



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**CARACTERIZACIÓN DE LATÓN MONOFÁSICO Y
BIFÁSICO OBTENIDO DE COLADA.**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL
TÍTULO DE**

**INGENIERO QUÍMICO
METALÚRGICO**

PRESENTA

LUIS ÁNGEL ALFARO VALDOVINO



CIUDAD UNIVERSITARIA, Cd.Mx., 2020



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: BERNARDO F. CAMPILLO ILLANES

VOCAL: ARTURO ALEJANDRO SÁNCHEZ SANTIAGO

SECRETARIO: JOSÉ GUADALUPE RAMÍREZ VIEYRA

1er. SUPLENTE: BALBINA OJEDA RAMÍREZ

2° SUPLENTE: AGUSTÍN RUIZ TAMAYO

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

FACULTAD DE QUÍMICA CONJUNTO "D"

ASESOR DEL TEMA:

DR. BERNARDO F. CAMPILLO ILLANES

SUSTENTANTE:

LUIS ÁNGEL ALFARO VALDOVINO

Índice

Introducción	1
Objetivo general	2
Objetivos particulares	2
Hipótesis	2
ANTECEDENTES	3
1.1 Aleaciones de Cu-Zn.....	4
1.2 Propiedades del Cobre, Zinc, Latón 70Cu-30Zn y 61Cu-39Zn.....	7
1.3 Transformaciones de fase en latones.....	7
1.4 Diagramas de fase	8
1.5 Fases y microconstituyentes	9
1.6 Regla de las fases y cálculo de fases.....	10
1.7 Solidificación y dendritas	10
1.8 Curvas de enfriamiento	12
1.9 Dureza Vickers	13
1.10 Nanoindentación.....	13
1.11 Microanálisis químico por EDS (<i>Energy Dispersive Spectrometer</i>)	15
EXPERIMENTACIÓN	16
2.1 Generalidades	17
2.2 Equipo y Materiales.....	17
2.3 Moldes.....	18
2.4 Balance de carga	19
2.5 Técnica de fusión.	21
2.6 Preparación metalográfica acabado espejo	22
2.7 Ensayo de nanoindentación	23
2.8 Ensayo de dureza Vickers.....	23
RESULTADOS Y ANÁLISIS DE RESULTADOS	26

3.1 Generalidades	27
3.2 Colada de probetas de latón	27
3.3 Calculo del porcentaje de fases y microconstituyentes	30
3.4 Evaluación por dureza Vickers	31
3.5 Evaluación de nanoindentación.....	33
3.6 Caracterización microestructural por microscopia óptica (MO)	39
3.7 Microscopía electrónica de barrido (MEB).....	41
CONCLUSIONES.....	57
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	60

Agradecimientos:

- A la Universidad Nacional Autónoma de México, en especial a la ENP No.1 “Gabino Barreda” y a la Facultad de Química por la formación académica que me brindaron
- A la memoria del M. en C. Walter Vladimir Medrano Vertiz. Mi asesor, que fue el gran artífice y que me otorgo la motivación para concluir el presente trabajo
- Al Dr. Bernardo F. Campillo Illanes por todas sus enseñanzas, aportaciones y por todo su gran apoyo que fue fundamental para la conclusión de este trabajo
- Al proyecto DGAPA-PAPITT UNAM IT102619
- Al IQ. Iván Puente Lee, Microscopía Electrónica de barrido, USAII-Facultad de Química-UNAM
- Al Ing. Mec. Héctor Hugo Hinojosa, Taller Mecánico- Instituto de Ciencias Físicas- UNAM
- A la M. en C. Itzel Reyes Chaparro, Depto. Metalurgia, Facultad de Química-UNAM
- Al M. en C. Gerardo Arámburo Pérez, Depto. Metalurgia, Facultad de Química-UNAM

Introducción

El trabajo que se muestra a continuación tiene como finalidad realizar un estudio de las propiedades mecánicas que poseen dos aleaciones de Cu-Zn (latones), las cuales se obtuvieron mediante un proceso de colada del que se hablará con mayor precisión más adelante.

Debe mencionarse que las aleaciones estudiadas en el presente trabajo atraviesan por un proceso de solidificación que juega un papel de suma importancia, ya que este fenómeno define en su totalidad o tiene una gran contribución sobre su microestructura final (morfología) y sus propiedades mecánicas. La solidificación, por realizarse a condiciones ambientales no controladas, se considera un proceso fuera de equilibrio, el cual produce una estructura característica denominada “estructura dendrítica” que ofrece en la mayoría de los casos propiedades mecánicas elevadas.

Otra herramienta importante que ayuda a predecir la microestructura de una aleación —específicamente las fases presentes y los microconstituyentes— son los diagramas de fase; sin embargo, estos presentan un inconveniente. Cuando una aleación tiene una solidificación fuera de equilibrio o con condiciones no controladas no sigue estos diagramas, puesto que estos son generados a condiciones ideales y a velocidades muy lentas de enfriamiento (1 o 2 °C/ hr) y generalmente las fundiciones se caracterizan por tener enfriamientos fuera de equilibrio, lo cual provoca la obtención de dendritas en su microestructura, especialmente cuando las velocidades de solidificación son elevadas.

Por otra parte, los latones no están exentos de lo expuesto en el párrafo anterior por este motivo constituyen un material cuya microestructura resulta idónea para analizarse en esta investigación. Como se mencionó, las propiedades mecánicas están directamente relacionadas con las dendritas y más aún con el espaciamiento dendrítico secundario (EDS); no obstante, cabe señalar que no se consideran algunos otros factores que influyen sobre las propiedades mecánicas como son: la segregación, las inclusiones, los rechupes, las porosidades o algún otro defecto que se presente en el metal.

Objetivo general

Caracterizar la microestructura final de los latones obtenidos de colada, mediante distintas técnicas, para finalmente determinar la influencia que tiene la composición química y microestructura final.

Objetivos particulares

- Fabricar a través de un proceso de colada dos aleaciones de latón con composición química definida y distinta
- Aplicar técnicas adecuadas de preparación metalográfica para la evaluación mediante distintas técnicas de caracterización
- Obtener información sobre el comportamiento mecánico en las zonas cercanas y en los límites de fase de un latón monofásico y uno bifásico

Hipótesis

- Las propiedades mecánicas de los latones se ven directamente afectadas por la composición química y las fases presentes en cada una de las aleaciones, así como por la temperatura de vaciado, el medio de enfriamiento (molde) y defectos cristalinos resultantes del proceso de colada.

Capítulo I

ANTECEDENTES

1.1 Aleaciones de Cu-Zn

Tradicionalmente, la aleación compuesta por Cu-Zn es denominada “latón” y es probablemente la aleación de cobre más usada en la actualidad y a lo largo de los años, debido a las propiedades que posee, puesto que conserva la resistencia a la corrosión y la maleabilidad de cobre, pero aumenta de forma considerable las propiedades mecánicas respecto a las del cobre puro. Esta aleación ofrece distintas fases de acuerdo con la composición química que presente (porcentaje del Zn). Cabe señalar que puede darse el caso de una coexistencia de fases [1]. En la **Tabla 1.1**. Se muestran las fases típicas presentes que están en función de la cantidad de Zinc.

Tabla 1.1 Fases presentes en la aleación Cu-Zn [2]

Fase	Mínima composición, % en peso de Zinc	Máxima composición, % en peso de Zinc
α o (Cu)	5	39.0 a 456°C
β	36.8 a 903°C	56.5 a 835°C
β'	45.5 a 456°C	48.9 a 468°C
γ	57.0 a 468°C	69.8 a 700°C
δ	72.5 a 700°C	76.5 a 598°C
ε	78.5 a 598°C	87.5 a 424
η o (Zn)	98.3 a 424°C	99.9 a 419°C

Los latones, además de contener Cu y Zn como elementos principales, contienen pequeñas cantidades, o trazas en algunos casos, de otros elementos; entre ellos se encuentran Pb, Sn, Fe o Al. Estos elementos tienen como finalidad modificar alguna propiedad del material, como el color, la morfología de las fases, la resistencia mecánica, la ductilidad, la maquinabilidad y la resistencia a la corrosión, entre otras. Las aleaciones

de Cu-Zn industrialmente importantes y comercializadas se encuentran contenidas dentro de los límites de composición química de 5 a 50% de Zn [1].

Los aleaciones de Cu y Zn son denominados por la UNS (Unified Numbering System) como C2XXXX. En la siguiente tabla se muestran las aleaciones más comunes de Cu-Zn:

Tabla 2.2 Fases presentes en la aleación Cu-Zn [2]

Número según la UNS	Nombre común	Límites de composición
C21000	“Gilding metal” (metal dorado)	94.0 a 96.0 de Cu, 0.05 Pb max, 0.05 Fe, balance Zn
C22000	“Commercial bronze” (bronce comercial)	89.0 a 91.0 de Cu, 0.05 Pb max, 0.05 Fe, balance Zn
C23000	“Red brass” (Latón rojo)	84.0 a 86.0 de Cu, 0.06 Pb max, 0.05 Fe, balance Zn
C24000	“Low brass” (Latón bajo)	78.5 a 81.5 de Cu, 0.05 Pb max, 0.05 Fe, balance Zn
C26000	“Cartridge brass” (Latón de cartuchería)	68.5 a 71.5 de Cu, 0.07 Pb max, 0.05 Fe max, 0.15 otros elementos, balance Zn
C27000	“Yellow brass” (Latón amarillo)	64.0 a 68.5 de Cu, 0.15 Pb max, 0.05 Fe max, balance Zn
C28000	“Muntz metal” (metal Muntz)	59.0 a 63.0 de Cu, 0.30 Pb max, 0.07 Fe max, balance Zn

Una gran familia de latones son los denominados latones de cartuchería, dichas aleaciones presentan, por lo general un patrón extenso de una sola fase α , con una estructura cristalina cubica centrada en las caras (fcc).

Dichas aleaciones presentan buena resistencia a la corrosión en una amplia variedad de soluciones acuosas y soluciones químicas; aunque puede sufrir “descinificación” en lugares estancados, de poco movimiento o soluciones ligeramente ácidas. También es ligeramente susceptible al agrietamiento por corrosión bajo tensión, especialmente en ambientes amoniacaes. Cuenta con excelente soldabilidad y trabajo en frío y conformado. Algunos usos típicos son: centro de tanques y radiadores, carcasas de linternas, accesorios de lámparas, sujetadores, cerraduras, bisagras, componentes de municiones, accesorios de plomería, pasadores, remaches

Por otro lado existen los latones con alto contenido de zinc (> 39% de Zn); un ejemplo es el latón denominado como “*Muntz metal*” (C28000), contienen principalmente fase β que tiene una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc). A su vez, los latones que contienen entre 32.5 a 45.5% de Zn pueden tener una estructura dúplex con una combinación de fases α y β (microconstituyente), para la determinación del tamaño de grano la fase β debe de ser ignorada.

En comparación con la aleación C21000 esta aleación sufre de una disminución evidente de la resistencia a la corrosión, independientemente de su menor resistencia a la corrosión, se considera adecuada para la mayoría de los ambientes atmosféricos. Sin embargo, estas aleaciones están sujetas a la “descinificación” en ambientes acuáticos estancados, ambientes ácidos y pueden fallar por corrosión bajo tensión (Stress Corrosion Cracking) en presencia de amoniaco húmedo, aminas y compuestos de mercurio.

El porcentaje elevado de zinc hace que esta aleación sea la más resistente del grupo de los latones, lo que se traduce en una mayor resistencia mecánica, pero afecta drásticamente las propiedades elásticas; por lo que su trabajo en frío es pobre, sin embargo, cuenta con excelente soldabilidad y es excelente para el trabajo en caliente como son la forja y el conformado. Algunos usos son: hojas de paneles arquitectónicos, tuercas y tornillos grandes, pernos, vástagos, varillas de soldadura, placas de condensador, intercambiador de calor y tubería de condensador, piezas forjadas en caliente [3].

1.2 Propiedades del Cobre, Zinc, Latón 70Cu-30Zn y 61Cu-39Zn

Tabla 3. 3 Propiedades del cobre, Zinc, Latón 70Cu-30Zn y 61Cu-39Zn [3]

Propiedad	Unidades	Cu	Zn	70Cu-30Zn	61Cu-39Zn
Densidad a 20°C	g/cm ³	8.96	7.13	8.53	8.39
Calor especifico a 20°C	J/kgK	398	382	375	375
Conductividad térmica a 20°C	W/mK	385	113	120	123
Módulo de elasticidad	GPa	119	1.45 a 2.90	110	105
Razón de Poisson	----	---	---	0.37	0.34
Estructura cristalina	----	FCC	HC	FCC	FCC+BCC

1.3 Transformaciones de fase en latones

Un alto porcentaje de Zn favorece la presencia de la fase β . Esta fase presenta un incremento en las propiedades mecánicas, como la dureza y la resistencia mecánica, pero baja otras propiedades como la ductilidad [1].

La fase β resulta estable entre los 900°C a 470 °C y entre un 39 a 55 de porcentaje Zn. Esta fase cuenta con una estructura cubica centrada en el cuerpo (BCC) que permanece hasta los 470°C, temperatura en la que los átomos de Zn y Cu empiezan a reacomodarse de forma aleatoria en la red cristalina (dependiendo de la composición química), para que posteriormente cuando baje la temperatura a menos de los 470 °C ocurra un cambio de fase β a la fase β' . Dicha fase permanece así, hasta que ocurre una reacción eutectoide que se lleva a cabo alrededor de los 250°C donde al cruzar esa franja de temperatura se transforma la fase β' al microconstituyente ($\alpha + \gamma$). Posteriormente la presencia del microconstituyente ($\alpha + \gamma$) perdura hasta temperatura ambiente, la fase dominante dependerá directamente del porcentaje de Zn que oscila entre 30% y 59%, para todo el intervalo de composición, el microconstituyente estará acompañado de la fase α ó γ . [1]

1.4 Diagramas de fase

Los diagramas de fase son una herramienta muy utilizada y de vital importancia para la metalurgia. En ellos se muestran las fases y su composición química, además de que permiten determinar diferentes parámetros de suma importancia para la caracterización de una aleación, por ejemplo, las temperaturas de transformación de fase y la presencia de fases o microconstituyentes (a cualquier temperatura) [4].

Existen distintos tipos de diagramas de fases:

- Binarios (dos elementos)
- Ternarios (tres elementos)
- Cuaternarios (cuatro elementos)

En la **Figura 1.1** se muestra un diagrama de fases binario que corresponde al de Cu-Zn, que es de interés para el presente trabajo. En este diagrama se puede apreciar que el porcentaje atómico de zinc es prácticamente igual al porcentaje en peso (comportamiento que es atípico en otros diagramas de fase binarios); igualmente, presenta zonas de interés: la primera de ellas es la fase α , como se muestra en el diagrama (Cu). Esta fase es una solución sólida rica en Cu que se origina aproximadamente en un intervalo de composición de 5 a 39.0% de Zn a 456 °C. Véase la **Tabla 1.1**. Otra zona importante del diagrama es el lugar donde coexisten las fases que componen el microconstituyente ($\alpha + \beta'$), una composición aproximada entre 32.5 y 45.5% de Zn que al atravesar la temperatura de transformación eutectoide la fase β' forma un microconstituyente. [5].

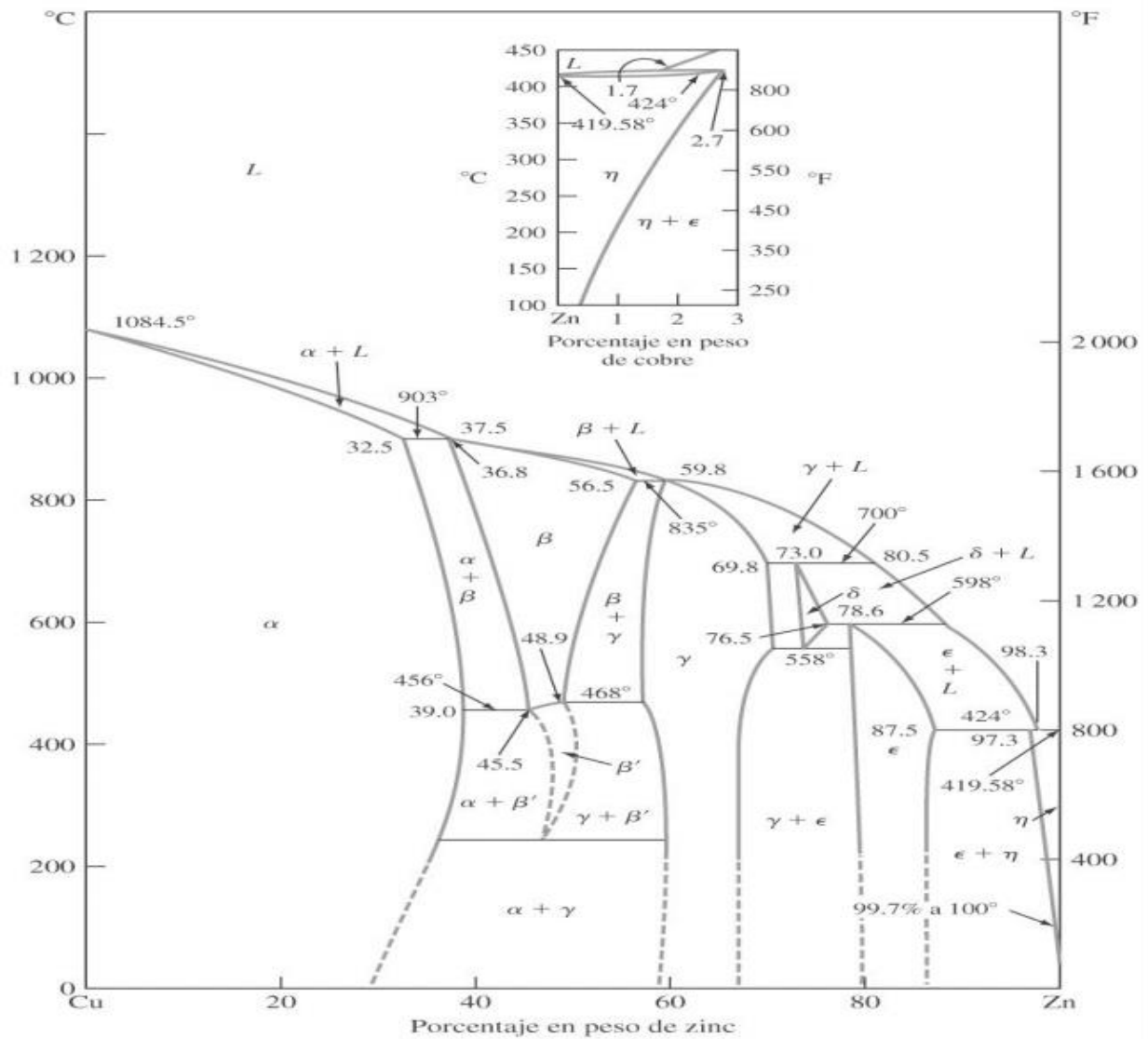


Figura 1.1. Diagrama de fases binario para Cu-Zn [1]

1.5 Fases y microconstituyentes

Una fase puede definirse como una porción de un sistema físicamente homogéneo dentro de sí mismo y delimitado por una superficie, que, aunque está en contacto con otras partes del mismo sistema, puede ser separada mecánicamente de cualesquiera otras porciones. Una fase tiene las siguientes características [6]:

- Tiene aproximadamente en toda su extensión la misma composición química y las mismas propiedades físicas y químicas en su interior.
- Cuenta con la misma estructura cristalina y/o arreglo atómico en su interior.

