICROGRAFÍA DE ZONA ANALIZADA, B) DISTRIBUCIÓN DE CU, c) DISTRIBUCIÓN DE ZN Y D) DISTRIBUCIÓN DE Pb. ....	50
FIGURA 4.19: MICROANÁLISIS LINEAL DE LATÓN DE LLEGADA. ESPECTRO DE CU EN COLOR ROJO, ZN EN COLOR VERDE Y Pb EN COLOR AZUL. ....	52
FIGURA 4.20: MICROANÁLISIS LINEAL DE L-MAC. ESPECTRO DE CU EN COLOR ROJO, ZN EN COLOR VERDE Y Pb EN COLOR AZUL. ....	52
FIGURA 4.21: MICROANÁLISIS LINEAL DE L-MAR. ESPECTRO DE CU EN COLOR ROJO, ZN EN COLOR VERDE Y Pb EN COLOR AZUL. ....	53
FIGURA 4.22: MICROANÁLISIS LINEAL DE L-MCU. ESPECTRO DE CU EN COLOR ROJO, ZN EN COLOR VERDE Y Pb EN COLOR AZUL. ....	53
FIGURA 4.23: MICROANÁLISIS PUNTUAL DE LATÓN DE LLEGADA. A) MICROGRAFÍA DE LA ZONA ANALIZADA. ....	55
FIGURA 4.24: MICROANÁLISIS PUNTUAL DE L-MAC A) MICROGRAFÍA DE LA ZONA ANALIZADA. ....	56
FIGURA 4.25: MICROANÁLISIS PUNTUAL DE L-MAR. A) MICROGRAFÍA DE LA ZONA ANALIZADA. ....	57
FIGURA 4.26: MICROANÁLISIS PUNTUAL DE L-MCU. A) MICROGRAFÍA DE LA ZONA ANALIZADA. ....	58
FIGURA 4.27: PERFIL DE DUREZA VICKERS (HV <sub>0.5</sub> ) EN L-MAC. L-MAR Y L-MCU. ....	62
FIGURA 4.28: CURVA ESFUERZO – DEFORMACIÓN DE L-MAC, L-MAR Y L-MCU. ....	63
FIGURA 1: POTENCIAL A CIRCUITO ABIERTO (OCP), CURVA POTENCIAL-TIEMPO DE LATÓN COLADO EN MOLDE DE ACERO, ARENA Y COBRE EN MEDIO AMONIACAL. ....	68
FIGURA 2: CURVA DE POLARIZACIÓN DE LATÓN 70Cu-30Zn SIN PLOMO, COLADO EN MOLDE DE ACERO, ARENA Y COBRE. ....	71

## ÍNDICE DE TABLAS

TABLA 2.1: LÍMITES DE COMPOSICIÓN DE LATÓN C-26000. <sup>6</sup> .....	6
TABLA 2.2: PROPIEDADES FÍSICAS, TÉRMICAS, ELÉCTRICAS Y MECÁNICAS DE LATÓN C26000. <sup>6</sup> .....	8
TABLA 2.3: PROPIEDADES MECÁNICAS DE LATÓN 70Cu-30Zn DE COLADA. <sup>3,7</sup> .....	9
TABLA 3.1: DIMENSIONES DE PROBETAS. ....	19
TABLA 4.1: COMPOSICIÓN QUÍMICA DE L-MAC, L-MAR Y L-MCU POR ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ATÓMICA (% EN PESO)....	31
TABLA 4.2: DAS DE L-MAC, L-MAR Y L-MCU. PROMEDIO Y DESVIACIÓN ESTÁNDAR. ....	43
TABLA 4.3: COMPOSICIÓN QUÍMICA DE ZONA DENDRÍTICA, ZONA INTERDENDRÍTICA Y SEGREGACIÓN EN % EN PESO DE LATÓN DE LLEGADA, L-MAC, L-MAR Y L-MCU. ....	59
TABLA 4.4: DUREZA ROCKWELL E, PROMEDIO Y DESVIACIÓN ESTÁNDAR. ....	60
TABLA 4.5: PROPIEDADES MECÁNICAS OBTENIDAS DE LA CURVA ESFUERZO-DEFORMACIÓN.....	64
TABLA 1: RESULTADOS DE RESISTENCIA DE POLARIZACIÓN (Rp) DEL LATÓN COLADO EN MOLDE DE ACERO, ARENA Y COBRE. ....	69
TABLA 2: RESULTADOS DE CURVAS DE POLARIZACIÓN DE LATÓN EN MOLDE DE ACERO, ARENA Y COBRE. ....	71

-

# **CAPÍTULO 1.**

## **INTRODUCCIÓN**

Actualmente el Cu y sus aleaciones constituyen uno de los principales grupos de metales comerciales de mayor utilidad. Las aleaciones Cu-Zn se conocen comúnmente como latones, y constituyen las aleaciones de Cu más importantes desde el punto de vista de aplicación industrial por la combinación de propiedades y precio.<sup>1</sup> Del consumo total de Cu, un 27% se destina a la producción de latones.<sup>2</sup>

La composición química de las aleaciones es un factor primordial, los elementos deben cumplir con la cantidad establecida bajo norma, cuando alguno de estos elementos sobrepasa este rango afecta las propiedades mecánicas.<sup>6</sup>

El desarrollo del presente trabajo se efectuó en torno a un latón comercial 70Cu-30Zn, con la finalidad de estudiar la relación entre la velocidad de enfriamiento y la contaminación con Pb en un latón alfa de colada y evaluar su efecto en las propiedades mecánicas.

En la evolución de este trabajo se identificarán tres secciones fundamentales: adquisición de curvas de enfriamiento, caracterización y ensayos mecánicos.

Se realizó la historia térmica de un latón comercial de colada en molde de acero, arena y cobre para obtener diferente velocidad de enfriamiento y realizar un análisis térmico.

La caracterización del material se realizó por medio de diferentes técnicas entre ellas Espectrometría de emisión atómica, Difracción de rayos X, Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido con el propósito de estudiar la macro y microestructura del latón de colada.

Además de realizar ensayos mecánicos de dureza y tensión con el fin de vincularlas con la velocidad de enfriamiento y la contaminación con plomo.

Con los resultados obtenidos se puede concluir lo siguiente: La contaminación de plomo disminuye las propiedades mecánicas en la aleación comercial 70Cu-30Zn.

El latón colado en molde de acero presentó las propiedades mecánicas más altas.

## **OBJETIVO GENERAL**

Estudiar el efecto de la relación entre la velocidad de enfriamiento y la contaminación de plomo en la macro y microestructura de un latón alfa de colada, así como su influencia en las propiedades mecánicas.

### **Objetivos particulares**

Caracterizar la macro y microestructura de un latón de colada con diferentes velocidades de enfriamiento.

Identificar el efecto de la velocidad de enfriamiento en las macro y microestructura de un latón alfa comercial.

Evaluar las propiedades mecánicas del latón alfa de colada.

## **HIPÓTESIS**

El crecimiento dendrítico es afectado por la velocidad de enfriamiento, con un tamaño de dendrita menor se elevarán las propiedades mecánicas en el latón de colada, estas propiedades pueden ser afectadas por la presencia de plomo en la aleación.

## **CAPÍTULO 2. MARCO TEÓRICO**

### **2.1 EL COBRE Y SUS ALEACIONES.**

Actualmente el Cu y sus aleaciones constituyen uno de los principales grupos de metales comerciales de mayor utilidad. Se caracterizan en general por su resistencia mecánica moderada, elevada ductilidad y buena resistencia a la corrosión. El Cu presenta un solo estado alotrópico, posee una estructura cristalina cubica centrada en las caras (FCC) denominada fase  $\alpha$ .<sup>1</sup>

Las aleaciones de Cu a menudo resultan atractivas para aplicaciones en las cuales se requiere una combinación de propiedades eléctricas, mecánicas, no-magnéticas, resistentes a la corrosión, térmicamente conductoras y resistentes al desgaste. Son de fácil procesamiento mediante técnicas de conformado, fundido y soldado.

Las aleaciones de Cu pueden adquirir una amplia variedad de propiedades mediante la adición de elementos aleantes y por tratamientos térmicos, a fin de mejorar sus características de manufactura.<sup>2</sup>

Del consumo total de Cu y sus aleaciones, el 50% se destina a la producción de hilos conductores; un 18% se destina a otros productos de cobre puro y un 27% se destina a la producción de latones. El 5% restante representa el consumo de todas las demás aleaciones de cobre.<sup>3</sup>

### **2.2 LOS LATONES**

Las aleaciones Cu-Zn se conocen comúnmente como latones, y constituyen las aleaciones de cobre más importantes desde el punto de vista de aplicación industrial por la combinación de propiedades y precio.<sup>1</sup>

Son aleaciones base cobre y zinc; contienen de 5 a 46% en peso de Zn y eventualmente, varios otros elementos en pequeñas proporciones. Según su

composición, los latones pueden ser moldeados, trabajados en caliente o en frío. Son utilizados en forma de láminas, barras planas, tubos y alambres, ya que presentan excelente formabilidad.

Los latones presentan una variedad de colores, que varía del rosa al amarillo para contenidos crecientes de zinc, su buena resistencia a la corrosión y su aptitud para los tratamientos superficiales, permiten realizar económicamente objetos de bello aspecto, de larga duración y de fácil mantenimiento.<sup>4</sup>

### 2.3 DIAGRAMA DE FASES

La zona del diagrama de fases Cu-Zn que corresponde a la región de los latones está representada en la Figura 2.1. Se observa que la temperatura de fusión disminuye regularmente al aumentar el contenido de zinc. El intervalo de solidificación es pequeño, lo que permite obtener aleaciones homogéneas. Estas particularidades son índices de buenas propiedades generales de fundición.

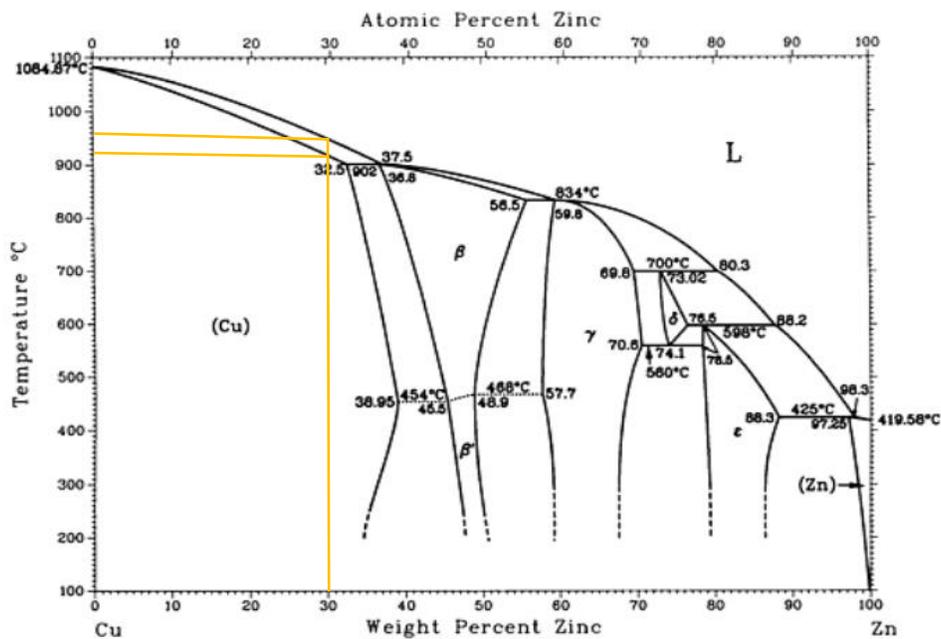


Figura 2.1: Diagrama de Fases Cu-Zn. Se señala la composición química % en peso de la aleación de interés.<sup>5</sup>

A temperatura ambiente, los latones comerciales están constituidos por una sola fase ( $\alpha$ ) hasta 36% en peso de Zn aproximadamente y por una mezcla de dos fases ( $\alpha+\beta'$ ) para contenidos de zinc superiores a este valor.<sup>4</sup>

## 2.4 LATONES ALFA

Los latones alfa, también denominados latones de trabajo en frío (en inglés como: “cold working brasses”), contienen un mínimo del 63 % en peso de Cu. Se caracterizan por tener gran ductilidad a temperatura ambiente, y pueden ser deformados por laminación, embutido, cizallado, trefilado, doblado, etc.<sup>6</sup>

### 2.4.1 Latón 70Cu-30Zn (C26000)

Algunos nombres frecuentes del latón 70Cu-30Zn (C26000) son: Latón de cartuchería, latón 70-30, latón de embutición, etc. La composición química del latón C26000, por la American Society for Metals ASM, se reporta en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1: Límites de composición de latón C-26000. <sup>6</sup>

Cu %	Pb %	Fe %	Otros (total)	Zn
68.5 – 71.5	0.07 máx.	0.05 máx.	0.15 máx.	Balance

#### 2.4.1.1 Efecto de los elementos aleantes

El Pb debe mantenerse por debajo del 0,01% para la laminación en caliente, aunque las adiciones de hasta el 4% mejoran la maquinabilidad en el material procesado por extrusión y trabajo en frío. El plomo reduce la ductilidad a temperatura ambiente en latón.

El Al en niveles tan altos como el 2% no tiene efectos adversos en el trabajo en caliente o en frío. Sin embargo, el recocido y el tamaño de grano se ven afectados.

El As no afecta el trabajo en caliente o en frío, pero tiende a refinar el tamaño del grano, lo que reduce la ductilidad.

Los efectos del Cd no son precisos y no convergen, pues algunos afirman que hasta un 0.10% tiene poco efecto, otros sostienen que debe mantenerse por debajo del 0.05%.

El Cr afecta la temperatura de recocido y el tamaño del grano. Esta condición se agrava cuando hay Fe presente.

El Fe afecta principalmente a las propiedades de recocido y las propiedades magnéticas.

El Ni frena el crecimiento del grano.

El P no tiene efectos adversos en contenidos de hasta 0.04%, sin embargo, restringe el crecimiento del grano, aumenta la resistencia a la tracción y, en cierta medida reduce la ductilidad.<sup>6</sup>

Sin embargo, es recomendable que los elementos deben de cumplir una cantidad establecida bajo norma, cuando alguno de estos elementos sobrepasa este rango afecta proporcionalmente a las propiedades mecánicas como es el caso del plomo que su porcentaje bajo norma es de un máximo de 0.07% cuando el porcentaje es mayor el latón puede sufrir agrietamiento en el proceso de conformado ya que la ductilidad se ve afectada.<sup>3</sup>

### 2.4.1.2 Propiedades

A continuación, se reporta una recopilación de datos de las propiedades del latón 70Cu-30Zn, los datos teóricos (Tabla 2.2) corresponden a un latón comercial y los datos experimentales (Tabla 2.3) corresponden a un latón de colada en diferentes moldes de enfriamiento.

Tabla 2.2: Propiedades físicas, térmicas, eléctricas y mecánicas de Latón C26000.<sup>6</sup>

<i>Magnitud</i>	<i>Unidad</i>	<i>70Cu-30Zn</i>
<i>Densidad</i>	$\text{g/cm}^3$	8.53
<i>Intervalo de fusión</i>	$^{\circ}\text{C}$	910-955
<i>Coeficiente de dilatación térmica (25 -100<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	$^{\circ}\text{C}^{-1}$	0.000019
<i>Calor específico (a 20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	J/kg	375
<i>Conductividad térmica (a 20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	W/m K	120
<i>Conductividad eléctrica (a 20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	% IACS	28
<i>Resistividad eléctrica (a 20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	n $\Omega$	62
<i>Módulo de elasticidad (20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	GPa	110
<i>Módulo de rigidez (a 20<math>^{\circ}\text{C}</math>)</i>	kg	4050
<i>Resistencia de tensión máxima</i>	MPa	300-900
<i>Resistencia a la cedencia</i>	MPa	75-450
<i>Elongación en 50 mm</i>	%	66-3

Tabla 2.3: Propiedades mecánicas de latón 70Cu-30Zn de colada. <sup>3,7</sup>.

<b>Magnitud</b>	<b>Molde</b>	<b>Unidades</b>	<b>Latón 70-30</b>
<i>Dureza*</i>	Arena	HRB	52.5
<i>Esfuerzo máximo<sup>3</sup></i>	Arena	Kg/cm <sup>2</sup>	2.154
<i>Corrosión <sup>3</sup></i>	Arena	mg/día*dm <sup>2</sup>	50
<i>Esfuerzo de fluencia <sup>7</sup></i>	Arena	MPa	51
<i>Esfuerzo máximo <sup>7</sup></i>	Arena	MPa	198

### **2.4.1.3 Comportamiento general a la corrosión**

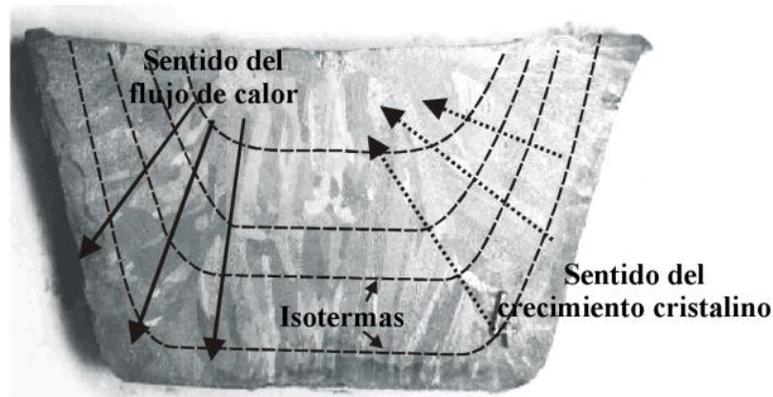
El latón resiste la corrosión en una amplia variedad de medios y soluciones químicas; pueden sufrir deszincificación en soluciones estancadas o que se mueven lentamente. Susceptible al agrietamiento por corrosión bajo tensión, especialmente en ambientes amoniacales.<sup>6</sup>

## **2.5 SOLIDIFICACIÓN DE METALES Y VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO**

Durante la solidificación de los metales puros y aleaciones se produce la distribución atómica que conducirá a la microestructura final, la cual puede variar si se modifica la composición química o la velocidad de solidificación.

En una primera etapa se forman núcleos de cristalización. A medida que avanza el proceso de solidificación, los núcleos crecen gracias a la adición de nuevos átomos que abandonan el líquido. Después de la formación de un primer núcleo cristalino, los átomos se empiezan a depositar sobre éste, entonces el cristal comienza a crecer en la misma dirección del flujo de calor, pero en sentido contrario, perpendicularmente a las líneas isoterma que se generarían en el cuerpo, ver figura

2.2. Cuando todos los átomos se hallan formando parte del agregado policristalino se considera que el sistema está totalmente solidificado.<sup>8</sup>



*Figura 2.2: Sección de un lingote de plomo en que se puede apreciar el crecimiento columnar de los cristales en el sentido opuesto al flujo de calor, perpendicularmente a las isoterma.<sup>8</sup>*

La velocidad de solidificación afectará notablemente a la distribución atómica, ya que la formación de núcleos es directamente proporcional a la rapidez de enfriamiento del líquido, de manera que, cuando mayor sea esta rapidez tanto mayor será el número de núcleos y, consecuentemente, su crecimiento estará limitado alcanzándose una estructura policristalina de grano fino.

Por el contrario, si la velocidad de enfriamiento es más lenta, el número de núcleos es menor y el total del volumen del material se distribuye en una cantidad inferior de cristales, lo cual conduce a una microestructura final de tamaño de grano mayor.<sup>8</sup>

Algunos factores importantes que afectan la solidificación son el tipo de metal, las propiedades térmicas del metal y del molde, la relación geométrica entre el volumen-área superficial de la fundición y la forma del molde.<sup>9</sup>

El tipo de molde es una variable fundamental en el proceso de colada siendo que la velocidad de enfriamiento del metal es función directa de la transferencia de calor del metal al molde y del molde al medio ambiente. El molde metálico genera un

enfriamiento acelerado del metal fundido, en tanto que los moldes de arena permiten un tiempo más largo a la solidificación.<sup>10</sup>

## **2.6 TÉCNICAS EXPERIMENTALES**

### **2.6.1 Curvas de enfriamiento**

El análisis de la curva de enfriamiento se ha convertido en una herramienta común para el control de las características microestructurales de las aleaciones fundidas. Esta técnica involucra el monitoreo de los cambios de temperatura en una masa fundida durante su enfriamiento y solidificación. Por lo general, está representado por una temperatura, una estrategia de tiempo y una derivación.<sup>11</sup>

### **2.6.2 Espectroscopia de emisión atómica**

La espectroscopia de emisión con fuentes de arco y chispa se basa 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.

En las fuentes de arco y chispa 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. Debido a su inestabilidad, es necesario integrar las señales de emisión provenientes de las fuentes de arco y de chispa durante al menos 20 s, y a menudo, durante un minuto o más, para obtener datos analíticos reproducibles.<sup>12</sup>

### **2.5.3 Difracción de Rayos X**

La Difracción de Rayos X está basada en las interferencias ópticas que se producen cuando una radiación monocromática atraviesa una rendija de espesor comparable a la longitud de onda de la radiación. Los Rayos X tienen longitudes de onda de Ångströms, del mismo orden que las distancias interatómicas de los componentes de las redes cristalinas. Al ser irradiados sobre la muestra a analizar, los Rayos X se difractan con ángulos que dependen de las distancias interatómicas.

