



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA MECÁNICA

TESIS:

“FABRICACIÓN IN-SITU DE ESPUMAS METÁLICAS MEDIANTE
SOBRE-TRATAMIENTOS TÉRMICOS”

Que para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica.

Presenta:

Ing. Luis Enrique Carranza García

Asesor:

Dr. Luis Béjar Gómez

Asesor externo:

Dr. Ismeli Alfonso López

MORELIA, MICHOACÁN MAYO 2021



Agradecimientos

Me gustaría agradecer a las personas e instituciones que hicieron posible la realización de este proyecto.

Quiero agradecer al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca recibida durante la realización del programa de maestría. También a la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo, por la oportunidad de formar parte de su programa de posgrado. De igual manera al Instituto de Investigaciones en Materiales Unidad Morelia de la Universidad Nacional Autónoma de México por permitirme realizar mi programa de maestría como estudiante adjunto. Agradezco igualmente el apoyo financiero de los proyectos UNAM PAPIIT IN102719 y SEP-CONACYT 285215.

Agradecer al Dr. Ismeli Alfonso López y al Dr. Luis Béjar Gómez, primeramente, por la confianza para permitirme ser parte de su equipo de trabajo, por su apoyo y consejos para realizar este proyecto, además de ofrecerme su amistad, apoyo moral, económico y personal durante todo este tiempo.

A mis amigos Aldo, Valdemar y Flaviano por su amistad y apoyo durante la realización del proyecto, igualmente a mis compañeros de materiales metálicos de la UNAM campus Morelia.

Finalmente, el más grande de mis agradecimientos a mis padres y hermano Rosa María García Solís, Belisario Carranza Ochoa y Juan Carlos Carranza García por su constante apoyo y ser un ejemplo de vida y a mi novia Diana Saray Ramos Valencia por siempre darme ánimos y motivación para seguir adelante.

Índice

Agradecimientos.....	III
Resumen	XII
Abstract	XII
Introducción	XIII
Objetivos.....	XV
Objetivo General.....	XV
Objetivos específicos	XV
Hipótesis	XVI
Justificación	XVII
Capítulo 1.....	18
Marco teórico	19
1.1 Espumas metálicas.....	19
1.2 Propiedades de las espumas metálicas	20
1.2.1 Propiedades mecánicas.....	22
1.2.2 Propiedades térmicas y eléctricas.....	24
1.2.3 Propiedades acústicas	25
1.3 Aplicaciones de las espumas metálicas	26
1.3.1 Industria automotriz	26
1.3.2 Aplicaciones estructurales	28
1.3.4 Industria aeronáutica y naval.....	29
1.3.5 Absorción acústica y de vibraciones	29
1.3.6 Intercambiadores de calor	30
1.4 Antecedentes de las espumas metálicas	32
1.5 Métodos de fabricación de las espumas metálicas	34
1.5.1 Metalurgia de polvos.....	36
1.5.2 Método de infiltración	37
1.6 Fabricación por tratamientos térmicos	39
1.7 Espumas de cobre	40

1.8 Aleación Cu-Sn	41
1.9 Posibilidades de fabricación de espumas Cu-Sn por tratamiento térmico	44
1.10 Fractalidad	45
1.10.1 Dimensión fractal	47
1.10.2 Cálculo de dimensión fractal por el método de conteo de cajas (box counting)	48
1.10.3 Uso de mecánica fractal para espumas metálicas	49
1.11 Caracterización de discontinuidades en materiales	50
1.11.1 Microscopio óptico.....	50
1.11.2 Microscopio electrónico de barrido.....	51
1.11.3 Difracción de Rayos X.....	52
1.11.4 Determinación de porcentaje de fases	52
1.11.5 Diámetro equivalente y factor de forma	53
Capítulo 2.....	54
Metodología experimental.....	55
2.1 Fabricación de las aleaciones.....	56
2.2 Caracterización de las aleaciones	57
2.2.1 Microscopía óptica	57
2.2.2 Microscopio electrónico de barrido.....	57
2.2.3 Análisis de rayos X.....	58
2.2.4 Análisis de imagen.....	58
2.2.5 Análisis térmico	58
2.3 Tratamientos térmicos.....	59
2.4 Caracterización de las espumas obtenidas.....	60
Capítulo 3.....	61
Análisis y discusión de resultados	62
3.1 Caracterización de las aleaciones as-cast.....	63
3.1.1 Caracterización microscópica.....	63
3.1.2 Análisis mediante DRX.....	70
3.1.3 Análisis térmico	71
3.2 Aleación Cu ₂₀ Sn tratada térmicamente.....	73

3.2.1 Tratamiento térmico a 400°C.....	74
3.2.2 Tratamiento térmico a 750°C.....	79
3.2.3 Tratamiento térmico a 800°C.....	84
3.3 Aleación Cu ₂₄ Sn tratada térmicamente.....	91
3.3.1 Tratamiento térmico a 400°C.....	91
3.3.2 Tratamiento térmico a 750°C.....	96
3.3.3 Tratamiento térmico a 800°C.....	101
Conclusiones.....	108
Recomendaciones.....	110
Cronograma de actividades.....	111
Bibliografía.....	112

Índice de Figuras

Figura 1 Estructura de espumas de aluminio (a) De poro abierto (b) de poro cerrado (c) porosidad mixta. [12]	20
Figura 2 Rango de propiedades de los materiales sólidos frente a los celulares [2]	21
Figura 3 a) Parte de espuma metálica utilizada en los autos Ferrari 360 y 430 Spider, y b) amortiguador de impacto fabricado por la empresa Alulight. [1]	27
Figura 4 Prototipo de una caja para absorber impactos de un auto eléctrico. [1]	28
Figura 5 Paneles sándwich AFS basados en espumas metálicas [22]	29
Figura 6 Espuma metálica en una máquina de molienda para la absorción de vibraciones mecánicas [22].....	30
Figura 7 Diversos tipos de intercambiadores de calor basados en espumas de aluminio y cobre [6]	31
Figura 8 Métodos de producción de espumas metálicas [24]	35
Figura 9 Proceso de metalurgia de polvos [21]	37
Figura 10 Proceso de infiltración con espaciadores de NaCl, versión avanzada del proceso. [17].....	39
Figura 11 Representación de tratamiento térmico para la manufactura de espumas metálicas [7]	40
Figura 12 Imágenes MEB de espuma de cobre por electrodeposición a a) 50x y b) 500x [5]	41
Figura 13 Diagrama de fases Cu-Sn [29].....	43
Figura 14 Curvas DTA que muestran los puntos de fusión de las fases para las aleaciones Cu-Sn [29].....	45
Figura 15 La alfombra de Sierpinski. [31]	47
Figura 16 Uso de método de box counting a) mallado de una curva de Koch [35], b) gráfico de iteraciones para el método de box counting	49
Figura 17 Uso de fractales para estudiar materiales porosos.[36]	50
Figura 18 Barra de tareas del programa ImageJ [41]	58
Figura 19 Barra de tareas del programa T.A. Instruments Universal Analysis 2000	59

Figura 20 Proceso de fundición de las aleaciones Cu-xSn (20,24)	62
Figura 21 Lingote de aleación Cu-20Sn	62
Figura 22 Micrografías de microscopio óptico de la aleación Cu-20Sn	63
Figura 23 Micrografías de microscopio óptico de la aleación Cu-24Sn	63
Figura 24 Micrografías obtenidas por microscopio electrónico de barrido de la aleación Cu20sn utilizando aumentos a) 100x b) 500x y c) 1000x.....	64
Figura 25 Micrografías obtenidas por microscopio electrónico de barrido de la aleación Cu24sn utilizando aumentos a) 100x b) 500x y c) 1000x.....	65
Figura 26 Micrografía de la zona analizada por mapeo de la aleación Cu20Sn.....	66
Figura 27 EDS de la aleación Cu20Sn.....	66
Figura 28 Mapeo de la aleación Cu20Sn, a) mapeo general, b) cobre en rojo, c) estaño en verde.....	67
Figura 29 Micrografía de la zona analizada por mapeo de la aleación Cu24Sn.....	68
Figura 30 EDS de la aleación Cu24Sn.....	69
Figura 31 Mapeo de la aleación Cu24Sn, a) mapeo general, b) estaño en rojo, c) cobre en verde.....	70
Figura 32 Difractograma XRD de una muestra de aleación Cu24Sn	71
Figura 33 Difractograma XRD de una muestra de aleación Cu20Sn	71
Figura 34 Curvas DTA donde se muestra las temperaturas de transformación de fases para las aleaciones as-cast.....	72
Figura 35 Diagrama de fases Cu-Sn con marcas de temperaturas utilizadas	73
Figura 36 Micrografías de la aleación Cu20Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple.	75
Figura 37 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 400°C de la aleación Cu20Sn	76
Figura 38 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu20Sn	77
Figura 39 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu20Sn	78