- Tiene una interfaz definida entre la fase y cualesquiera fases circundantes o adjuntas, lo que hace que difiera completamente de las otras regiones del sistema.

Por otro lado llamaremos **microconstituyente** a aquellas partes o porciones de un sistema que aparentan ser química y físicamente homogéneas cuando se observan en el microscopio óptico a bajos aumentos (por debajo de 100), pero que puede estar constituida por más de una fase y solo se vuelve verificable al incrementar la magnificación [7].

1.6 Regla de las fases y cálculo de fases

Si para una aleación de determinada composición química se conoce la temperatura y se ha alcanzado el equilibrio, la regla de las fases se puede emplear para conocer o determinar las cantidades relativas o fracciones de fases presentes en las regiones de la aleación de interés [8].

Para ello se emplea la regla de la palanca que se puede expresar de forma general de la siguiente manera [5]:

$$\text{Porcentaje de fases} = \frac{\text{brazo opuesto de la palanca}}{\text{longitud total de la isoterma}} \times 100 \dots \text{Ec.1.1 [5]}$$

El denominador representa la longitud total de la isoterma, y el numerador la porción de palanca opuesta a la composición del sólido que se trata de calcular [5].

Una relación importante en el estudio de los diagramas de fases es la regla de las fases de Gibbs. Esta regla relaciona el número de fases presentes, P, el número de componentes del sistema, C, el número de grados de libertad o el número de variables que se pueden cambiar externamente (temperatura, presión y composición), F, y el número de variables no composicionales (temperatura y presión), N. Esta regla se expresa mediante la siguiente ecuación [8]:

$$P + F = C + N \dots \text{Ec.1.2 [8]}$$

1.7 Solidificación y dendritas

Una forma de clasificar los procesos de solidificación consiste en dividirlos justamente de acuerdo con su manera de solidificar. Las aleaciones binarias de composiciones muy

amplias que solidifican con un rango muy amplio de temperaturas pueden presentar seis tipos diferentes de estructuras de colada: dendrítica columnar, dendrítico celular, dendrítica equiaxiada, no dendrítica equiaxiada, monofásica de frente plano y bifásica de frente plano [6]. Aquellas aleaciones que solidifican sobre un rango de temperatura en el que existe un gradiente de temperatura líquido lo suficientemente grande y con convección lenta, provocarán que resulte en ellas una estructura *columnar dendrítica*. Cuando, por otro lado, existen grandes gradientes de temperaturas y bajas velocidades de avance entre la interfase solido/líquido, la estructura resultante será *dendrítica celular*. En cambio, para gradientes de temperatura pequeños, con agitación o refinamiento de grano, la estructura se ve alterada de *equiaxiada* a *equiaxiada dendrítica*. Finalmente, una agitación violenta o un refinamiento de grano efectivo dará como resultado una estructura no *dendrítica equiaxiada* [7].

Las dendritas son microestructuras características de un proceso de fundición, generadas durante una solidificación fuera de equilibrio. Esta microestructura posee una forma peculiar que se asemeja a una figura arborescente y consta de un eje principal (que es el brazo primario), sobre el cual crecen otras ramificaciones denominadas “brazos secundarios”. Véase la **figura 1.2** [8].

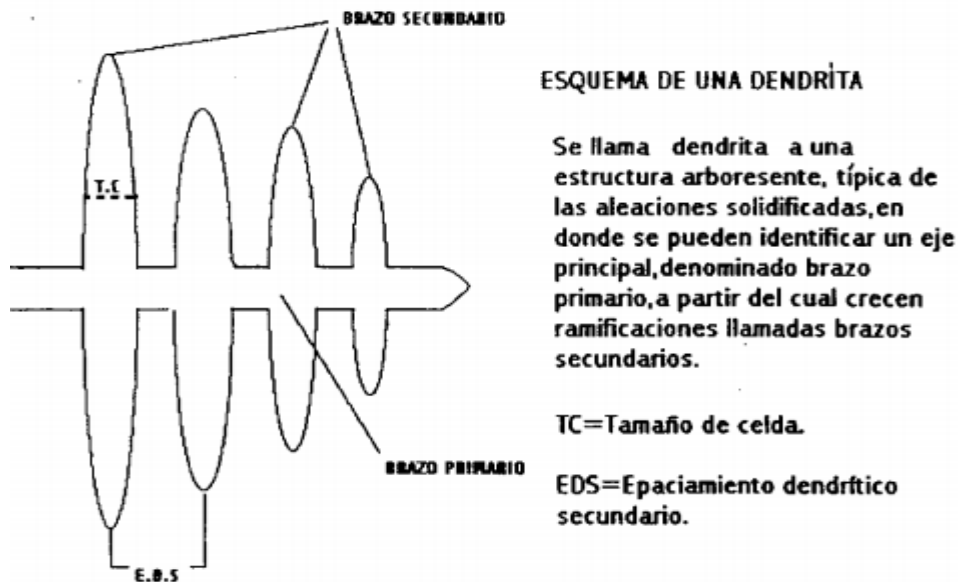


Figura 1.2. Esquema de una dendrita [7]

Cuando se realiza el vaciado de las aleaciones fundidas en el molde se inicia la solidificación en las paredes del molde a medida que aquellas se enfrían. La aleación no se solidifica a una temperatura determinada, sino, más bien, dentro de un intervalo. Mientras la aleación permanezca dentro de este, el metal líquido que se encuentre entre las dendritas se solidificará generando una estructura granular que, en muchos casos, rodea las dendritas [7].

Una característica que ha sido estudiada sobre todo en aleaciones de aluminio es la influencia del EDS en las propiedades mecánicas. Algunos autores han llegado a predecir las propiedades mecánicas como el porcentaje de elongación (%EL), el esfuerzo a la fluencia (EF), el esfuerzo a la tracción (RT) y la dureza en relación con el EDS [7].

En estos estudios se encontró que los EDS disminuyen cuando la pieza se vierte en moldes que permiten solidificar con mayor rapidez. Para ello es necesario cambiar el material del molde o agregar algún tipo de templadera con el fin de lograr mayor rapidez en la solidificación, lo que ocasiona menores distancias de EDS, que se relacionan con incrementos de propiedades mecánicas. El tamaño de las dendritas tiene también influencia en este proceso, ya que las pequeñas provocan la disminución del porcentaje de porosidad, lo cual, a su vez, determina las propiedades mecánicas, pues origina generalmente un incremento de ellas. Esto ocurre como consecuencia de la mayor área que posee su superficie en relación con su volumen, ya que aumenta su energía total por unidad de volumen [7].

1.8 Curvas de enfriamiento

Las curvas de enfriamiento pueden emplearse para determinar las temperaturas de transición de las fases tanto de metales puros como de aleaciones y se obtienen al registrar la temperatura de un material y compararla con el tiempo en que este se enfría, desde la temperatura a la que se funde hasta la temperatura ambiente. Las curvas de enfriamiento en fundición juegan un rol muy importante, pues ayudan a describir la ruta que sigue el proceso de enfriamiento; también proporcionan información adicional sobre el subenfriamiento, cualquier otro cambio de fase o sobre la estructura cristalina que se presente durante este proceso [9].

1.9 Dureza Vickers

La medición de dureza Vickers consiste en realizar la penetración del material con un penetrador de diamante de forma similar a la de una pirámide de base cuadrada. El proceso para la toma de dureza es muy semejante al utilizado para los ensayos de dureza Brinell y Rockwell, pero cuenta con algunas variantes. Una de ellas consiste en emplear cargas menores para el ensayo y medir con ayuda de un microscopio integrado en el equipo la longitud de la huella dejada por el indentador [10].

1.10 Nanoindentación

Los primeros trabajos de nanoindentación se realizaron de manera sistemática a finales de los años setenta e inicios de la década de los ochenta y dieron lugar a un simposio sobre el tema. No fue sino hasta 1986 cuando Doerner y Nix realizaron un trabajo más comprensivo y que posteriormente fue mejorado por Oliver y Pharr en 1992, quienes propusieron un método para interpretar los ensayos de nanoindentación, el cual hoy en día es el más utilizado [8].

La nanoindentación es la prueba de dureza que se lleva a cabo en escalas de longitud nanométrica y consiste en indentar el material de estudio por medio de una punta de diamante para así poder medir la dureza y el módulo elástico. Las mediciones se obtienen a través de una función en la que se impone una carga sobre el material de interés; esta genera un desplazamiento que se mide de manera continua mediante una resolución que puede ser de micronewtons o subnanómetros, según el equipo empleado en el experimento [5].

La carga y el desplazamiento se miden mediante procesos de indentación. Esta técnica abarca distintos usos, por ejemplo: la medición de la dureza de pequeñas películas en sustratos, las aplicaciones electrónicas, la medición de dureza de nanofases de materiales y la deformación de estructuras a micro y nanoescala que se sitúan de manera libre. Los nanoindentadores tienen incorporado un microscopio óptico y en algunos casos cuentan con microscopio de barrido. La dureza y el módulo reducido son las propiedades que se miden generalmente con base en la indentación [5].

El penetrador de los nanoindentadores puede tener diversas formas, de las cuales la de punta de Berkovich es la más común, la cual semeja una pirámide de tres lados. La punta de Berkovich, a pesar de estar hecha de diamante, no está exenta de desgaste y de deformación con cada una de las nanoindentaciones que realiza. Por tanto, periódicamente debe llevarse a cabo una calibración en la que regularmente se utiliza un patrón común, la sílice fundida, que cuenta con propiedades mecánicas homogéneas y bien definidas (módulo de elasticidad $E=72$ GPa y razón de Poisson $\nu =0.17$) [5].

Microscopía electrónica de barrido

La microscopía electrónica permite la observación y caracterización de muestras orgánicas e inorgánicas a escalas del orden de micrómetros y nanómetros, donde se pueden obtener imágenes de la estructura y topografías de las muestras de interés en rangos de magnificación de 10- 10000 x [9].

La interacción del haz de electrones primario con la muestra conforma un proceso que se inicia cuando el haz se origina en la punta del filamento, para posteriormente ser acelerado y conducido por la columna hasta la muestra, donde interacciona con los átomos de esta en un cierto volumen con forma de pera. Al proyectar su energía cinética, el haz genera distintas señales que nos proporcionan información de la muestra, entre las cuales se encuentran [9]:

Tabla 1.4. Señales e información obtenida de la muestra [9].

Señal	Información proporcionada
Electrones secundarios (SE)	Topografía
Electrones retrodispersados (BSE)	Topografía, composición química, estado cristalino
Electrones Auger	Topografía, composición química
Radiación característica de rayos x	Composición química
Catodoluminiscencia	Luminiscencia visible o infrarroja

En este estudio se utilizaron electrones retrodispersados que, a diferencia de los secundarios, tienen niveles mayores de energía y por ello pueden escapar desde una

profundidad mayor. Una desventaja que presentan radica en que su resolución e información de topografía son menores que la de los electrones secundarios (SE); sin embargo, logran proporcionar información acerca de la composición química por medio del contraste en la imagen. Es decir que en zonas que estén compuestas por elementos con número atómico grande, estos electrones permitirán al haz primario interactuar de mejor forma con los núcleos de los átomos. Con esto, se producirá una mayor cantidad de electrones BSE que se percibirán más claros en la imagen de la muestra; mientras que para los elementos con número atómico pequeño, se producirá una menor cantidad de BSE, lo que generara una apariencia más oscura [9].

1.11 Microanálisis químico por EDS (*Energy Dispersive Spectrometer*)

El EDS se caracteriza por analizar todos los elementos de la tabla periódica con número atómico $Z \geq \text{Be}$. La concentración mínima detectada frecuentemente se encuentra desde un 0.1% en peso, con una exactitud en el análisis semicuantitativo de 2-5%, para elementos con mayor número atómico al del flúor; con una profundidad de análisis que varía desde 0.5 a 10 μm , que depende directamente de la densidad atómica de la muestra y del voltaje de aceleración [9].

La técnica de espectrometría por dispersión de energía de rayos X (EDS) se aplica en el análisis de la distribución de la concentración de elementos químicos, ya sea de manera puntual, a lo largo de una línea (*line-scan*), o bien, en un área determinada (mapeo) [9].

Capítulo II

EXPERIMENTACIÓN

2.1 Generalidades

En este capítulo se describe la metodología usada para la fabricación de las probetas de latón mediante un proceso de colada, llevado a cabo con dos composiciones químicas diferentes que fueron vaciadas por separado en dos moldes de materiales distintos, de cobre y de acero respectivamente. Posteriormente se enlistan los distintos materiales y equipos utilizados y se procede a realizar la descripción de la preparación metalográfica de las probetas obtenida de colada. Finalmente, se hace una descripción de cada una de las técnicas por las que fueron evaluadas las probetas.

2.2 Equipo y Materiales

Para la realización de la experimentación se usaron los siguientes equipos y materiales:

- Cu y Zn en barra y lingote con pureza para el Zn de 99.5% y para el cobre de 98%
- Analizador de espectrometría de emisión atómica de la Facultad de Química, área de Fundición, Edificio “D”
- Moldes metálicos de Cu y acero, ambos con forma cilíndrica
- Horno de crisol
- Adquisidor de datos marca “Measurement Computing”, modelo USB-2408
- Termopares tipo K
- Fundente de cobre
- Microscopio óptico, marca “Olympus”, modelo PMG3
- Cámara para microscopio óptico marca “Dyno-Eye”, modelo AM4023CT
- Software de captura de imágenes “DinoCapture” 2.0
- Lijas de agua de carburo de silicio de tamaño de grano 240 a 1200
- Alúmina de 1 μm
- Alúmina de 0.5 μm
- Sílice coloidal, marca “BUEHLER”
- Paño fino microcloth, marca “EXTECH”
- Reactivo de ataque químico. Mezcla de 2 g de Dicromato de potasio más 5ml. de H_2SO_4 y 2 gotas de HCl

- Probetas de latón obtenidas de colada con composición química aproximada de 30% de Zn y 38% de Zn
- Esmeril de banco
- Software Image-Proplus, Versión 6.0.0.260
- Microdurometro, marca “Shimadzu”, modelo HMV-2
- Nanoindentador, marca “HYSITRON”, modelo TI 750H
- Microscopio electrónico de Barrido, marca “Jeol”, modelo JSM-5900

2.3 Moldes

Se fabricaron dos moldes metálicos (acero y cobre), ambos de forma cilíndrica que tenían dos variaciones la primera es el material con el cual fueron fabricados y la segunda es el largo. Vease **Tabla 2.1**, en ellos se realizó el vaciado de metal fundido, pues se determinó que fuera en moldes metálicos porque de esta forma podría obtenerse un enfriamiento fuera del equilibrio (severo), lo cual propiciaría la presencia de dendritas en el latón (microestructura de interés en este trabajo). En la **Figura 2.1** se muestran los moldes ocupados durante la fusión del latón.



Figura 2.1. Moldes usados para el vaciado.

Tabla 2.2. Dimensiones de los moldes usados para el vaciado del metal fundido

Molde	Diámetro (cm)	Altura (cm)
Acero	1.6	5.9
Cobre	1.6	9.9

2.4 Balance de carga

En la **Tabla 2.2** se muestran las composiciones esperadas de ambas fusiones de latón, así como la nomenclatura que se le asignó a cada muestra y el material con el que fueron fabricados.

Tabla 2.2. Se muestra la composición química deseada para las aleaciones, así como la nomenclatura asignada a cada una de ellas

Probeta	%Cu	%Zn	Material
MCu_1	70%	30%	Cobre
MAc_1	70%	30%	Acero
MCu_2	61%	39%	Cobre
MAc_2	61%	39%	Acero

Se realizaron dos fusiones de latón. En la primera, de la que se pretendía obtener el latón de 70Cu-30Zn, se presentó un problema con la oxidación y la eficiencia del zinc de la aleación, debido a la baja cantidad de metal líquido que se contempló. Por ello, se tomó la decisión de que para la segunda fusión, en la que se fabricó el latón de 39 % de zinc (61Cu-39Zn), se aumentará la cantidad de carga, con la finalidad de favorecer la eficiencia y evitar la oxidación del Zn; para ello, se duplicó la base de cantidad de carga que se tenía en un inicio. A continuación se muestran los cálculos hechos para obtener la cantidad en gramos de cobre y zinc que se iban a usar.

El primer paso fue realizar el cálculo del volumen de los moldes que se iban a usar.