La difracción de Rayos X es un método no destructivo para el análisis de una amplia gama de materiales, es una de las técnicas más eficaces para el análisis cualitativo y cuantitativo de fases cristalinas de cualquier tipo de material, tanto natural como sintético.<sup>13</sup>

La difracción de Rayos X se utiliza para la identificación de fases, puesto que de cada cristal se obtiene un patrón de difracción característico. Las posiciones de las líneas de difracción están determinadas por la simetría cristalina y la intensidad por las posiciones de los átomos dentro de la celda unitaria.<sup>14</sup>

Un difractograma de Rayos X proporciona datos de intensidad en función del ángulo de difracción ( $2\theta$ ) obteniéndose una serie de picos que corresponden con los planos cristalinos.<sup>15</sup>

### **2.5.4 Microscopía óptica.**

Mediante la microscopía óptica (MO) es factible evaluar las características microestructurales de un metal o de una aleación. Sin duda, el microscopio es la herramienta más importante del metalurgista tanto desde el punto de vista científico como técnico. Es posible determinar el tamaño de grano, y el tamaño, forma y distribución de las fases e inclusiones que tienen efecto sobre las propiedades mecánicas del metal. La microestructura revelará el tratamiento mecánico, térmico del metal y, bajo un conjunto de condiciones dadas, podrá predecirse su comportamiento.<sup>16</sup>

## 2.5. Microscopia Electrónica de Barrido

El microscopio electrónico de barrido (MEB) permite la observación directa de todo tipo de superficies, así como extender el rango de resolución de las imágenes hasta la escala nanométrica.

Su funcionamiento consiste en hacer incidir un barrido de haz de electrones sobre la muestra, la interacción del haz de electrones con la superficie de la muestra puede proporcionar información sobre topografía, composición y estructura. Las imágenes se obtienen mediante la detección, procesamiento y visualización de las señales de electrones secundarios y retrodispersados.<sup>17</sup>

La MEB es una herramienta indispensable en el campo de la metalurgia, debido principalmente a la gran profundidad de campo y a su buena resolución. Es una técnica para la caracterización de materiales metálicos, estudio de sus transformaciones en estado sólido, análisis de fallas y en general para cualquier estudio metalúrgico. Esta técnica es complementaria a la microscopia óptica (MO).

Las muestras preparadas para MO pueden llevarse a MEB, sin más que metalizarlas si no son conductoras. En otras ocasiones la muestra se observa sin preparación algunas, salvo una ligera limpieza, tal es el caso de las superficies de fractura.

De todas las señales que se generan en la muestra al incidir el haz de electrones, las que se emplean con mayor frecuencia en el estudio de los materiales metálicos son las de electrones secundarios, electrones retrodispersados y rayos X.<sup>18</sup>

## 2.6 ENSAYOS MECÁNICOS

### 2.6.1 Ensayo de dureza

La dureza es una medida de la resistencia a la deformación plástica localizada. Los diferentes métodos desarrollados para medir la dureza en general consisten en producir una deformación local, en el material que se ensaya, a través de un indentador. Los valores obtenidos son siempre dependientes del método y las condiciones en las que se ensaya por lo que para que un valor de dureza sea útil y permita su comparación debe estar acompañado de la indicación del método utilizado y las condiciones del ensayo.<sup>19</sup>

#### 2.6.1.1 Dureza Rockwell

El ensayo Rockwell (HR) es uno de los métodos ensayados por indentación. Se utilizan tanto en materiales blandos como duros, siendo los penetradores esféricos de acero endurecido. El ensayo consiste en aplicar dos cargas, una consecutiva a la otra, la primera llamada carga inicial ( $P_0$ ) y la segunda carga adicional ( $P_{ad}$ ). La dureza Rockwell se basa en el incremento de la profundidad de la indentación debido a la carga adicional y una vez eliminada la misma.<sup>20</sup>

Se aplica inicialmente una carga de 10 kg la cual causa una indentación inicial  $A$  que pone el indentador sobre el material y lo mantiene en posición. Al aplicar la carga adicional el material fluye plásticamente, resultando una penetración total  $B$ . Posteriormente, se retira la carga adicional, permitiendo la recuperación elástica del material resultando una penetración final  $C$ . Una vez que la carga principal se retira, el valor de la dureza se lee directamente del indicador de la máquina y dependerá de la penetración  $h$  dada por la diferencia entre la línea de referencia  $A$  y la línea final  $C$ <sup>21</sup>, como se muestra en la figura 2.3.

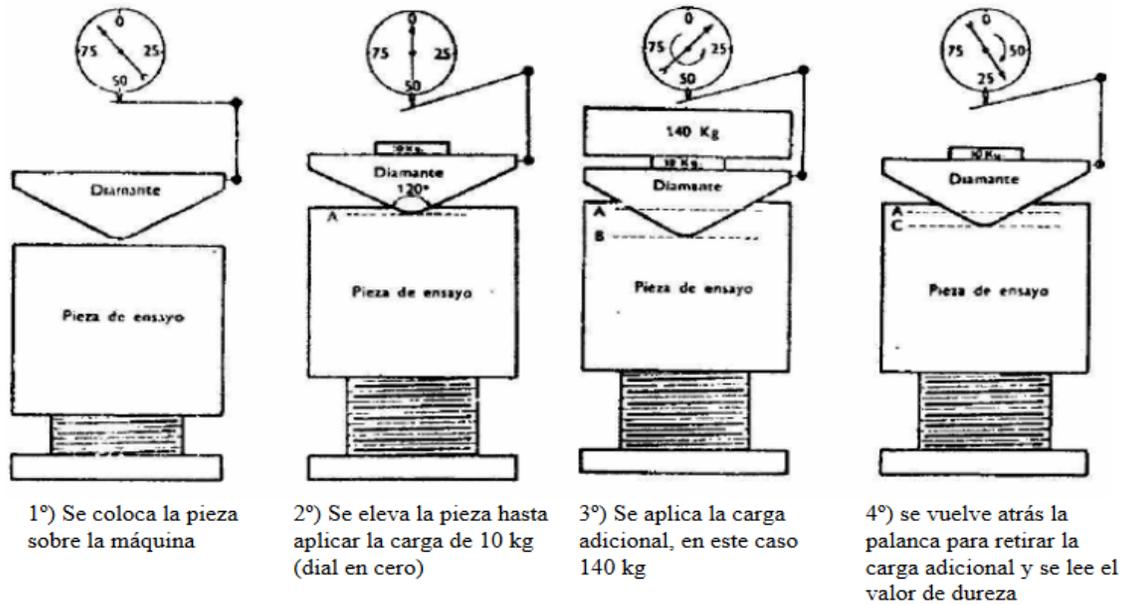


Figura 2.3: Secuencia del ensayo de dureza Rockwell. <sup>22</sup>

### 2.6.1.2 Dureza Vickers

El ensayo Vickers (HV) es una prueba de dureza, este método consiste en hacer, sobre la superficie de una probeta, una huella con un penetrador en forma de pirámide recta de base cuadrada, con un ángulo de 130° en el vértice, y medir la diagonal de dicha huella después de quitar la carga F.

El número de dureza Vickers HV está dado por la relación entre la fuerza aplicada y la superficie de la huella de acuerdo a la ecuación siguiente: <sup>23</sup>

De esta manera el valor de dureza Vickers resulta Ec (1):

$$HV = \frac{P}{8l^2} 2 \operatorname{sen} \left( \frac{136}{2} \right) \quad \text{Ec. (1)}$$

Dado que  $P = d^2/2$  se puede obtener una expresión en función de la diagonal  $d$ , la cual resulta

$$HV = \frac{1.854 P}{d^2} \quad Ec. (2)$$

También es posible expresar el número Vickers en función de la profundidad de penetración de la siguiente manera

$$HV = \frac{P}{4h^2 \tan\left(\frac{136}{2}\right) \sqrt{1 + \tan^2\left(\frac{136}{2}\right)}} \quad Ec. (3)$$

Ya sea con la medición de  $d$  o  $h$  se requiere una exactitud de 0.001 mm y el valor de  $d$  resultará del promedio de ambas diagonales.

En los ensayos de microdureza Vickers se utilizan aparatos que aplican cargas que pueden variar de 0,01 kg a 2 kg.<sup>24</sup>

### **2.6.2 Ensayo de tracción.**

El ensayo de tracción es el ensayo mecánico más importante y el que proporciona la información más completa de la conducta mecánica que cabe esperar de un material sometido a un estado de tensión uniaxial, estado sencillo que se elige ante las dificultades de aplicar otros estados de tensión, aunque estos reproduzcan mejor las situaciones reales de servicio de los materiales ensayados. A través de este ensayo es posible determinar las siguientes propiedades: resistencia mecánica, rigidez, ductilidad, tenacidad y módulo de resiliencia entre otros.

Esta información puede ser útil en comparaciones de materiales, desarrollo de aleaciones, control de calidad y diseño bajo ciertas circunstancias.<sup>25</sup>

En el ensayo de tracción se aplica una tensión de tracción uniaxial creciente a velocidad moderada, a la vez que se registra el alargamiento que experimenta el material hasta el momento en el que se produce la fractura.

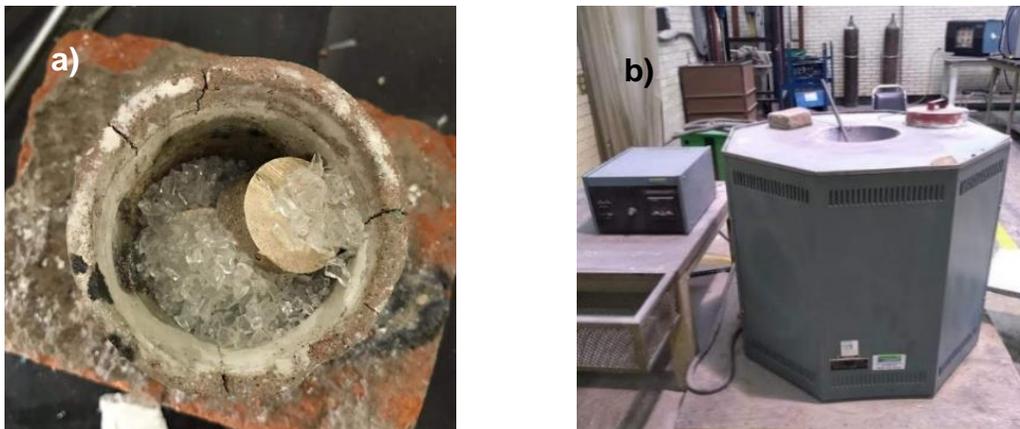
Antes de realizar el ensayo de tracción, es necesario elegir el tipo y las dimensiones de la probeta de ensayo. Para los diversos tipos de probetas normalizadas se puede consultar la normativa correspondiente (ASTM de Estados Unidos o la EN europea).<sup>26</sup>

## **CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

En este capítulo se detalla la metodología del trabajo, los ensayos y pruebas realizadas, el equipo y condiciones de éstas.

### **3.1 REFUSIÓN Y OBTENCIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO**

En el desarrollo de este trabajo se utilizó una barra redonda de latón 70Cu-30Zn comercial con diámetro de 1 pulgada, contaminado con plomo. Se realizaron cortes transversales para obtener secciones de menor dimensión, aproximadamente 3 cm. El material cortado se colocó en un crisol, se cubrió con vidrio para disminuir la oxidación de los elementos aleantes, ver figura 3.1 a), y finalmente se introdujo en un horno de piso a 1100°C, ver figura 3.1 b).



*Figura 3.1: a) Barra de latón en crisol, cubierto de vidrio. b) Horno de piso utilizando en la fusión del latón.*

Se utilizaron moldes de cobre, acero y arena, ver fig. 3.2, cuyo tratamiento previo consistió en retirar las impurezas con lijas de carburo de silicio (SiC), y colocar una capa de pintura refractaria de zirconio.

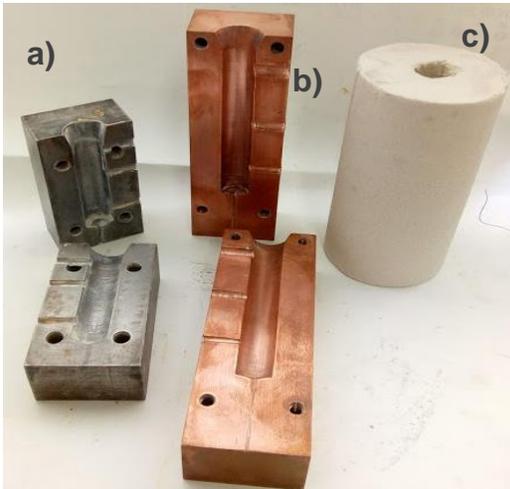


Figura 3.2: Moldes utilizados a) Molde de acero, b) molde de cobre, c) molde de arena.



Figura 3.3: Probetas obtenidas de fundición y solidificación en a) molde de cobre, b) acero y c) molde de arena

Las dimensiones de las probetas obtenidas de la refusión se visualizan en la figura 3.3, en la Tabla 3.1 se reporta las dimensiones de cada una. La probetas fueron seccionadas mediante cortes transversales y longitudinales de 1 cm aproximadamente, con una cortadora de disco abrasivo.

Tabla 3.1: Dimensiones de probetas.

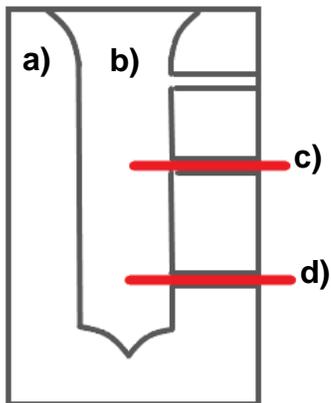
Molde	Dimensiones de probetas	
	Altura (cm)	Diámetro (cm)
Acero	7	1.5
Arena	5	2.0
Cobre	10	1.5

La nomenclatura para la identificación de las probetas de latón con diferente medio de enfriamiento a lo largo del trabajo es:

- ❖ L-Mac      Latón solidificado en molde de acero.
- ❖ L-Mar      Latón solidificado en molde arena.
- ❖ L-Mcu      Latón solidificado en molde de cobre.

## 3.2 ADQUISICIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO

El registro de los cambios de temperatura durante el enfriamiento y solidificación del latón se realizó mediante termopares Tipo K colocados a la mitad del diámetro de la cavidad cilíndrica del molde, ver figura 3.4, conectados a un adquisidor marca Measurement Computing, modelo USB-2408, ver figura 3.5, el cual fue programado desde una computadora, con el software DAQami para la adquisición de datos.



*Figura 3.4: a) Molde, b) Cavidad cilíndrica, c) y d) Termopares colocados en diferentes posiciones del molde.*



*Figura 3.5: Equipo utilizado para la adquisición de curvas de enfriamiento.*

## 3.3 CARACTERIZACIÓN

La caracterización del latón con diferente velocidad de enfriamiento se desarrolló por diferentes técnicas, para determinar su composición química y revelar la microestructura, fases y segregaciones presentes en ésta.

### 3.3.1 Espectrometría de emisión atómica

La composición química se determinó por espectrometría de emisión atómica.

La preparación de las muestras consistió en un desbaste mecánico con lijas de carburo de silicio (SiC) de grado 400 a 2000 y limpieza.

### **3.3.2 Difracción de Rayos X**

Por medio de Difracción de Rayos X se identificaron cualitativamente las fases presentes en las muestras.

La preparación de las muestras, consistió en un desbaste mecánico hasta obtener 5 mm de espesor y un área superficial de 1 cm<sup>2</sup>, pulido hasta acabado espejo utilizando alúmina de 1 µm como abrasivo, paño sintético de pelo largo Microcloth™ y limpieza ultrasónica para retirar los residuos de alúmina en la superficie a analizar con el fin de evitar interferencia al identificar las fases.

### **3.3.3 Análisis microscópico**

Se realizó una caracterización metalográfica por medio de las técnicas de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido para la determinación de tamaño de dendrita, espacios interdendríticos, análisis cualitativo de las fases y segregaciones por Espectrometría de Dispersión de Energía de rayos X, EDS.

De manera general la preparación metalográfica de las muestras para el análisis microscópico fue el siguiente:

- Desbaste mecánico, para eliminar las imperfecciones de las piezas y obtener una superficie adecuada, se utilizaron lijas de SiC de grado 400 a 2000.
- Las piezas fueron sometidas a una limpieza ultrasónica, durante 10 minutos, para eliminar residuos que pudieran contaminar el paño y dañar la superficie a pulir.
- El pulido, se realizó de forma manual empleando alúmina de 1 µm y suspensión de alúmina de 0.5 µm como abrasivo en un paño Microcloth™.
- Limpieza y secado con aire caliente.

### **3.3.3.1 Microscopia óptica (Análisis macroscópico).**

Se realizó la preparación metalográfica a dos muestras de L-Mac, L-Mar, L-Mcu, una de corte transversal y una de corte longitudinal. Posteriormente se realizó un ataque químico para revelar la macroestructura con el reactivo de ataque ( $\text{HCl} + \text{HF} + \text{CH}_3\text{COOH}$ ).

Se tomaron macrografías con un estereoscopio, ver figura 3.6, marca OLYMPUS, modelo SZ-PT.



*Figura 3.6: Estereoscopio Olympus ST-PT.*



*Figura 3.7: Microscopio Olympus, modelo PGM3, equipo utilizado.*

### **3.3.3.2 Microscopia óptica (Análisis microscópico).**

Se realizó la preparación metalográfica a dos muestras de L-Mac, L-Mar y L-Mcu. Posteriormente se realizó un ataque químico para revelar la microestructura con el reactivo químico ( $\text{H}_2\text{SO}_4 + \text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7 + \text{H}_2\text{O}$ ).

Se tomaron micrografías con un microscopio de platina invertida, ver figura 3.7, marca OLYMPUS, modelo PMG3, una cámara para microscopio USB marca Dino-eye y el software DinoCapture2.0.

La determinación de tamaño de dendrita y espacios interdendríticos, se realizó procesando las micrografías originalmente a 50 y 100 aumentos de las muestras L-Mac, L-Mar, L-Mcu con el software *Image Pro Plus*.

### 3.3.4 Microscopía Electrónica de Barrido

La preparación de las muestras fue realizada bajo las mismas condiciones que las muestras para análisis microscópico, sin embargo, se realizó un ligero sobre ataque.

Se utilizó un microscopio electrónico de barrido, JEOL JSM-5900, Scanning Electron Microscope, Instruments nanotecech, ver figura 3.8. Las condiciones utilizadas para la adquisición de imágenes y microanálisis fueron: MEB a alto vacío, voltaje de 20kV y con la señal de electrones retrodispersados.

Se realizó un microanálisis lineal para determinar la composición química en los brazos dendríticos y el espaciamiento interdendrítico, análisis puntual para determinar la composición química de segregaciones o defectos y mapeo para determinar la distribución de segregación en la microestructura.

Se realizó una cuantificación de la segregación en el latón en las micrografías de L-Mac, L-Mar, L-Mcu con el software *Image Pro Plus*



Figura 3.8: Microscopio electrónico de barrido, JEOL JSM-5900.

## 3.4 ENSAYOS MECÁNICOS

### 3.4.1 Ensayo de dureza

Se determinó la dureza por medio del ensayo de Dureza Rockwell y con el ensayo de dureza Vickers, a continuación, se reporta las especificaciones de cada uno.

#### 3.4.1.1 Ensayo de dureza Rockwell

La preparación de las muestras consistió en desbastar hasta obtener una superficie plana y estable.

El ensayo se realizó bajo la norma ASTM E-18. Las mediciones se realizaron en el equipo, ver figura 3.9, Macromet3, Rockwell/superficial type hardness tester, BUEHLER. Se tomó dureza HRE, indentador de bola de acero 1/8 y carga de 100 kg. Se realizaron cinco mediciones distribuidas en la superficie de la muestra.



*Figura 3.9 Equipo para ensayo de dureza Rockwell (HR), Macromet 3 Buehler*

### **3.4.1.2 Ensayo de dureza Vickers (HV)**

La determinación de la dureza Vickers es similar a la Brinell ya que se obtiene del cociente de la carga aplicada por la superficie de la impronta. Sin embargo, en este caso se utiliza una carga pequeña y el indentador es un diamante en forma de pirámide.

El ensayo se realizó bajo la norma ASTM E-384. Las muestras para el ensayo de dureza Vickers (HV) requieren un ataque, por lo que el ensayo se realizó en las muestras L-Mac, L-Mcu y L-Mar atacadas previamente.

Se utilizó el equipo, ver figura 3.10, HMV, Micro Hardness Tester, SHIMADZU. El ensayo se realizó con una carga de 489 N, durante 20 segundos.

Se realizaron cuatro perfiles en las muestras distribuidos cada 90° radialmente, en los perfiles se tomó la dureza cada milímetro, obteniendo ocho datos por perfil.



*Figura 3.10: Equipo Micro Hardness Tester, SHIMADZU.*

### 3.4.2 Ensayo de tensión

Las probetas fueron maquinadas y el ensayo fue realizado bajo la norma ASTM E-8, se realizaron probetas planas por las dimensiones de las fundiciones obtenidas, ver figura 3.11, se colocaron en las mordazas del equipo INSTRON modelo 4206, ver figura 3.12. Se colocó un extensómetro en la parte central de la probeta para monitorear y registrar los cambios, la velocidad de carga fue 0.5 mm/s.



*Figura 3.12: Probetas de latón para ensayo de tensión.*



*Figura 3.11: Equipo para ensayo de tensión, INSTRON.*

## **CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS**

En este capítulo se reportan los resultados obtenidos de la historia térmica, la caracterización y ensayos mecánicos realizados al latón comercial 70Cu-30Zn de colada, el análisis de éstos y la relación entre ellos.

### **4.1 CURVAS DE ENFRIAMIENTO**

El monitoreo de los cambios de temperatura del latón fundido durante su enfriamiento y solidificación permitió trazar curvas de enfriamiento, con el objetivo de detectar las transformaciones de fase presentes en la aleación y el efecto del molde en la velocidad de enfriamiento.

El molde es una variable fundamental en el proceso de colada ya que la velocidad de enfriamiento del metal es función directa de la transferencia de calor del metal al molde y del molde al medio ambiente. Los moldes metálicos tienen una conductividad térmica elevada, para el Cobre es 400 W/mK y para el acero 52 W/mK, en comparación al molde de arena cuya conductividad térmica es aproximadamente 1 W/mK.