Figura 40 Micrografías de la aleación Cu ₂₀ Sn tratada térmicamente a 750°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple	80
Figura 41 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 750°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	81
Figura 42 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	82
Figura 43 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	83
Figura 44 Micrografías de la aleación Cu ₂₀ Sn tratada térmicamente a 800°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple	85
Figura 45 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 800°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	86
Figura 46 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	87
Figura 47 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	88
Figura 48 Gráfica de valores de porosidad obtenidos para la aleación Cu ₂₀ Sn	89
Figura 49 Gráfica de valores de segundas fases obtenidos para la aleación Cu ₂₀ Sn	90
Figura 50 Micrografías de la aleación Cu ₂₄ Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple	92
Figura 51 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 400°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	93
Figura 52 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	94
Figura 53 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	95
Figura 54 Micrografías de la aleación Cu ₂₄ Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple	97

Figura 55 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 750°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	98
Figura 56 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	99
Figura 57 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	100
Figura 58 Micrografías de la aleación Cu ₂₄ Sn tratada térmicamente a 800°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple	102
Figura 59 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 800°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	103
Figura 60 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	104
Figura 61 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	105
Figura 62 Gráfica de valores de porosidad obtenidos para la aleación Cu ₂₄ Sn	106
Figura 63 Gráfica de valores de segundas fases obtenidos para la aleación Cu ₂₄ Sn	107

Índice de tablas

Tabla 1 Propiedades mecánicas de espumas metálicas comerciales [18]	24
Tabla 2 Propiedades térmicas del cobre vs la de algunos metales [19]	25
Tabla 3 Aplicaciones potenciales para espumas metálicas [4]	31
Tabla 4 Reacciones invariantes obtenidas del diagrama de fases Cu-Sn	43
Tabla 5 Dimensiones topológicas para elementos de simetría básicos. [34]	47
Tabla 6 Composición de las aleaciones.	56
Tabla 7 Fases presentes de acuerdo a la composición de las aleaciones.	56
Tabla 8 Resultados obtenidos en base al EDS de la muestra Cu ₂₀ Sn	68
Tabla 9 Resultados obtenidos en base al EDS de la muestra Cu ₂₄ Sn	70
Tabla 10 Porcentaje de fase beta en las aleaciones as cast	70
Tabla 11 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	78
Tabla 12 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	83
Tabla 13 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₀ Sn	88
Tabla 14 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	95
Tabla 15 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	100
Tabla 16 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu ₂₄ Sn	105

Resumen

El estudio de las propiedades y los procesos de fabricación de las espumas metálicas son cuestiones cada vez más importantes, no solo por las ventajas de estos materiales derivadas de sus aplicaciones, sino también por la variabilidad que muestran sus propiedades mecánicas. Es bien sabido que las estructuras porosas son útiles para aplicaciones tales como aislamiento, empaque o filtración. Un nuevo proceso in situ introducido en trabajos anteriores ha permitido la formación de microporosidad que también aumenta la porosidad total en espumas con poros más grandes gracias a un sistema poroso dual o fractal. Este trabajo incluye el estudio de determinadas aleaciones metálicas, que cumplen los requisitos de generación de poros por este método debido a reacciones eutécticas o peritéticas. Un análisis exhaustivo de diagramas de fase y aplicaciones nos llevó a seleccionar aleaciones de Cu para estos fines, como los sistemas Cu-Sn. Se estudia el efecto del tratamiento térmico de sobre-solución in-situ, contribuyendo la fusión de diferentes segundas fases a la creación de microporosidad con diferentes porcentajes y morfologías.

Abstract

The study of properties and manufacturing processes of metal foams are increasingly important issues, not only for the advantages of these materials derivative from their applications, but also for the variability shown by their mechanical properties. It is well known that porous structures are useful for applications such as insulation, packing or filtration. A new in-situ process introduced in previous works has allowed the formation of micro porosity that also increases total porosity in foams with bigger pores thanks to a dual or fractal porous system. This work includes the study of certain metallic alloys, which fulfill the requirements for pores generation by this method due to eutectic or peritectic reactions. An exhaustive analysis of phase diagrams and applications made us select Cu alloys for these purposes, such as Cu-Sn systems. The effect of in-situ over-solution heat treatment is studied, contributing the fusion of different second phases to the creation of micro-porosity with different percentages and morphologies

Palabras clave: Espumas metálicas, Tratamiento térmico, Aleación Cu-Sn, Porosidad, Dimensión fractal

Introducción

El uso de las espumas metálicas ha venido incrementándose debido a sus características únicas, como su estructura ligera y sus buenas propiedades físicas, químicas y mecánicas. Son útiles en aplicaciones que requieran un alto intercambio de calor, son estables a temperaturas elevadas, poseen resistencia al fuego, y son completamente reciclables. Sus aplicaciones van desde el uso como biomaterial en el sustituto de hueso hasta componentes de seguridad de automóviles[1]. Los materiales porosos son una clase avanzada de materiales de ingeniería que pueden ser producidos por diferentes métodos y en variedad de formas. Para referirse a este tipo de material se ha manejado el término "espuma metálica", siendo cualquier tipo de material metálico que contiene poros. Estos materiales presentan una interesante combinación de propiedades, tales como alta rigidez, baja densidad, aumento de absorción de energía al impacto y una mayor tolerancia a altas temperaturas, todo lo anterior debido a la conjunción de propiedades de un material poroso y a las propiedades intrínsecas de un material metálico [2], [3]. Los primeros materiales porosos fueron producidos a partir de la década de los 50s [4]. Numerosos metales han sido utilizados para la fabricación de estos materiales tecnológicos como lo son: Al, Be, Cr, Cu, Fe, Mg, Mn, Mo, Ni, Ti, y numerosas aleaciones.[5]

Se sabe que las espumas y otros materiales altamente porosos con una estructura celular tienen muchas combinaciones interesantes de propiedades físicas y mecánicas, como una alta rigidez junto con un peso específico muy bajo o una alta permeabilidad al gas combinada con una alta conductividad térmica. Por esta razón, la naturaleza utiliza con frecuencia materiales celulares para fines constructivos o funcionales. [4] Una de las clasificaciones de las espumas metálicas se basa en el tipo de estructura celular que poseen las cuales pueden ser de celda abierta o de celda cerrada, aunque una combinación de ambas es posible [6]. Una espuma de celda abierta puede tratarse de una red de poros interconectados. Aunque estos materiales presentan una amplia versatilidad en sus aplicaciones estas no han sido suficientemente caracterizadas y algunos de sus procesos de fabricación no ha sido controlados de forma precisa.

Tomando en cuenta los retos y exigencias que estos procesos requieren y de acuerdo a experiencias de investigaciones realizadas anteriormente, en donde se ha trabajado la obtención y caracterización de espumas metálicas [7], surge la necesidad de emplear nuevos métodos de fabricación, con la finalidad de dar respuesta a los requerimientos que exigen estos nuevos materiales. Algunos resultados previos han mostrado que con aleaciones Al-Cu-Fe y Al-Si-Cu-Mg se pueden generar porosidades mediante el sobretratamiento térmico de estas aleaciones [8], [9], por lo que es necesario analizar la factibilidad de ampliar el rango de aleaciones en las cuales se puede provocar este efecto.