Volumen del molde de acero

$$V_{MAC} = \pi r^2 L ; r = 0.78 \text{ cm} ; L = 6.94 \text{ cm}$$

$$V_{MAC} = 13.265 \text{ cm}^3$$

Volumen del molde de cobre

$$V_{MCu} = \pi r^2 L; r = 0.78 \text{ cm}; L = 10 \text{ cm}$$

$$V_{MCu} = 19.113 \text{ cm}^3$$

$$V_{Total} = V_{MCu} + V_{Mac}$$

$$V_{Total} = 13.265 \text{ cm}^3 + 19.113 \text{ cm}^3 = 32.378 \text{ cm}^3$$

Después se calculó la densidad relativa de la aleación 70% Cu y 30% Zn.

$$\rho_r = (8.96 \text{ g/cm}^3)(0.70) + (7.13 \text{ g/cm}^3)(0.30)$$

$$\rho_r = 6.272 \text{ g/cm}^3 + 2.139 \text{ g/cm}^3$$

$$\rho_r = 8.411 \text{ g/cm}^3$$

Para la primera fusión en la que se fabricó la aleación 70% Cu y 30% de Zn se tomaron 1000 g como base de cálculo:

$$V = M_{Total} / \rho_r$$

$$V = 1000 \text{ g} / (8.411 \text{ g/cm}^3) = 118.890 \text{ cm}^3$$

Carga de cobre (g):

$$118.890 \text{ cm}^3 * 6.272 \text{ g/cm}^3 = 745.690 \text{ g de Cu}$$

Carga de zinc (g):

$$118.890 \text{ cm}^3 * 2.139 \text{ g/cm}^3 = 254.310 \text{ g de Cu}$$

$$\text{Zn total} = 254.310 \text{ g}$$

Los cálculos para la aleación 61% Cu y 39% Zn, en la que la base de cálculo fueron 2000 g, se muestra a continuación:

$$\rho_r = (8.96 \text{ g/cm}^3)(0.62) + (7.13 \text{ g/cm}^3)(0.38)$$

$$\rho_r = 5.555 \text{ g/cm}^3 + 2.709 \text{ g/cm}^3$$

$$\rho_r = 8.265g/cm^3$$

Base de cálculo de la aleación (2000 g):

$$V = M_{Total}/\rho_r$$

$$V = 2000g/(8.265g/cm^3) = 241.996cm^3$$

Carga de cobre (g):

$$241.996cm^3 * 5.555g/cm^3 = 1491.380g \text{ de Cu}$$

Carga de zinc (g):

$$241.996cm^3 * 2.709g/cm^3 = 508.620g \text{ de Cu}$$

Zn total= 508.620 g

2.5 Técnica de fusión.

En el siguiente listado se menciona a grandes rasgos los pasos que se siguieron para llevar a cabo la fusión y la colada, con las cuales se obtuvieron las aleaciones de latón:

1. Balance de carga
2. Acondicionamiento y limpieza de la carga
3. Precalentamiento de moldes y crisol
4. Colocación de termopar tipo k en los moldes
5. Puesta a punto de sistema de adquisición de datos
6. Precalentamiento de la carga
7. Agregar la carga al crisol
8. Agregar fundente de Cu
9. Composición química preliminar (toma de moneda)
10. Ajuste de composición química con Zn
11. Toma de composición química final

12. Vaciado a moldes

13. Obtención de curva de enfriamiento de las piezas mediante sistema de adquisición de datos, marca "Measurement computing"

14. Desmolde y limpieza de las piezas

2.6 Preparación metalográfica acabado espejo

Una vez terminado el proceso de fusión y colada descrito a detalle en el punto anterior, se procedió a realizar la preparación metalográfica. Para ello, primeramente, se seccionaron las probetas con una segueta; se realizó un corte lo más recto posible; finalmente, se realizó el desbaste con un esmeril de banco para lograr planitud entre las caras, lo cual es de suma importancia para el ensayo de nanoindentación.



Figura 2.2. Probeta de latón obtenida de colada

Después de obtener la planitud entre ambas caras se realizó el desbaste con lijas abrasivas de carburo de silicio desde el tamaño de grano 320 hasta el tamaño de grano 1500. Subsecuentemente, se pulió en un paño fino MicroCloth, donde se empleó como abrasivo primeramente alúmina de 1 μm . Una vez que se lograron eliminar todas las líneas producidas por el desbaste mecánico, se usó alúmina de menor tamaño 0.05 μm . Finalmente, para tener un mejor acabado, se empleó como abrasivo una solución 2:1 de sílice coloidal y agua destilada, con la finalidad de disminuir en la medida de lo posible las líneas producidas por el desbaste mecánico, que afectan directamente a los ensayos de nanoindentación, pues generan una mayor rugosidad en la pieza.

2.7 Ensayo de nanoindentación

Una vez terminada la preparación metalográfica acabado espejo, se procedió a realizar el ensayo de nanoindentación. Para ello se usó un nanoindentador, (**Figura 2.3**), equipo que cuenta con un indentador de forma piramidal con base cuadrada tipo Berkovich. Esta prueba se realiza de forma automática; solamente se deben de definir los parámetros de ensayo como: carga, desplazamiento, el número y espacio entre cada indentación.

Se decidió realizar los ensayos en el centro de la probeta de latón. Para ello, se realizó una malla de 10 x 10, que generó 100 indentaciones por cada ensayo, y, como parámetros de ensayo, se definió realizar un desplazamiento de 300 nm y una distancia de 10 nm entre cada una de las indentaciones. Esta prueba tuvo una duración de aproximadamente 13 horas. Cada una de las mallas generadas tenía dimensiones de 90 nm x 90 nm.



Figura 2.3. Nanoindentador, marca "Hysitron"

2.8 Ensayo de dureza Vickers

Para la evaluación de microdureza o dureza Vickers (HV), el ensayo se realizó a través del diámetro de cada una de las probetas, con una separación aproximada de 0.5 mm. Con la finalidad de observar cómo cambiaba tal propiedad a lo largo del diámetro, se

utilizó el microdurómetro ubicado en el departamento de metalurgia (**figura 2.4**), que cuenta con indentador de diamante tipo Berkovich de forma romboédrica y con un ángulo de 130° entre sus caras. Para realizar el ensayo se utilizaron los siguientes parámetros:

- una aplicación de carga de 1.961 N
- un tiempo de aplicación de carga de 15 segundos



Figura 2.4. Microdurometro marca "Shimadzu"

2.9 Caracterización de la microestructura por microscopía óptica

Para la caracterización de la microestructura del latón, se aplicó durante 15 segundos a cada probeta un ataque químico en el que se usó como reactivo una mezcla de 2 g de dicromato de potasio ($K_2Cr_2O_7$), 5ml. de ácido sulfúrico (HS_2O_4), 2 gotas de ácido clorhídrico (HCl) y 50 ml de agua destilada para mostrar la microestructura [13].

Las microestructuras de las diferentes probetas de latón fueron observadas a través de un microscopio metalográfico; las micrografías de microscopía óptica, a su vez, fueron capturadas mediante el uso de una cámara de microscopio y el software llamado "DinoCApture 2.0". **Figura 2.5**



Figura 2.5. Microscopio óptico, marca “Olympus” con cámara

2.9 Caracterización de la microestructura por microscopía electrónica de barrido

Para la parte de la microscopía electrónica, se realizó la toma de imágenes con señal de electrones retrodispersados (BSE) a 20 keV en un microscopio electrónico de barrido perteneciente a la USAII, ubicado en el edificio H de la Facultad de Química de la UNAM. También se realizó un análisis de composición química EDS (*Energy Dispersive Spectrometry*). Este análisis es semicuantitativo, que consiste en un análisis puntual y uno lineal.

Capítulo III

RESULTADOS Y

ANÁLISIS DE

RESULTADOS

3.1 Generalidades

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos a partir de la experimentación que se describió a detalle en el capítulo anterior y se realiza un análisis de estos en el siguiente orden: resultados del proceso de colada, dureza Vickers, ensayo de nanoindentación, caracterización microestructural por microscopía óptica, caracterización microestructural por microscopía electrónica y análisis semicuantitativo de composición química.

3.2 Colada de probetas de latón

En los **Gráficos 3.1** y **3.2** se muestran las curvas de enfriamiento que se obtuvieron de ambas probetas en la colada del metal fundido.

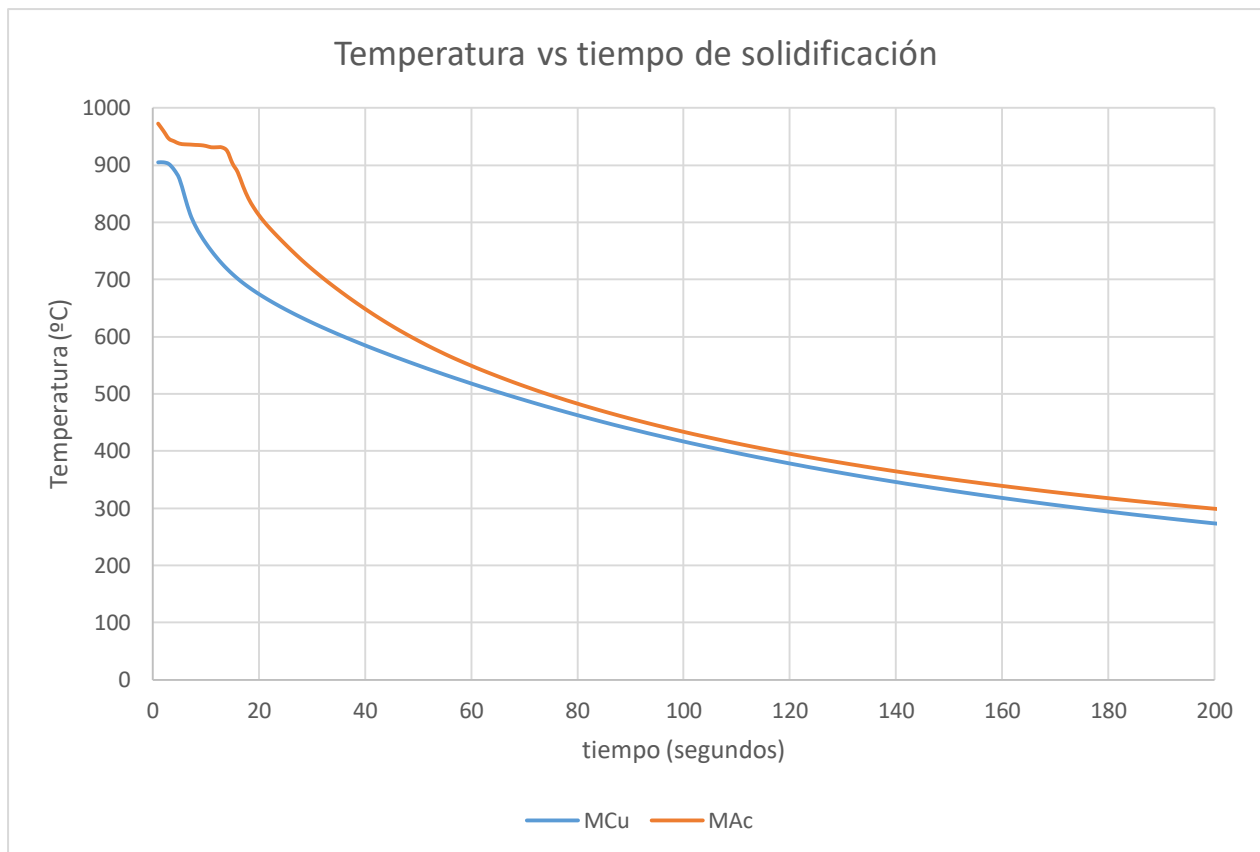


Gráfico 3.1. Curvas de enfriamiento para la aleación de 70% Cu- 30% Zn

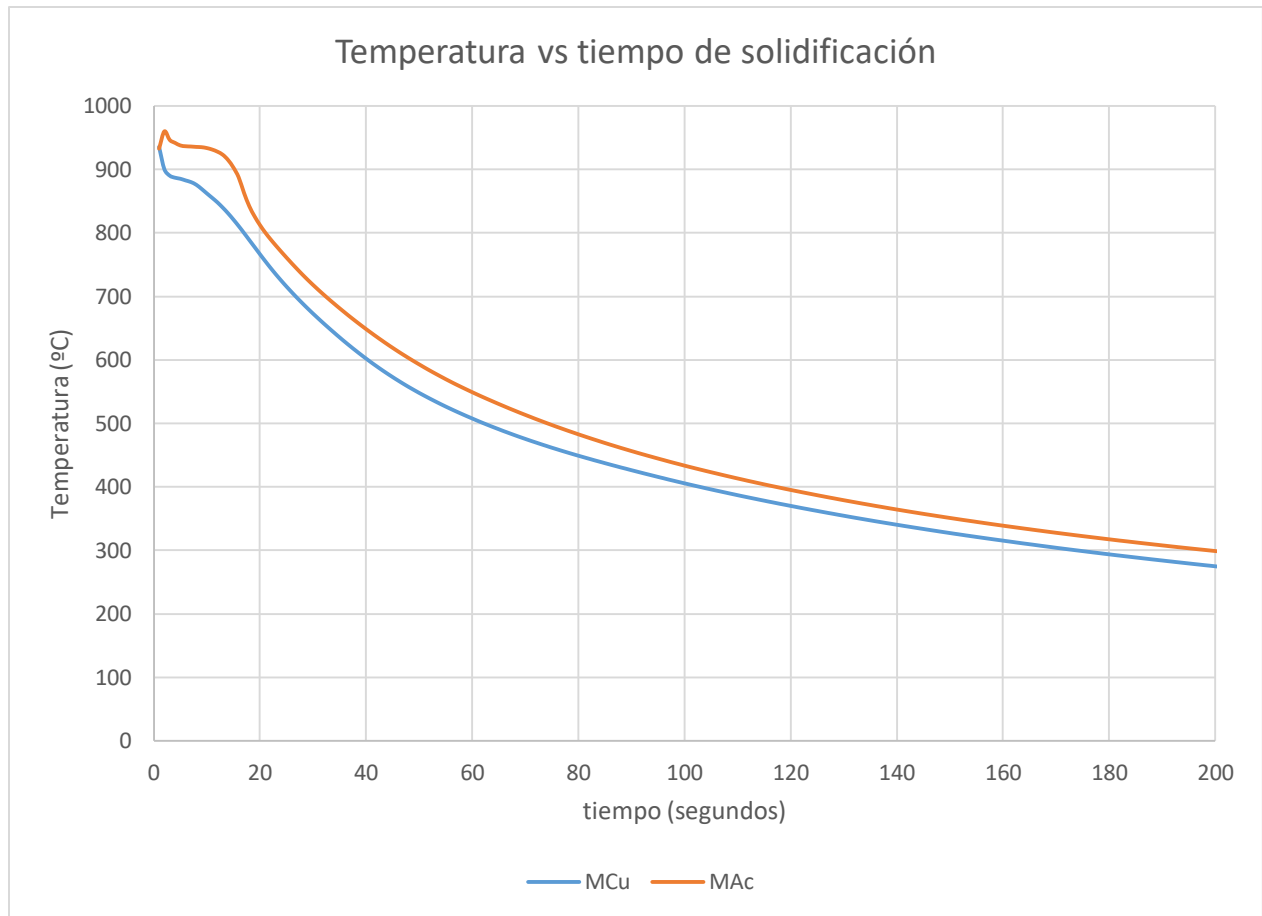


Gráfico 3.2. Curvas de enfriamiento para la aleación de 61% Cu- 39% Zn

En las **Tablas 3.1 y 3.2** se muestran las composiciones químicas obtenidas mediante Espectrometría de Emisión Atómica (AES), para cada una de las aleaciones de latón que se fabricó por medio de la fusión previamente descrita.

Tabla 3.2. Composición química de latón (70% Cu y 30% Zn)

% Cu	% Zn	% Fe	% Pb	% Sn	% Mn	% Si	%Ni
68.35	30.27	1.32	0.0186	0.0130	1.501	<0.0500	0.0372

Tabla 3.2. Composición química de latón (61% Cu y 39% Zn)

% Cu	% Zn	% Fe	% Pb	% Sn	% Mn	% Si	%Ni
60.89	37.98	1.077	0.011	0.0022	0.0054	0.0029	<0.0020

El proceso de colada para la obtención de las probetas de latón con la composición química deseada se llevó a cabo en un horno de crisol del Área de Fundición del edificio D de la Facultad de Química, UNAM. En general, debido a los recursos disponibles para el proceso de colada, sólo fueron controlados dos elementos que eran de nuestro interés desde un inicio: el cobre y el zinc. Estos elementos, como se puede observar en las **Tablas 3.1 y 3.2**, están dentro de la composición química deseada. Los resultados mostrados representan el promedio de tres ensayos obtenidos mediante el analizador de Espectrometría de Emisión Atómica, facilitado igualmente por el área de Fundición del edificio D de la Facultad de Química, UNAM.

Otra cosa que debemos mencionar es que en las **Tablas 3.1 y 3.2** podemos ver la presencia en cantidades importantes de otros elementos que, como se mencionó en los antecedentes, se encuentran frecuentemente en el latón. Es muy probable que estos elementos provengan de la materia prima utilizada para la fabricación de latón o del crisol usado para la fusión del metal u otra posibilidad podría ser de rebabas depositadas en la següeta con la que se secciono el Cu y Zn.

En cuanto a las curvas de enfriamiento (**Gráficos 3.1 y 3.2**), la temperatura de vaciado para la primera fusión 70Cu-30Zn para el molde de Cu fue de 904.89°C y para el molde de acero fue de 972.61°C, en una de esas curvas de enfriamiento se observa un cambio evidente en la pendiente de la curva. Esto se presentó en el metal vaciado en el molde de acero (Línea naranja), lo anterior podría interpretarse como un cambio de fase. Para el caso de la segunda curva que pertenece al molde de Cu (Línea azul), no se nota dicho cambio de pendiente o es menos evidente. Esto podría deberse a diversas causas: una de ella y la más común podría ser una falla en la señal eléctrica generada en el termopar; otra posibilidad radica en que la temperatura de vaciado (904.89°C) es menor a la temperatura en la cual se presentó el cambio de fase (972.61°C), para explicar la diferencia de 68°C entre las temperaturas de vaciado, podemos decir que se presentó debido a la escasa cantidad de metal fundido, lo que generó una rápida pérdida de calor.