En la figura 4.1, se visualiza el comportamiento del enfriamiento del latón en los diferentes moldes, en el molde de cobre y acero la extracción de calor es muy rápida lo que limita detectar los cambios de pendiente correspondiente a la transformación o transformaciones de fase en la aleación.

En comparación a la curva de enfriamiento de latón colado en molde de arena, en la que se observa una primera etapa que corresponde al enfriamiento del metal líquido, posteriormente se observa un cambio de pendiente que se relaciona con el inicio de la solidificación ver punto (a) figura 4.1, y el final de la solidificación en el punto (b) figura 4.1, etapa en la que se lleva a cabo la transformación de líquido a fase alfa, finalmente se observa una etapa final que corresponde al enfriamiento del latón solidificado.

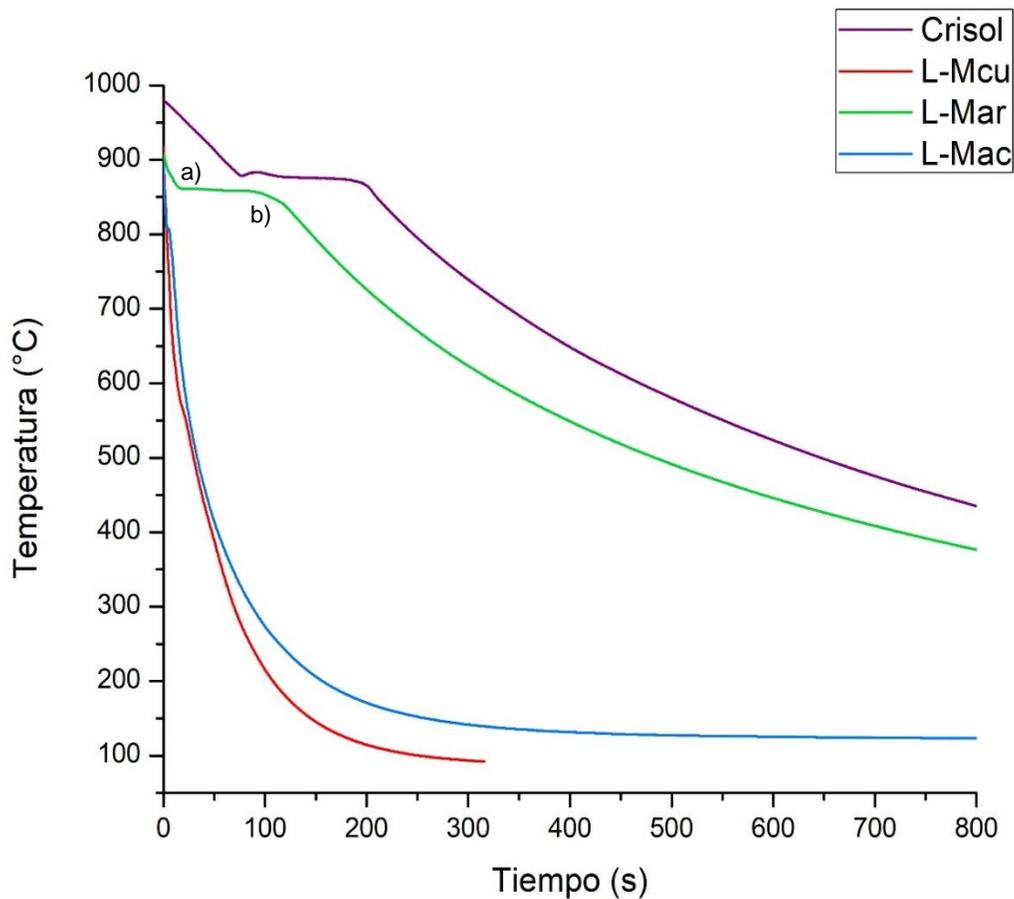


Figura 4.1: Curva de enfriamiento de latón solidificado en molde de acero, arena, cobre y en crisol.

En el comportamiento de las curvas de enfriamiento, el latón colado en molde de cobre presenta el menor tiempo de solidificación lo que se relaciona con la mayor velocidad de enfriamiento, seguido por el latón solidificado en molde de acero y el mayor tiempo de solidificación que se relaciona con la menor velocidad de enfriamiento corresponde al latón colado en molde de arena.

De acuerdo al diagrama de fases Cu-Zn en la composición química 70Cu-30Zn correspondiente a la aleación de estudio, el intervalo de solidificación es de 950°C – 910°C, intervalo de temperatura que no se registra en la curva de enfriamiento de

L-Mac, L-Mar o L-Mcu, y en el caso del latón en molde de arena la transformación se registra en 870°C aproximadamente.

Con la finalidad de obtener mayor información sobre la transformación de fase y corroborar el comportamiento del L-Mar se procedió a registrar el enfriamiento y solidificación del latón fundido en el crisol, la curva de enfriamiento se reporta en la figura 4.1. presenta un comportamiento similar al de L-Mar, sin embargo, su velocidad de enfriamiento es menor.

La curva de enfriamiento del latón solidificado en crisol empieza en 980°C, temperatura superior al intervalo de solidificación de la aleación 70Cu-30Zn, se observa una disminución constante en la temperatura hasta 878°C que se relaciona con el enfriamiento del líquido, zona (1) en la figura 4.2, posteriormente se observa un incremento en la temperatura 883°C, para nuevamente disminuir, punto (a) figura 4.2. A este fenómeno se le llama recalcancia, la aleación atraviesa la temperatura de solidificación y sin embargo continua líquida, poco después se produce un desprendimiento brusco de calor, la temperatura aumenta y el sistema encuentra su estado de equilibrio.<sup>27</sup>

La zona (2) figura 4.2, corresponde a la transformación de fase que va del inicio de solidificación punto (b) al final de solidificación punto (c) y finalmente la zona (3) se asocia con el enfriamiento de la aleación solidificada.

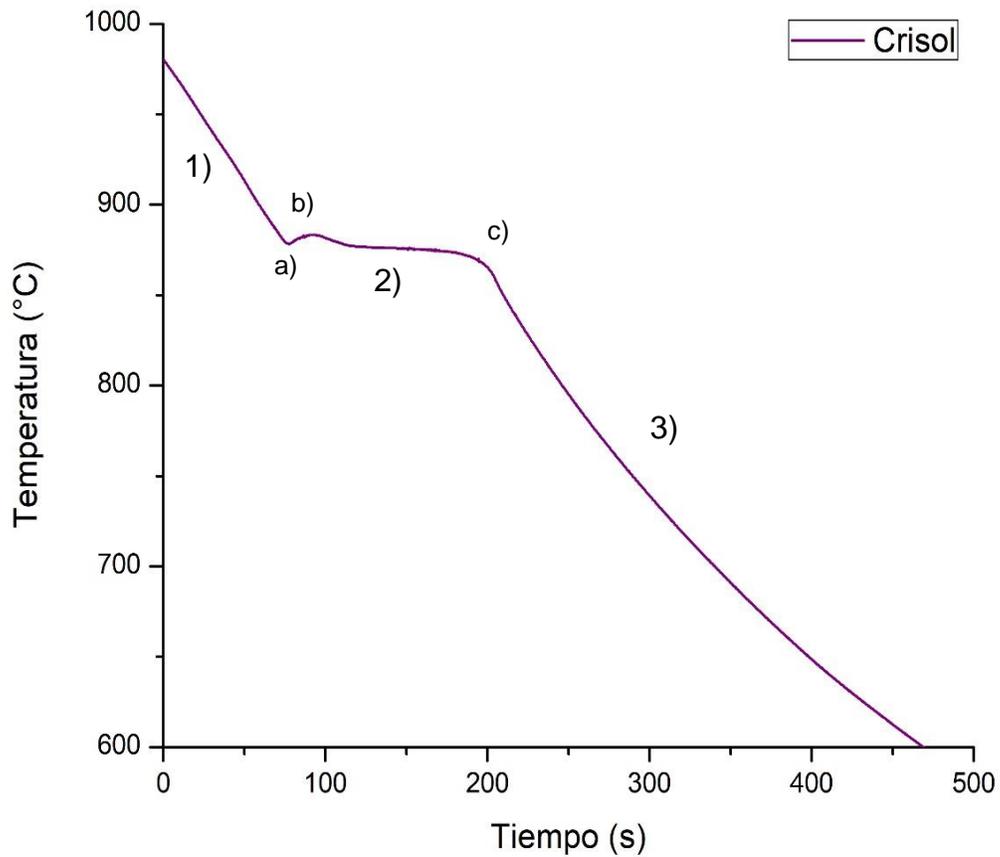


Figura 4.2: Curva de enfriamiento de latón solidificado en crisol. 1) Enfriamiento del metal líquido, 2) Transformación de fase  $L \rightarrow \alpha$ , 3) Enfriamiento del metal solidificado

La curva de enfriamiento sólo marca una transformación de fase por lo tanto la aleación corresponde a un latón monofásico, sin embargo, la temperatura de la transformación ( $883^{\circ}\text{C} - 870^{\circ}\text{C}$ ) es menor al intervalo teórico para la aleación 70Cu-30Zn. Esto se puede asociar con una composición química diferente a la composición química nominal.

## 4.2 CARACTERIZACIÓN

La caracterización del material se desarrolló por diferentes técnicas, con la finalidad de estudiar y determinar su composición química la cual va a definir las fases presentes. Y el efecto de la velocidad de enfriamiento en la macro y microestructura del material.

### 4.2.1 Espectrometría de emisión atómica

La composición química del latón se determinó por espectrometría de emisión atómica en muestras del latón colado en molde de acero, arena y cobre. Con la finalidad de comparar y corroborar la composición química real con la composición química nominal, los principales elementos de estudio son el cobre, zinc y plomo, en la tabla 4.2 se reporta la composición química promedio de cada elemento y su desviación estándar.

Tabla 4.1: Composición química de L-Mac, L-Mar y L-Mcu por Espectrometría de emisión atómica (% en peso).

	<b>Cu (%)</b>	<b>Zn (%)</b>	<b>Pb (%)</b>
<b>L-Mac</b>	<b>66.25 +/- 0.171</b>	<b>30.57 +/- 0.125</b>	<b>2.969 +/- 0.048</b>
<b>L-Mar</b>	<b>63.10 +/- 0.505</b>	<b>33.57 +/- 0.525</b>	<b>2.929 +/- 0.022</b>
<b>L-Mcu</b>	<b>66.47 +/- 0.108</b>	<b>31.35 +/- 0.123</b>	<b>2.963 +/- 0.021</b>
<b>70Cu-30Zn</b>	68.5 - 71.5	Balance	0.07 máx.

El % en peso de plomo presente en las muestras de latón colado en molde de acero, arena y cobre es aproximadamente 3% en peso de Pb, lo que excede la composición química nominal de 0.07% en peso de Pb.

Al aumentar la cantidad de plomo en la aleación el % en peso de cobre disminuye de 68.5 – 71.5%, composición química nominal, a 66% en peso de Cu aproximadamente.

El % en peso de Zn en las muestras es mayor a 30%, se encuentra dentro de las especificaciones de un latón 70Cu-30Zn. La variación del %Zn en éstas se puede atribuir a la oxidación de zinc durante la refusión del material y posteriormente la colada.

De acuerdo a los resultados obtenida por Espectrometría de emisión atómica el latón 70Cu-30Zn comercial se encuentra fuera de la composición química nominal, con exceso de plomo en la aleación. Lo que se relaciona con la diferencia de temperatura en el intervalo de solidificación.

#### **4.2.2 Difracción de Rayos X (DRX)**

La Difracción de Rayos X se empleó con el objetivo de identificar cualitativamente las fases presentes en la microestructura del latón colado en los diferentes moldes.

Al identificar el exceso de plomo en la aleación se busca obtener información e identificar la formación de algún compuesto de éste. A continuación, se reportan el difractograma obtenido para cada muestra.

Las fases identificadas en el latón colado en los diferentes moldes son: Cu<sub>64</sub>-Zn<sub>36</sub> (latón  $\alpha$ ), Pb, Cu<sub>43</sub>-Zn<sub>57</sub> y PbO. En el difractograma se visualizan los picos correspondientes a cada fase identificadas con diferentes colores como se muestra en la figura 4.3, 4.4 y 4.5.

En el difractograma se visualizan las fases o picos en diferentes posiciones de  $2\theta$ , generalmente presentan mayor intensidad (cuentas) en las primeras tres posiciones para el Cu<sub>64</sub>-Zn<sub>36</sub> (latón  $\alpha$ ) se ubica en 42.32, 49.27 y 72.24 de  $2\theta$ . Para Pb en 31.30, 36.26 y 52.22 existe una cercanía en la posición  $2\theta$  de PbO 31.36, 36.34 y 52.22.

El difractograma del latón colado en molde de acero se reporta en la figura 4.3, se identifican picos que corresponden a las fases presentes en la muestra, el Cu<sub>64</sub>-Zn<sub>36</sub> (Latón alfa) señalado en color amarillo manifiestan la mayor intensidad 40000 cuentas, posteriormente se encuentra el Pb en azul con 5000 cuentas y PbO en azul marino con 2500 cuentas y finalmente el Cu<sub>43</sub>-Zn<sub>57</sub> en verde con 2000 cuentas aproximadamente.

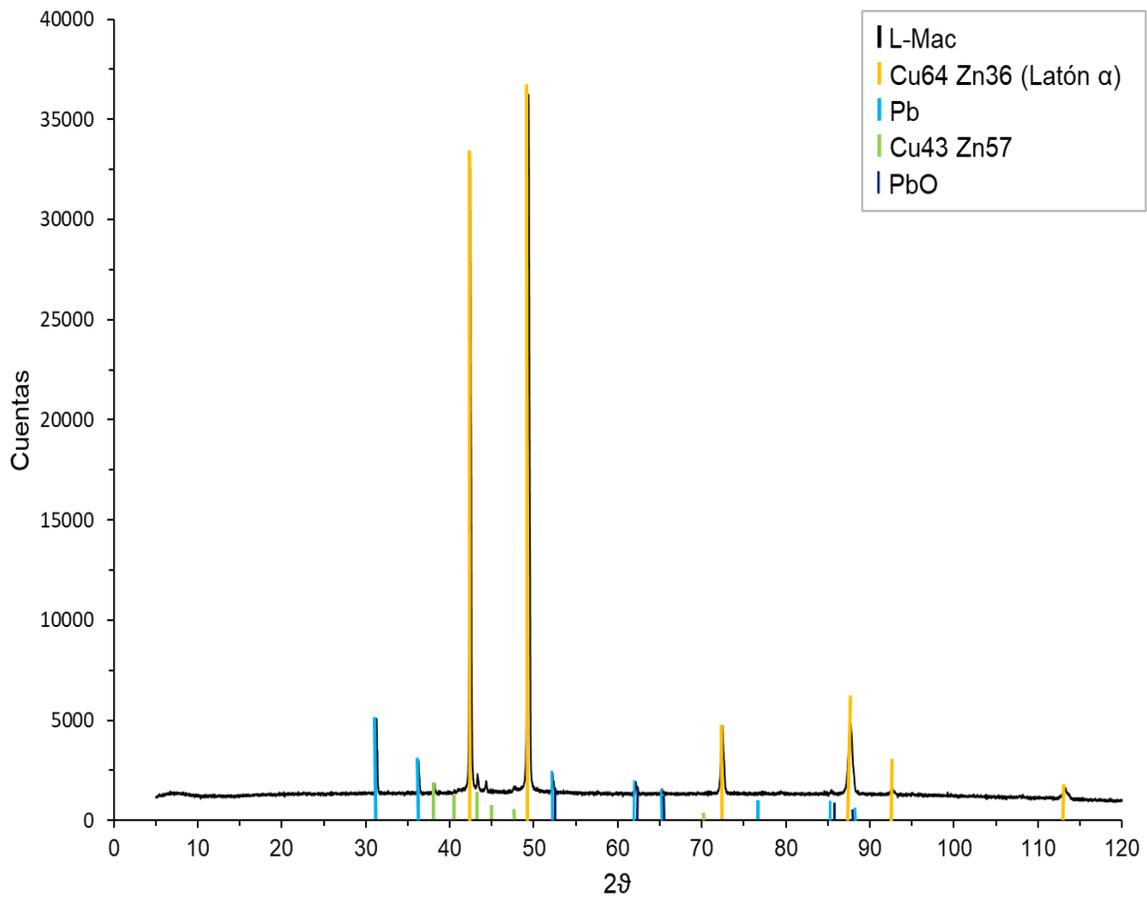


Figura 4.3: Difractograma de Rayos X de latón colado en molde de acero.

A diferencia de la muestra de L-Mar, en el difractograma del latón colado en molde de arena sólo se identificaron dos fases, ver figura 4.4, Cu<sub>64</sub>Zn<sub>36</sub> (Latón  $\alpha$ ) picos en color amarillo el cual presenta la mayor intensidad 30000 cuentas en el primer pico y Pb en color azul cuya máxima intensidad es 5000 cuentas.

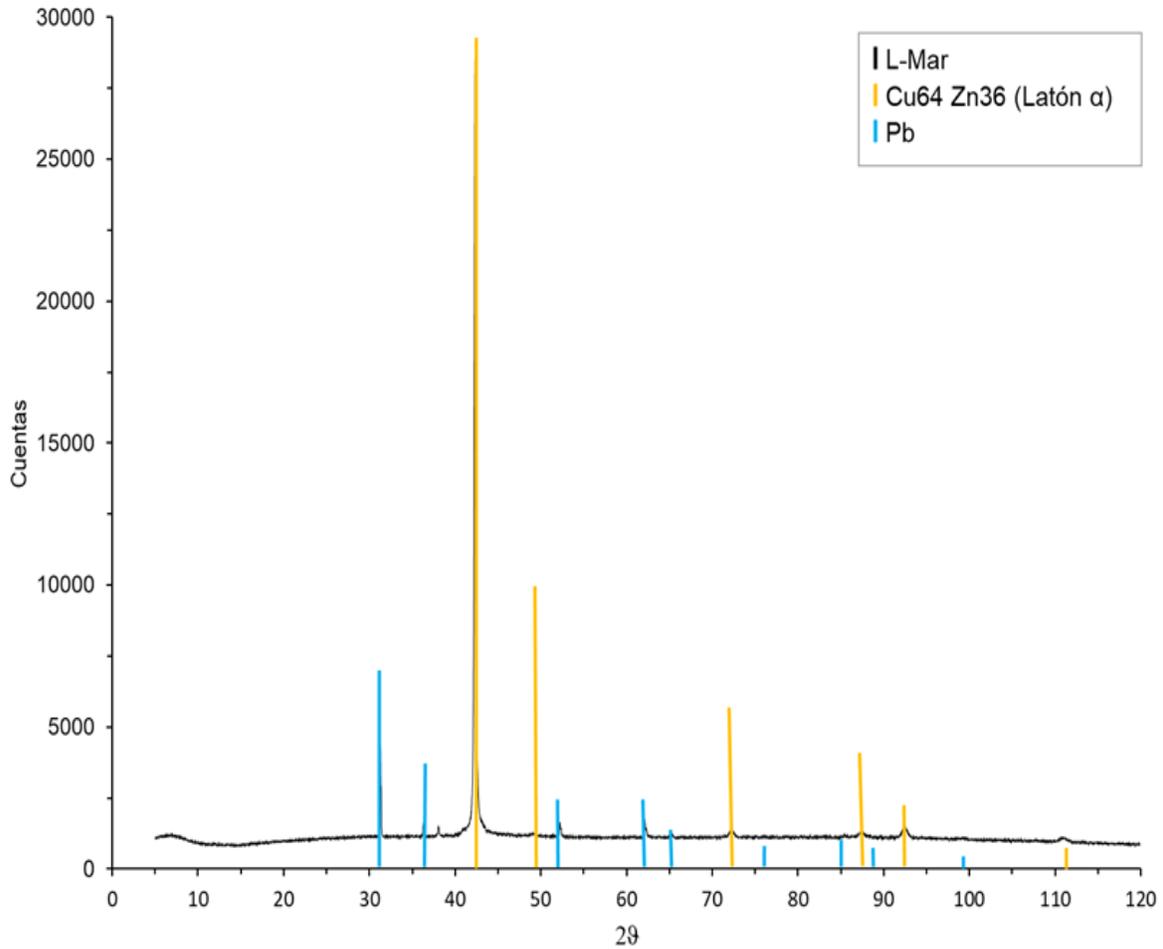


Figura 4.4: Difractograma de Rayos X de latón colado en molde de arena.

El difractograma del latón en molde de cobre presenta interferencia o ruido que se atribuye a la técnica experimental esto se visualiza en su comportamiento, línea negra, ver figura 4.6. Las fases identificadas son Cu64-Zn36 (Latón alfa) cuya máxima intensidad es 6500 cuentas, el Pb tienen mayor intensidad que el Latón alfa, 6600 cuentas aproximadamente, y Cu43-Zn57 presenta 4500 cuentas.