El presente proyecto comprende la fabricación de espumas metálicas, lo cual se realizará mediante tratamientos térmicos a aleaciones Cu-Sn, que posibilitarán la fusión localizada de segundas fases de bajo punto de fusión, analizando el efecto del contenido de Sn sobre el grado de porosidad y la interconexión de los poros obtenidos. Lo anterior con la finalidad de potencializar el uso de estas aleaciones en aplicaciones en donde se requieran una disminución de la densidad y un aumento del área efectiva de los poros, sin una pérdida significativa de las propiedades mecánicas. La porosidad así generada sería la base para la obtención de espumas con porosidad dual, fractal o jerárquica, con dos distribuciones de tamaño de poro a diferentes escalas, ampliando el posible uso de estos materiales.

Dentro del trabajo de investigación se plantea realizar un estudio microestructural de las segundas fases, analizando el contenido de Sn como principal elemento aleante. Se propone producir aleaciones donde el contenido de estas segundas fases sea el más elevado posible variando contenido de Sn, para a lograr maximizar la porosidad resultante.

Las aleaciones obtenidas serán sometidas a tratamientos térmicos de solución modificados, consistentes en la elevación de la temperatura incluso por encima de los valores de las temperaturas de fusión de las segundas fases. Las combinaciones de los resultados obtenidos permitirán determinar las condiciones finales de las espumas y la factibilidad de sus usos.

Objetivos

Objetivo General

El objetivo general del presente proyecto es producir espumas metálicas de aleaciones Cu-Sn con alto grado de porosidad.

Objetivos específicos

1. Realizar diferentes sobre-tratamientos térmicos a aleaciones Cu-Sn modificando el tiempo, la temperatura y el modo de enfriamiento.
2. Caracterizar microestructuralmente las aleaciones y espumas obtenidas.
3. Analizar el efecto del contenido de Sn en las aleaciones sobre la variación de porosidad.
4. Analizar el efecto de las condiciones de tratamientos térmicos sobre la porosidad.
5. Encontrar las condiciones de tratamientos térmicos óptimas para lograr la mayor porosidad posible.
6. Relacionar las condiciones de tratamientos térmicos con la porosidad obtenida.
7. Investigar el proceso de formación de los poros.

Hipótesis

- La variación de contenido de Sn en las aleaciones propicia una mayor cantidad de fases, lo que propicia una espuma más porosa.
- El control de la temperatura en el tratamiento térmico de solubilización proporcionará una elevada porosidad en las aleaciones Cu-Sn.
- Las espumas obtenidas mediante la técnica planteada en este proyecto permite obtener espumas con porosidad mayor al 10 %.

Justificación

La importancia del conocimiento de las espumas de cobre radica en sus diversas aplicaciones industriales, como es el caso de intercambiadores térmicos y eléctricos o sistemas de filtrado y purificación de agua, por lo cual es importante conocer diferentes formas de procesamiento, incluyendo la obtención en estado sólido por sobretratamientos térmicos. Igualmente es importante el estudio del efecto de los elementos aleantes sobre las aleaciones de cobre, pues de ellos depende la microestructura obtenida y sus propiedades mecánicas. La obtención mediante este proceso de porosidad microscópica sería la base de la obtención de espumas de cobre con porosidad dual, fractal o jerárquica, con dos distribuciones de tamaño de poro a diferentes escalas, ampliando los posibles usos de estos materiales.

Capítulo 1

Marco teórico

1.1 Espumas metálicas

Las espumas metálicas son metales con poros integrados deliberadamente en su estructura. Los términos metales celulares o metales porosos son expresiones que se refieren a metales que tienen un gran volumen poroso, mientras que el término de espumas metálicas se aplica a metales porosos producidos con procesos en los que tiene lugar la formación de espuma.[10] Las estructuras sólidas de tipo espumas se encuentran de modo natural en materiales como la madera, el corcho y los huesos, o en productos elaborados históricamente por el hombre, como el pan. [11] En estos materiales la porosidad ocupa entre un 50 % y un 90 % de la estructura total, por lo que se consiguen densidades muy bajas con propiedades que son por un lado características del metal del que están formados, y por otro derivadas de su peculiar estructura; el resultado es un material que brinda diversos rangos de propiedades térmicas, mecánicas y acústicas especialmente interesantes en aplicaciones de estructuras ultraligeras.[12]

Regularmente la estructura de los poros en las espumas metálicas no es uniforme (en ocasiones se tiene un amplio rango de tamaño de poro y una orientación preferencial de estos). La geometría de los poros en estos materiales depende del proceso de fabricación que se haya tenido, y estos pueden ser de porosidad cerrada o abierta, siendo los de poro cerrado los que están aislados unos de otros, y los de poro abierto los que están interconectados. En otros casos también existe la posibilidad de tener una mezcla entre ambos tipos de estructuras. La porosidad de las espumas también puede clasificarse en: absoluta, efectiva y no efectiva. La porosidad absoluta considera como volumen poroso el total de poros que estén o no interconectados. La porosidad efectiva se refiere al porcentaje de poros interconectados. Se considera como el volumen poroso solamente conectados entre sí. La porosidad no efectiva representa la diferencia entre las porosidades anteriores, es decir, la porosidad absoluta y la efectiva[13]. Algunos ejemplos de los distintos tipos de interconexión pueden observarse en la **Figura 1**.

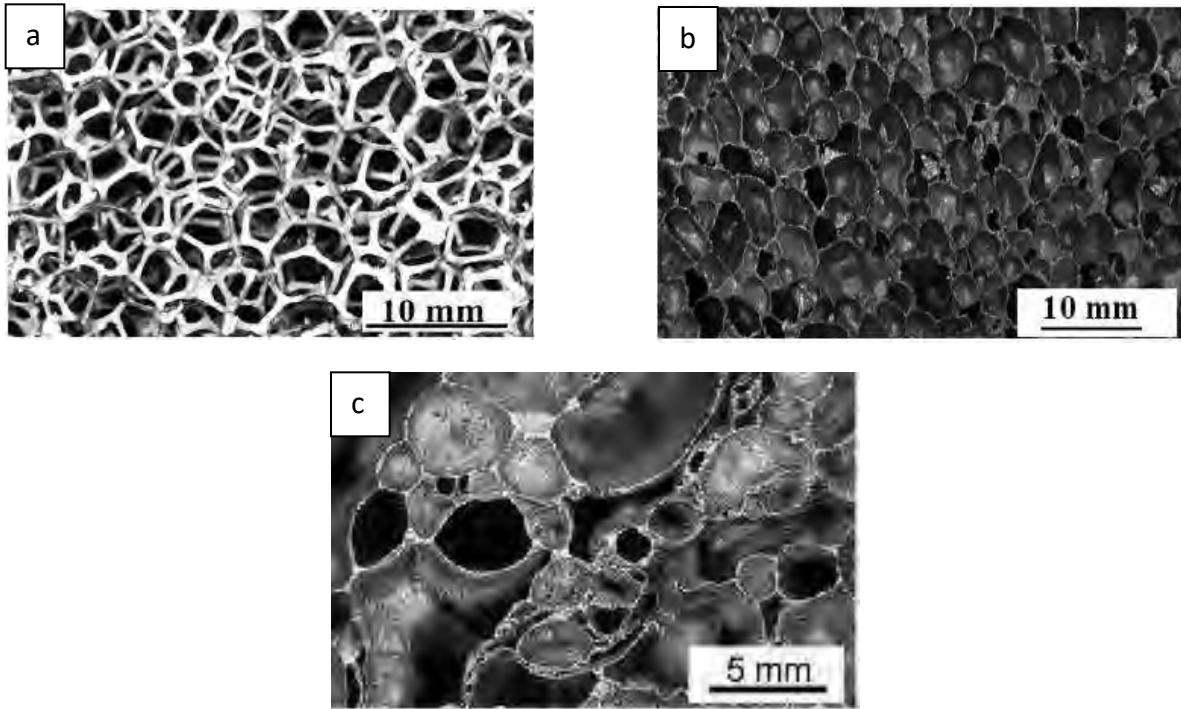


Figura 1 Estructura de espumas de aluminio (a) De poro abierto (b) de poro cerrado (c) porosidad mixta. [12]

El tipo de interconexión de poro es muy importante ya que está estrechamente relacionado con las propiedades mecánicas de la espuma. En el caso de porosidad cerrada las espumas poseen valores más altos en módulo de Young, resistencia máxima y adsorción de energía al impacto y sonido. Las espumas de porosidad abierta poseen características especiales para ser aplicadas en intercambiadores de calor, filtros, separadores, etc.[14] Por esto las aplicaciones más importantes de las espumas de poro cerrado son estructurales, mientras que las de poro abierto se utilizan para aplicaciones funcionales.