Para la segunda colada las curvas de enfriamiento tuvieron temperaturas similares de vaciado para el molde de acero fue 932.67°C y para el molde de cobre fue 935.39°C. En la curva del molde de acero (Línea naranja) se presentó un fenómeno que podría

tratarse de una recalescencia ya que se ve un pico de temperatura y luego una caída, dicho fenómeno se presenta cuando el metal fundido alcanza la temperatura de solidificación y continua en estado líquido estando en un estado meta-estable, posteriormente la solidificación continua sin algún cambio de pendiente aparente. Para la curva de enfriamiento del molde de Cu se observa una pendiente menor que casi no se nota al igual que la colada pasada.

Algo que se observa en común en ambas funciones para el molde de cobre es que no se puede observar de manera clara o pronunciada la pendiente en ambos casos. Este fenómeno puede radicar en que como se muestra en la **Tabla 1.3**. El valor de conductividad térmica para el cobre es tres veces mayor al valor de la conductividad térmica del acero a temperatura de referencia de 20 °C

Cabe recordar que como ya se ha mencionado, para el caso de la primera fusión, donde la composición química deseada era 30% Zn y 70% Cu, se tomó como base de cálculo 1 Kg y, por ello, se presentó un inconveniente, debido a la poca cantidad de material fundido. La oxidación del Zn se volvió un problema pues disminuyó de forma significativa la eficiencia del elemento. También se cree que influyo sobre las temperaturas de fusión y ello evito el obtener o pudo ser un motivo para no obtener la microestructura dendrítica orientada, que era la microestructura esperada para este trabajo. Por esta razón, se acordó para la segunda fusión, que tendría como composición química 39% de Zn y 61% Cu, se aumentara la base de cálculo a 2 Kg. Esta variación en el cambio de la carga facilitó la fusión, disminuyó la oxidación del Zn, aumentó la eficiencia del Zn y ayudó a obtener la composición esperada con mayor rapidez y facilidad, en comparación con la primera fusión.

3.3 Calculo del porcentaje de fases y microconstituyentes

Mediante la aplicación de la regla de la palanca en el de diagrama de fases de Cu-Zn, se obtuvo el porcentaje de las fases presentes en ambos latones obtenidos de colada como se muestra a continuación:

Para el latón con 30% se asume que el 100 % es fase alfa, pues al ubicar la composición se nota que la zona donde se sitúa dicha aleación es completamente dominada por la presencia de la fase α .

Para el latón con 38 % de Zn al ver el diagrama de fases se nota que está situado en una zona donde coexisten dos fases y son provenientes de una reacción eutectoide, la cual está compuesta por α y γ @ 25°C. Se muestra a continuación los resultados obtenidos de los cálculos de los porcentajes de fases

$$\alpha = \frac{59 - 37.98}{59 - 31} = 75.07 \% \text{ de fase } \alpha$$

$$\gamma = \frac{31 - 37.98}{59 - 31} = 24.93 \% \text{ de fase } \gamma$$

Para el cálculo de porcentaje de microconstituyente (eutectoide) se realizó lo siguiente:

$$\alpha \text{ primaria} = \frac{47 - 37.98}{47 - 31} = 56.37 \% \text{ de fase } \alpha \text{ primaria}$$

$$(\alpha + \gamma) = \frac{37.98 - 31}{47 - 31} = 43.63 \% \text{ de eutectoide } (\alpha + \gamma)$$

Para los cálculos que se tienen en la parte superior se debe de considerar que el diagrama usado es un diagrama binario, generado al equilibrio. Por lo tanto es ideal y tendería a la existencia de una variación, en primer lugar porque el proceso por el cual se obtuvieron los latones fue un proceso, como ya se mencionó fuera del equilibrio, también existió la presencia en cantidades importantes de hierro, todo lo anterior provoca que las líneas presentadas en el diagrama debido a la termodinámica y cinética de las reacciones tiendan a moverse y en ocasiones a arrojar fases o porcentaje de fases que no son consideradas en el diagrama de equilibrio de fases binario

3.4 Evaluación por dureza Vickers

La finalidad de realizar el ensayo de dureza Vickers fue observar el cambio de esta propiedad a través del diámetro. Los resultados se reportan en el **Gráfico 3.3**, en el que se puede observar la variación de la dureza conforme se avanza de posición sobre el diámetro de cada una de las probetas.

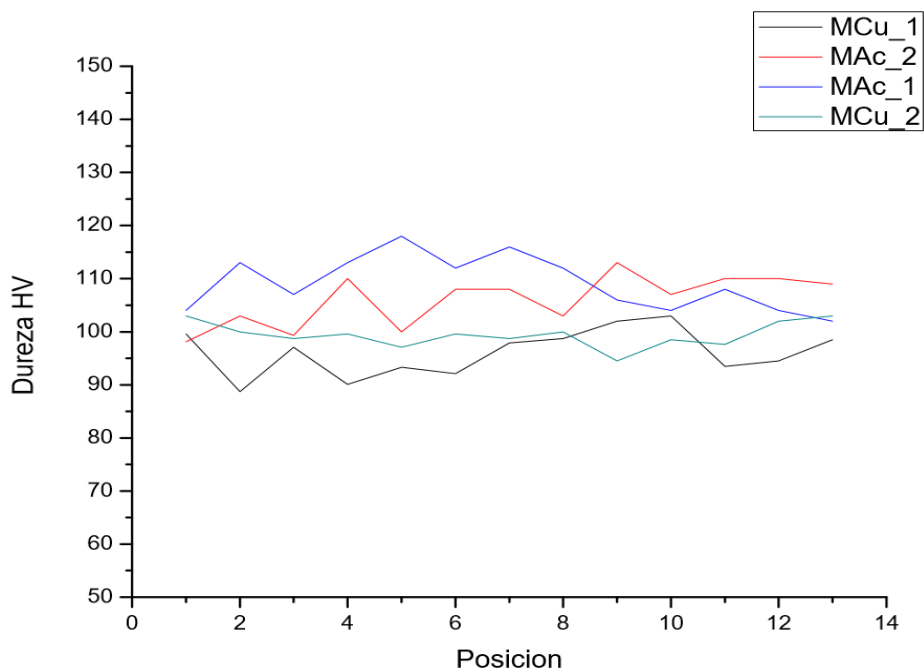


Gráfico 3.3. Perfil de dureza HV vs posición a lo largo del diámetro de las distintas probetas de latón

Tabla 3.3. Resultados de las pruebas de microdureza

Muestra	Promedio de micro dureza (HV)
MAC_1	109.2
MCu_1	96.1
MAC_2	106.0
MCu_2	99.4

Como se muestra en la **Tabla 3.3**, el menor valor promedio de dureza Vickers se presenta en la probeta MCu_1, mientras que el mayor promedio se presentó en la probeta MAC_1. Con la toma de los ensayos de dureza Vickers se puede determinar, que se obtienen los valores más grandes de dureza Vickers promedio, en el latón que fue vaciado en el molde de acero, para las dos coladas.

Los resultados obtenidos contradicen lo que se esperaba, ya que al tener una mayor conductividad térmica para el Cu (tres veces más grande aproximadamente), lo que se esperaba, es que se presentará un enfriamiento a mayor velocidad y por lo tanto

menor tamaño de grano y una mayor dureza, pero los resultados pueden verse afectados por otros factores entre los que se destacan: el espaciamiento interdendrítico, los defectos superficiales generados de colada (rechupes y porosidades) y, por supuesto, también a las diferencias que existen en composición química entre las zonas en las que se realizó cada ensayo; sin embargo, algo que pudo influenciar directamente sobre la dureza y no se consideró con anterioridad fue el largo del molde, pues el molde de cobre y acero presentan las mismas dimensiones a excepción de una, que es el largo, donde el molde de cobre presenta 5 cm más que el molde de acero.

Lo anterior podría afectar, ya que al ser mayor cantidad de metal vaciada en el molde de Cu, la difusión de la temperatura se realizó de manera más lenta lo que ocasiono que el enfriamiento se haya desarrollado a una velocidad menor que la que se presentó en el molde de acero. Esto pudo provocar la formación de un mayor tamaño de grano y por lo tanto un mayor espaciamiento dendrítico secundario. Lo que a su vez genera una disminución en las propiedades mecánicas, que finalmente se traduciría en una menor dureza en las probetas de latón que fueron vaciadas en el molde de Cu.

3.5 Evaluación de nanoindentación

En la **Figura 3.1** se muestran las 100 curvas realizadas a la probeta de latón MAc_1. Cada una representa un ensayo de nanoindentación, donde se puede observar el ciclo típico de carga y descarga que se lleva a cabo durante su realización, que no es más que una gráfica de fuerza vs desplazamiento y muestra cómo se llevó a cabo el proceso. Para este caso, el ensayo está directamente controlado por el desplazamiento programado con anticipación. Cada una de ellas se comportó de manera similar, pero arrojó valores diferentes, debido a que cada ensayo se ve afectado por diversos factores, entre los que destacan el pulido de la superficie, la región en la que fue realizado, las fases y los defectos cristalinos presentes en esa región.

En las **Figuras 3.2 y 3.3** se observa en ambos casos la huella de un ensayo de indentación de la probeta MAc_1 y MCu_1, respectivamente. Se puede apreciar en el inciso a) la superficie del latón en 3D, la profundidad alcanzada durante el ensayo de

indentación y la rugosidad. En el inciso b) se tiene la imagen de la indentación capturada con el microscopio integrado en el nanoindentador “Hysitron”.

Al comparar ambas superficies de indentación, se puede ver en la imagen de 3D que la rugosidad es diferente en cada una de las probetas. Además, en la **Figura 3.3** se observa una superficie con rayas que posiblemente se produjeron durante la preparación metalográfica. Lo anterior afecta directamente a las propiedades mecánicas obtenidas en este punto, debido a la interacción entre la muestra y la punta tipo Berkovich.

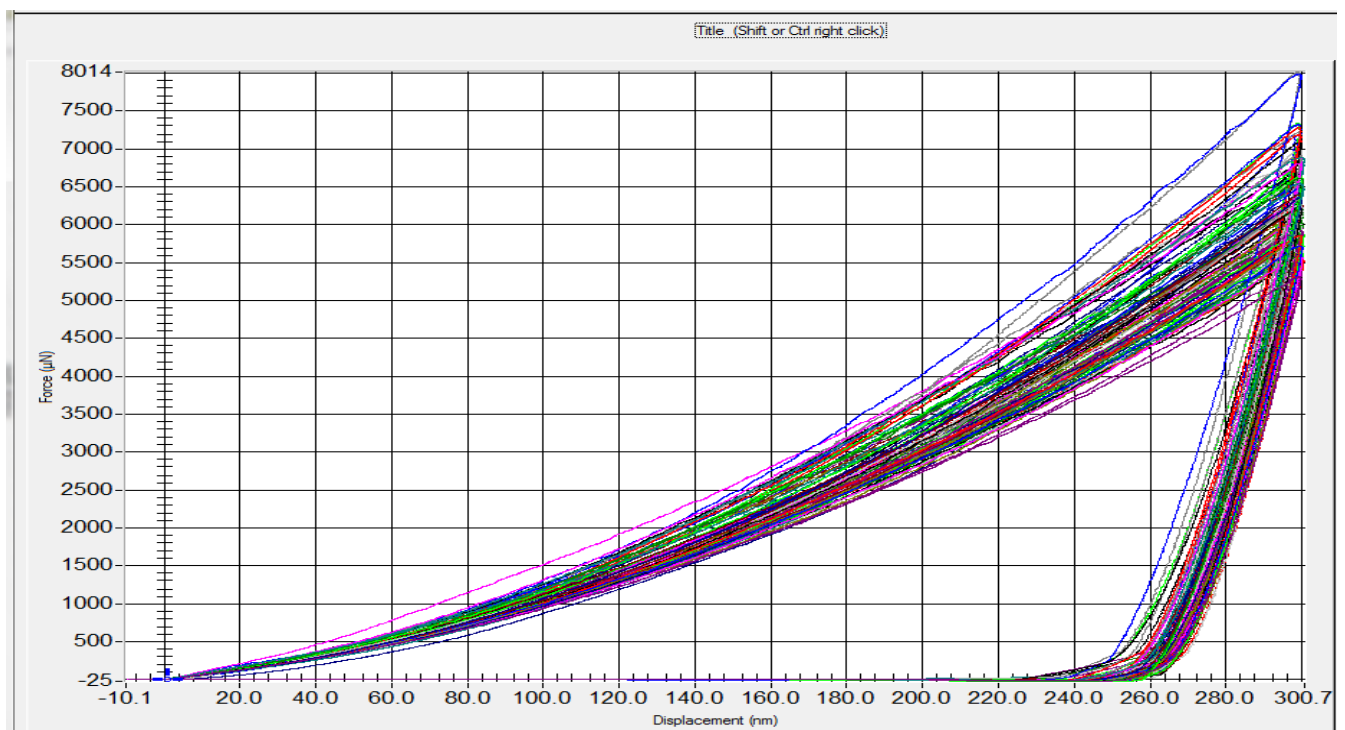


Figura 3.1. Imagen de las curvas típicas generadas durante la prueba de nanoindentación, obtenida mediante el Software Triboview de la probeta MAC_1

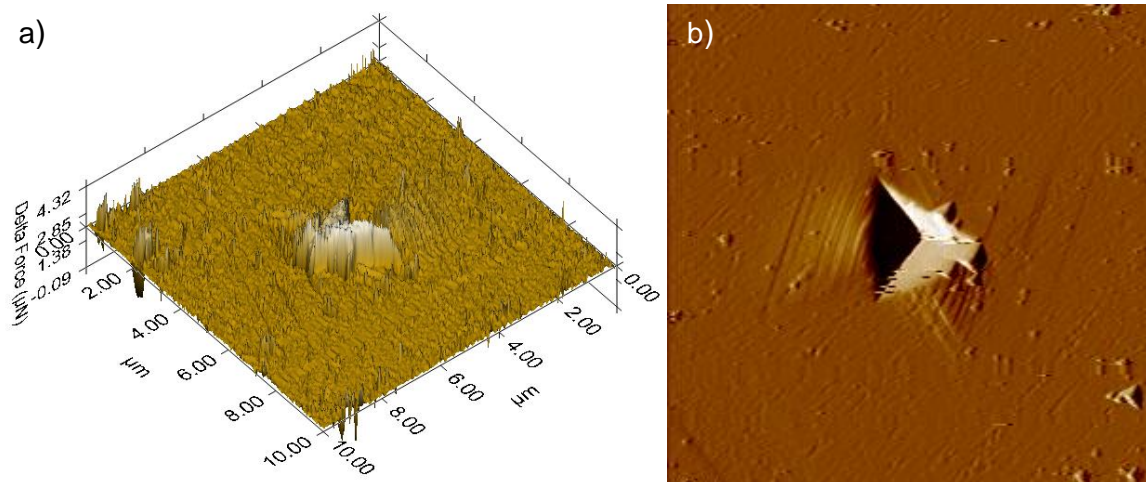


Figura 3.2. Imágenes obtenidas por medio del nanoindentador Hysitron y Software Triboview a) Huella de indentación en 3D de probeta MAc_1 b) Huella de nanoindentación tomada con microscopio óptico de probeta MAc_1

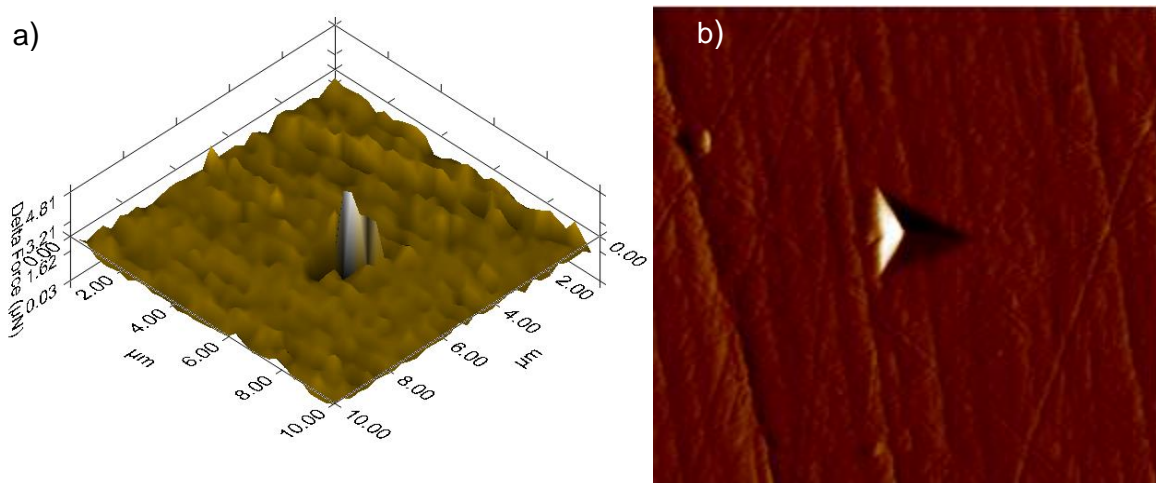


Figura 3.3. Imágenes obtenidas por medio del nanoindentador “Hysitron” y Software Triboview a) Huella de indentación en 3D de probeta MCu_1 b) Huella de nanoindentación tomada con microscopio óptico de probeta MCu_1

Tabla 3.4. Resultados de las pruebas de nanoindentación

Muestra	Dureza (GPa) promedio	Módulo reducido (GPa) Promedio	Profundidad (nm) Promedio
MAc_1	1.34	77.33	280.48
MCu_1	1.98	117.89	271.94
MAc_2	2.61	128.38	279.04
MCu_2	2.66	97.67	273.29