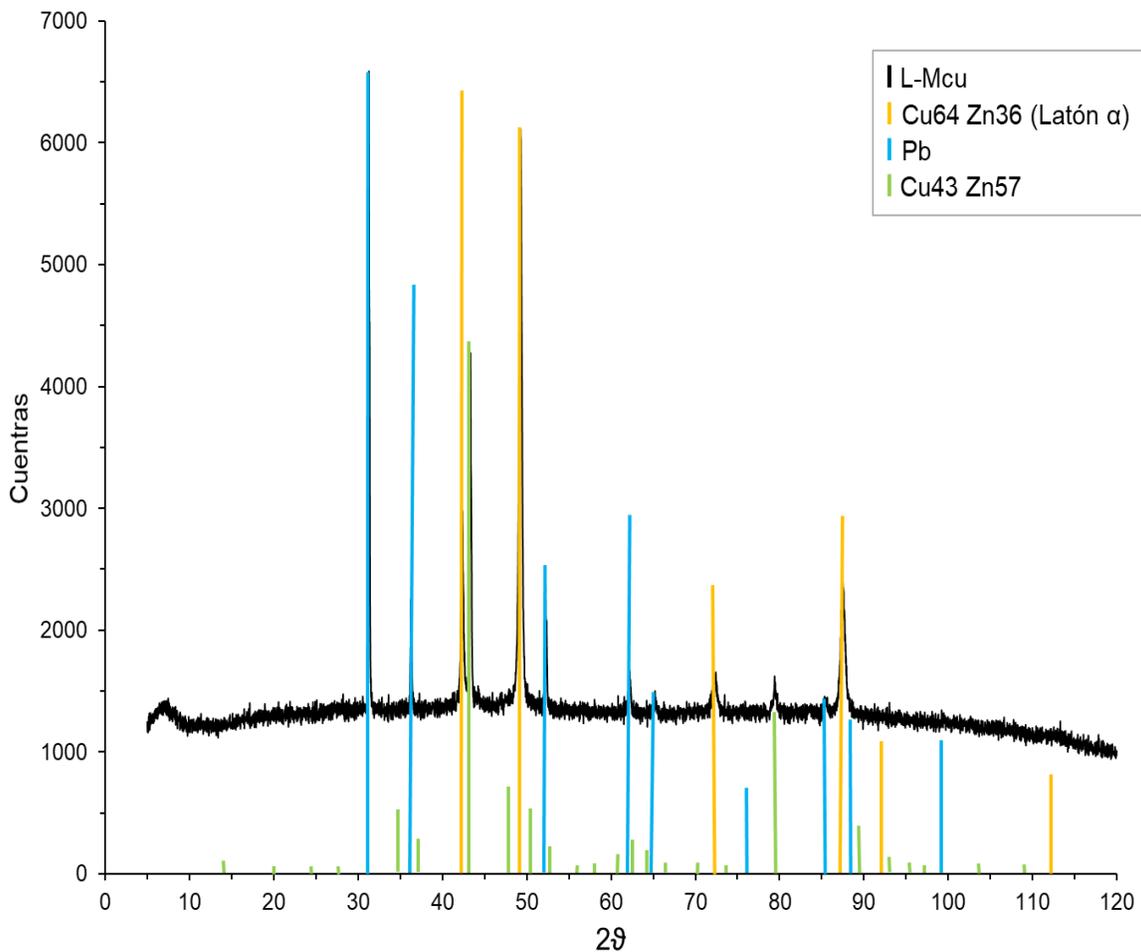


Figura 4.5: Difractograma de Rayos X de latón colado en molde de cobre.

Al utilizar una aleación y obtener una composición química similar en todas las muestras analizadas, se esperaba identificar las mismas fases. En común se detectó la presencia de Cu64-Zn36 (Latón  $\alpha$ ) y Pb, en las muestras de L-Mac y L-

Mcu se identificó Cu56-Zn57 y PbO solo en L-Mac, esta variación se relacionó con la velocidad de enfriamiento. El tiempo de solidificación es un factor que limita o favorece el crecimiento las fases.

### **4.2.3 Microscopia Óptica**

La microscopia óptica permitió hacer una inspección, cuantificar y realizar microanálisis con la finalidad de determinar el efecto de la velocidad de enfriamiento en la microestructura.

#### **4.2.3.1 Análisis macroscópico**

El análisis macroscópico por medio de macrografías, se realizó con el propósito de poner en manifiesto el mecanismo de solidificación del material, defectos físicos, entre otros. El latón fue colado en moldes cilíndricos, las propiedades térmicas de cada molde, afectan directamente la estructura de las dendritas de la fundición.

Las macrografías se realizaron de una parte central de cada probeta en un corte transversal de latón colado en los moldes de acero, arena y cobre, en un corte transversal y las macrografías del corte longitudinal se tomaron de diferentes posiciones de la probeta.

La macroestructura presenta la estructura común de un metal solidificado o fundición, al tratarse de un molde cilíndrico la transferencia de calor se realiza principalmente de forma radial, el metal en contacto con la pared del molde forma una zona de enfriamiento rápido que se caracteriza por estar formada de finos granos equiaxiales, estos crecen en dirección opuesta a la transferencia de calor a través del molde, esta zona también se conoce como zona chill.

La zona columnar, se forma de granos que tienen una orientación favorable y crecen de manera preferencial como su nombre lo dice está formada por granos alargados. Y finalmente se encuentra la zona equiaxial, que se encuentra en la parte más

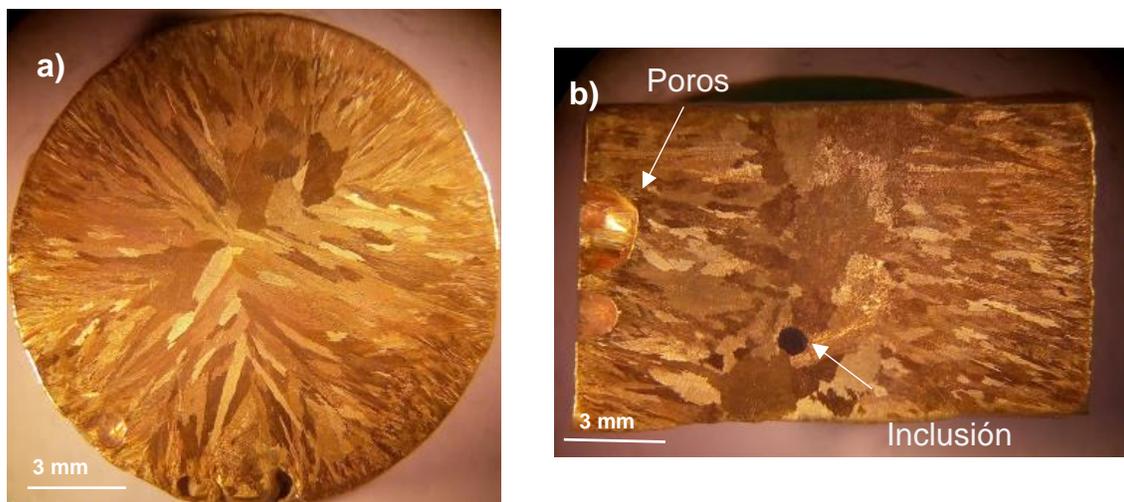
alejada del molde en donde la transferencia de calor se reduce, en esta zona los granos se vuelven equiaxiales y gruesos.

La macrografía del latón colado en molde de acero permite visualizar la zona de enfriamiento rápido y la zona columnar, ver figura 4.6 (a), al ser un corte transversal se aprecia el crecimiento de los granos columnares del exterior al centro de la pieza, la zona equiaxial se encuentra en menor proporción, sin embargo, en el corte longitudinal, ver figura 4.6 (b), se aprecia mejor la zona equiaxial lo que se relaciona con granos equiaxiales gruesos.

L-Mac presenta una velocidad de enfriamiento elevada, lo que favorece la formación de la zona de enfriamiento rápido y aumenta la longitud de la zona columnar.

En el corte longitudinal se identifica una inclusión metálica, partícula de color oscuro en el centro inferior de la muestra de composición química desconocida, se podría atribuir al termopar utilizado.

Además de un defecto físico, dos cavidades en la zona lateral izquierda. Comúnmente conocidas como porosidades, por su morfología esférica se podría asociar con el atrapamiento de gases en la colada.

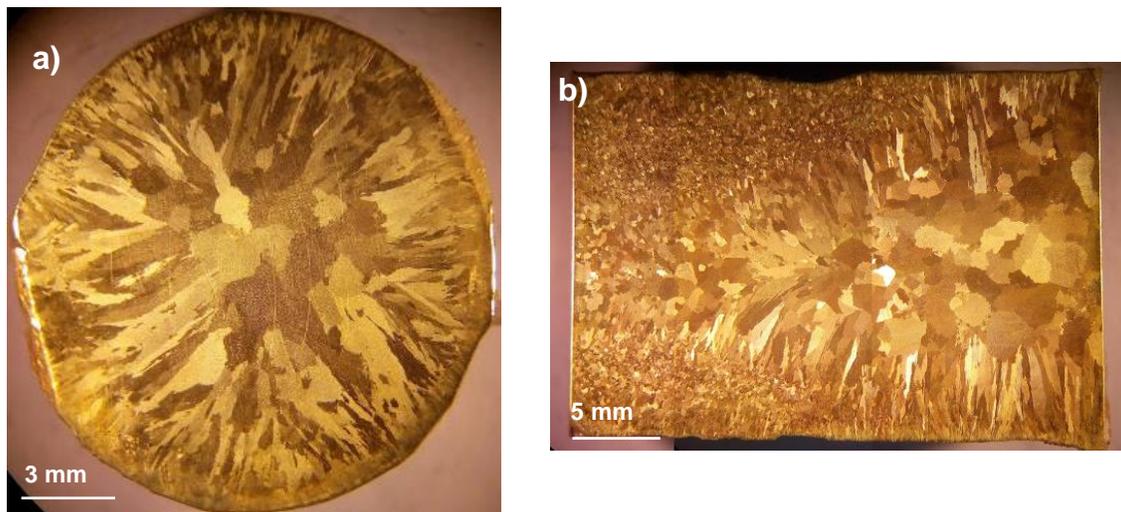


*Figura 4.6: Macroestructura de latón  $\alpha$  solidificado en molde de acero, a) corte transversal, b) corte longitudinal. Se señala poros en la muestra y una inclusión metálica relacionada con el termopar.*

El latón colado en molde de cobre presenta una macroestructura con las zonas mejor definidas en el corte transversal, ver figura 4.7 (a), la zona de enfriamiento rápido en el exterior de la probeta, seguida de la zona columnar y en el centro se aprecian la zona equiaxial.

El corte transversal se realizó en la parte inferior de la probeta, ver figura 4.7 (b), al existir mayor área de contacto entre el metal y el molde la transferencia de calor es más rápida, lo que promueve la formación granos finos.

La velocidad de enfriamiento de L-Mcu es mayor que en L-Mac, sin embargo, se aprecia una zona equiaxial de mayor tamaño que en L-Mac, esto se puede atribuir a la altura de la probeta a la que corresponde la muestra.



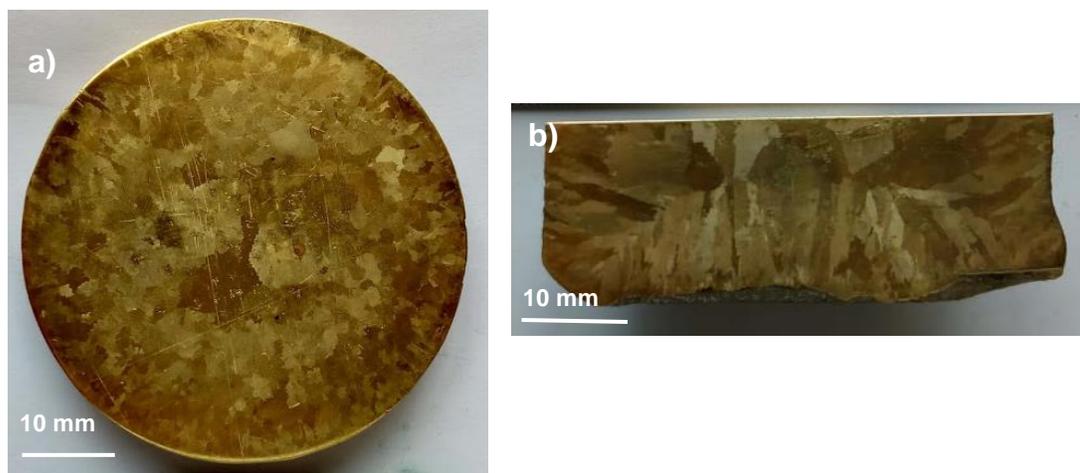
*Figura 4.7: Macroestructura de latón  $\alpha$  solidificado en molde de cobre, a) corte transversal, b) corte longitudinal.*

La macroestructura del latón colado en molde de arena en el corte transversal presenta una estructura formada principalmente de granos equiaxiales, se puede observar la zona chill de enfriamiento rápido de granos pequeños y la zona central con granos equiaxiales de mayor tamaño, ver figura 4.8 (a), esto se asocia a la

velocidad de enfriamiento, al disminuir la transferencia de calor aumenta el tiempo de solidificación lo que permite el crecimiento de la zona equiaxial.

Al existir mayor área de contacto en la base de la probeta el crecimiento se ve orientado en dirección contraria a la transferencia de calor, en el corte longitudinal, ver figura 4.8 (b), se puede observar la zona de enfriamiento rápido formada por granos equiaxiales y posteriormente la zona columnar donde se observa la orientación del crecimiento en la base y paredes de la muestra.

La pieza presenta microrrechupes, pequeñas cavidades que se localizan entre los brazos dendríticos con formas irregulares que se forman en enfriamientos muy lentos.



*Figura 4.8: Macroestructura de latón  $\alpha$  solidificado en molde de arena, a) corte transversal, b) corte longitudinal.*

La macroestructura permitió visualizar la influencia de la velocidad de enfriamiento, a mayor velocidad de enfriamiento el tiempo de solidificación es menor lo que favorece la formación de zona chill y zona columnar, la presencia de la zona equiaxial disminuye. Al disminuir la velocidad de enfriamiento la formación de la zona equiaxial se favorece, la presencia de la zona columnar es menor y disminuye la formación de zona chill e incrementa la formación de microrrechupes en la pieza.

#### 4.2.3.2 Análisis microscópico

La microestructura que presentan las muestras se encuentra definida por su fabricación y composición química.

Se realizó la caracterización del material comercial, para tener un punto de comparación. Las barras de latón se obtienen por extrusión, lo que mejora su microestructura afinando los granos y direccionándolos en sentido longitudinal. Con la finalidad de caracterizar el material de llegada, se realizó un corte transversal lo que limitó observar granos orientados, ver figura 4.9, se observan granos equiaxiales y microrrechupes señalados en azul.

A mayores aumentos se señalan zonas oscuras que corresponden a microporosidades en la pieza, ver figura 4.9 (b), Y puntos negros distribuidos en toda la muestra situados principalmente en los límites de grano relacionados con la segregación de plomo.

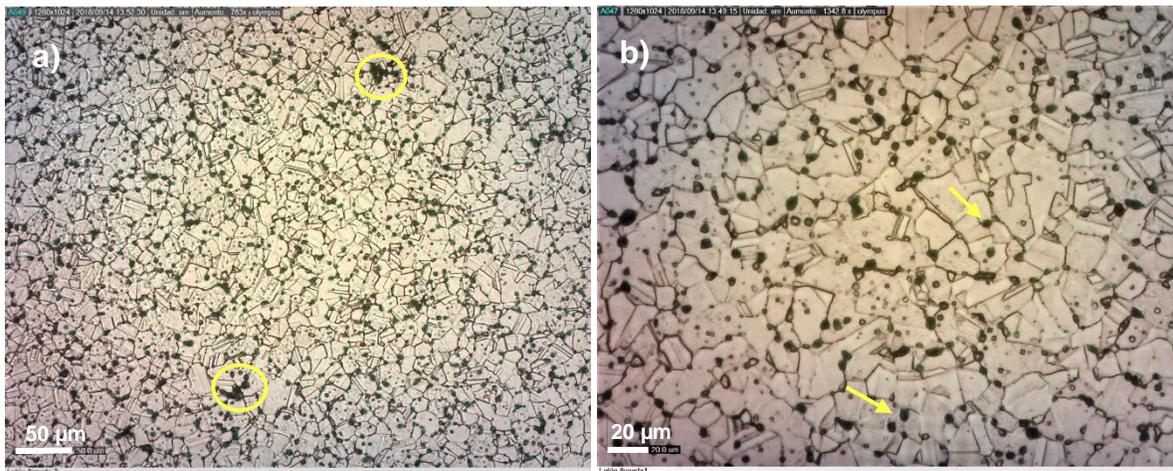
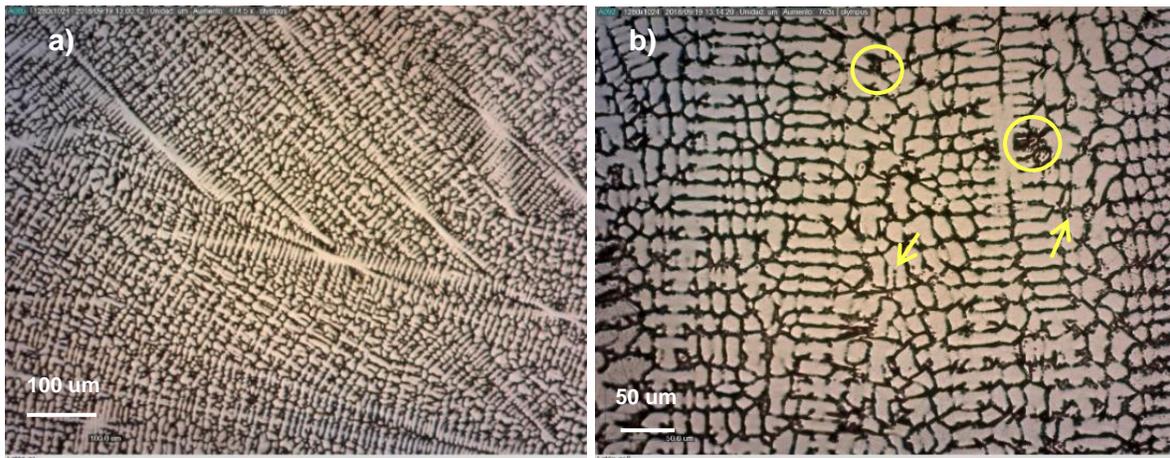


Figura 4.9: a) Microestructura latón de llegada, b) Detalle imagen a. Microporosidad y plomo señalado por círculos y flechas respectivamente.

En la micrografía obtenida por microscopía óptica, MO, del latón colado en molde de acero se observa un crecimiento dendrítico direccionado, el tamaño de algunas dendritas supera el campo visual como se observa en la figura 4.10 (a). En la microestructura se distinguen una zona clara que corresponde a la fase alfa o latón alfa y una zona oscura que se relaciona con un microconstituyente en la zona interdendrítica. En la figura 4.10 (b) se señalan puntos esféricos que corresponden a plomo, además de marcar microrrechupes presentes en la microestructura.



*Figura 4.10: a) Microestructura latón en molde acero. b) Detalle imagen a. Microporosidad y plomo señalado por círculos y flechas respectivamente.*

En la microestructura de latón colado en molde de cobre se visualiza un crecimiento dendrítico orientado en diferentes direcciones, lo que se relaciona con la zona central de la muestra, ya que en el centro converge el crecimiento de algunas dendritas, ver figura 4.11 (a). Las dendritas presentes son más finas en comparación al L-Mac, además de la cantidad de microconstituyente interdendrítico es menor en L-Mcu.

Se señalan algunos defectos, microrrechupes en la figura 4.11 (a) y la presencia de plomo como puntos esféricos en la figura 4.11(b).

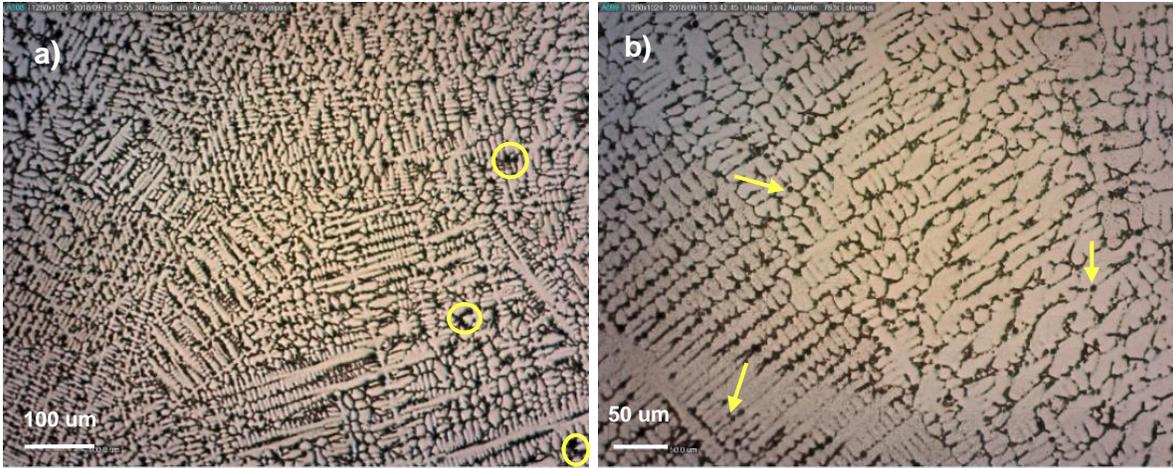


Figura 4.11: a) Microestructura latón en molde de cobre. b) Detalle imagen a. Microrrechupes y plomo señalado por círculos y flechas respectivamente.

La microestructura del latón colado en molde de arena presenta una estructura dendrítica más gruesa, el espaciamiento dendrítico secundario es mayor que en las muestras de L-Mac y L-Mcu. Lo que permite observar la zona dendrítica e interdendrítica a mayor detalle, además de pequeños puntos negros y esferas de mayor tamaño que corresponde principalmente a la segregación de plomo, ver figura 4.12.