1.2 Propiedades de las espumas metálicas

Las propiedades y el comportamiento de las espumas metálicas dependen de la porosidad existente en ellas, siendo considerados diferentes ensayos para la evaluación de las propiedades mecánicas. Entre los más utilizados están resistencia a la compresión, ductilidad, resistencia dinámica como impacto y fatiga, dureza y resistencia a la ruptura transversal. Se ha reportado que el ensayo de resistencia a la ruptura transversal es el más adecuado debido a las características frágiles de los materiales porosos, dado por las pequeñas dimensiones de los espesores de pared entre poros.[13] Algunas de las

propiedades están relacionadas principalmente con las del propio metal matriz, por ejemplo, elasticidad, temperatura o resistencia a la corrosión, etc., mientras que otras solo aparecen en combinación con la estructura celular, por ejemplo, baja densidad, gran área superficial o amortiguación[1].

Las propiedades mecánicas de las espumas metálicas están correlacionadas con las del material del cual están constituidas. Las propiedades mecánicas dependen principalmente de la densidad, pero también están influenciadas por la calidad de la estructura de la celda en el sentido de conectividad de celda, redondez de poro y distribución de diámetro, bordes o las caras de las celdas. Las diferencias entre las espumas de celdas abiertas y cerradas se pueden comprender en el sentido de la distribución del material. Solo en el caso de un impacto de alta velocidad, el aire capturado en una espuma de celda cerrada tiene una contribución adicional notable.[1] En lo que respecta a las propiedades de las espumas cabe destacar su extenso rango de aplicaciones a diferencia de los materiales sólidos. En la **Figura 2** se aprecia con más detalle esta comparación mostrando cuatro propiedades relevantes de estos dos materiales.

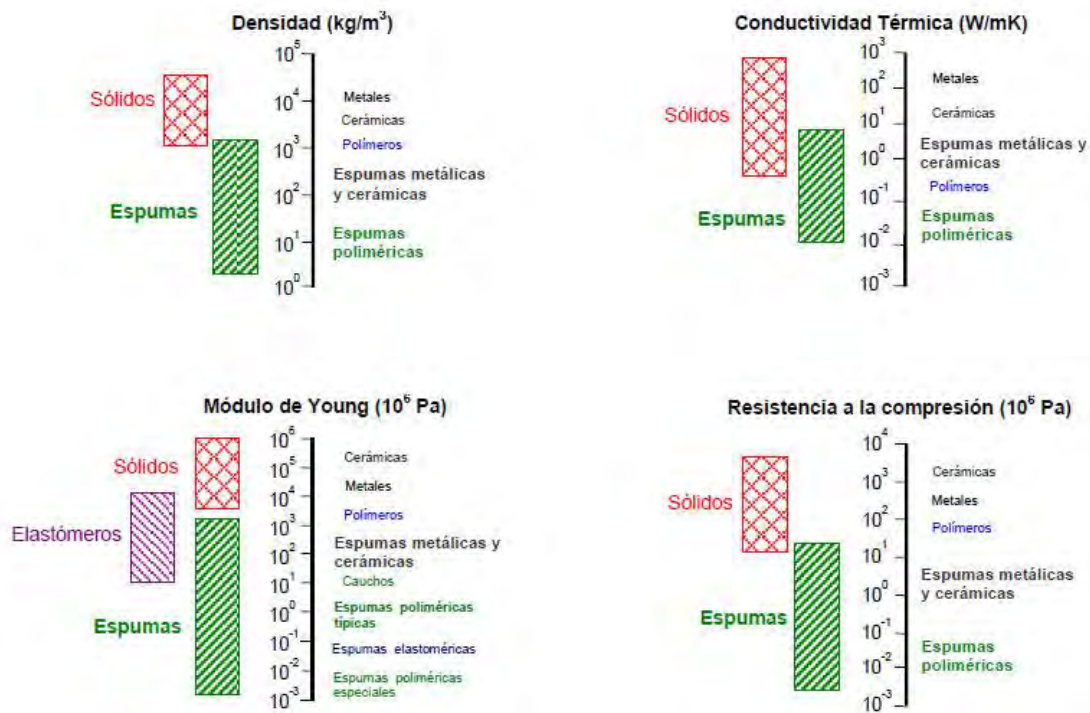


Figura 2 Rango de propiedades de los materiales sólidos frente a los celulares [2]

1.2.1 Propiedades mecánicas

Dentro de las propiedades mecánicas destaca la baja rigidez de estos materiales, lo cual los hace aptos para cumplir funciones de amortiguamiento. Soportan grandes deformaciones en compresión por lo que son capaces de absorber grandes cantidades de energía. Las propiedades de las espumas metálicas generalmente se evalúan de acuerdo con sus densidades aparentes. Algunas de sus propiedades, como el módulo de elasticidad, el estrés por colapso plástico, la conductividad térmica y eléctrica, pueden estimarse a partir de la densidad aparente del componente espumado de acuerdo con la relación de escala del tipo:

$$K/K_s = z(\rho^*/\rho_s)^t \quad (\text{Ec. 1})$$

Donde K y ρ^* son propiedad y densidad aparente de la espuma; K_s y ρ_s son propiedad y densidad del sólido de la pared celular; mientras que z y t son constantes que dependen de la estructura y la propiedad considerada[6].

1.2.1.1 Módulo de Young

Esta propiedad depende fuertemente de la densidad de la espuma, que está directamente relacionada con la porosidad. A mayor porosidad menor módulo elástico, siguiendo una función exponencial cuyo exponente es 1.6 [12], [15]. En espumas de poro abierto, los límites de la celda se deforman inicialmente por flexión. El módulo de Young puede ser calculado partiendo de un análisis dimensional de la deflexión de los bordes flexionados. El módulo relativo (el de la espuma, E^* , dividido por el del sólido, E_s) es proporcional al cuadrado de la densidad relativa, de acuerdo a la ecuación siguiente:

$$E^*/E_s = C_1(\rho^*/\rho_s)^2 \quad (\text{Ec. 2})$$

Donde C_1 es una constante relacionada a la geometría de la celda.

Por otro lado, en las celdas de poro cerrado es más complicado. Cuando la espuma es cargada, existe un estiramiento en las caras planas de las celdas sumado a la flexión de los

límites de las celdas, añadiendo una densidad linear a la ecuación de acuerdo a la siguiente expresión: [16]

$$E^*/Es = C1(\rho^*/\rho_s)^2 + C1'(\rho^*/\rho_s) \quad (\text{Ec. 3})$$

Es importante destacar que algunas de propiedades, como son la expansión térmica, el calor específico, etc., no dependen de la porosidad y son las mismas que para el material base.

1.2.1.2 Densidad

La densidad se determina por varios métodos, siendo uno de los más utilizados el método de Arquímedes, que consiste en pesar un cuerpo sólido en seco y sumergido en agua, calculando la densidad con la ecuación siguiente [7]:

$$\rho = (A/A - B)(\rho(o) - \rho(l)) + \rho(l) \quad (\text{Ec. 4})$$

Donde:

ρ = densidad

$\rho(o)$ = densidad del agua

$\rho(l)$ = densidad del aire

A = peso del cuerpo sólido en aire

B = peso del cuerpo sólido en el agua

En otro de los métodos los poros de la superficie son rellenados con una resina de color diferente a la matriz, que hace contraste entre los poros y las paredes de éstos, de forma que después de tomar una imagen de esta superficie la densidad puede calcularse indirectamente conociendo la porosidad. Este segundo método, a comparación del primero, proporciona información acerca de cómo se encuentra distribuida la porosidad/densidad en la muestra, observándose si en las regiones próximas a la superficie hay diferencias con la muestra en conjunto.[17]

Algunos autores como Asbhy [18] han encontrado intervalos de propiedades mecánicas para algunas espumas metálicas y han determinado reglas para su estimación. La **Tabla 1** contiene esta información.