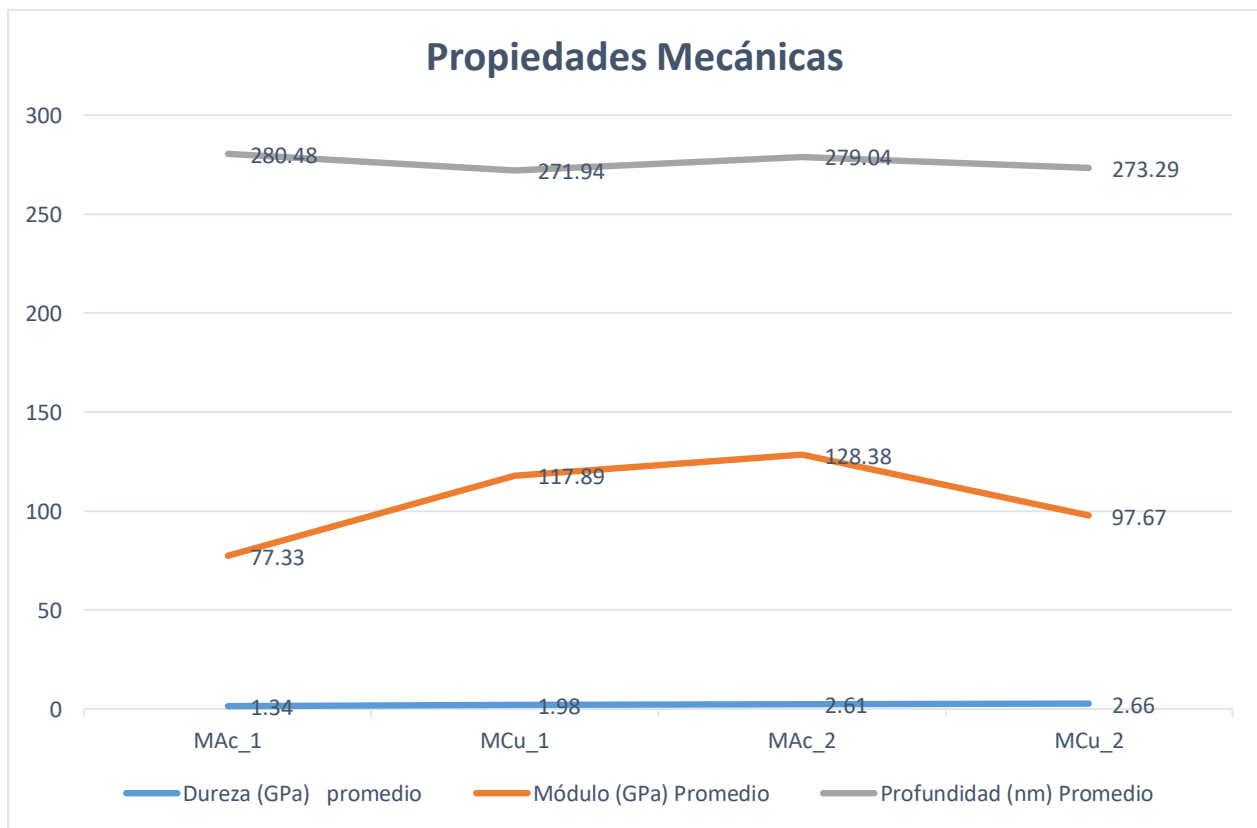


Gráfico 3.4. Promedio de las propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de nanoindentación

El módulo de Young es un parámetro de suma importancia para caracterizar el comportamiento elástico de un material. Esta propiedad puede ser obtenida de forma indirecta a partir del ensayo de nanoindentación, como se muestra a continuación:

El módulo reducido está dado por la siguiente expresión:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1+\nu_i^2}{E_i} \dots \text{Ec.2 [5].}$$

Donde:

E_i = Módulo elástico del penetrador (diamante)

ν_i = Razón de Poisson del penetrador (diamante)

E_r = Módulo reducido del material (latón)

ν = Razón de Poisson del material (latón)

E = Módulo de Young de la muestra

Se despeja el módulo de Young de la muestra (E) de Ec.1

$$E = \frac{1-\nu^2}{\frac{1}{E_r} + \frac{1+\nu_i^2}{E_i}} \dots \text{Ec.3}$$

Los términos de la ecuación ν_i y E_i son la razón de Poisson y el módulo de Young del diamante, respectivamente. Estos valores se encuentran disponibles en la literatura (para el diamante son 1141GPa y 0.07). Por otro lado, el módulo reducido del material se obtiene mediante el ensayo de nanoindentación, por lo tanto, la única incógnita en la ecuación es la razón de Poisson del material (ν), cuyos valores en la mayoría de los metales oscilan entre 0.2-0.4. Por ello, se consulta la literatura se encuentra que para una aleación de 70Cu-30Zn el valor de la razón de Poisson es 0.37 y para la aleación 61Cu-39Zn el valor es 0.34 véase **Tabla 1.3** [5].

Tabla 3.5 Valores del módulo de Young obtenidos

Muestra	Módulo reducido (GPa) Promedio	Módulo de Young (GPa) Promedio
MAc_1	77.33	62.79
MCu_1	117.89	92.83
MAc_2	128.38	102.78
MCu_2	97.67	80.01

Para los ensayos de nanoindentación, se compararon las cuatro probetas de latón. Con ello, se obtuvo el promedio de los resultados de las 100 indentaciones que se muestran en la **Tabla 3.4**, los cuales se graficaron y se pueden observar en el **Grafico 3.4** donde es fácil identificar una tendencia en aumento respecto al porcentaje de zinc, ya que al comparar la dureza, se encuentra que es mayor para las muestras que contienen mayor porcentaje de Zn, que a diferencia de la microdureza la dureza a escala nanométrica si siguió el comportamiento que se tenía previsto, pues a mayor porcentaje de Zn y mayor velocidad de enfriamiento (supuesta) se debe de presentar una mayor dureza.

Al comparar las dos muestras de los latones 61Cu-39Zn se obtuvo que el latón denominado como MAc_2 para el caso del módulo reducido tiene un valor mayor y por lo tanto también el mayor valor de módulo de Young, por otro lado, para el caso de los latones 70Cu-30Zn se obtuvo que el mayor valor de módulo reducido y módulo de Young pertenecen al latón denominado como MCu_1, por lo que no existió una tendencia, pues fue mayor en la primera colada para el molde de Cu y en la segunda para el molde de acero. En la **Tabla 3.5**, se observan los valores obtenidos para el módulo de Young, en el que no se observa una tendencia o comportamiento, y diferentes a los que se lograron encontrar en la literatura, véase **Tabla 1.3**. Esto puede deberse principalmente a que, al tratarse de un ensayo que se lleva a escalas del orden de los nanómetros, se puede realizar en diferentes zonas como: dendritas, espacios interdendríticos o incluso en algún defecto cristalino que podría explicar la variación de las propiedades, además de que las condiciones y parámetros de ensayo no necesariamente son los mismos, puesto que en

la referencia consultada no se hace mención de ellos. Finalmente para la parte de la profundidad promedio no se realiza un análisis debido a que este es un parámetro controlado. Al observar los resultados de la **Tabla 3.4** se nota que no cambia mucho el valor entre cada probeta y las variaciones que llegaron existir se deben directamente a la diferencia de alturas que detectó el equipo durante el ensayo.

3.6 Caracterización microestructural por microscopia óptica (MO)

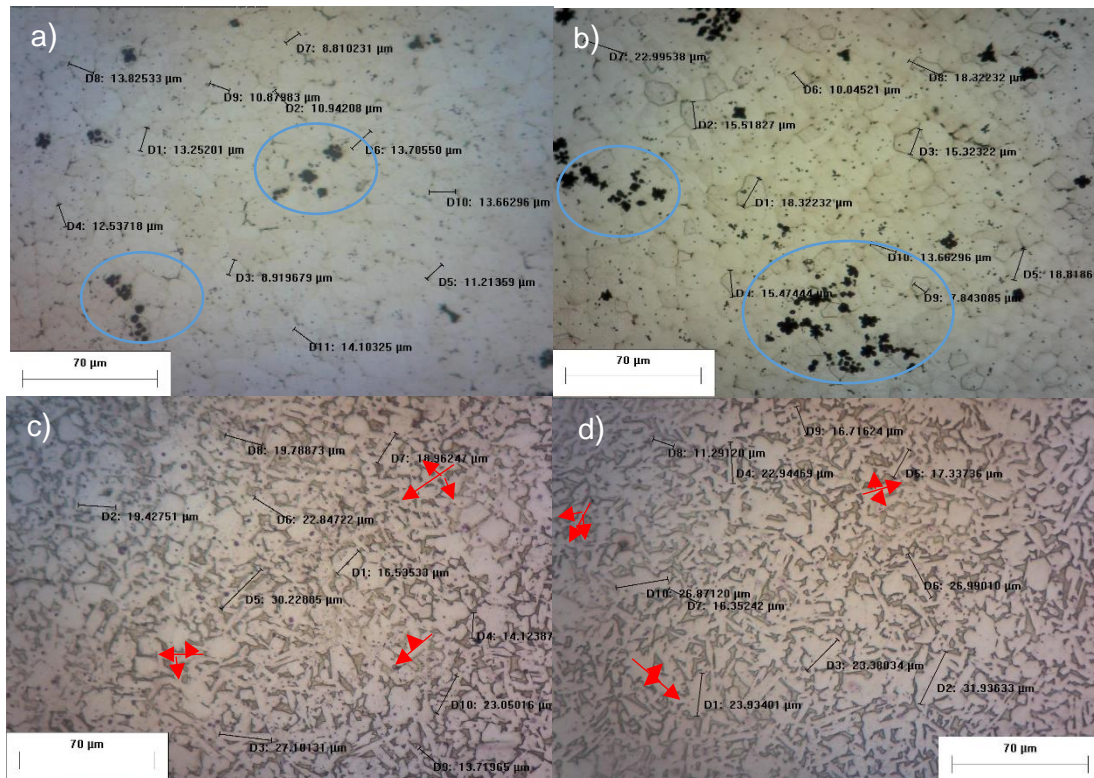


Figura 3.4. Imágenes obtenidas mediante MO, a) Probeta de latón MCu_1, b) Probeta de latón MAC_1, c) Probeta de latón MCu_2 y d) Probeta de latón MAC_2

Tabla 3.6 Se presentan los valores promedio de la fase alfa en cada una de las probetas de latón

Muestra	Tamaño promedio de fase alfa (µm)
MCu_1	15.6325
MAc_1	11.7748
MCu_2	21.7753
MAc_2	20.5785

En la **Figura 3.4**, en los círculos azules, se puede observar la presencia de defectos provenientes de colada, como rechupes e inclusiones. Estos defectos tuvieron una mayor presencia en la primera colada con composición de 30% Zn, lo que pudo deberse a que, como ya se mencionó, al tener una menor cantidad de metal fundido, el proceso de colada se vuelve más difícil de controlar. Otra causa pudo ser la cantidad de hierro presente que genera este tipo de inclusiones. Por otro lado, en líneas rojas, de las **Figuras 3.4 c) y d)**, se puede observar la presencia de dendritas desorientadas, mientras que en las líneas de menor tamaño, se señalan los brazos dendríticos secundarios presentes. En estas imágenes se observa igualmente en tono grisáceo el eutectoide, compuesto por las fases $\gamma+\alpha$, a su vez, las dendritas que se muestran en tono blanco son compuestas en su mayoría por fase α . Finalmente, en las **Figuras 3.4. a) y b)** se representa la microestructura de la primera colada y se observan también, en un tono completamente blanco, los granos compuestos sólo por fase α .

En la **Tabla 3.6**, se muestra el tamaño promedio de cada una de las probetas, obteniendo el mayor tamaño promedio en la MCu_2 y el menor tamaño promedio en la probeta MAc_1. El tamaño de dicha fase resulta importante pues las propiedades mecánicas dependen o están influenciadas en gran medida por el tamaño y la presencia de dicha fase. Cabe mencionar que para la medición del tamaño de grano solamente se consideró la fase alfa para el latón con composición 61Cu-39Zn. Esto debido a que de esta forma se podría realizar una mejor comparación entre ambos.

3.7 Microscopía electrónica de barrido (MEB)

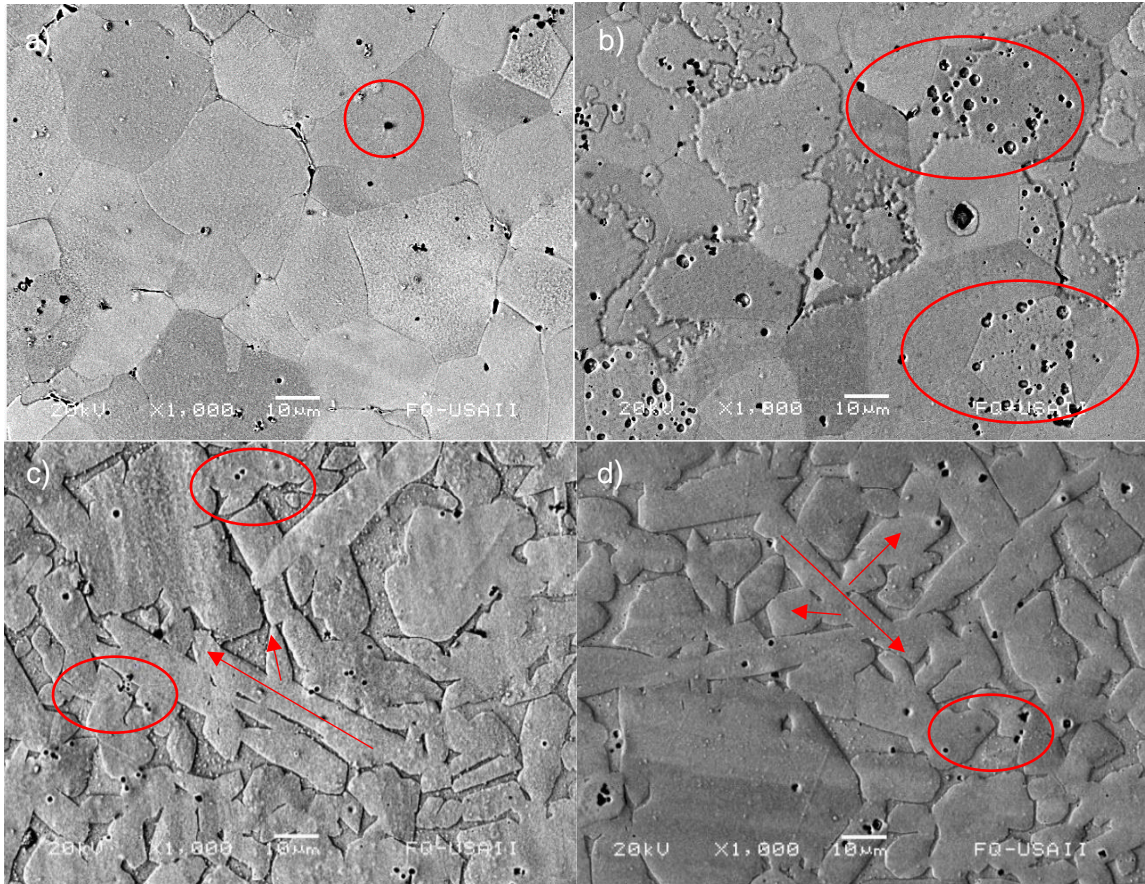


Figura 3.5. Imágenes obtenidas mediante MEB con señal de electrones retrodispersados (BSE), a) Probeta de latón M_{Cu}_1, b) Probeta de latón M_{Ac}_1, c) Probeta de latón M_{Cu}_2 y d) Probeta de latón M_{Ac}_2

Para la caracterización de la microestructura del latón obtenida se utilizó la técnica de microscopía electrónica de barrido, mediante la cual se obtuvieron imágenes de las micrografías (**Figura 3.5.**); mientras que para realizar el análisis de composición química (semicuantitativa), de forma puntual, lineal y de mapeo, se aplicó la técnica de EDS (*Energy Dispersive Spectrometer*).

En las imágenes a) y b), que representan la primera colada, es decir, el latón con composición química aproximada de 30%Zn y 70%Cu (monofásico), se puede observar la presencia de una microestructura atípica en un proceso de colada. La micrografía reveló que mayoritariamente no hubo presencia de dendritas con la forma arborescente característica de ellas, sino que en su lugar, existieron unas dendritas con crecimiento celular, que se encuentran con mayor frecuencia en un enfriamiento relativamente

intermedio o controlado. La explicación podría radicar en que el metal fundido estaba a una temperatura no apta, o más baja de lo deseado, por lo que la solidificación comenzó en el crisol y no en el molde metálico; esto favoreció la presencia de centros de nucleación que, a su vez, favorecieron el crecimiento celular en varias zonas de la probeta. Otra explicación de la presencia de dendritas celulares se puede atribuir a la presencia de hierro que existió en un porcentaje elevado, anormal para aleación de latón. Al tener este elemento una temperatura de fusión mayor, no se incorporó al metal fundido y de nuevo funcionó como anclaje o centro de nucleación que benefició la nucleación creando gradientes de temperatura y haciendo que el proceso de solidificación se desarrollara más lento contrario a lo que se esperaba por el tipo de molde en el que se realizó el vaciado: un molde metálico.

En un inicio, se dispuso vaciar el metal fundido en dos moldes permanentes de distintos materiales metálicos, con la finalidad de obtener dendritas y, por tanto, espaciamentos dendríticos secundarios de diferentes aleaciones de Cu. Una herramienta que puede auxiliar para saber si existió alguna anomalía en la colada son las curvas de enfriamiento, pero en ellas, como ya se mencionó, no se logró observar ningún comportamiento que pudiera ayudar a explicar el crecimiento celular o granular que se obtuvo. Sin embargo, en su caracterización microestructural obtenida, se puede observar tal característica, como se ve en la **Figura 3.5 a)**, hay una disminución de tamaño en los cristales (grano) que en el que se muestra en la **Figura 3.5 b)**, lo se debe particularmente a una relativa influencia del molde en el que se solidificó. Se obtuvo como resultado que en el molde de cobre los cristales (granos) alcanzaron un menor tamaño. En estas figuras también aparecen algunos puntos negros que se resaltan en círculos rojos, los cuales constituyen porosidades creadas por las contracciones que se generan al momento del enfriamiento súbito que genera la extracción rápida de calor. Por otro lado, la **Figura 3.5 b)** muestra un crecimiento dendrítico en algunas zonas de la probeta, a diferencia de la **Figura 3.5 a)** donde se puede apreciar el crecimiento celular de forma más clara y un menor número de defectos respecto a la **Figura 3.5 b)**, que podría interpretarse como un enfriamiento con mayor rapidez en comparación con el de la **Figura 3.5 a).**

En la **Figura 3.5** c) y d), se muestran también en círculos rojos pequeñas porosidades provenientes de colada, además de las dendritas bifásicas conformadas de por el eutectoide de fase $\alpha + \beta$ en una matriz de fase α .