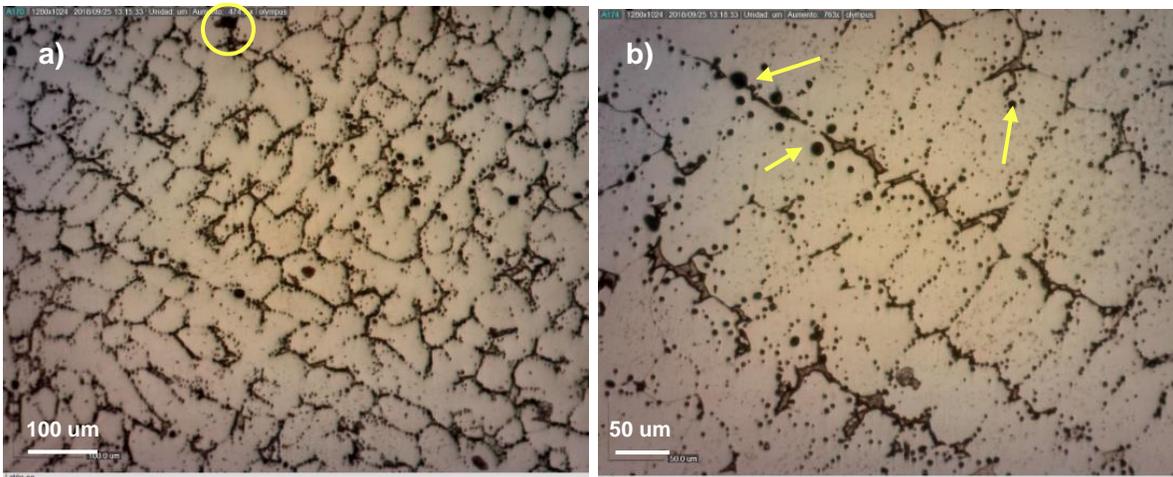


Figura 4.12: a) Microestructura latón en molde de arena. b) Detalle imagen a. Microrrechupes y plomo señalado por círculos y flechas respectivamente.

Se realizó un análisis semicuantitativo con el programa Image Pro Plus, para obtener el DAS por sus siglas en ingles *dendritic arm spacing*. La cuantificación se realizó en micrografías originalmente a 100 aumentos, como se muestra en la figura 4.13, se reporta el tamaño promedio y la desviación estándar para cada muestra en la Tabla 4.2.

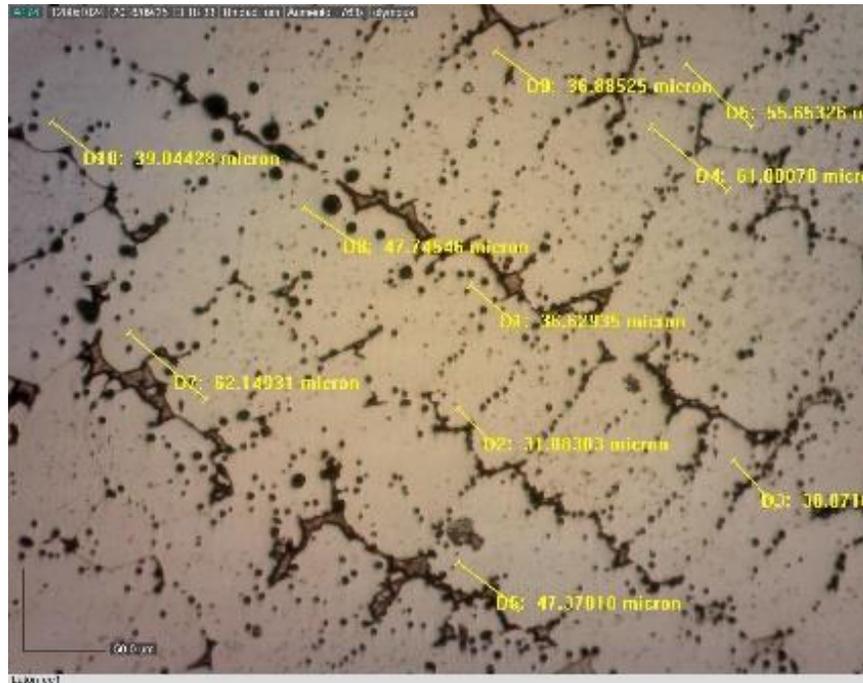


Figura 4.13: Determinación del DAS.

Tabla 4.2: DAS de L-Mac, L-Mar y L-Mcu. Promedio y desviación estándar.

	<b>DAS, Dendritic arm spacing (<math>\mu\text{m}</math>)</b>
<b>L-Mac</b>	14.58 +/- 2.53
<b>L-Mar</b>	51.86 +/-11.08
<b>L-Mcu</b>	10.36 +/- 1.22

La velocidad de enfriamiento se relaciona directamente con la microestructura del latón, la menor velocidad de enfriamiento fue del latón colado en molde de arena su microestructura presentó dendritas gruesas con un DAS de 51.86  $\mu\text{m}$ . Al ser más lenta la solidificación aumentó la microporosidad, huecos por contracción entre las dendritas, detectable desde el análisis macroscópico.

El crecimiento de las dendritas disminuyó la cantidad de la fase interdendrítica, en DRX sólo se identificó la fase alfa y la presencia de plomo, ésta es una variable importante por la cual no se detectó.

La microestructura del latón colado en molde de cobre presenta una estructura dendrítica direccionada con el menor tamaño del brazo dendrítico secundario, DAS, es 10.36  $\mu\text{m}$ , esto es directamente proporcional a la velocidad de enfriamiento (a mayor velocidad de enfriamiento menor DAS).

La diferencia de la velocidad de enfriamiento entre el latón colado en molde de cobre y acero es mínima, como se muestra en las curvas de enfriamiento y se relaciona con el DAS 14.58  $\mu\text{m}$ .

#### ***4.2.5 Microscopia electrónica de barrido***

El análisis microscópico por Microscopia electrónica de barrido (MEB) se llevó a cabo con el fin de obtener micrografías, realizar un microanálisis puntual, microanálisis lineal y mapeo. Mediante análisis EDS o Espectrometría de energía dispersiva de rayos X.

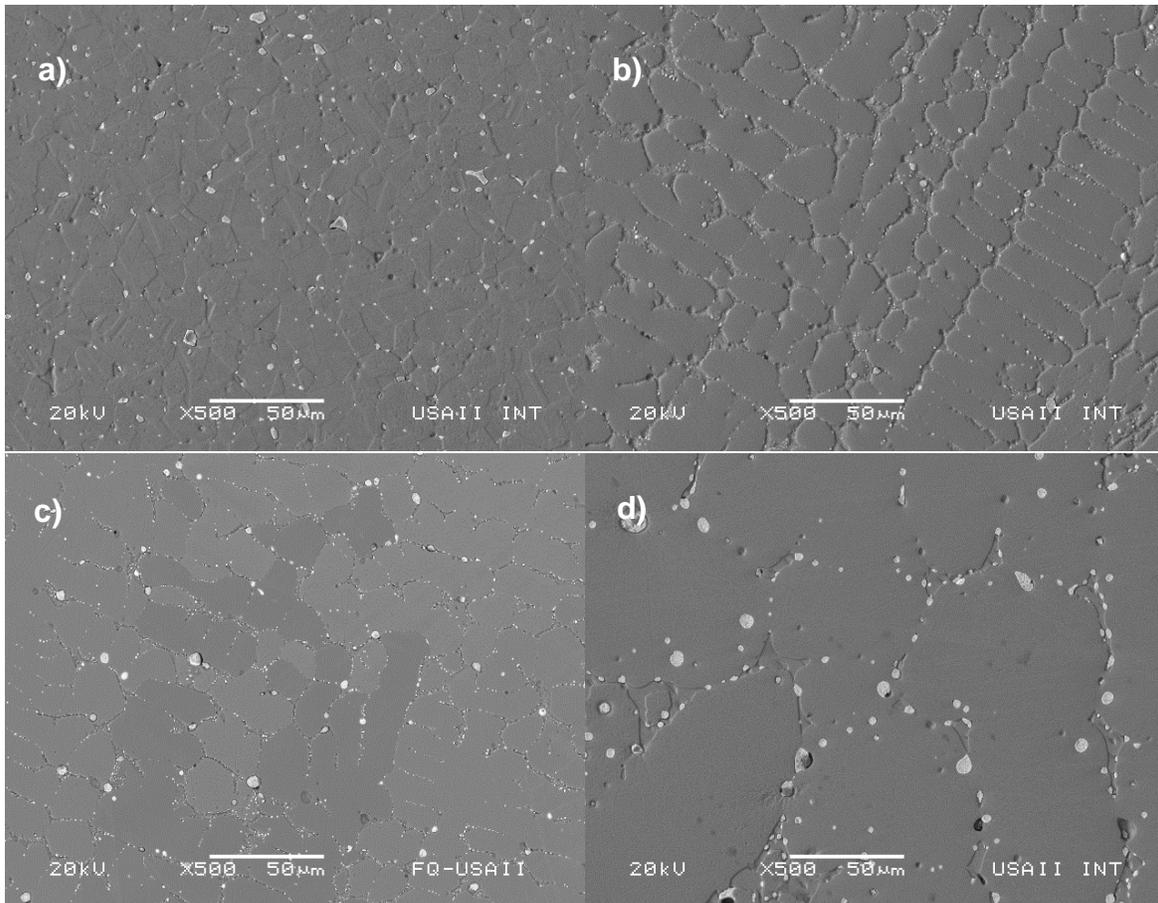
##### ***4.2.5.1 Micrografías***

Las micrografías se tomaron con la señal de electrones retrodispersados para obtener información topográfica y de composición de las muestras, la señal es sensible a la composición química lo que proporcionó imágenes en escala de grises,

los elementos más pesados presentan una tonalidad más brillante y los elementos más ligeros tonalidades más oscuras.

El latón de llegada al tener una estructura granular, presenta diferentes alturas en cada grano, el plomo se encuentra distribuido en los límites de grano como se puede apreciar en la figura 4.14 (a).

En el pulido de las muestras las partículas de plomo se desprenden dejando en su lugar pequeñas cavidades de tono más oscuro, en las micrográficas obtenidas por MEB es más sencillo distinguirlas, ver figura 4.14.



*Figura 4.14: Microestructura de a) latón de llegada, b) L-Mac, C) L-Mcu, d) L-Mar obtenidas por MEB con señal de electrones retrodispersados.*

El plomo es prácticamente insoluble en el latón, por tal motivo se separa de la solución sólida y se forman partículas de Pb, definidas como segregaciones de plomo que se identifican como esferas brillantes concentradas principalmente en los límites de la fase  $\alpha$  o zona interdendrítica.

En la microestructura del L-Mac se puede apreciar un mayor relieve, ver figura 4.14 (b), acentuado en la zona interdendrítica, las segregaciones de plomo que se encuentran en menor cantidad y presentan tamaños pequeños. Esto se puede atribuir a un ligero sobre ataque químico lo que define más los límites de fase.

En la microestructura del L-Mcu, ver figura 4.14 (c), se observan dendritas de dos tonalidades, estrictamente las dendritas o fase alfa, tienen la misma composición química, este fenómeno lo podemos asociar con la orientación de grano que provoca la dispersión de los electrones en ángulos diferentes que al ser detectados y procesados genera diversas tonalidades en la imagen. Las segregaciones de plomo se identifican como partículas finas distribuidas en el límite de fase y esferas dispersas de mayor tamaño.

En L-Mar las fases se visualizan en la misma escala con mayor detalle ya que tienen dimensiones mayores. La cantidad de segregaciones es menor, sin embargo, son de mayor tamaño esto se aprecia en la figura 4.14 (d).

#### ***4.2.5.4 Microanálisis por Mapeo***

El Mapeo se realizó con la finalidad de visualizar la distribución y concentración de los elementos en la microestructura.

Definida una zona, se realizó un barrido del área para identificar cobre, zinc y plomo que posteriormente se reporta en una imagen en coloración diferente según el elemento analizado. La presencia del elemento se ve reflejado en un tono brillante y su ausencia en tonos que van del gris al negro.

El mapeo del latón de llegada consta de cuatro imágenes, la microestructura se observa en la figura 4.15 (a), la distribución de cobre y zinc son similares se visualizan en la figura 4.15 (b) y (c) respectivamente, en éstas se observan zonas negras que corresponde a las zonas iluminadas en la figura 4.15 (d) que corresponde al plomo.

Los límites de grano no se encuentran definidas por la presencia de un elemento en particular. Las segregaciones de plomo de mayor tamaño se encuentran en el límite de grano, sin embargo, se aprecian puntos de menor tamaño distribuidas en toda la zona analizada.

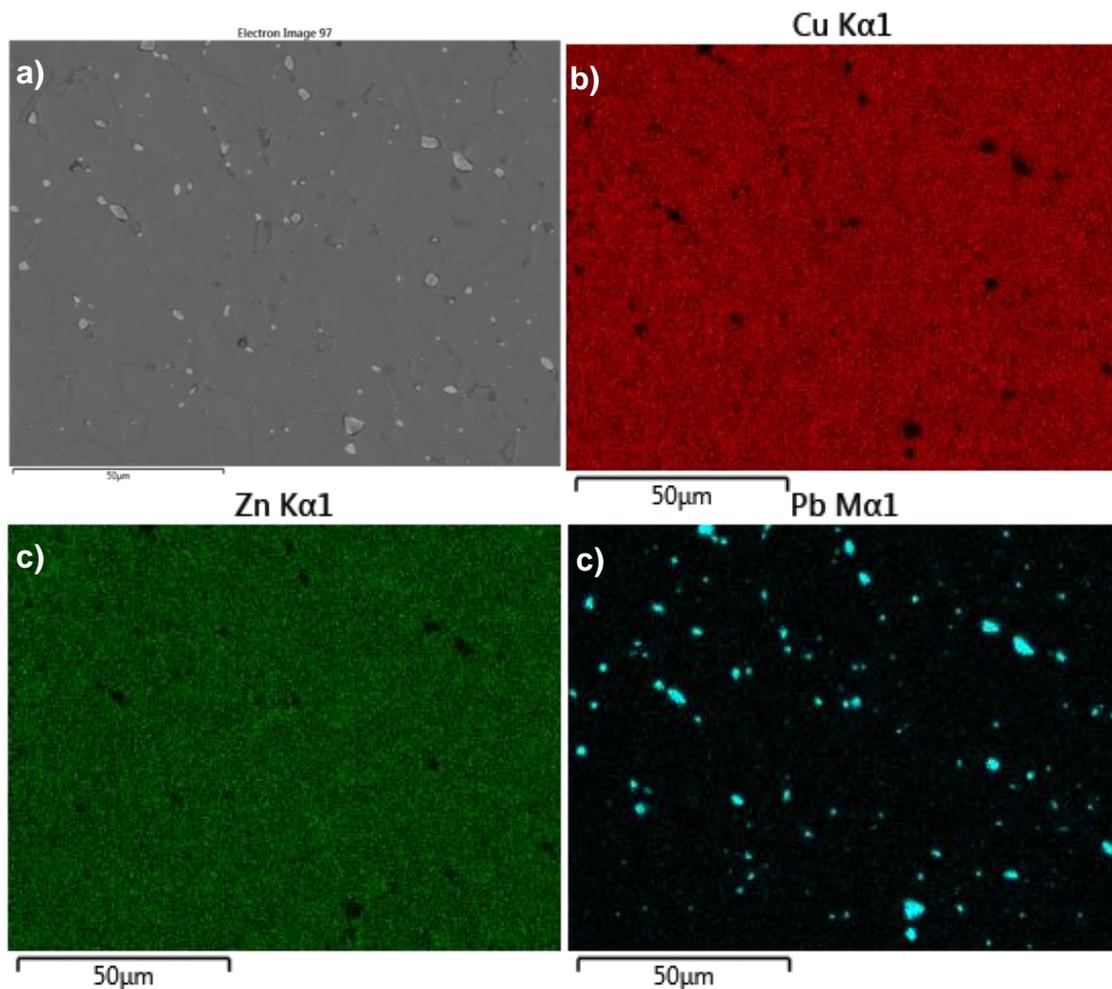


Figura 4.15: Mapeo de latón de llegada. a) Micrografía de zona analizada, b) distribución de Cu, c) distribución de Zn y d) distribución de Pb.

El cobre se encuentra concentrado principalmente en la zona dendrítica de la microestructura del L-Mac, ver figura 4.16 (b), los límites de la fase alfa se definen por una concentración menor de cobre que se refleja en un color más oscuro y una mayor concentración de zinc reflejado en un color más brillante, ver figura 4.16 (c). El plomo se visualiza en la zona interdendrítica hay una concentración significativa ya que el color es constante y brillante lo que define perfectamente la zona, en ésta destacan partículas de mayor tamaño, ver figura 4.16 (d).

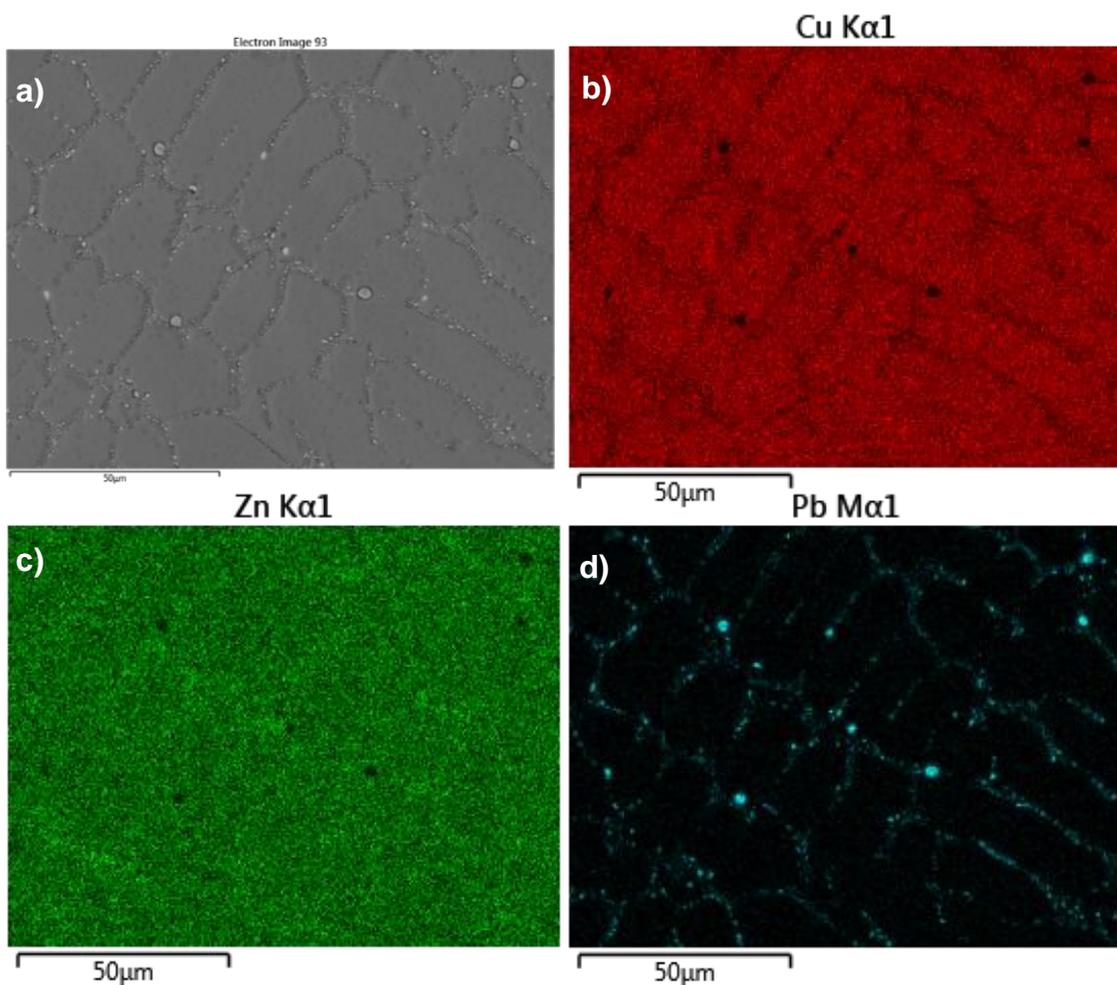


Figura 4.16: Mapeo de L-Mac. a) Micrografía de zona analizada, b) distribución de Cu, c) distribución de Zn y d) distribución de Pb.

En la microestructura del latón colado en molde de arena la concentración de zinc presenta una distribución homogénea, ver figura 4.17 (c). La concentración de cobre es menor en la zona interdendrítica lo que se relaciona con un color más oscuro en la figura 4.17 (b). El plomo se observa en la zona interdendrítica como puntos brillantes de mayor tamaño en comparación con las partículas de plomo en L-Mac.