Tabla 1 Propiedades mecánicas de espumas metálicas comerciales [18]

Espuma	Cymat	Alulight	Alporas	ERG	Inco
Material	Al-SiC	Al	Al	Al	Ni
Estructura (tipo de celda)	Cerrada	Cerrada	Cerrada	Abierta	Abierta
Tamaño de celda (mm)	3.4-13.2	4.2	4.5	2.5-4.5	0.45-0.8
Densidad relativa ρ^*/ρ_s	0.02-0.2	0.1-0.35	0.08-0.1	0.05-0.1	0.03-0.04
Densidad ρ^* (Mg/m³)	0.07-0.56	0.3-1.0	0.2-0.25	0.16-0.25	0.26-0.37
Modulo de Young, E (GPa)	0.02-2.0	1.7-12	0.4-1.0	0.06-0.3	0.4-1.0
Modulo de corte, G (GPa)	0.001-1.0	0.6-5.2	0.3-0.35	0.02-0.1	0.17-0.37
Coefficiente de poisson, ν	0.31-0.34	0.31-0.34	0.31-0.34	0.31-0.34	0.31-0.34
Resistencia a la compresión σ_c (MPa)	0.04-7.0	1.9-14	1.3-1.7	0.9-3.0	0.6-1.1
Limite elástico σ_y (MPa)	0.04-7.0	2.0-20	1.5-1.8	0.9-2.7	0.6-1.1
Resistencia a la tracción σ_t (MPa)	0.05-8.5	2.2-30	1.6-1.9	1.9-3.5	1.0-2.4
Modulo de compresión K (GPa)	0.02-3.2	1.8-13.0	0.9-1.2	0.06-0.3	0.4-1.0
Deformación de compactación ϵ_D	0.6-0.9	0.4-0.8	0.7-0.82	0.8-0.9	0.9-0.94
Ductilidad ϵ_f	0.01-0.02	0.002-0.04	0.01-0.06	0.1-0.2	0.03-0.1
Dureza H (MPa)	0.05-10	2.4-35	2.0-2.2	2.0-3.5	0.6-1.0

1.2.2 Propiedades térmicas y eléctricas

Algunas propiedades como el punto de fusión, calor específico y coeficiente de expansión de las espumas metálicas son los mismos que aquellos del metal del que están hechas. Utilizando la ecuación 5, la conductividad térmica λ_T puede obtenerse de manera aproximada a partir de la densidad mediante [18]:

$$\lambda_T \approx \lambda_s \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^p \quad (\text{Ec. 5})$$

El comportamiento de las propiedades de transporte depende de modo significativo de la densidad de la espuma metálica [18].

El Cu y sus aleaciones son muy buenos conductores del calor puesto que exhiben un número elevado de electrones libres que participan en la conducción térmica. En la **Tabla 2** siguiente

se dan las conductividades térmicas de varios metales comunes. Sus valores están comprendidos entre 20 y 400 W/m-k [19].

Tabla 2 Propiedades térmicas del cobre vs la de algunos metales [19]

Material	Conductividad térmica (w/m-k)
Al	247
Cu	398
Au	315
Fe	80
Ni	90
Ag	428

También se sabe que los metales son buenos conductores eléctricos. Nuevamente, la combinación con una gran superficie de esponja o espuma permite su utilización como electrodos en baterías o para otros fines electroquímicos. La resistividad y la conductividad eléctrica de las espumas dependen principalmente de la matriz de la que están fabricadas, sin embargo la porosidad tiene un efecto importante sobre estas propiedades, la conductividad disminuye a medida que el porcentaje de porosidad aumenta y en caso contrario la resistividad aumenta en valores de porosidad altos.[20]

La norma por la cual el cobre y otros conductores son evaluados es la denominada por sus siglas en ingles IACS “International Annealed Copper Standard” en la que al cobre se le da un valor arbitrario del 100%. [21]

1.2.3 Propiedades acústicas

Las espumas metálicas, especialmente las de celda abierta, son buenas para la amortiguación acústica y de vibraciones en un amplio rango de frecuencia debido a la estructura celular. El sonido entrante se refleja dentro de la espuma entre los poros y la superficie del poro vibra convirtiendo el sonido en calor. Esto hace que un nivel de sonido muy reducido se refleje dentro del espacio encerrado. El coeficiente de absorción está en función del espesor del material, la densidad y el tamaño del poro. La máxima absorción de sonido para las frecuencias incidentes puede ajustarse por el tamaño del poro de la espuma [1]. Las espumas de células cerradas tienen una capacidad de absorción relativamente baja.

Como no son permeables a los gases, no pueden proporcionar el movimiento global de fluido a sólido requerido para la atenuación acústica por pérdidas viscosas debido a la fricción. Además, las espumas de celda cerrada son demasiado rígidas para garantizar la absorción del sonido por la vibración de sus paredes celulares[22].

Por su parte el cobre es usado desde la antigüedad en la fabricación de campanas debido a sus excelentes propiedades acústicas ya que es un metal que alcanza un alto nivel de sonoridad[23].

1.3 Aplicaciones de las espumas metálicas

Las espumas metálicas tienen una combinación de propiedades que las hacen atractivas para numerosas aplicaciones ingenieriles. Una de las principales ventajas de este tipo de materiales es que son más ligeros y reciclables, esto tiene como preeminencia que necesitan menos material para ser fabricados. Entre sus aplicaciones se tienen el uso como materiales livianos de construcción, para absorber energía por deformación, para el control térmico y acústico y otras tantas más. En particular, las esponjas de cobre son de interés para su uso como sustratos para ánodos en baterías de Li. Su estructura interconectada permite utilizarlo como matriz rígida para electrodeposición de materiales basados en Si y Sn [24]. A continuación, se describen las aplicaciones actuales y potenciales que poseen las espumas metálicas, de acuerdo al sector productivo correspondiente.

1.3.1 Industria automotriz

La industria automotriz se beneficia del desarrollo de nuevos materiales livianos. Para grandes producciones en serie, no solo las propiedades y los costos de los materiales son importantes, sino que también otros aspectos estratégicos y de ingeniería juegan un papel importante. Por ejemplo, la necesidad del rediseño de otros componentes, la capacidad de integración del sistema y aumentar la seguridad pasiva y activa de los pasajeros. Así se logra desplazar a los chasis que normalmente eran de acero, se necesitan desarrollar nuevas

aleaciones más ligeras o materiales que cumplan con los requisitos de resistencia y demás que son requeridos. En el aspecto de seguridad pasiva se encuentra la necesidad de reducir las emisiones acústicas provocadas por los autos tanto para el interior como exterior del vehículo, por lo que las espumas metálicas cumplen estas funciones. Por ejemplo, en algunos automóviles como el Ferrari 360 y el 430 Spider el umbral de la puerta se rellenó con espuma metálica para reforzar el marco y aumentar la rigidez, así como el comportamiento en caso de un choque lateral (**Figura 3 a**). En otra aplicación automotriz la empresa Alulight de Austria tiene la producción más grande de espumas metálicas aplicadas a esta industria la cual es un amortiguador de choque colocado en el marco de soporte de la red de seguridad del vehículo (**Figura 3 b**)[1].