En las **figura 3.5** c) y d) se observan microestructuras dendríticas desorientadas, lo que es considerado algo normal en un proceso de colada. Pero lo que sobresale es la desorientación de las dendritas que pueden atribuirse al porcentaje representativo de Fe, presente en la aleación. Cuando existe esta presencia de Fe, la aleación de latón es mejor conocida como “Muntz Metal” y, al revisar la microestructura reportada en material bibliográfico, puede observarse que es muy similar a la reportada en este trabajo. El hierro pudo ser aportado por el tipo de fundente que se utilizó o por el crisol empleado, ya que comúnmente se funde hierro en este tipo de crisoles [14].

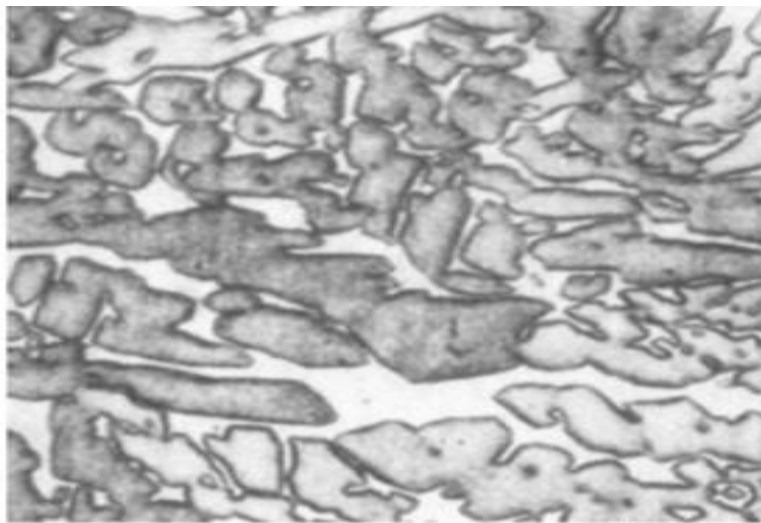


Figura 3.6. Micrografía de una aleación de latón “Muntz Metal” obtenida de colada [14]

El microanálisis puntual se realizó en zonas de interés, con el fin de poder analizar la variación del porcentaje en composición química. Las zonas específicas, de nueva cuenta, fueron los cambios de tonalidades entre (granos) cristales y los espacios intergranulares.

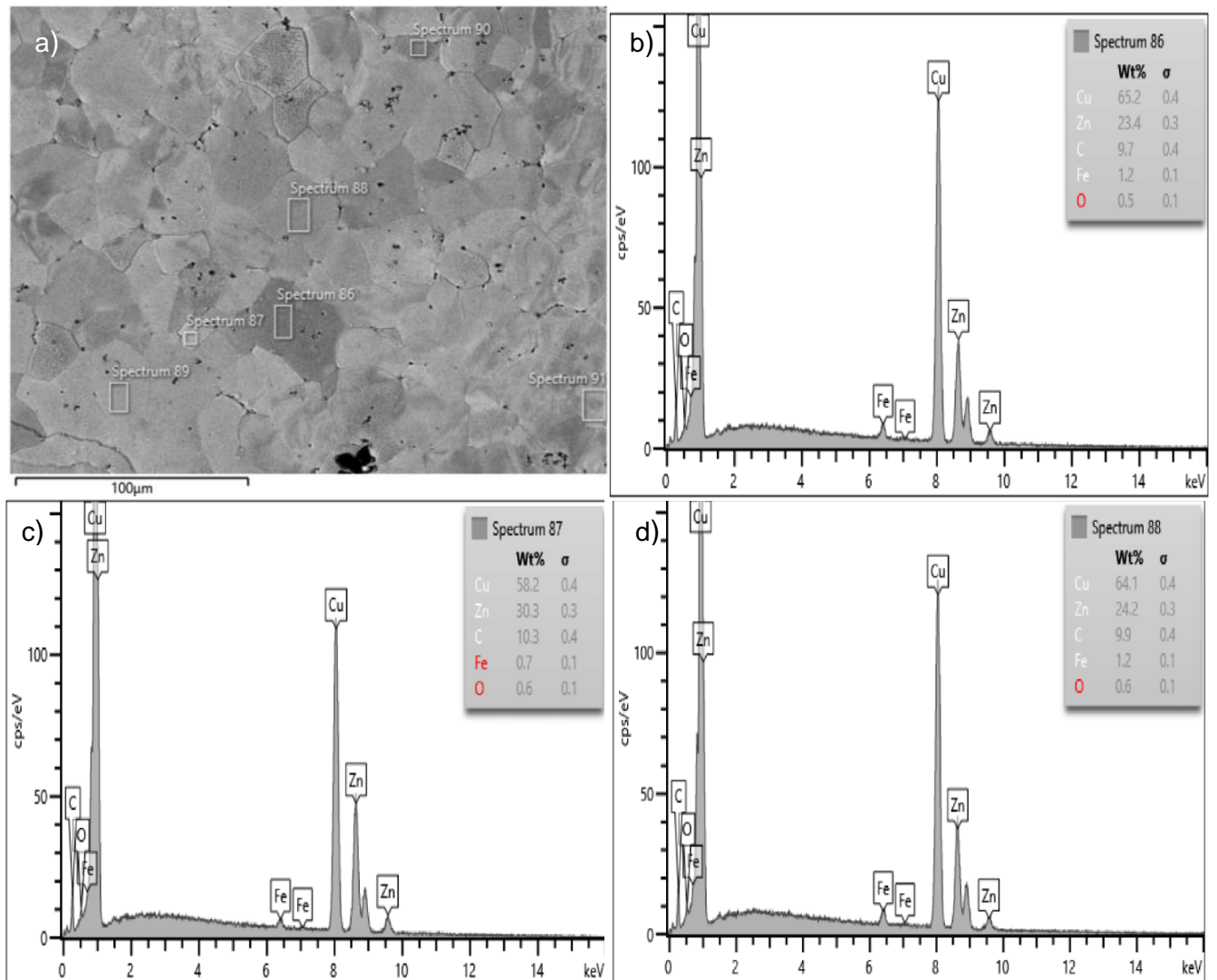


Figura 3.7. Microanálisis puntuales, a) Imagen de MEB que muestra la zona en donde se realizaron los microanálisis, b), c) y d) espectros obtenidos mediante EDS de diferentes zonas de la probeta MCu_1

En los espectros de la **figura 3.7**, se observa el porcentaje en peso del Cu y de Zn, obtenido en las distintas zonas de interés donde se realizó el ensayo. La variación de Cu y Zn es significativa, pues implica que hubo segregación de Zn que no se homogenizó en

la aleación de latón por completo. Los resultados pueden verse de mejor manera en la **Tabla 3.7**

Tabla 3.7. Composición química obtenida de EDS

Figura	Número de Espectro	% en peso de Cu	% en peso de Zn
Figura 3.7 b)	86	65.2	23.4
Figura 3.7 c)	87	58.2	30.3
Figura 3.7 d)	88	64.1	24.2

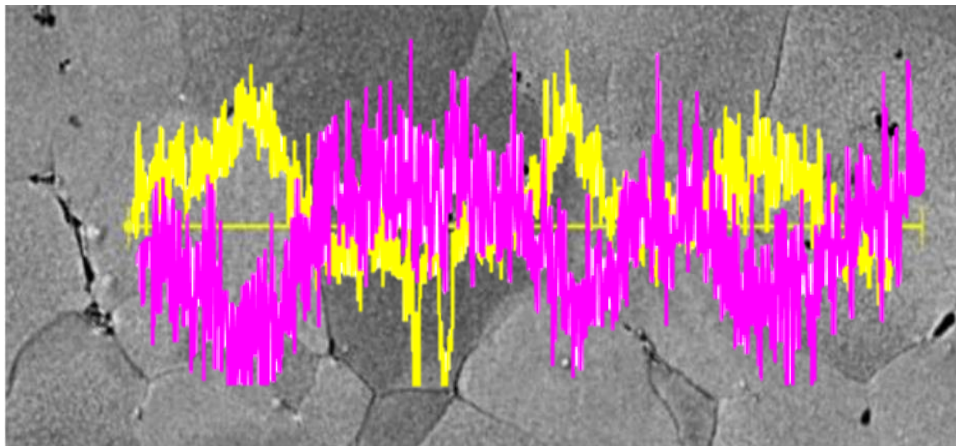


Figura 3.8. Microanálisis lineal de la probeta de latón MCu_1. En color morado se representa la variación del Cu; mientras que en color amarillo se representa el cambio de composición para el Zn

Con el microanálisis lineal (*line-scan*), se aprecia principalmente la distribución de los elementos de interés a lo largo de una zona definida; asimismo, el cambio del porcentaje del Cu y Zn en una zona donde existe un cambio en la tonalidad entre los granos (cristales). En la **Figura 3.8**, se observa que en los granos que se tornan con una tonalidad más clara el porcentaje de Cu decae y el porcentaje del Zn aumenta; mientras que en los granos que se tornan de un color obscuro, el porcentaje de Cu aumenta de forma considerable y el del Zn disminuye de igual forma.

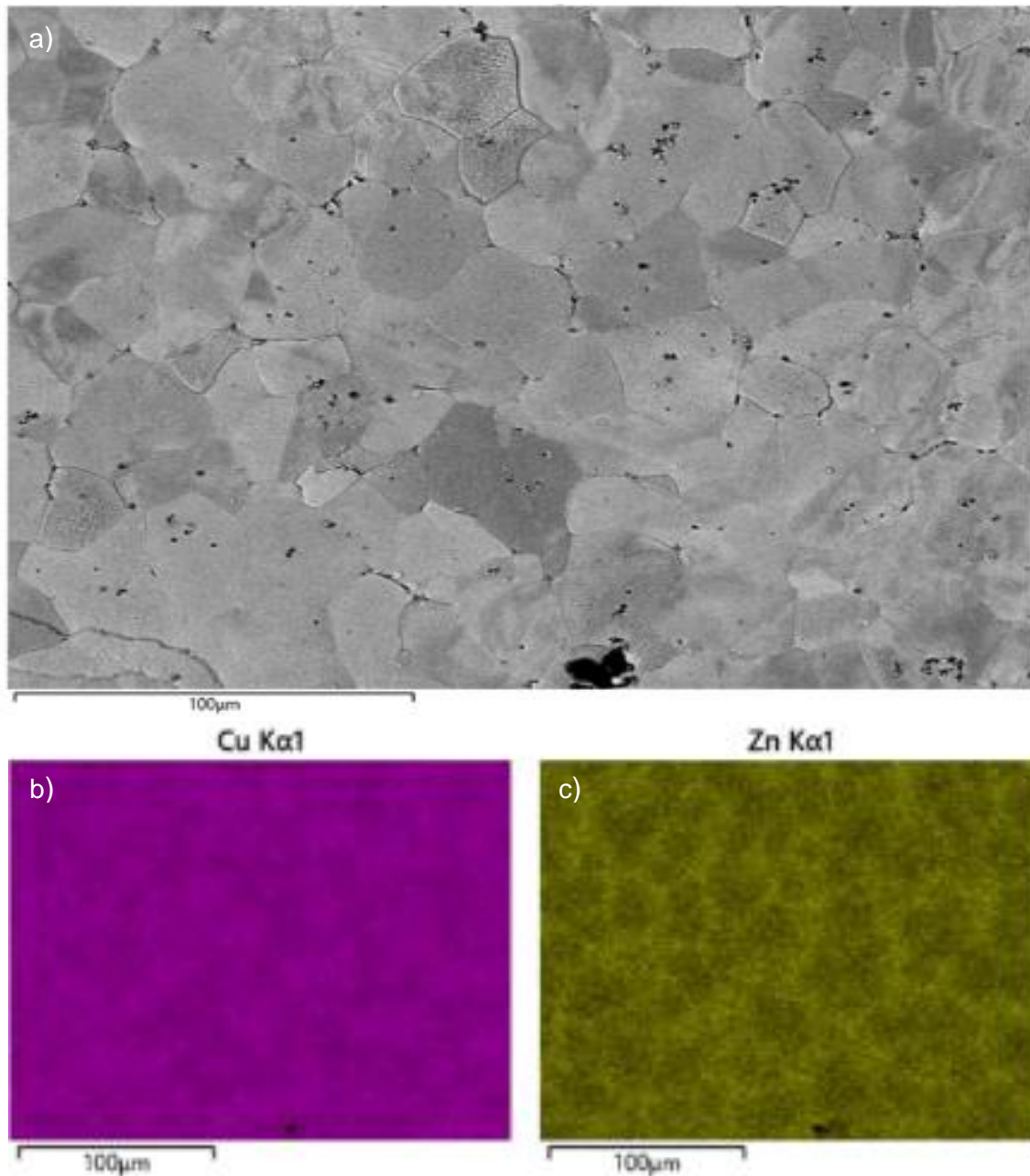


Figura 3.9. Mapeo realizado con EDS de probeta MCu_1, a) Micrografía de la zona donde se realizó el mapeo, b) Mapeo Cu, c) Mapeo Zn

El último análisis que se llevó a cabo en la probeta MCu_1 fue el que se mostró en la **Figura 3.9**, donde se realizó un mapeo con la finalidad de ver la distribución elemental del Cu y Zn. La primera impresión que brinda es que la distribución de los elementos es bastante homogénea; sin embargo, al ver con mayor detenimiento, se observa que la distribución de Cu es superior y más homogénea respecto a la de Zn. Este es un resultado

previsto, pues la composición química tomada con anterioridad arroja que existe aproximadamente el doble de cantidad de Cu. Se puede observar además que existe una ausencia de Zn en el centro de los granos, que aumenta conforme se aproxima a los límites de estos.

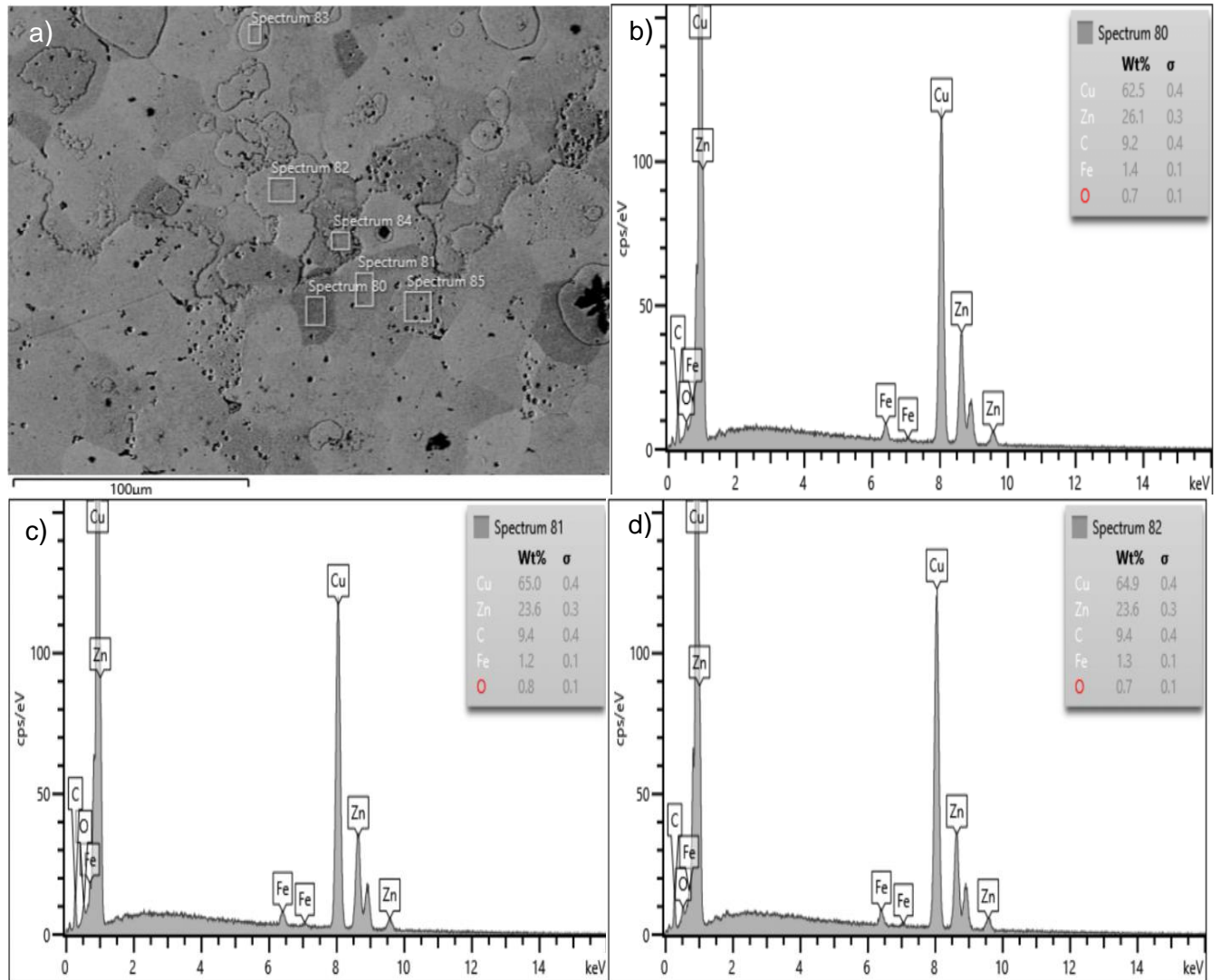


Figura 3.10. Microanálisis puntuales, a) Imagen de MEB que muestra la zona en donde se realizaron los microanálisis, b), c) y d) espectros obtenidos mediante EDS de diferentes zonas de la probeta MAC_1

Tabla 3.6. Composición química obtenida de EDS

Figura	Número de Espectro	% en peso de Cu	% en peso de Zn
Figura 3.10 b)	80	62.5	26.1
Figura 3.10 c)	81	65.0	23.6
Figura 3.10 d)	82	64.9	23.6

En la **Tabla 3.6** se observan los porcentajes en peso de la composición química obtenidos. Por ejemplo, en la probeta MAc_1, puede observarse que, a diferencia de la probeta de latón MCu_1, la composición no tiene una variación tan grande, lo cual se refuerza si se presta atención a la imagen de la zona analizada (**Figura 3.10 a**); que no se observen grandes cambios en las tonalidades de grises significa que existe una distribución más homogénea del Cu y Zn en toda la aleación.