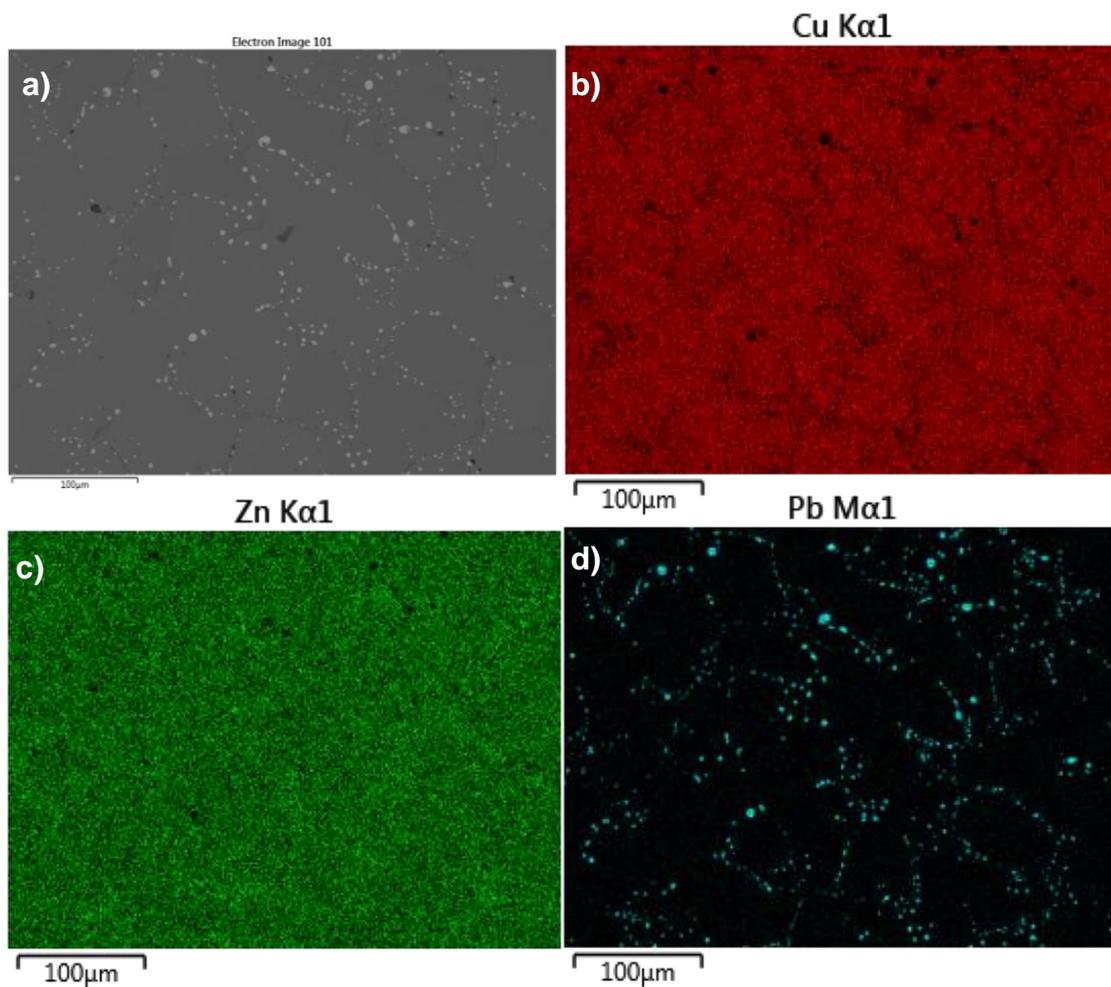


Figura 4.17: Mapeo de L-Mar. a) Micrografía de zona analizada, b) distribución de Cu, c) distribución de Zn y d) distribución de Pb.

En el latón colado en molde de cobre la concentración de cobre es mayor en la zona dendrítica y menor en la zona interdendrítica, ver figura 4.18 (b), la concentración del zinc es mayor en la zona interdendrítica se refleja en un color más brillante, ver figura 4.18 (c). El plomo se presenta como esferoides en la zona interdendrítica, ver figura 4.18 (d).

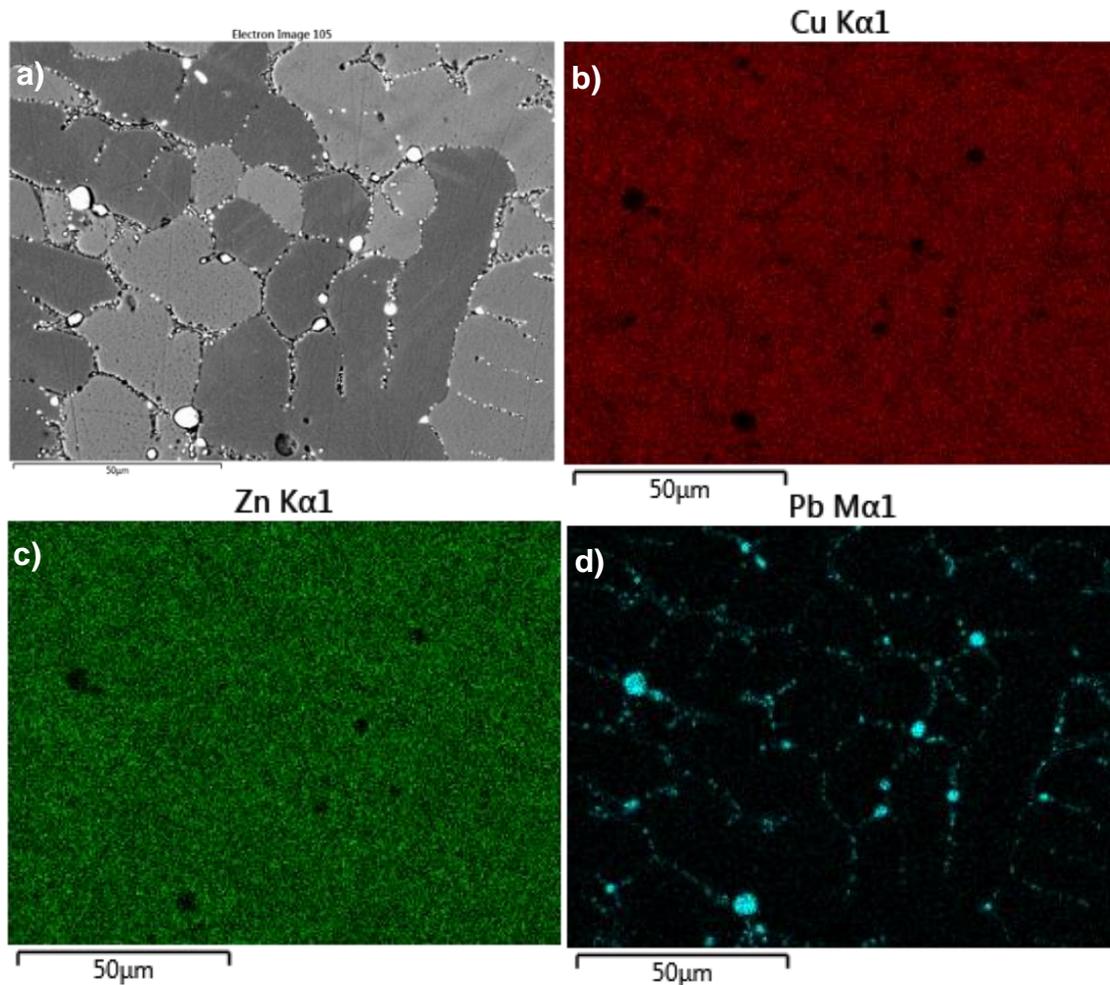


Figura 4.18: Mapeo L-Mcu. a) Micrografía de zona analizada, b) distribución de Cu, c) distribución de Zn y d) distribución de Pb.

De acuerdo a la distribución de cobre, zinc y plomo detectado en el mapeo, el cobre se encuentra concentrado en la zona dendrítica o fase alfa de la microestructura, la zona interdendrítica se relaciona con un microconstituyente rico en zinc.

El plomo se sitúa en la zona interdendrítica en forma de esferoides, el L-Mar tiene la menor velocidad de enfriamiento lo que permite que el plomo presente formas bien definidas y de mayor tamaño.

Al tener la mayor velocidad de enfriamiento la concentración y su distribución en la fase interdendrítica es homogénea, al tener menor tiempo de solidificación las partículas no adquieren grandes dimensiones, son de menor tamaño y se encuentran distribuidas en el límite de la fase alfa.

#### **4.2.5.3 Microanálisis lineal**

El microanálisis lineal, permitió visualizar el comportamiento de la concentración de la composición química en los brazos dendríticos.

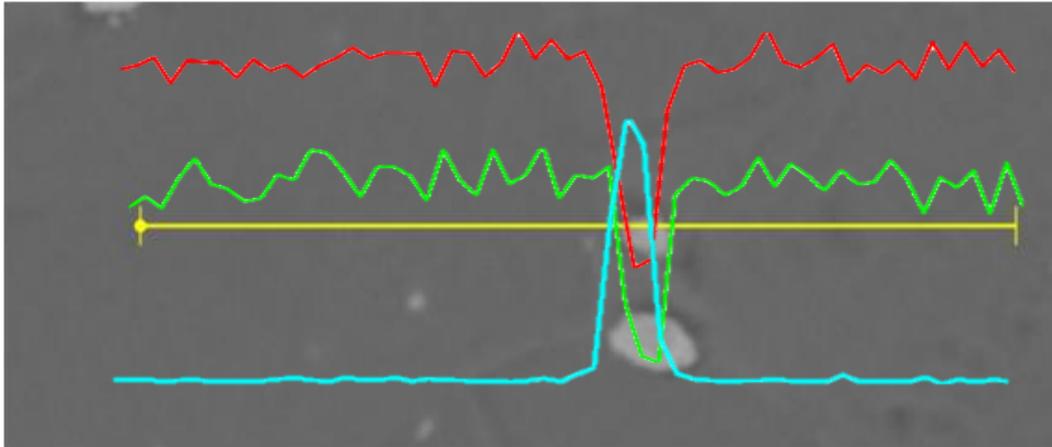
Si la aleación se enfría de manera muy lenta, cada dendrita desarrolla una composición uniforme; sin embargo, en condiciones de enfriamiento más rápidas se pueden formar dendritas con núcleo. Estas tienen una concentración superficial distinta de la de sus núcleos, diferencia que se conoce como *gradiente de concentración o microsegregación*.<sup>7</sup>

El análisis lineal en las muestras de L-Mac, L-Mar y L-Mcu se realizó atravesando dos o más brazos dendríticos secundarios, en las micrografías se observa el perfil analizado marcado por una línea amarilla. Sobre puestos se encuentran los espectros de cobre, zinc y plomo.

Al aumentar la concentración del elemento el espectro registra un crecimiento positivo, al disminuir la concentración el crecimiento es negativo o se observa una caída.

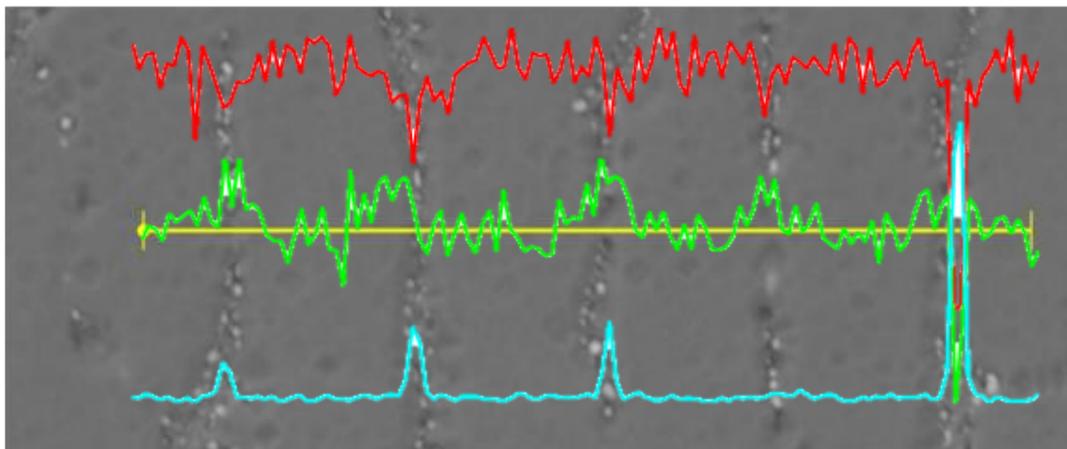
El latón de llegada presenta una estructura granular, por tal motivo se realizó un análisis lineal del centro de un grano al centro de otro, ver figura 4.19, atravesando una partícula de plomo. El cambio en la composición química se relaciona con los

cambios de pendiente en los espectros y la concentración con la altura que estos presentan.



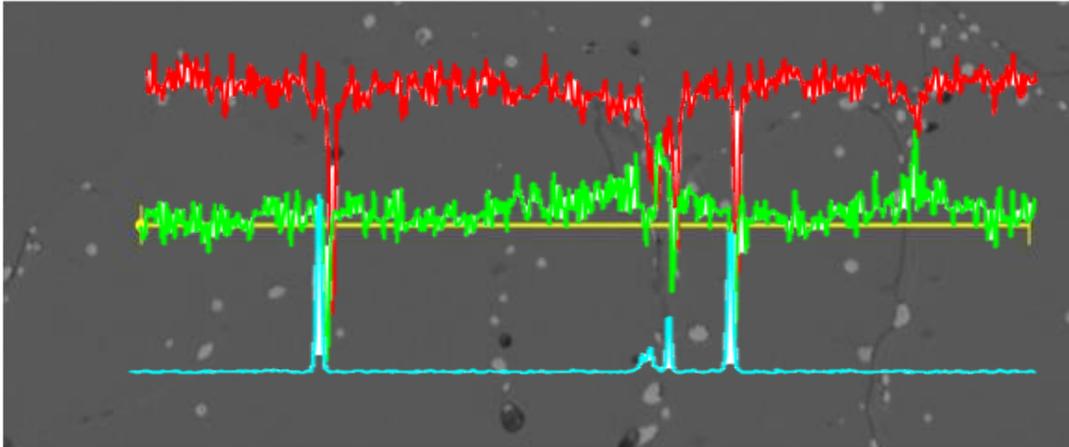
*Figura 4.19: Microanálisis lineal de latón de llegada. Espectro de Cu en color rojo, Zn en color verde y Pb en color azul.*

El espectro de cobre en la muestra de L-Mac, ver figura 4.20, se observan caídas localizadas en la zona interdendrítica. En los brazos dendríticos se registró una concentración mayor en el centro y disminuye en la superficie hasta caer en la zona interdendrítica. El zinc presenta un comportamiento inverso al cobre, en el centro de los brazos se mantiene e incrementa en la zona interdendrítica.



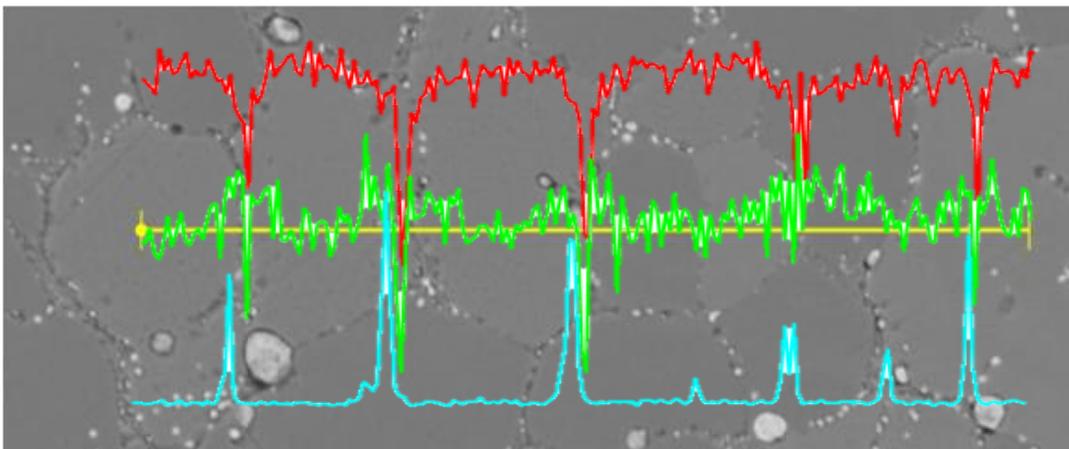
*Figura 4.20: Microanálisis lineal de L-Mac. Espectro de Cu en color rojo, Zn en color verde y Pb en color azul.*

En la muestra de L-Mar los espectros de cobre y zinc presentan una variación constante en la misma composición, al caer los picos de cobre y zinc el espectro de plomo aumenta formando picos positivos, lo que se relaciona con la presencia de una partícula de plomo, ver figura 4.21.



*Figura 4.21: Microanálisis lineal de L-Mar. Espectro de Cu en color rojo, Zn en color verde y Pb en color azul.*

El espectro del plomo no presenta alteraciones en los brazos dendríticos, solo hay incrementos al atravesar una partícula de plomo, picos positivos que coinciden con las mayores caídas de la concentración de cobre y zinc. Los espectros de cobre y zinc de la muestra L-Mcu, ver fig. 4.22, presentan el mismo comportamiento que los espectros de L-Mac, sin embargo, en estos tienen mayores variaciones.



*Figura 4.22: Microanálisis lineal de L-Mcu. Espectro de Cu en color rojo, Zn en color verde y Pb en color azul.*

Los cambios en la composición y concentración de las muestras se observan principalmente en los límites y/o transición de fase. Al disminuir la velocidad de enfriamiento la composición es más uniforme en los brazos dendríticos, el gradiente de concentración es mínimo en la muestra de latón solidificado en molde de arena.

El latón solidificado en molde de acero presenta un gradiente de concentración mayor que en L-Mar, la velocidad de enfriamiento es más rápida, lo que justifica este comportamiento.

Al ser más rápida la velocidad de enfriamiento el gradiente de concentración es mayor, ya que el tiempo para desarrollar una composición uniforme es menor, generalmente se promueve el rechazo del soluto, en este el caso el zinc, del centro a la superficie de la dendrita y sus brazos. Este comportamiento lo presenta el latón solidificado en molde de acero.

#### 4.2.5.2 Microanálisis puntual

Por MO y MEB se detectan tres tonalidades principalmente en la microestructura, el microanálisis puntual se realizó con el objetivo de determinar la composición química de estas zonas.

El análisis EDS nos da el % en peso de los elementos presentes en las zonas analizadas y su desviación estándar, para el latón de llegada, ver figura 4.23, en los granos se obtiene una composición química (CQ) de 62.6% en peso Cu y 34.4% en peso de Zn, en el límite de granos el porcentaje de cobre disminuye y se registra un 27.2% en peso de Pb. En el análisis puntual de la segregación se detectó principalmente plomo 63.9% y oxígeno 17.9 %, cantidades en menor proporción de Cu, O y Zn, incluso se detecta impurezas de Al que se atribuye a la alúmina ( $Al_2O_3$ ), utilizada como abrasivo para pulir.

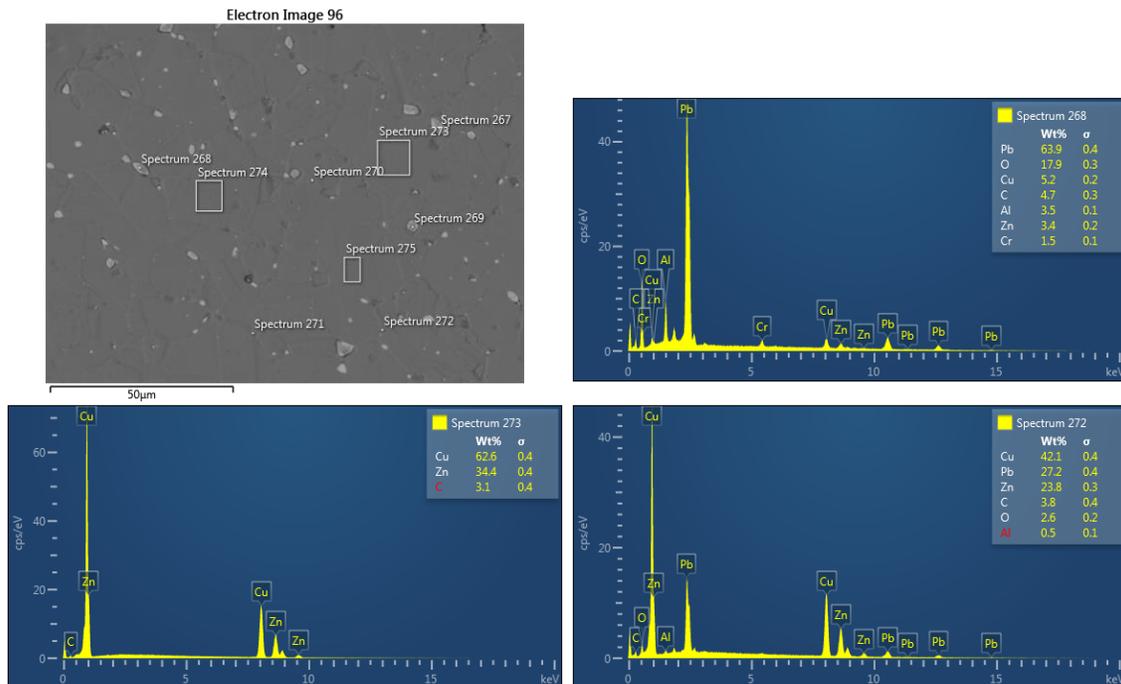


Figura 4.23: Microanálisis puntual de latón de llegada. a) Micrografía de la zona analizada. Análisis EDS de Spectrum 273) zona granular, Spectrum 272) límite de grano, Spectrum 268) segregación.

En L-Mac la zona dendrítica presenta 64.7% en peso de Cu y 32.2% en peso de Zn, ver figura 4.24, la zona interdendrítica presentó 64.6% en peso Pb probablemente se detectó una segregación o parte de ésta, la segregación principalmente es Pb y O, con cantidades menores de Cu, Zn y Al, el cobre y zinc pertenecen a la matriz del material y el aluminio al abrasivo,  $Al_2O_3$ , utilizado para pulir las piezas.

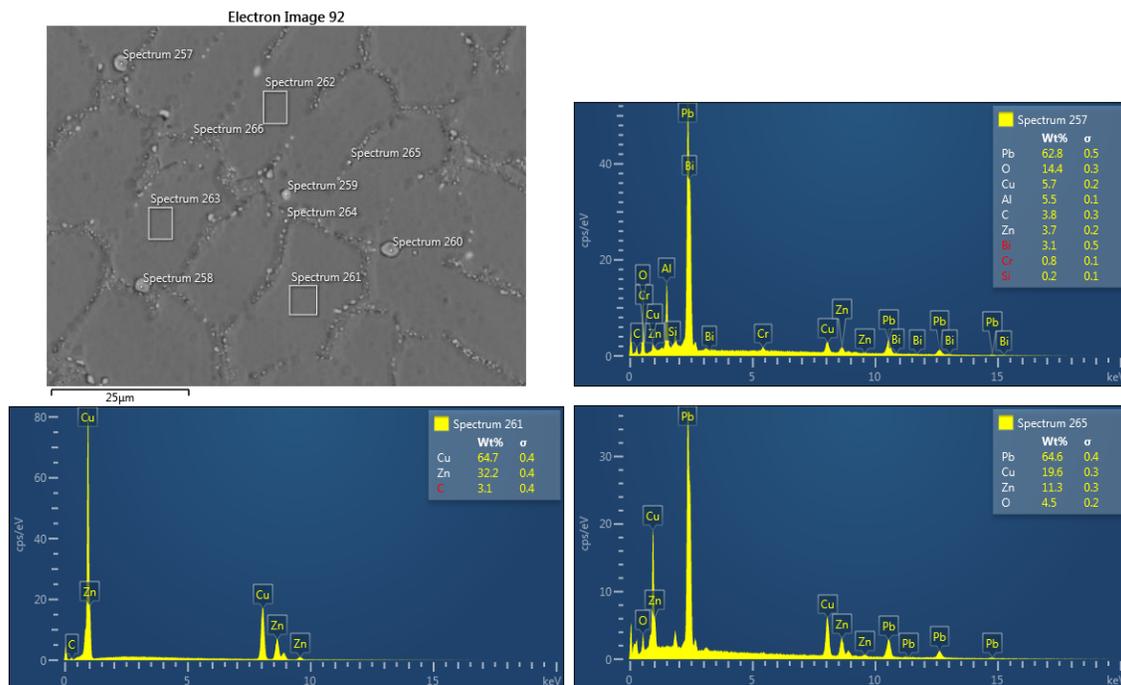


Figura 4.24: Microanálisis puntual de L-Mac a) Micrografía de la zona analizada. Análisis EDS de Spectrum 261) espectro de zona dendrítica, Spectrum 265) zona interdendrítica, Spectrum 257) segregación.