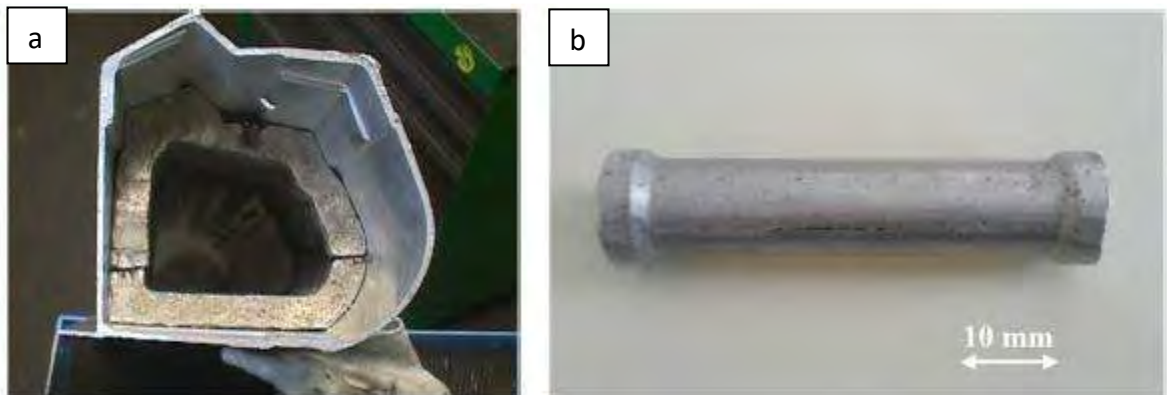


Figura 3 a) Parte de espuma metálica utilizada en los autos Ferrari 360 y 430 Spider, y b) amortiguador de impacto fabricado por la empresa Alulight. [1]

Además, en el diseño de los automóviles eléctricos las espumas ofrecen grandes beneficios, ya que la construcción liviana se vuelve obligatoria. Además, los nuevos diseños de automóviles son necesarios debido a la reorganización de los componentes, lo que permite considerar soluciones celulares desde el principio. La seguridad es otro factor importante, donde en un volumen reducido, se necesita un sistema de protección contra choques ligero pero muy efectivo en la **Figura 4** se observa un ejemplo de esto.



Figura 4 Prototipo de una caja para absorber impactos de un auto eléctrico. [1]

1.3.2 Aplicaciones estructurales

Las aplicaciones estructurales están determinadas en base a las propiedades físicas de las espumas, como son su densidad, su capacidad de absorber energía de impacto y/o de vibraciones. En ese sentido, las espumas metálicas constituyen una excelente alternativa respecto a cualquiera de los materiales convencionales. Esto se debe a la posibilidad de adaptar la densidad de las piezas con gran facilidad. Los principales sectores en los que se puede aprovechar esta ventaja son el de la construcción y el del transporte.

La principal forma de emplear los materiales celulares metálicos en los mencionados sectores es a través de su incorporación dentro de otras piezas o en forma de paneles compuestos. El perfil de estos paneles es similar al de una estructura de capas o tipo sándwich, de ahí que comúnmente se les denomine materiales AFS (del inglés Aluminium Foam Sandwich)[25], como los que podemos observar en la **Figura 5**.

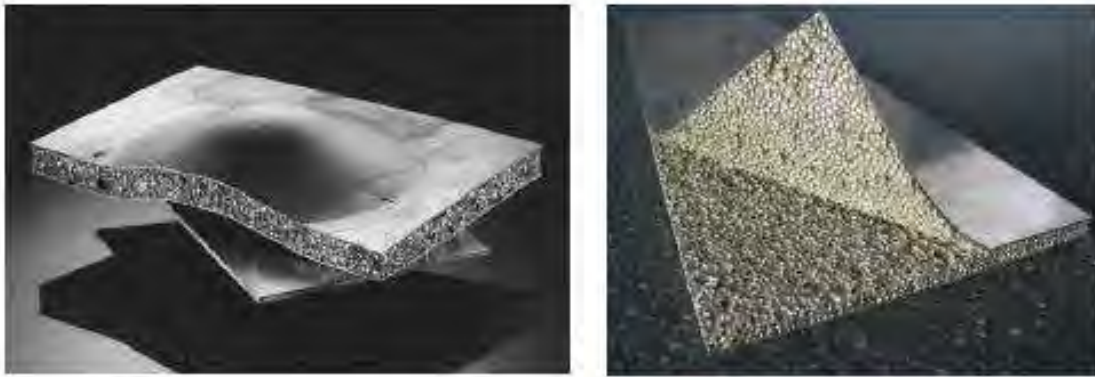


Figura 5 Paneles sándwich AFS basados en espumas metálicas [22]

1.3.4 Industria aeronáutica y naval

Como se mencionó anteriormente, el uso de estos materiales para su aplicación en vehículos ya sean terrestres aéreos o marinos es muy similar, ya que estos son usados para aligerar el peso de estos manteniendo las propiedades que requiera la aplicación concreta. Gracias a los paneles sándwich aparece otra ventaja, que es su flotabilidad, lo cual unido a la rigidez que presentan hacen a estos materiales muy útiles en el sector naval. Por su parte la industria aeronáutica considera a este tipo de materiales aptos para la protección contra impactos de aves, protección contra micro meteoritos para los satélites o en la estación espacial, especialmente porque las espumas pueden fabricarse con propiedades isotrópicas.

1.3.5 Absorción acústica y de vibraciones

Otro de los usos que se les da comúnmente a las espumas metálicas es el de absorción de vibraciones mecánicas. Además, destaca la capacidad de las espumas metálicas de también absorber vibraciones acústicas a un nivel similar al de los materiales poliméricos (espumas poliméricas) que se usan convencionalmente. En la **Figura 6** podemos observar un ejemplo en el que se usa una estructura tipo sándwich para reducir las vibraciones en una máquina de molienda[25]. Considerando que el módulo de Young de la espuma es menor que el módulo de Young del mismo metal sin espumar disminuye la frecuencia de resonancia.



Figura 6 Espuma metálica en una máquina de molienda para la absorción de vibraciones mecánicas [22]

Los techos en auditorios o salones a menudo están revestidos con láminas de metal perforadas para el control de sonido[1]. Como alternativa a este material de construcción tradicional, las aplicaciones de paneles de espuma metálica para absorción de acústica ya están disponibles en el mercado por algunos comerciantes.

En la superficie de espumas de celda abierta, las ondas de sonido son guiadas y redirigidas al interior de la espuma, donde son atrapadas y amortiguadas después de varias reflexiones. La distribución del tamaño de poro y las diferentes orientaciones permiten una amortiguación muy efectiva en un amplio espectro de frecuencias.

1.3.6 Intercambiadores de calor

Un mercado para las espumas metálicas, con un gran número de productos, son los intercambiadores de calor. La excelente conductividad térmica de los metales y la gran área superficial de las esponjas proporcionan un enfriamiento muy efectivo. En la **Figura 7** se muestran algunos intercambiadores de calor fabricados por la empresa M-Pore en Alemania. Para estas aplicaciones las espumas de porosidad abierta son las más ideales ya que permiten el flujo de un fluido de enfriamiento.



Figura 7 Diversos tipos de intercambiadores de calor basados en espumas de aluminio y cobre [6]

Debido a la gran variedad de propiedades que presentan estos materiales las aplicaciones y los campos en los que estos son utilizados son muy diversas, en la **Tabla 3** se encuentra un resumen de las aplicaciones más utilizadas[4].

Tabla 3 Aplicaciones potenciales para espumas metálicas [4]

Aplicación	Comentario
Estructuras ligeras	Las espumas metálicas tienen una buena relación rigidez-peso cuando se cargan en flexión.
Panel sándwich	Las espumas metálicas tienen baja densidad con buena resistencia al corte y a la fractura.
Amortiguación mecánica	La capacidad de amortiguación de las espumas metálicas es mayor que la de los metales sólidos.
Control de vibración	Los paneles de espuma tienen frecuencias de vibración de flexión natural más altas que la lámina sólida de la misma masa por unidad de área.
Absorción acústica	Las espumas metálicas tienen la capacidad de absorción del sonido.
Absorbedor de impactos	Las espumas metálicas tienen una capacidad excepcional para absorber energía a una presión casi constante.
Embalaje de alta temperatura	Capacidad para absorber el impacto a carga constante, junto con estabilidad térmica por encima de la temperatura ambiente.
Adornos	Las espumas metálicas tienen algunas características similares a la madera: ligeras, rígidas y la capacidad de unirse con tornillos para madera.