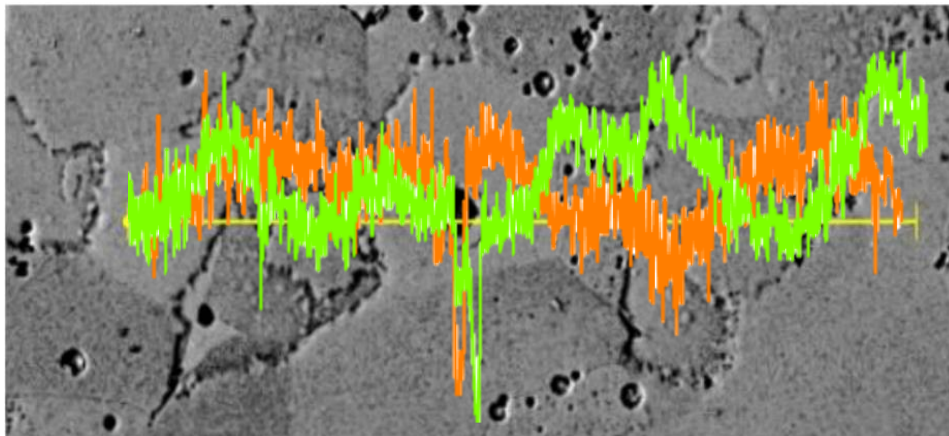


Figura 3.11. Microanálisis lineal probeta de latón MAc_1. En color anaranjado se representa la variación del Cu, mientras que en color verde se representa el cambio de composición para el Zn.

En la **Figura 3.11**, se muestra el microanálisis lineal llevado a cabo en la probeta. Al observar los espectros de la variación en porcentaje, se percibe que no hay grandes cambios de él en el Cu y en el Zn (a diferencia de la **Figura 3.8**). Por su parte, al ver detenidamente la micrografía, se observa que no hay grandes diferencias en las tonalidades, pues los tonos en gris son bastantes semejantes entre sí, lo cual fundamenta lo que se obtuvo en el *line-scan*. La única variación grande que se muestra es un defecto

obtenido de colada cuando el line cruzó; en este sitio se observa un decaimiento muy grande de ambos elementos (Cu y Zn).

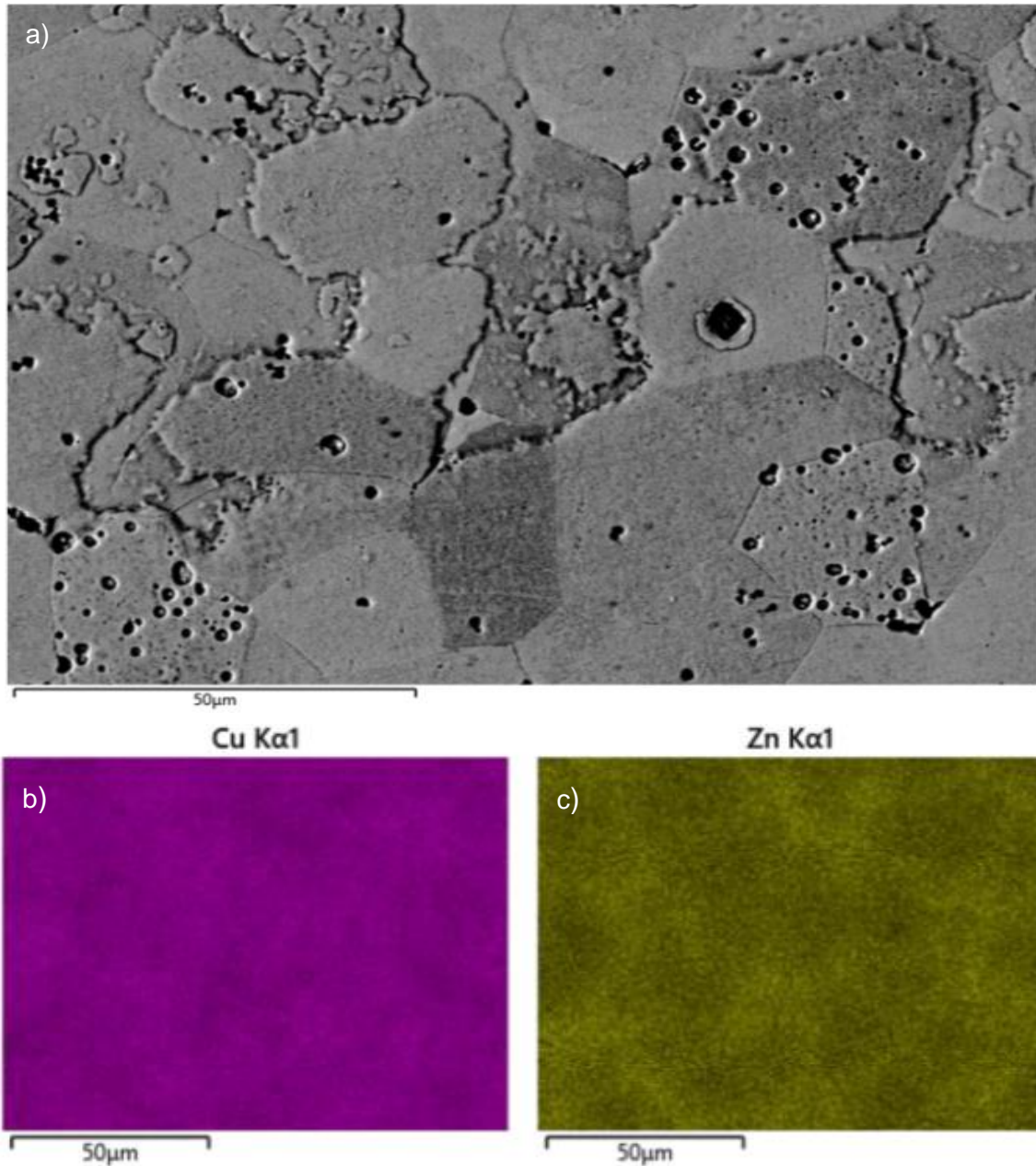


Figura 3.12. Mapeo realizado con EDS de probeta MAC_1, a) Micrografía de la zona donde se realizó el mapeo, b) Mapeo Cu, c) Mapeo Zn

En la **Figura 3.12** se muestra el mapeo realizado a la probeta de latón, identificada como MAC_1. Puede observarse que la distribución del Zn es demasiado aleatoria y que hay una disminución de nuevo en el centro de los granos de la aleación. Por otro lado, la distribución del Cu es bastante homogénea y uniforme en toda la zona analizada de la probeta MAC_1.

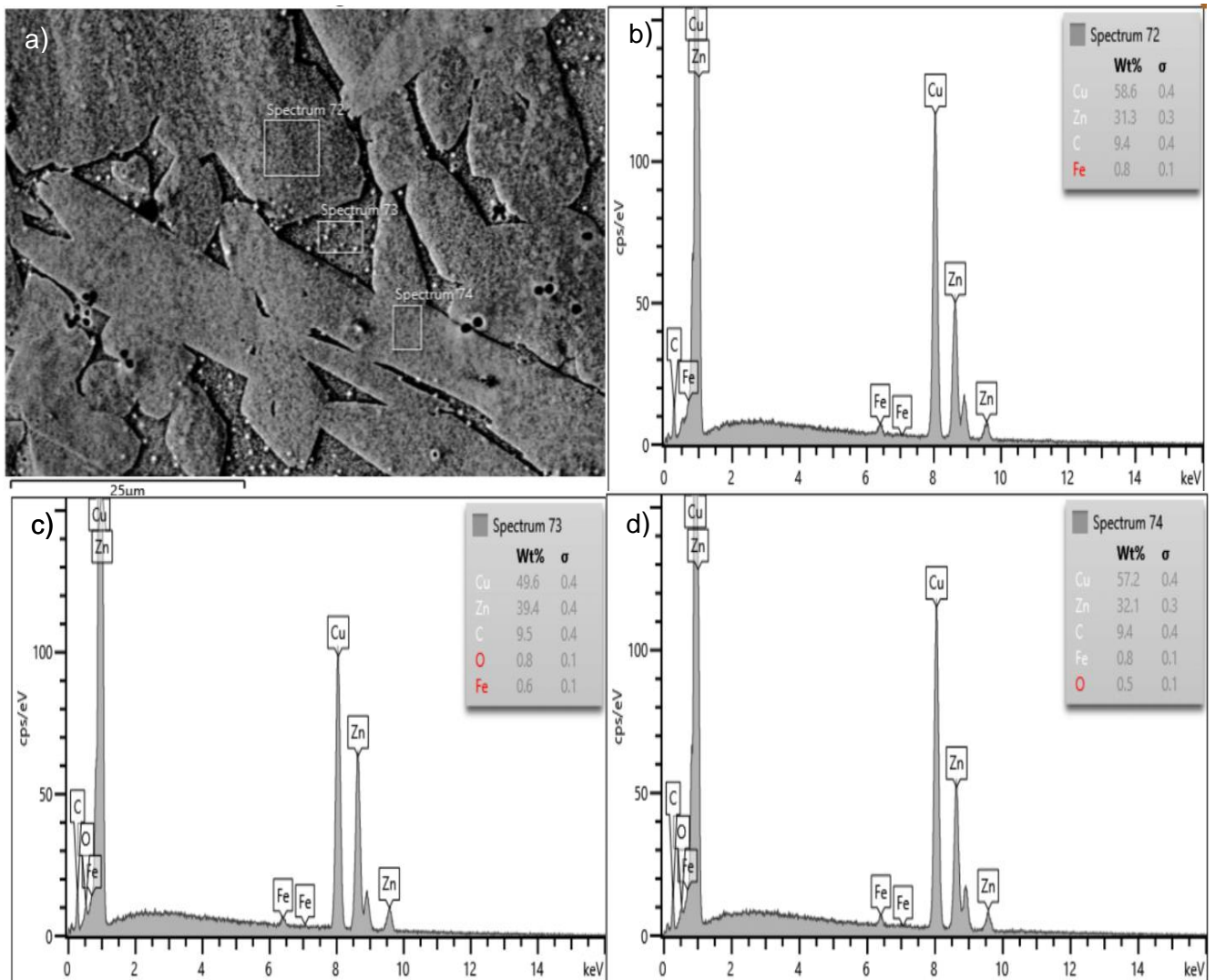


Figura 3.13 Microanálisis puntuales, a) Imagen de MEB que muestra la zona en donde se realizaron los microanálisis, b), c) y d) espectros obtenidos mediante EDS de diferentes zonas de la probeta MCu_2

Tabla 3.7. Composición química obtenida de EDS

Figura	Número de Espectro	% en peso de Cu	% en peso de Zn
Figura 3.13 b)	72	58.6	31.3
Figura 3.13 c)	73	49.6	39.4
Figura 3.13 d)	74	57.2	32.1

En los resultados obtenidos por medio del análisis puntual que se realizó en el espacio interdendrítico muestran una disminución en el porcentaje en peso del cobre; mientras que en los análisis puntuales realizados dentro del brazo principal de la dendrita el porcentaje de Cu presentó un aumento. Esto se debe a que las dendritas están formadas de fase alfa, la cual en su mayoría como ya se mencionó con anterioridad es una solución sólida rica en cobre.

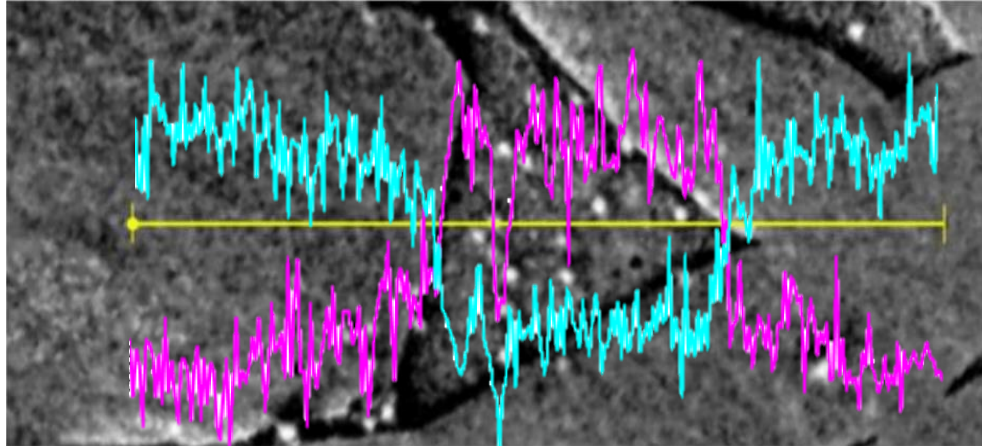


Figura 3.14. Microanálisis lineal de probeta de latón MCu_2. Se muestra en color azul la variación en el porcentaje del Cu, mientras que en color morado se representa el cambio de composición del Zn.

En la **Figura 3.14** Se decidió realizar el análisis lineal de la probeta MCu_2 entre las dendritas y espacio interdendrítico con el fin de observar el cambio de porcentaje del cobre a través de la zona de interés. Pudo observarse que el porcentaje de Zn es mayor

en la zona interdendrítica que en la propia dendrita; mientras que el porcentaje de Cu se comporta de manera inversa, pues se observa un incremento en la zona dendrítica y una disminución evidente en la zona interdendrítica. Esto es debido a que toda la zona interdendrítica es formada principalmente por un microconstituyente rico en Zn

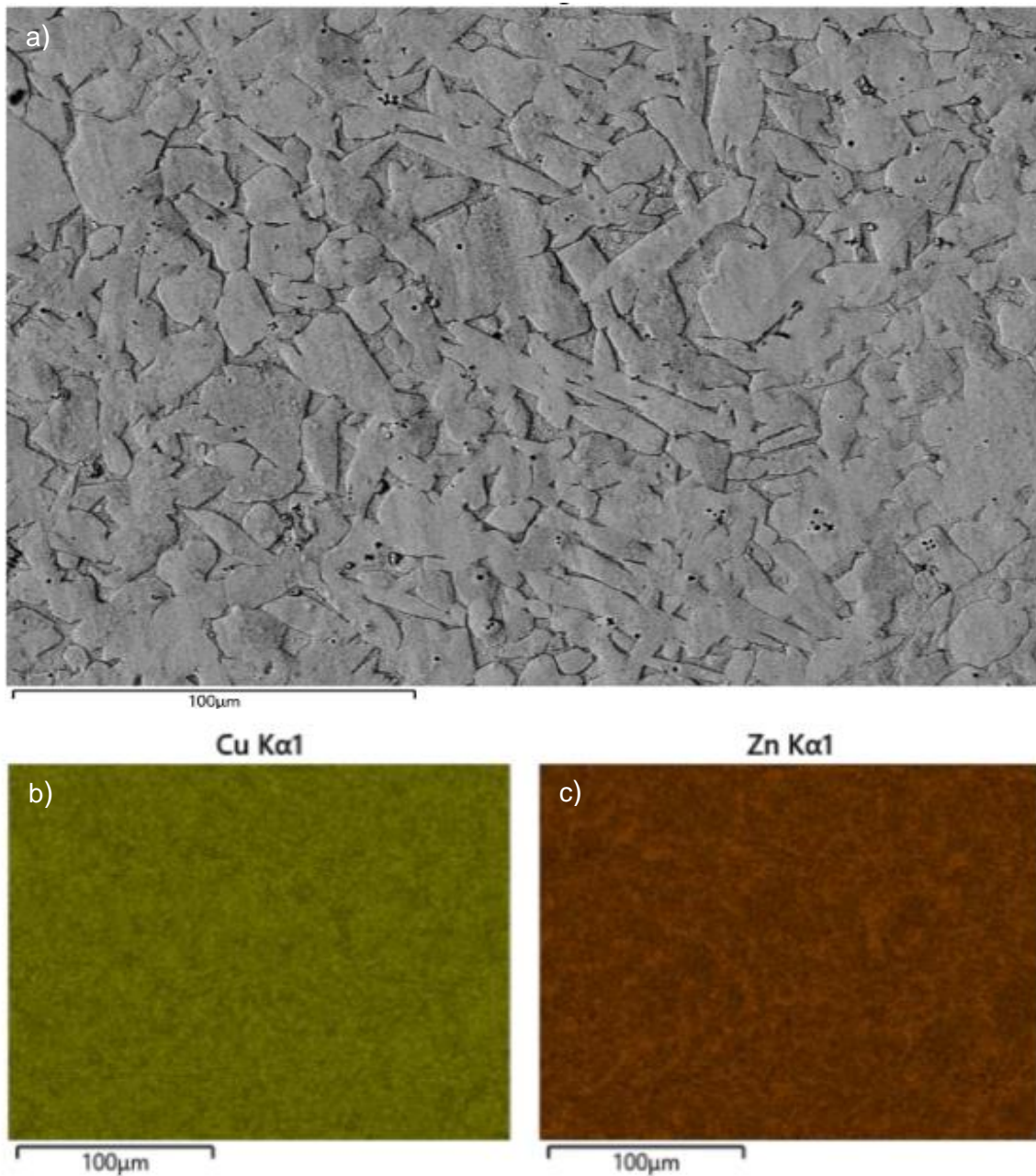


Figura 3.15. Mapeo realizado con EDS de probeta MCu_2, a) Micrografía de la zona donde se realizó el mapeo, b) Mapeo Cu, c) Mapeo Zn

En la **Figura 3.15**, el objetivo es observar la distribución del Cu, que es bastante homogénea y constante en toda la zona; mientras que, en el caso del Zn, se observa con mayor presencia en el espacio interdendrítico.