Al determinar la composición química de L-Mar, no se presentaron dificultades ya que las dendritas tienen mayor tamaño e identificar las tres zonas de estudio fue más sencillo, ver figura 4.25, la zona dendrítica registró 64.4% en peso de Cu y 31.9% en peso de Zn, la zona interdendrítica y segregaciones también fueron analizadas, ver fig. 4.25.

El aluminio detectado se puede atribuir al abrasivo,  $Al_2O_3$ , utilizado en el pulido de la pieza.

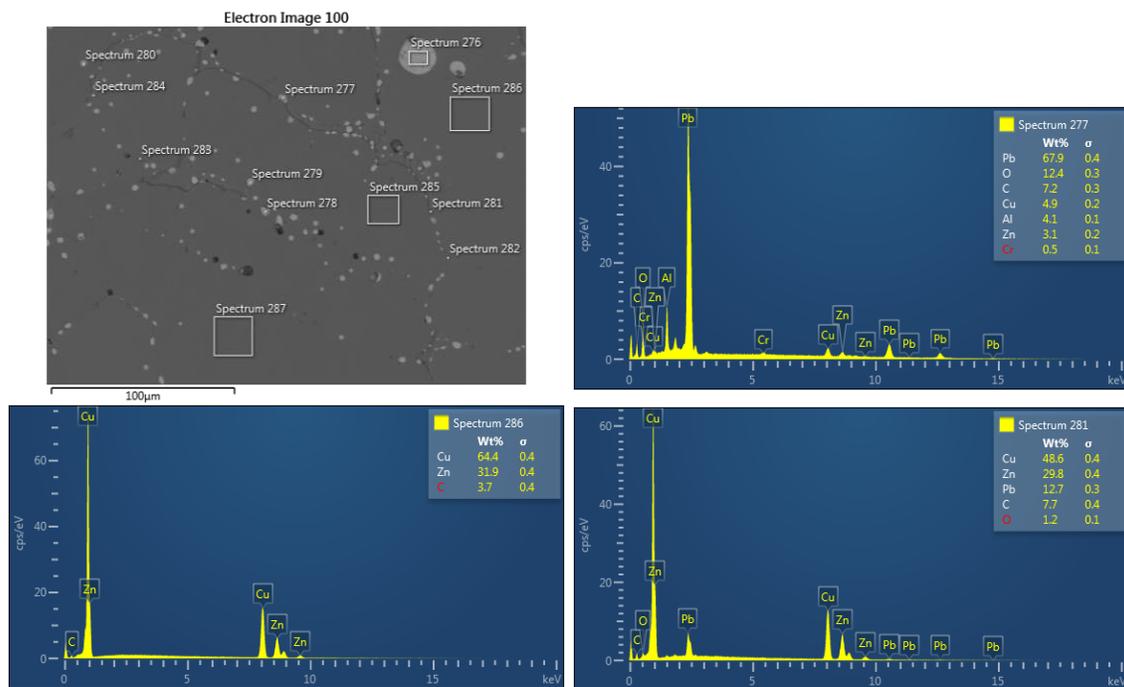


Figura 4.25: Microanálisis puntual de L-Mar. a) Micrografía de la zona analizada.  
Análisis EDS de Spectrum 286) espectro de zona dendrítica, Spectrum 281) zona interdendrítica, Spectrum 277) segregación.

La zona dendrítica de L-Mcu presenta una variación en la tonalidad de las dendritas, ver figura 4.19, se determinó la composición química en ambas y no existe una variación significativa se registró 65.5% en peso de Cu y 31.0% en peso de Zn, la diferencia en la tonalidad se atribuye a la orientación de grano. En la composición química de la segregación de plomo se detecta 80% en peso de Pb. La presencia de carbono se atribuye a contaminación con grasa.

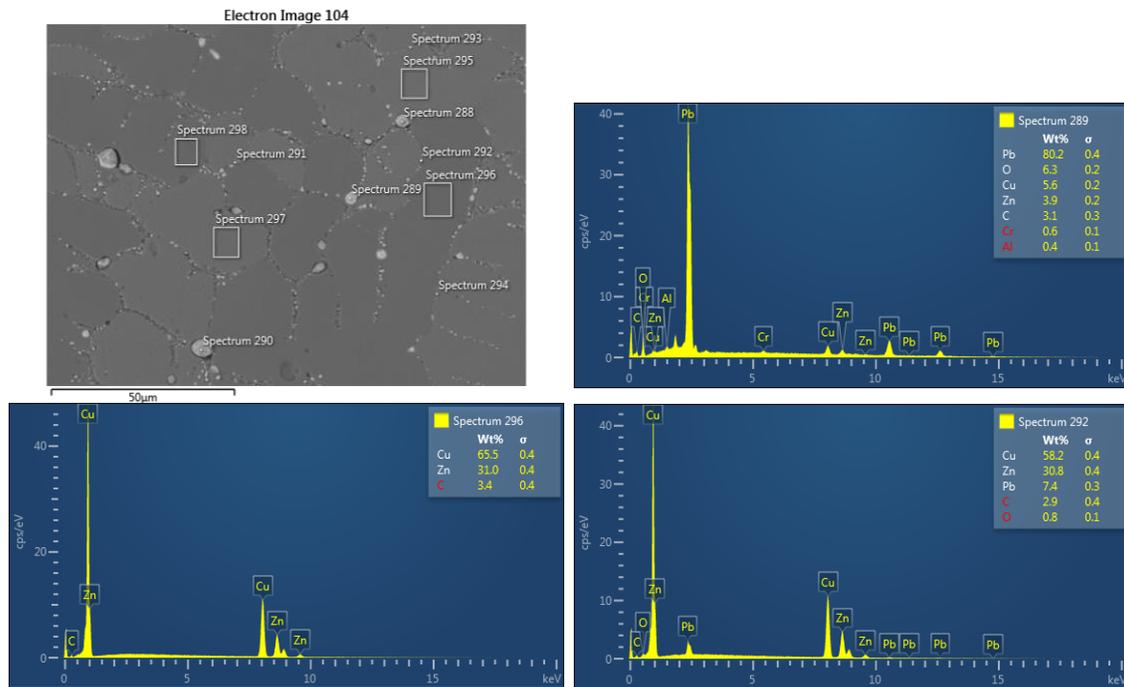


Figura 4.26: Microanálisis puntual de L-Mcu. a) Micrografía de la zona analizada.

Análisis EDS de Spectrum 296) espectro de zona dendrítica, Spectrum 292) zona interdendrítica. Spectrum 289) segregación.

El microanálisis puntual permitió determinar la composición química en zonas específicas, el % en peso de los elementos principales se reportan en la Tabla 4.3 para cada muestra.

*Tabla 4.3: Composición química de zona dendrítica, zona interdendrítica y segregación en % en peso de latón de llegada, L-Mac, L-Mar y L-Mcu.*

		<b>L-Mac</b>	<b>L-Mar</b>	<b>L-Mcu</b>
<i>Zona dendrítica</i>	Cu %	64.7	64.4	65.5
	Zn %	32.2	31.9	31.0
<i>Zona interdendrítica</i>	Cu%	19.6	48.6	58.2
	Zn %	11.3	29.8	30.8
	Pb %	64.6	12.7	7.4
<i>Segregación</i>	Pb %	62.8	67.9	80.2
	O %	14.4	12.4	6.35

En DRX se detectó la fase alfa como Cu<sub>64</sub>-Zn<sub>36</sub>, el análisis EDS permitió relacionar y justificar que la zona dendrítica corresponde a la fase alfa, la composición química en las muestras L-Mac, L-Mar y L-Mcu se encuentra entre 64.5 - 65.5% Cu y 31 - 31.2% Zn.

En contraste, la zona interdendrítica presentó dificultades para la determinación de su CQ, en esta zona se encuentra distribuidas las segregaciones de plomo lo que causa una interferencia mayor. Se trata de un microconstituyente rico en Zn, en DRX se detectó como Cu<sub>43</sub>-Zn<sub>57</sub> en las muestras se L-Mar y L-Mcu el %Zn se encuentra entre 29.8-30.8%, esta variación se puede atribuir a lo antes mencionado.

El plomo se encuentra como segregaciones distribuidas en la zona interdendrítica, su composición química se encuentra entre 62.8 – 80.2% Pb y se registra la presencia de oxígeno, lo que os indica que se encuentra como Pb y PbO.

### 4.3 ENSAYOS MECÁNICOS

Después de la caracterización del material se puede relacionar su macroestructura, microestructura y defectos físicos, con sus propiedades mecánicas.

#### 4.3.1 Dureza HRE

Con el ensayo de dureza Rockwell, se determinó la macrodureza del latón colado en molde de acero, arena y cobre. Generalmente se reporta un valor promedio, lo que implica se está determinando la dureza de todas las fases y microconstituyentes presentes. La dureza Rockwell E se reporta en la tabla 4.4.

*Tabla 4.4: Dureza Rockwell E, promedio y desviación estándar.*

	<b>HRE</b>	<b>HB</b>
<b>L-Mac</b>	68.18 +/- 0.653	61
<b>L-Mar</b>	38.07 +/- 2.72	-
<b>L-Mcu</b>	59.5 +/- 4.072	55

De acuerdo a la teoría e hipótesis al disminuir el tamaño del brazo dendrítico secundarios, DAS, hay un incremento en las propiedades mecánicas de material. La diferencia entre la velocidad de enfriamiento y el DAS de L-Mac y L-Mcu es mínima, sin embargo, si recurrimos a su microestructura se puede apreciar que la cantidad de la fase alfa y del microconstituyente rico en zinc en L-Mac y L-Mcu es diferente

La velocidad de enfriamiento en el L-Mac es menor que la del L-Mcu, lo que favoreció a formación del microconstituyente rico en zinc a la cual se atribuye una elevada dureza. Al ser corto el tiempo de solidificación el tamaño de la segregación

de plomo es menor lo que permite su distribución sea más homogénea. De esta forma el L-Mac presenta la mayor dureza, *HRE 68.18*.

El L-Mcu presenta la mayor velocidad de enfriamiento y el menor DAS, pero no la mayor dureza, lo cual se relaciona con su microestructura, *HRE 59.5*.

El L-Mar presentó la menor velocidad de enfriamiento, al tener el mayor tiempo de solidificación las dendritas y los brazos dendríticos adquirieron un tamaño superior, al igual que las segregaciones de plomo cuya distribución es más dispersa, lo que se ve reflejado en la dureza, *HRE 38.075*.

#### **4.3.2 Dureza HV<sub>0.5</sub>**

En el ensayo de Dureza Vickers (HV<sub>0.5</sub>) se analizó la variación de la microdureza radialmente, se obtuvieron perfiles con ocho mediciones tomadas cada milímetro del exterior al centro para cada muestra, los resultados se reportan en la figura 4.28.

El comportamiento del perfil de microdureza se relaciona con la macroestructura, en el exterior de las muestras se registra la mayor dureza que corresponde a la zona de enfriamiento rápido caracterizado por tener una estructura de granos pequeños. Después se encuentra la zona columnar donde la dureza disminuye, se mantiene y aumenta ligeramente en el centro de las muestras.

El L-Mac presenta este comportamiento al igual que L-Mcu, pero con durezas 20 unidades menores.

La variación de la microdureza se asocia con la microestructura y la zona en la que se determinó. El tamaño de huella supera el tamaño del brazo dendrítico secundario que presentan las muestras de latón solidificado en molde de acero y cobre, por lo tanto, no se determinó la dureza de la zona dendrítica, sino de combinaciones y proporciones diferentes de: zona dendrítica, zona interdendrítica y segregación de plomo.

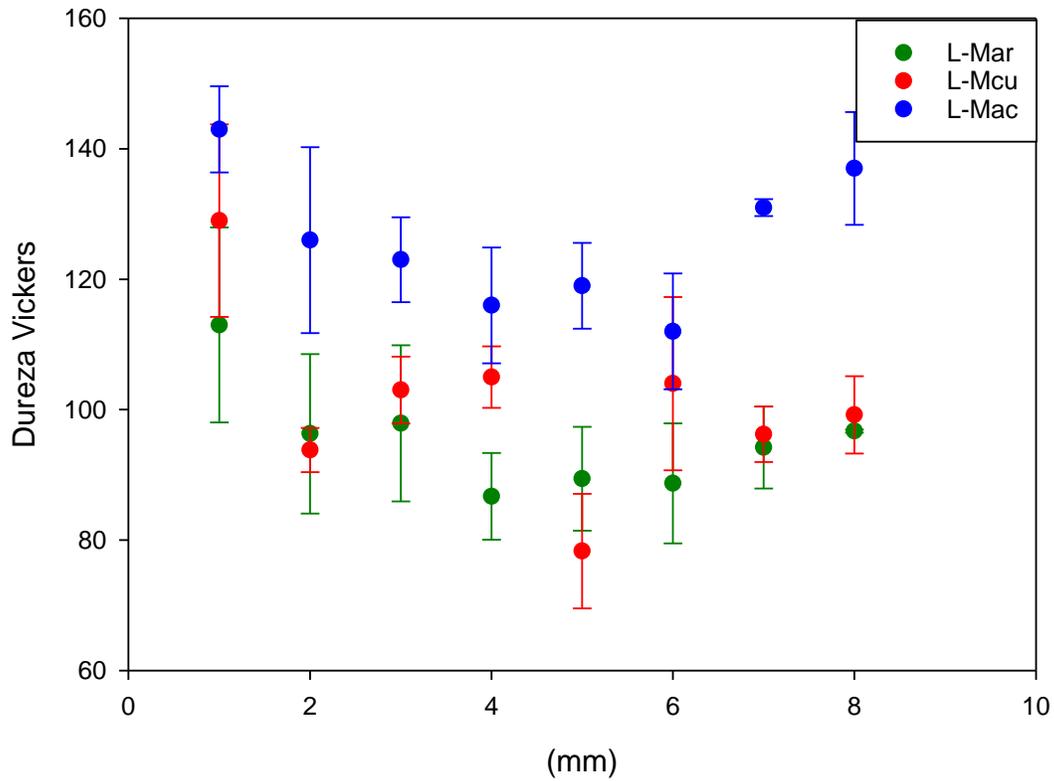


Figura 4.27: Perfil de Dureza Vickers ( $HV_{0.5}$ ) en L-Mac, L-Mar y L-Mcu.

Las menores microdurezas las presenta el L-Mar, esto se relaciona con el espaciamiento dendrítico secundario, al ser más grande,  $51 \mu m$ , la huella tiene mayor probabilidad de caer dentro de la zona dendrítica, sin embargo, se debe considerar la presencia de las segregaciones de plomo cuyo tamaño es mayor y su dureza menor, a éste se atribuyen la caída en los valores de dureza reportados.

#### 4.4 ENSAYO DE TENSIÓN

El ensayo de tracción se realizó bajo la norma ASTM E-8, a partir de los ensayos de tracción realizados se construyeron las curvas de Esfuerzo-Deformación, reportadas en la figura 4.28, y se determinaron las propiedades mecánicas para cada muestra.

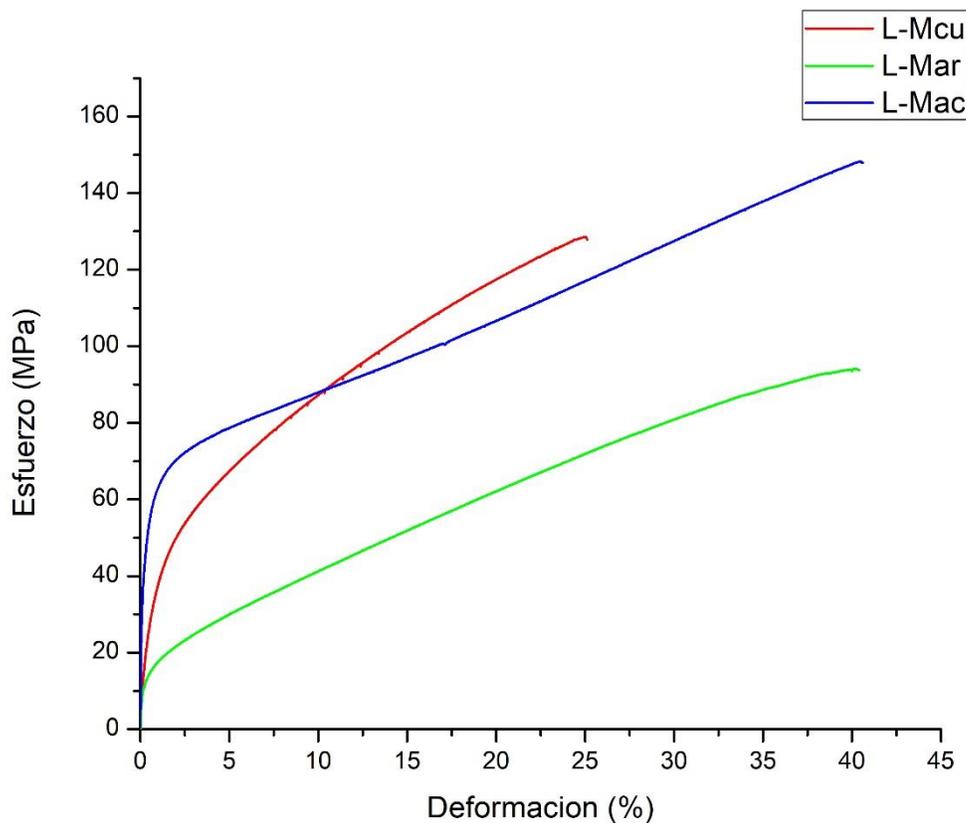


Figura 4.28: Curva Esfuerzo – Deformación de L-Mac, L-Mar y L-Mcu.

El comportamiento lineal en la curva Esfuerzo – Deformación corresponde a la deformación elástica del material cuyo valor de la pendiente se asocia con el módulo de elasticidad o módulo de Young (E). El material es más rígido entre mayor sea su módulo de elasticidad, el L-Mac presenta el mayor E con un valor de 42 GPa, seguido por L-Mcu con 12 GPa, y finalmente L-Mac con 9 GPa. Comportamiento que se relaciona con la dureza obtenida anteriormente.

Por el método de compensación se trazó una línea paralela a la deformación lineal hacia la derecha 0.2% en % Deformación, para determinar la resistencia de fluencia y definir el punto en donde el latón ha cedido en forma plástica y permanente. Los resultados se presentan en la Tabla 4.5.

El área bajo la curva de la zona plástica se relaciona con la capacidad del material de absorber energía antes de la fractura, L-Mac presenta la mayor tenacidad como se visualiza en la figura 4.28, mientras que en L-Mar se identifica la menor tenacidad, tendencia que se relaciona y justifica con el UTS y resistencia de fractura.

Tabla 4.5: Propiedades mecánicas obtenidas de la curva esfuerzo-deformación.

		<b>L-Mac</b>	<b>L-Mar</b>	<b>L-Mcu</b>
<i>UTS</i>	<i>(MPa)</i>	148	94	129
<i>Módulo de elasticidad (E)</i>	<i>(GPa)</i>	42	9	12
<i>Resistencia a la fluencia (<math>\sigma_y</math>)</i>	<i>(MPa)</i>	46	13	22
<i>Resistencia a la fractura (<math>\sigma_{fractura}</math>)</i>	<i>(MPa)</i>	148	90	125
<i>Deformación</i>	<i>(%)</i>	41.0	40.9	25.4
<i>Reducción de área</i>	<i>(%)</i>	17.7	18.3	15.4

De acuerdo a lo que se observa en la curva Esfuerzo – Deformación, no hay diferencia significativa entre la resistencia a la tracción (Ultimate Tensile Strength) y resistencia a la ruptura.

El latón colado en molde de acero presenta la mayor dureza y rigidez lo que disminuye su ductilidad, en general presenta las mejores propiedades mecánicas esto se relaciona con su microestructura y se atribuye a la velocidad de

enfriamiento. En contraste del latón colado en molde de arena cuyo comportamiento es el opuesto.

Sin embargo, las propiedades mecánicas encontradas en la literatura de un latón 70Cu-30Zn colado en molde de arena presenta Resistencia de fluencia *51 MPa* y Esfuerzo máximo (UTS) *198 MPa*, reportadas en la Tabla 2.3. Las propiedades mecánicas del latón comercial colado en molde de arena, L-Mar, presenta Resistencia de fluencia de *13 MPa* y Esfuerzo máximo de *94 MPa*, en referencia a los valores reportados en la literatura las propiedades mecánicas del latón 70Cu-30Zn disminuyen entre el 50% - 75%, al tener el mismo medio de enfriamiento, esta diferencia se relacionó con el % en peso de Pb fuera del límite nominal.