Intercambiadores de calor	Las espumas de celda abierta tienen una gran área de superficie accesible y una alta conducción de la pared celular que brinda una capacidad de transferencia de calor excepcional.
Retardador de llama	La alta conductividad térmica de los bordes de la celda junto con una alta área superficial apaga la combustión.
Insertos biocompatibles	La textura celular de las espumas metálicas biocompatibles como el titanio estimula el crecimiento celular.
Filtros	Las espumas de celda abierta con tamaño de poro controlado tienen el potencial de filtrar gases y fluidos a alta temperatura.
Usos eléctricos	La buena conducción eléctrica, la resistencia mecánica y la baja densidad hacen que las espumas metálicas sean atractivas para estas aplicaciones.
Electrodos y porta catalizadores	La alta relación superficie-volumen permite electrodos compactos con un área de superficie de reacción alta.
Flotabilidad	La baja densidad y la buena resistencia a la corrosión sugieren posibles aplicaciones de flotación.

1.4 Antecedentes de las espumas metálicas

Una de las primeras referencias a los metales porosos artificiales en la literatura se remonta a Pliny the Elder (77 d. C.), que describió un proceso llamado granulación utilizado por los orfebres etruscos para producir piezas de joyería final.[10]

La primera referencia a espumas metálicas (correspondientes a procesos de fabricación en los que se espuma un precursor material o material para crear una estructura expandida con alta porosidad) es una patente francesa publicada en 1925. (M.A. Meller, *Produit métallique pour l'obtention d'objets laminés, moulés ou autres, et procédés pour sa fabrication*, 1925, French Patent 615.147) [10].

Posteriormente en 1948 se publicó la patente de Benjamín Sosnick “Proceso para hacer espuma con masa de metal”. Con este método aprovechó el disponer de dos fases intermedias con diferente punto de fusión y ebullición, para formar un sólido lleno de poros cerrados. Gracias a este nuevo producto se pudieron aprovechar las propiedades de

resistencia al impacto, absorción de calor y sonido. Lamentablemente este proceso era muy costoso, por lo cual solo se produjeron pequeñas cantidades de espuma [26].

Las primeras espumas metálicas de poro abierto se obtuvieron en 1958 por el método de infiltración, vertiendo aluminio fundido sobre un refuerzo de partículas de sal, una vez que estas eran disueltas daban lugar a una estructura de espuma con poros abiertos. Esta estructura era más fiable que las espumas obtenidas por el método de Sosnick [12].

United Aircraft Corporation en 1959 desarrolló una patente de un método para la elaboración de espumas. Este se basaba en mezclar polvo metálico con un producto que originaba la formación de gas por descomposición a alta temperatura. La mezcla de polvos era compactada, extruida y enfriada para obtener un metal sólido que contenía un agente espumante en polvo. Para formar la espuma metálica se calentaba el sólido hasta la temperatura de fusión, así el agente espumante se descomponía para liberar gas en el metal fundido. La dificultad que tenían con este método se encontraba al enfriar la espuma, lo que se convirtió en un desafío para producir espumas fiables [26].

En 1963 Hardy y Peisker, patentaron un método en el cual los agentes espumantes eran directamente agregados al metal semifundido, mejorando la estructura (en el caso de aluminio fundido también agregaron silicio para aumentar la fluidez y encapsular el gas). Este método abarató los costos de producción de espumas metálicas en comparación con los anteriores y les daba mayor fiabilidad[26].

La producción de espumas a partir del metal fundido han sido las que han centrado el principal interés en las aplicaciones ingenieriles. Se mantuvo poca actividad en el desarrollo de métodos de producción de espumas metálicas hasta 1990 y que todavía está en curso. Con las nuevas tecnologías las espumas metálicas se hicieron disponibles comercialmente en una amplia variedad de estructuras y propiedades[10].

1.5 Métodos de fabricación de las espumas metálicas

Existen numerosos caminos para la manufactura de espumas metálicas. Algunos métodos son parecidos a los utilizados para el espumado de líquidos acuosos o polímeros, mientras que otros son diseñados especialmente para metales aprovechando sus propiedades características, como su facilidad de sinterización o el hecho de que pueden ser depositados eléctricamente. Los métodos más destacados en cuanto a calidad y homogeneidad de parámetros en las espumas producidas solo pueden producir un solo tipo de celda en estas y pueden presentar algunos defectos como gradiente de tamaño de poro, presencia de partículas residuales en las paredes de la celda, lo cual afecta a las propiedades mecánicas. Esto, en conjunto con un costo elevado y dificultades técnicas en la producción, esto limita las posibilidades de aplicaciones de las espumas metálicas. Por lo tanto, la mayoría de las investigaciones están enfocadas en mejorar los procesos utilizados en la industria o en el desarrollo de nuevos métodos para la producción de espumas metálicas, de modo que se pueda utilizar algún método que permita el control de los parámetros estructurales, alta homogeneidad, uniformidad, altos costos, entre otros a la hora de la producción de este tipo de materiales[27].

Existen diversos autores que clasifican estos métodos de acuerdo a su criterio, según Banhart [28], divide estos métodos en cuatro familias de procesos:

- A partir de un metal líquido.
- Partiendo de metal sólido en polvo.
- De metal de vapor o compuestos metálicos gaseosos.
- Utilizando una solución de iones metálicos.

En la **Figura 8** podemos observar estas cuatro familias y los métodos que las integran.