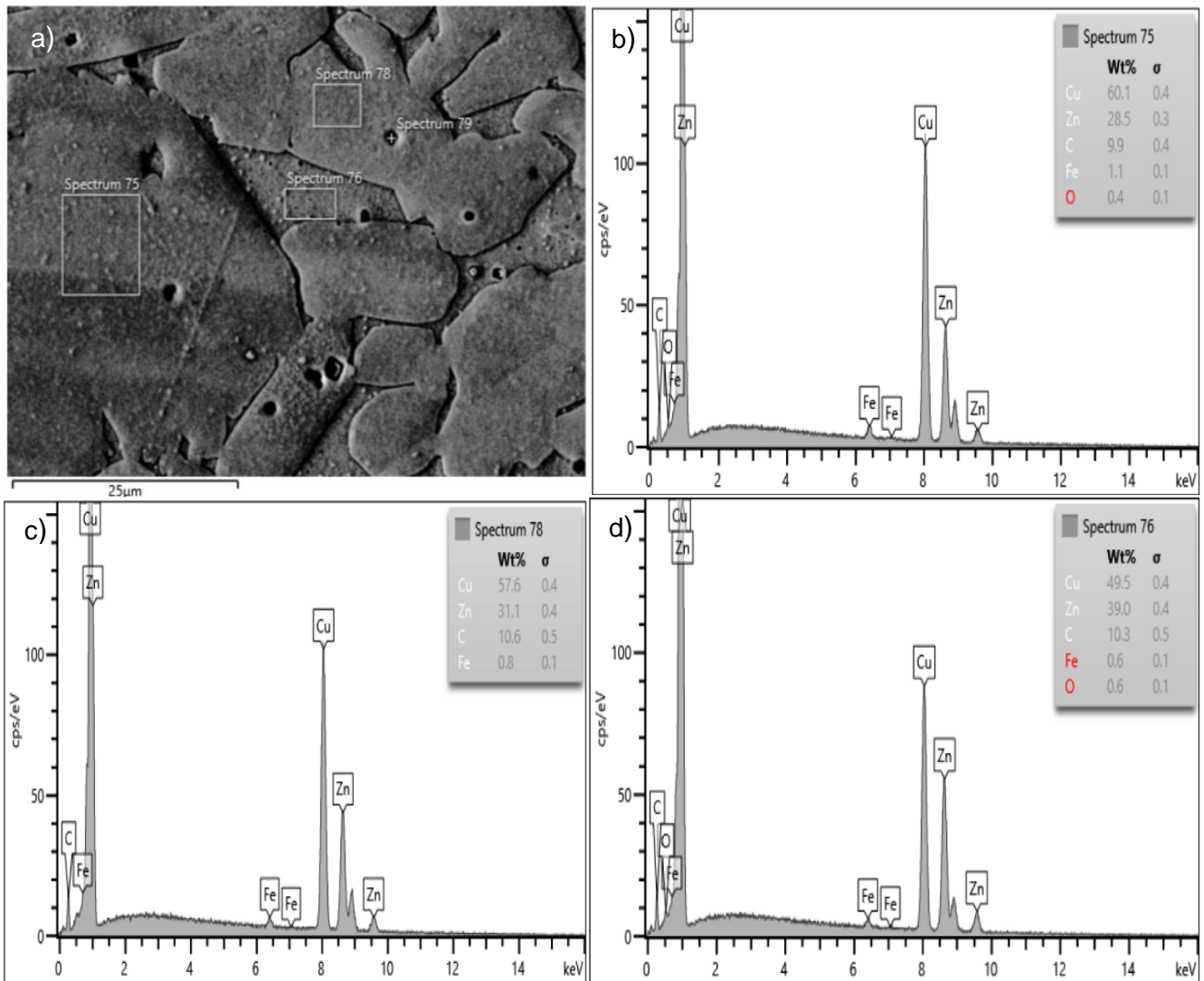


Figura 3.16. Microanálisis puntuales, a) Imagen de MEB que muestra la zona en donde se realizaron los microanálisis, b), c) y d) espectros obtenidos mediante EDS de diferentes zonas de la probeta MAC_2

Tabla 3.8. Composición química obtenida de EDS

Figura	Número de Espectro	% en peso de Cu	% en peso de Zn
Figura 3.16b)	75	60.1	28.5
Figura 3.16 c)	78	57.6	31.1
Figura 3.16 d)	76	49.5	39.0

En la **Tabla 3.8**, se pueden observar los resultados de los espectros donde existe una variación de los porcentajes en peso de Cu y Zn. Podemos ver que la distribución del porcentaje de Cu es más dispersa que la que se obtuvo en la probeta M_{Cu_2}.

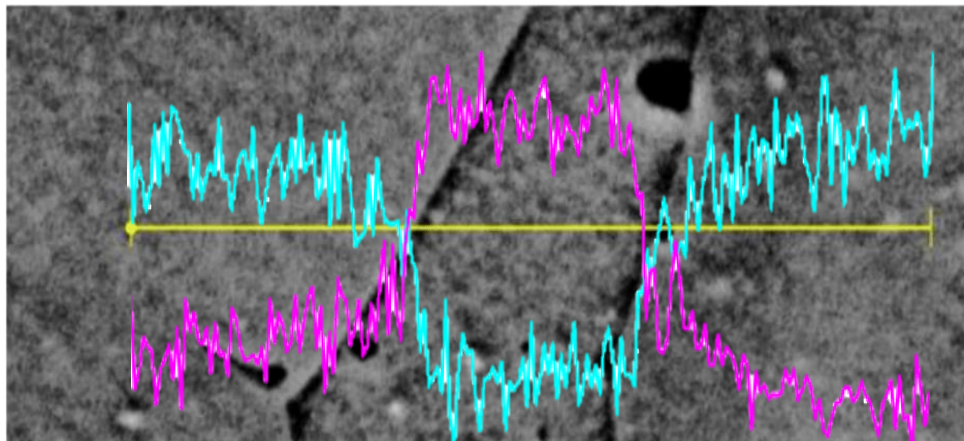


Figura 3.17. Microanálisis lineal de probeta de latón M_{Ac_2}. Se muestra en color azul la variación en el porcentaje del Cu, mientras que en color morado se representa el cambio de composición del Zn.

En la probeta de latón (**Figura 3.17**), con composición 61Cu-39Zn y vaciada en el molde de acero, se observa de forma acentuada, a diferencia de la probeta M_{Cu_2}, que la presencia del Cu, justo en el borde de la dendrita, decae de forma significativa en porcentaje y se mantiene constante hasta que llega al borde de la siguiente dendrita, donde decae la presencia del Zn. Lo anterior se debe a que los espacios interdendríticos están compuestos por un microconstituyente que cuenta con grandes cantidades de Zn;

mientras que las dendritas están formadas de la fase α , que prácticamente son base Cu y, por lo cual, se observa el aumento de Cu dentro de las dendritas.

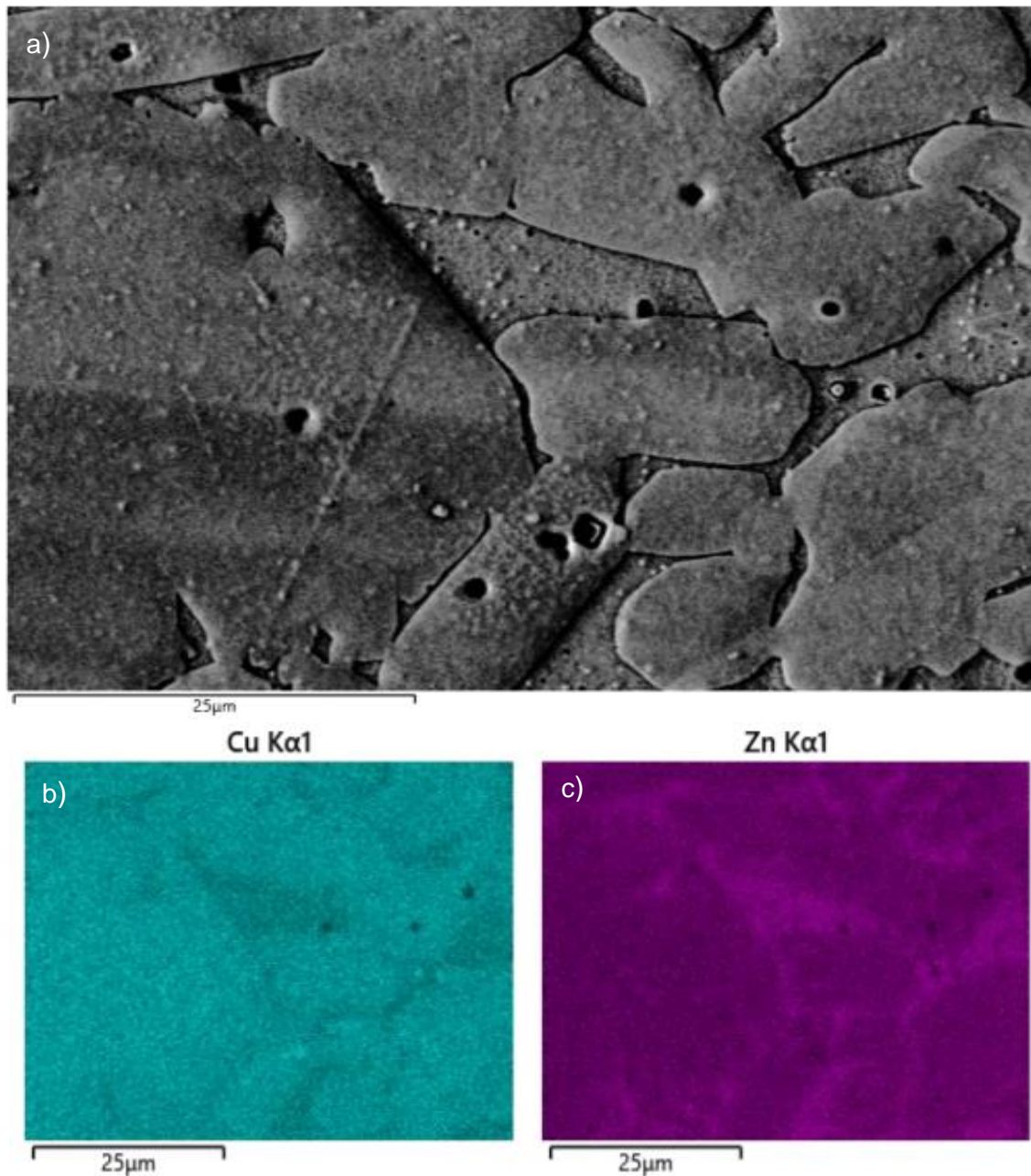


Figura 3.18. Mapeo realizado con EDS de probeta MAc_2, a) Micrografía de la zona donde se realizó el mapeo, b) Mapeo Cu, c) Mapeo Zn

En la probeta MAc_2 se observa que la presencia del Zn aumenta en los espacios interdendríticos y disminuye al estar dentro de la dendrita. Al igual que en el mapeo de la

probeta MCu_1, para este caso, a diferencia de las probetas de la primera colada, se observa una mayor heterogeneidad en la distribución del Zn y el Cu, aunque el porcentaje de Zn aumentó considerablemente por lo cual podría esperarse una distribución más homogénea, pero por el contrario el Zn se segregó alrededor de las dendritas que fueron formadas en su mayoría por solución sólida de Cu. La caracterización realizada mediante el microanálisis semicuantitativo por la técnica de EDS (puntual, lineal y mapeo) se llevó a cabo satisfactoriamente en cada una de las probetas de la muestra, donde se seleccionaron zonas de interés en cada una de ellas con la finalidad de que fueran lo suficientemente representativas. Los resultados obtenidos a partir de dicho microanálisis son congruentes entre cada uno de ellos, pues, al compararlos, las variaciones de Cu y Zn son similares en cada una de las probetas de latón analizadas. Como generalidades, se puede decir que los latones con porcentaje del 30% de Zn presentan un crecimiento granular y una distribución de composición con mayor homogeneidad en la probeta MAc_1. En las probetas de latón con composición química de 38% de Zn se obtuvieron estructuras dendríticas de forma arborescente y se observó que en ambas el Zn disminuía de forma considerable en los espacios interdendríticos.

Capítulo IV

CONCLUSIONES

- La temperatura de vaciado y la composición química influyeron sobre la microestructura resultante y sus propiedades mecánicas. Por un lado la mayor temperatura de vaciado registrada fue de 972.61°C esta temperatura se obtuvo en la primer colada en el molde de Acero; mientras que para el caso de composición la primer colada presento un mayor contenido de Fe, lo cual pudo tener influencia e incrementar las propiedades mecánicas.
- El medio de enfriamiento (molde) influye en gran medida sobre el tamaño de grano, pero para el caso de este trabajo otro factor importante a considerar fue la cantidad de metal vaciado en los moldes al ser mayor en el molde de Cu (es más largo el molde) dio como resultado la presencia de un mayor tamaño de grano para el molde que presento mayor volumen de metal fundido debido a que el enfriamiento presente fue a menor velocidad comparado con el presentado en el molde de acero lo que ocasiono una solidificación a menor velocidad
- La caracterización de la microestructura a través de la MO y la MEB permitió conocer la forma en la que se distribuyeron los elementos principales: Cu y Zn. Además, permitió conocer la estructura final obtenida de ambas coladas de latón y determinar el tamaño de grano obtenido en cada probeta.
- El mayor tamaño de grano promedio de fase α se presentó en la segunda colada en ambos latones con composición 61Cu-39Zn. El menor tamaño de grano promedio se presentó en la probeta denominada como MAc_1
- Al realizar el perfil de microdureza se pudo determinar que el menor valor promedio se presentó en el latón vaciado en molde de Cu para ambas composiciones de latón.
- Para el módulo reducido y módulo de Young el mayor valor promedio se presentó en la probeta MAc_2 y el menor valor promedio fue para la probeta MAc_1.
- En la primera colada del latón 70Cu-30Zn se obtuvo un crecimiento celular o granular de dendritas, por lo que no se pudo observar la estructura “típica” arborescente de estas. Para la segunda donde se obtuvo el latón 61Cu-39Zn la forma de las dendritas fue arborescente pero es influenciada por la presencia del micrconstituyente eutectoide.

- El porcentaje de fases para el latón 70Cu-30 Zn se considera un 100% de fase alfa, por otro lado para el latón 61Cu-39Zn se calculó mediante la regla de la palanca el porcentaje de fase con el diagrama al equilibrio, para la fase α fue de 75.07% y para la fase γ de 24.93%, finalmente para el microconstituyente eutectoide se obtuvo un resultado de fase α primaria de 43.63% y para el eutectoide de 56.37%
- El latón de la segunda colada denominado con composición química 69Cu-31 Zn, está compuesto por una fase y un microconstituyente eutectoide. La fase presente es α que se origina antes de que ocurra la transformación eutectoide una vez ocurrida la transformación eutectoide se forma el microconstituyente compuesto por la fase α y la fase γ que es denominada en la literatura como fase beta, la diferencia entre la literatura y lo encontrado en el diagrama, radica en que el diagrama empleado fue construido en condiciones ideales y al equilibrio; mientras que la colada realizada en el presente trabajo se realizó en condiciones no controladas y por lo tanto fuera del equilibrio.

Capítulo IV

REFERENCIAS

BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ASM, (2008), *Speciality Handbook, Cooper and Alloys*, second printing, USA, págs. (35-39)
- [2] ASM, *Metal Handbook, Alloy Phase Diagrams*, Vol 3. Ninth Edition, USA, (1978) págs. (2-182).
- [3] ASM, *Metal Handbook, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special- Purpose Materials*, Vol 2. Ninth Edition, USA, (3470)
- [4] Ocampo, B.G. (2018) *Propiedades: Termofísicas y Mecánicas de un latón de colada*, (Tesis de licenciatura), UNAM, Facultad de Química, México.
- [5] Askeland, D. R., (2004). *Ciencia e ingeniería de los materiales*, Cuarta edición, Internacional Thomson Editores.
- [6] Askeland D.R. y Fulay P.P., (2010). *Fundamentos de ingeniería y ciencia de materiales*, Cengage Learning.
- [7] Montes, J.M., Gómez F.G. y Cintas, J., (2014). *Ciencia e ingeniería de los materiales*, primera edición, Paraninfo.
- [8] Callister W.D., (2007) *Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales*, tercera edición, Reverte.
- [9] Juárez, J.A., (2002). *Fundamentos de solidificación-crecimiento dendrítico -*, primera edición, México, págs. 9,17-19.
- [9] Medrano V., W.V. (2011). *Caracterización de la Estructura de Borde de Grano en Dendritas de Latón Con Microscopía de Orientación de Imagen*, (Tesis de maestría) UNAM, Facultad de Química, México.
- [10] Esparza, R.A. (1998). *Trazabilidad y Unificación de las escalas de Dureza en México*. 04/08/2019, de CENAM Sitio web:
<https://www.cenam.mx/FYP/Dureza/TRAZABILIDAD%20Y%20UNIFICACION%20DE%20LAS%20ESCALAS%20DE%20DUREZA%20EN%20MEXICO.pdf>
- [11] Christopher A. Schuh, Nanoindentation studies of materials, *Materials Today*, 2006, pp. 32-40
- [12] Gonzalez, G. y Noguez A., Ma. E., (2006). *Principios de microscopia electrónica de barrido y microanálisis por rayos X característicos*, Facultad de Química UNAM.

[13] López, S. A. (2001). *Influencia de la velocidad de enfriamiento en la estructura y dureza de un latón alfa*, (Tesis de Licenciatura), UNAM, Facultad de Química, México.

[14] ASM, (1978). *Metal Handbook, Metallography and Microstructures*, Ninth Edition, Vol 9. USA,