Efecto que se ve contrarrestado con la velocidad de enfriamiento, una mayor velocidad de enfriamiento limita el crecimiento de las segregaciones de plomo y su distribución es más homogénea en la zona interdendrítica. Lo que mejoró las propiedades mecánicas de la aleación.

El latón colado en molde de acero presentó las propiedades mecánicas más altas Resistencia de fluencia *46 MPa* y Esfuerzo máximo (UTS) *148 MPa*, en comparación con las que se reportan en la literatura las propiedades mecánicas disminuyen, 10% en resistencia a la fluencia y un 25% en UTS.

## **CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES**

- La mayor velocidad de enfriamiento corresponde al latón colado en molde de cobre, seguido por el latón colado en molde de acero y el latón colado en molde de arena, de acuerdo con el comportamiento de las curvas de enfriamiento.
- A mayor velocidad de enfriamiento el crecimiento de la zona chill se favorece como es el caso del L-Mac y L-Mcu.
- La velocidad de enfriamiento es inversamente proporcional al tamaño del brazo dendrítico secundario, DAS. El DAS de L-Mcu es  $10.36 \mu\text{m}$ , corresponde a la mayor velocidad de enfriamiento, mientras que el DAS de L-Mar es  $51.86 \mu\text{m}$ .
- El plomo no es soluble en la fase alfa por lo tanto al solidificar segrega en la zona interdendrítica en formas redondeadas. El tamaño del microconstituyente de plomo es inversamente proporcional a la velocidad de enfriamiento.
- El latón colado en molde de acero presentó las propiedades mecánicas principales más altas que se relacionan con la microestructura dendrítica direccionada y la distribución homogénea en la zona interdendrítica del microconstituyente de plomo. *HRE 68.18, UTS 148 MPa, Esfuerzo de fluencia 46 MPa.*

## **ANEXO I**

### **PRUEBAS ELECTROQUÍMICAS**

La corrosión se puede definir como la degradación de un material a causa de la acción del ambiente en que está inmerso. Esta degradación se debe al resultado de las interacciones del material y el ambiente bajo condiciones de exposición determinadas.

En el estudio de la corrosión, no solo es importante investigar la tendencia a la corrosión de los diferentes materiales en diversos ambientes, sino la velocidad del proceso, para determinar la vida media del material en cada ambiente.<sup>28</sup>

En este trabajo se realizaron pruebas electroquímicas de Potencial a circuito abierto (OCP), Resistencia a la polarización (Rp) y Curvas de polarización (CP), para evaluar el efecto de las segregaciones de plomo en la velocidad de corrosión del latón 70Cu-30Zn colado en molde de acero, arena y cobre, como propuesta y base para un trabajo posterior en esta área.

#### **Potencial a circuito abierto (OCP)**

Las pruebas electroquímicas iniciaron con las curvas de potencial-tiempo para alcanzar una estabilidad entre el electrolito (NH<sub>4</sub>OH 0.1 M) y las muestras de latón (L-Mac, L-Mar y L-Mcu), hasta obtener el potencial de reposo o potencial de corrosión, ya que esta técnica permite clasificar a los materiales que se consideren activos o pasivos una vez que se han medido sus potenciales y que sean comparados con los establecidos en la serie galvánica.

El comportamiento de cada una de las muestras en medio amoniacal se registra en las curvas de potencial-tiempo, ver fig. 1, cada muestra presenta un potencial distinto ya que, debido a la diferencia en la microestructura, esta influirá en el comportamiento entre el material y el electrolito. Su estabilidad se observa después de 15 minutos de estar en contacto con el medio, siendo las L-Mcu presenta un potencial más anódico, seguida L-Mar y la de L-Mac presenta el potencial más catódico que como se mencionó anteriormente tiene que ver con el tipo de microestructura obtenido durante la solidificación de cada muestra.

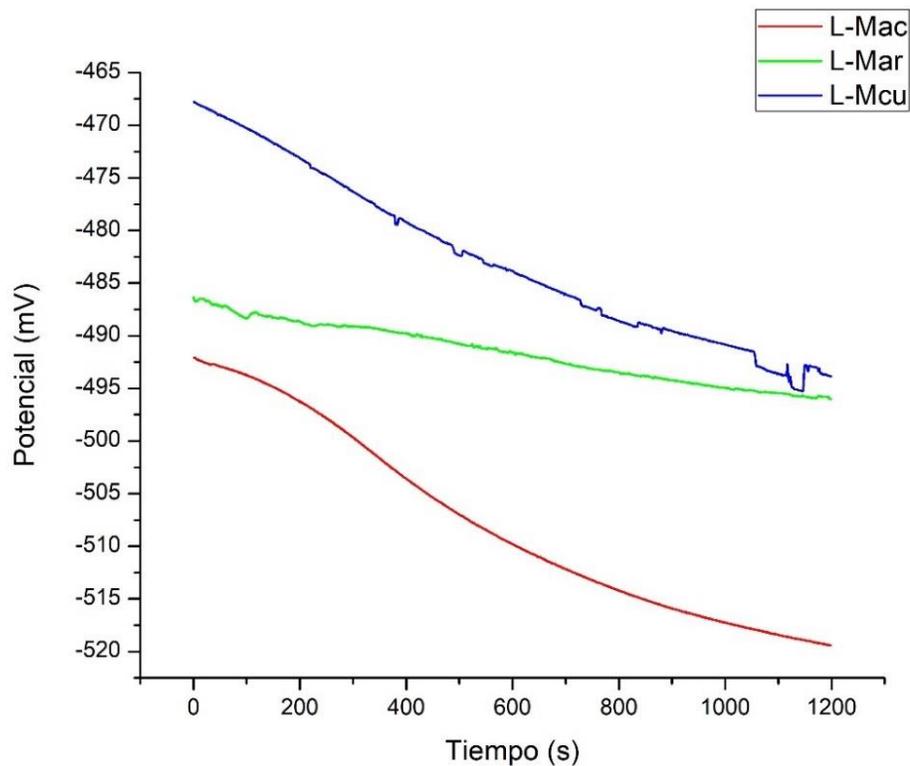


Figura 1: Potencial a circuito abierto (OCP), curva Potencial-Tiempo de latón colado en molde de acero, arena y cobre en medio amoniacal.

## Resistencia de polarización (Rp)

Una de las técnicas electroquímica para determinar la velocidad de corrosión es la resistencia a la polarización (Rp). La técnica consiste en aplicar un sobrepotencial al sistema ( $\pm 10$  a  $30$  mV) a partir de su potencial de reposo  $E_{corr}$ , a otro valor de potencial primero en sentido catódico y después en sentido anódico registrándose las variaciones de potencial ( $\Delta E$ ) y de corriente ( $\Delta I$ ) en el sistema debido a este sobrepotencial.<sup>29</sup>

La resistencia de polarización es inversamente proporcional a la densidad de corriente de corrosión,  $i_{corr} = \frac{B}{R_p}$ , cuando la técnica de resistencia a la polarización presente un control activacional el valor de la constante B es de  $0.026$  V de acuerdo a Stern y Geary.<sup>30</sup>

La muestra de L-Mar presento la menor resistencia a la polarización, ver Tabla 1, esto se atribuye a la microporosidad que presentan la muestra, ya que esto permite el estancamiento del electrolito en el sustrato lo que promueve la corrosión por lo tanto presenta la mayor velocidad de corrosión,  $0.1419$  mm/año.

Las muestras de L-Mac y L-Mcu, presentan una menor microporosidad, y un menor espaciamiento dendrítico secundario que la muestra de L-Mar, por lo cual presentan un mayor Rp y por ende una menor velocidad de corrosión.

Tabla 1: Resultados de Resistencia de polarización (Rp) del latón colado en molde de acero, arena y cobre.

	$E_{corr}$ (mV)	$R_p$ ( $\Omega/cm^2$ )	$i_{corr}$ (A/cm <sup>2</sup> )	$V_{corr}$ (mm/año)	$V_{corr}$ (mpy)
<b>L-Mac</b>	-524.36	13443.253	$1.934 \times 10^{-6}$	<b>0.0236</b>	$9.273 \times 10^{-4}$
<b>L-Mar</b>	-501.53	2232.326	$1.165 \times 10^{-5}$	<b>0.1419</b>	$5.584 \times 10^{-3}$
<b>L-Mcu</b>	-500.86	15253.589	$1.705 \times 10^{-6}$	<b>0.0208</b>	$8.173 \times 10^{-4}$

## Curvas de polarización (CP)

El cambio de potencial a partir del estado estacionario, como resultado del flujo de corriente, se conoce como polarización, y la representación del potencial ( $E$ ) frente al logaritmo de la densidad de corriente ( $\log i$ ) se conoce como curva de polarización.<sup>31</sup>

Las curvas dan información cinética, zonas de pasivación y activación, formación y destrucción de películas protectoras sobre metales, en diferentes electrolitos de poder oxidante variable.<sup>32</sup>

La curva de polarización de latón 70Cu-30Zn con composición química bajo norma con un % en peso de plomo menor al 0.07%, para tener un parámetro de comparación y poder evaluar el efecto del plomo en la velocidad de corrosión.

La curva de latón sin plomo presenta una disolución general, sin pasivación o formación de óxidos. Su potencial de corrosión es mayor que el del latón con plomo ya que hay una disolución constante de zinc en la superficie, caso contrario en las que tienen plomo ya que se forma una capa de óxido que no permite el paso del electrolito.

Las curvas de polarización presentan una zona de disolución general, y posteriormente una zona de formación de óxidos, ver fig. 2, en el caso de L-Mac y L-Mcu que pueden ser protectores ya que no permiten el paso del electrolito y por eso hay una disminución en la densidad de corriente del al menos un orden de magnitud con respecto a la muestra del molde de arena.

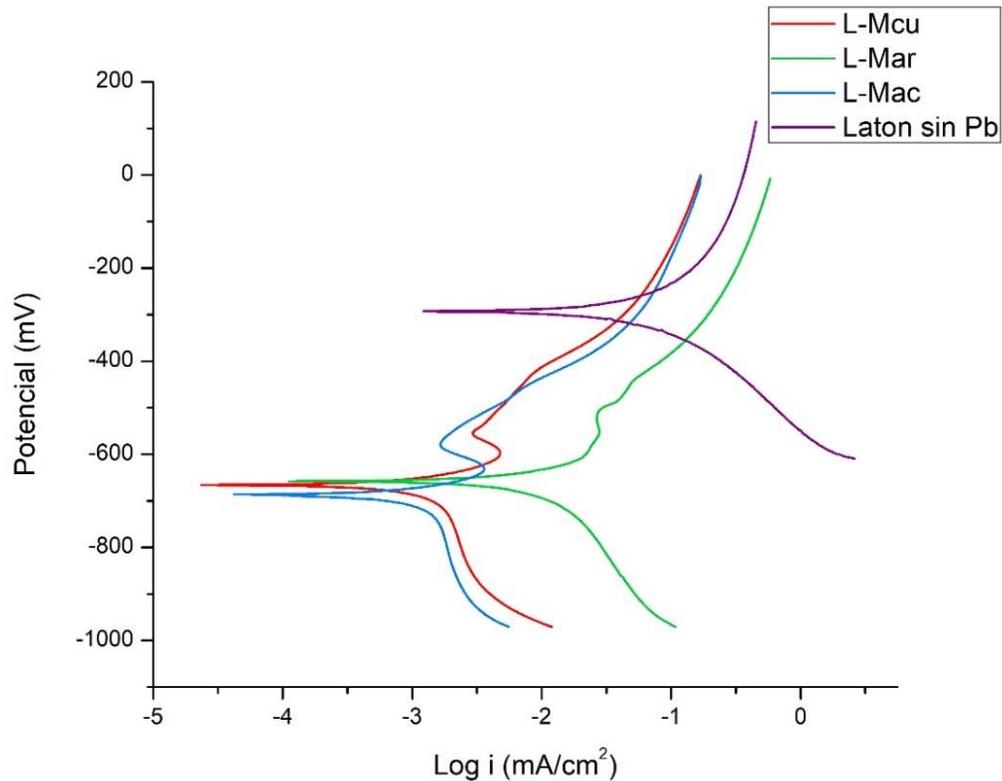


Figura 2: Curva de polarización de latón 70Cu-30Zn sin plomo, colado en molde de acero, arena y cobre.

Ese desplazamiento se ve reflejado en la velocidad de corrosión, ver Tabla 4, la menor velocidad de corrosión menor es de la muestra de L-Mac,  $0.0172 \text{ mm/año}$  y la mayor de L-Mar,  $0.1533 \text{ mm/año}$ .

Tabla 2: Resultados de curvas de polarización de latón en molde de acero, arena y cobre.

	$\text{Log } i$	$i \text{ (mA/cm}^2\text{)}$	$V_{\text{corr}}$ (mm/año)	$V_{\text{corr}}$ (mpy)
<b>L-Mac</b>	-2.85	$1.412 \times 10^{-3}$	<b>0.0172</b>	$6.773 \times 10^{-4}$
<b>L-Mce</b>	-1.9	$1.259 \times 10^{-2}$	<b>0.1533</b>	$6.036 \times 10^{-3}$
<b>L-Mcu</b>	-2.8	$1.585 \times 10^{-3}$	<b>0.0193</b>	$7.599 \times 10^{-4}$
<b>Latón sin Pb</b>	-1	0.1	<b>1.2179</b>	0.0479

La resistencia a la polarización y las curvas de polarización permiten calcular la velocidad de corrosión, sin embargo, existe una variación entre los resultados de ambas técnicas.

Rp estudia el comportamiento del sistema a sobrepotenciales menores y solosi se presenta control activacional. En contraste a las CP donde el rango de estudio es mayor al igual que el tiempo de exposición, lo que va menguando el control de activación y da presencia a la formación de óxidos protectores, a esto se atribuye la diferencia en las velocidades de corrosión obtenidas de ambas pruebas.

En Rp la velocidad de corrosión es menor para L-Mcu y en CP la presenta L-Mac esta variación se relaciona con las pruebas electroquímicas empleadas y su microestructura. A mayor cantidad de brazos dendríticos se tienen más zonas que favorecen la corrosión, ya que son puntos de acumulación de esfuerzos residuales, otro factor es la cantidad de fases y la diferencia de potencial entre ellas.

Al ser el latón colado en molde de acero el que presenta las mejores propiedades mecánicas y la menor velocidad de corrosión en la técnica de curva de polarización, se realizó la prueba en las mismas condiciones para una muestra de latón 70Cu-30Zn con composición química bajo norma, lo que se relaciona con un % en peso de plomo menor a 0.07%, colado en molde de acero. Con la finalidad de evaluar el efecto del plomo en la velocidad de corrosión bajo un parámetro de comparación.

La curva de polarización de latón sin plomo presenta una disolución general, en comparación al L-Mac que presenta una disolución general, pasivación y una formación de óxidos.

La velocidad de corrosión de latón sin plomo,  $1.218 \text{ mm/año}$ , es superior a la de L-Mac,  $0.0172 \text{ mm/año}$ , la diferencia es significativa. En primera instancia se podría concluir que la segregación de plomo disminuye la velocidad de corrosión, sin embargo, se estaría haciendo una evaluación precipitada.

La composición química de la aleación modifica su historia térmica, factor que definirá la microestructura y esta a su vez las propiedades mecánicas, que posteriormente es un factor importante en la corrosión del material.

Lo que lleva a proponer la realización de un estudio posterior, bajo las condiciones pertinentes para el estudio del plomo y su efecto en las propiedades corrosivas del latón.

## BIBLIOGRAFÍA

---

- <sup>1</sup> Barroso Herrero. (2008). *Introducción al conocimiento de materiales y sus aplicaciones*. UNED.DeGarmo, P. (1988). *Materiales y procesos de fabricación* (Segunda ed.). Barcelona, España: Reverté, S. A.
- <sup>2</sup> Kalpakjian Serope, R. Schmid. (2002). *Metales y aleaciones no ferrosas: producción, propiedades generales y aplicaciones*. P. (1176) *Manufactura, ingeniería y tecnología* (Cuarta ed.). México.: Prettice-Hall Inc.
- <sup>3</sup> Mora Pozo, E. P. (2011). Caracterización del latón. *Revista Metalúrgica*, 57-64
- <sup>4</sup> Centro Español de Información del Cobre. (s.f.). Los latones. P. () *El cobre y sus aleaciones en la tecnología*. Madrid, España.: CIDEC.
- <sup>5</sup> A.P. Miodownik, (unpublished). *Copper-Zinc*. P (780). *Binary Alloy Phases Diagrams*, ASM Metals Handbook, vol. 3.
- <sup>6</sup> *Properties of wrought coppers and copper alloys, C-26000*, P (1023-1030). *Properties and selection: Nonferrous alloys and Special-Purpose materials*, ASM Metals Handboo, vol 2.
- <sup>7</sup> Bustos C. Oscar, (2003). Filtrado y afinamiento de grano: alternativas para mejorar las propiedades de latones y bronces. *Remetallica*, 21.
- <sup>8</sup> Salán. B. (2005). *Materiales metálicos* P (57-59). *Tecnología de proceso y transformación de materiales*. (Primera edición). Barcelona.: Edicions UPC.
- <sup>9</sup> Kalpakjian. S., Schmid S. (2008). *Fundamentos de la fundición de metales*. P (292-298). *Manufactura, ingeniería y tecnología*. (Quinta edición). México.: Pearson Educación.
- <sup>10</sup> Guy A. (1970). *Metalurgia física para ingenieros*. Fondo Educativo Interamericano, S. A

---

<sup>11</sup> D. Apelian, J.A. Chang, Al-Si processing variables: effect on grain refinement and eutectic modification, *ASF Trans.* 94 (1986) 797-808.

<sup>12</sup> D. A. Skoog, F. J. Holler, S. R. Crouch, (2008). *Principios de análisis instrumental* (6ta edición). México.: Cengage Learning,

<sup>13</sup> Universidad de Alicante, servicios técnicos de investigación. Disponible desde: <https://sstti.ua.es/es/instrumentacion-cientifica/unidad-de-rayos-x.html> (Acceso 5 Febrero de 2019)

<sup>14</sup> F. R. Morral, E. Jimeno. (2004). *Métodos metalográficos*. P (764). *Metalurgia general (Volumen 2)*. Barcelona, España.: Reverté, S. A.

<sup>15</sup> Universidad de Málaga, Servicios Centrales de Apoyo a la Investigación (SCAI) *Difracción de rayos X*. Disponible desde: <http://www.scai.uma.es/areas/aqcm/drx/drx.html> (Acceso 13 de Febrero de 2019)

<sup>16</sup> Stella Ordoñez. (s.f.) *Técnicas experimentales en metalurgia, Unidad temática No.6*. P (1) Depto. De Ingeniería metalúrgica, Universidad de Santiago Chile.

<sup>17</sup> Universidad de Málaga, Servicios Centrales de Apoyo a la Investigación (SCAI), *Microscopia electrónica de barrido*. Disponible desde: <http://www.scai.uma.es/areas/micr/sem/sem.html> (Acceso 11 de Febrero de 2019)

<sup>18</sup> P. Aveda. (1996). Aplicaciones del MEB y de la MSE en metalurgia P (331).

<sup>19</sup> Hibbeler R. C. (2006), *Propiedades mecánicas de los materiales*. P. (896). *Mecánica de los materiales* (Sexta edición). México.: Prentice-Hall Inc.

<sup>20</sup> ASTM International, (2000). *E-18 Standar Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial of metalliz materials*. Estados Unidos.

<sup>21</sup> Low S.R., 2001, *Rockwell Hardness Measurement of Metallic Materials*. National Institute of Standards and Technology. U.S.

---

<sup>22</sup> Ensayos de dureza. Secuencia de ensayo de dureza. Disponible desde: <http://190.105.160.51/~material/materiales/presentaciones/ApunteDureza.pdf> (Acceso 7 de Abril de 20019)

<sup>23</sup> Ramírez E. R. (1998). Trazabilidad y Unificación de las escalas de Dureza en México. XIV Seminario Nacional de Metrología. Acs, México.: CENAM.

<sup>24</sup> ASTM International, (2002). E-384 *Estándar Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. Estados Unidos.

<sup>25</sup> ASTM International, (2001). E-08 *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Estados Unidos.

<sup>26</sup> Nuñez C, Roca C. (s.f.) Ensayo de tracción. P (15). Comportamiento mecánico de los materiales, Vol. II. Ensayos no destructivos (Segunda Edición). Barcelona, España.: Edicions Universitat de Barcelona.

<sup>27</sup> Bernau R.L. (s.f.) Estructura intragranular e intergranular. P (124). Elementos de metalografía y de acero al carbono, Recalescencia P (124). Santiago de Chile.: Editorial Andrés Bello.

<sup>28</sup> Bilurbina Alter, Liesa Mestres (2003), Cinética de la corrosión P (77-79) Corrosión y protección (Primera Edición). Barcelona, España, Edicions UPC. Copisteria Miracle, SA.

<sup>29</sup> Cortés M., Guerrero M., (2005). Evaluación de la resistencia a la corrosión de aleaciones para oleoductos. Ingenierías, 22-28.

<sup>30</sup> Mariaca Rodríguez (1999), Agresividad atmosférica sobre los materiales metálicos. P (100). Corrosividad Atmosférica (Primera Edición) México.: Plaza y Valdés, S.A. de C.V.

<sup>31</sup> Criado M, Fajardo S, Valdez B, Bastidas JM. *Aspectos cinéticos de la corrosión y fenómenos de pasividad*. En Valdez Salas B, & Schorr Wiener M (Eds.). *Corrosión*

---

*y preservación de la infraestructura industrial*. Barcelona, España: OmniaScience; 2013. pp. 11-32.

<sup>32</sup> Bilurbina A., Liesa M. (2003). Bases de corrosión. P. (77). Corrosión y protección (Primera edición). Barcelona, España. Edicions de la Universitat Politecnica de Catalunya, SL.