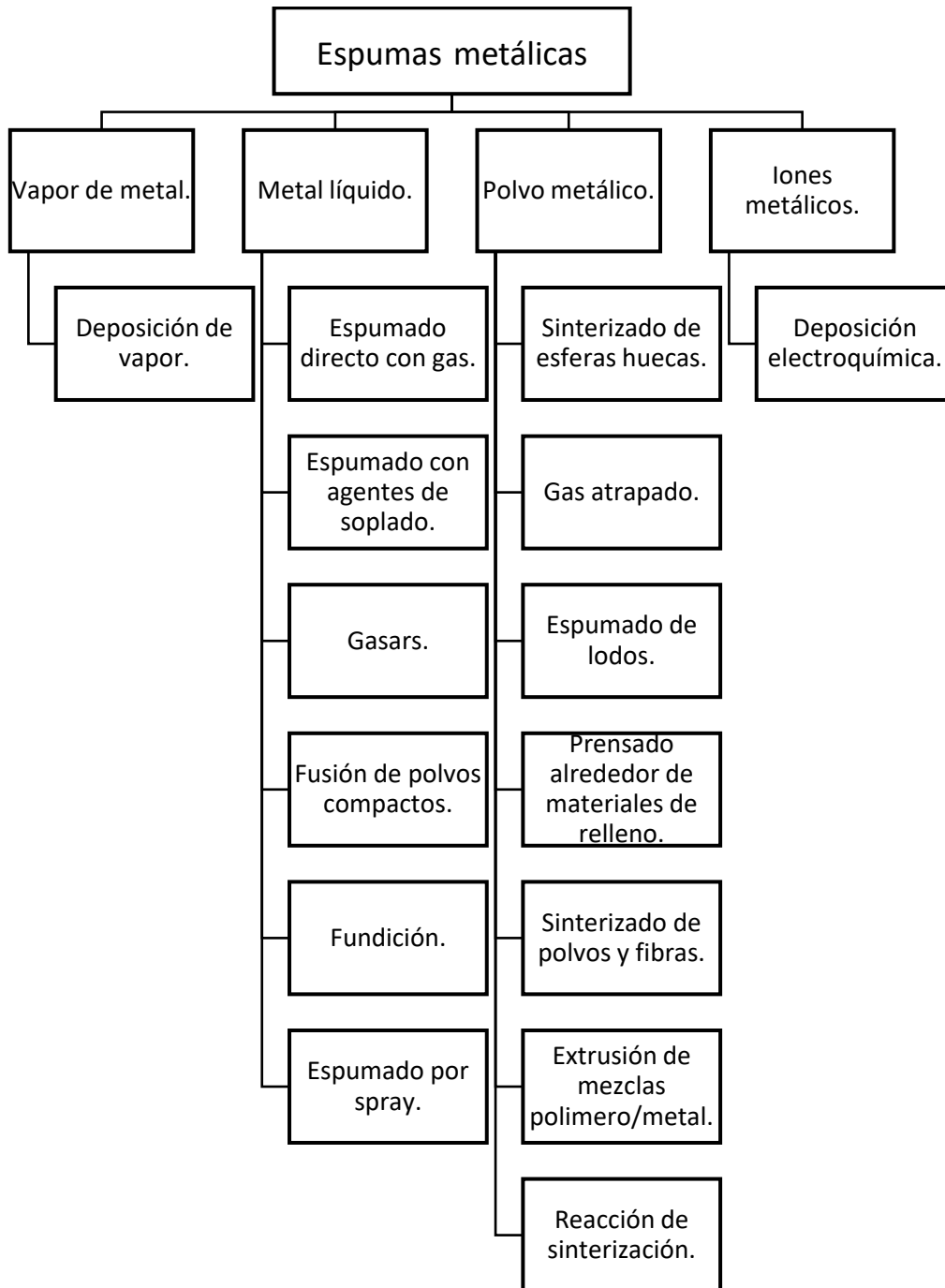


Figura 8 Métodos de producción de espumas metálicas [24]

Los métodos anteriormente mencionados no pueden controlarse completamente, solo pueden producir un solo tipo de celdas en la espuma, y pueden presentar algunos defectos como variación en el tamaño de poro y una distribución no uniforme de estos. También está reportada la presencia de partículas residuales en las paredes de la celda, lo cual provoca

una disminución en las propiedades mecánicas. Esto aunado al costo elevado de la fabricación y la dificultad del proceso reducen las posibilidades de aplicaciones de este tipo de materiales. Por tal motivo la mayor parte de las investigaciones son enfocadas en mejorar los procesos existentes o crear nuevos procesos con el objetivo de controlar estos parámetros estructurales, se logre una alta homogeneidad de poros, disminuir costos, para aumentar el campo de aplicaciones de estos materiales. Algunos de los métodos de fabricación más utilizados se describen a continuación.

1.5.1 Metalurgia de polvos

La técnica de metalurgia de polvos más utilizada para hacer espumas consiste en la descomposición de los hidruros metálicos para generar gas de hidrógeno. Una mezcla de aleación de metal en polvo e hidruro de metal en polvo se compacta y conforma, generalmente por el método de extrusión o laminado. A continuación, la sección formada se calienta a temperaturas superiores a la temperatura de descomposición del hidruro y cerca del punto de fusión de la aleación para así producir la espuma. Se pueden obtener piezas de formas específicas calentando el material precursor compactado en un molde hueco para que la espuma se expanda hasta la forma del molde. También es posible fabricar piezas de formas más complejas inyectando la espuma mientras todavía se está expandiendo en moldes apropiados. La aplicación más común de esta técnica es hacer espumas de aluminio con hidruro de titanio, aunque también se ha utilizado para hacer espumas de estaño, zinc, plomo y latón. Esta técnica es utilizada por el Instituto Fraunhofer en Bremen, Alemania y por Mepura en Ranshofen, Austria (nombre comercial Alulight)[1]. En la **Figura 9** se describe gráficamente el proceso con algunas variantes presentes en este método.

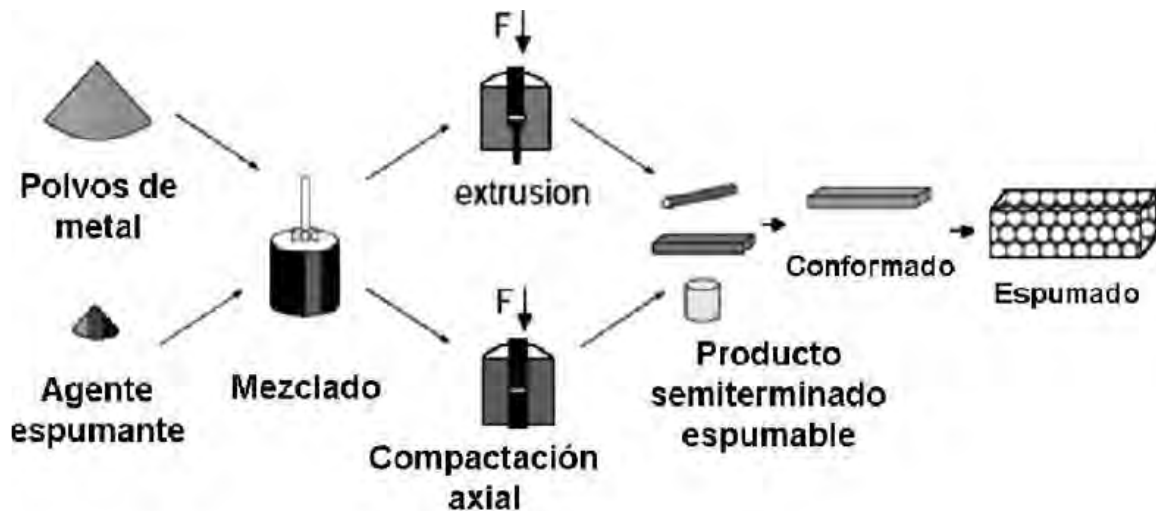


Figura 9 Proceso de metalurgia de polvos [21]

Mediante el uso de polvos metálicos también se ha logrado la fabricación de espumas de cobre utilizando algunos otros materiales como formadores de poro. En la investigación realizada por Maria Teresa Malachevsky [24] se hizo el desarrollo un método de fabricación de espumas de cobre por pulvimetalurgia, empleando perlas de urea como formadores de poros que son removidas por disolución en agua antes de sinterizar el compacto. Este método permite un control preciso de las características de las celdas (tamaño, forma y distribución), obteniéndose una porosidad de celdas interconectadas.

1.5.2 Método de infiltración

El proceso de infiltración consiste en llenar un molde con un material (espaciadores) preferentemente de bajo costo que formará los poros y ya sea sinterizarlos o dejarlos intactos, para así producir la preforma. En el proceso más simple, el metal fundido se vierte simplemente en la preforma para infiltrar por gravedad los canales. La estructura entera puede ser removida del molde o dejarse enfriar ahí mismo, y posteriormente se realizan procedimientos para eliminar o retirar los espaciadores. Al final, se obtiene una espuma con poro abierto cuyo tamaño y diseño es similar a la geometría de los espaciadores utilizados[12].

Otra variante de este método es el de la infiltración del metal líquido a presión por un gas inerte, donde la preforma se encuentra al vacío. El uso de presión durante el paso de

infiltración produce espumas con poros pequeños de hasta 50 μm . Este proceso ofrece la posibilidad adicional de usar espaciadores de diversos tamaños durante la producción de la preforma para producir espumas con diferentes tamaños de poro, en regiones diferentes o con una distribución controlada de tamaño de poro. La calidad de las espumas producidas es buena, y puede obtenerse un tamaño de poro pequeño. Las desventajas consisten en que el proceso es lento, difícil a escala industrial, e involucra muchos pasos[12]. El proceso usado consta básicamente de 5 pasos:

- 1) Moldeo de la preforma: Un espaciador soluble con una geometría específica y conocida es puesto dentro de un molde de forma definida.
- 2) Sinterizado de la preforma: El molde que contiene los espaciadores es puesto dentro del horno para sinterizarlos y así producir una preforma rígida soluble de partículas interconectadas.
- 3) Fundición del metal: Después de que la preforma ha sido enfriada, el metal se posa sobre la preforma y se introduce nuevamente al horno para fundir el metal.
- 4) Infiltración del metal: El metal líquido es infiltrado en la preforma rígida para llenar los espacios vacíos en ella.
- 5) Disolución de la preforma: Después de que el sistema preforma/metal ha sido retirado del horno para solidificar el metal, este se introduce en el solvente adecuado para disolver el espaciador y se obtiene una esponja metálica con poros interconectados[17]. De forma más ilustrativa el proceso se describe a continuación en la **Figura 10**.

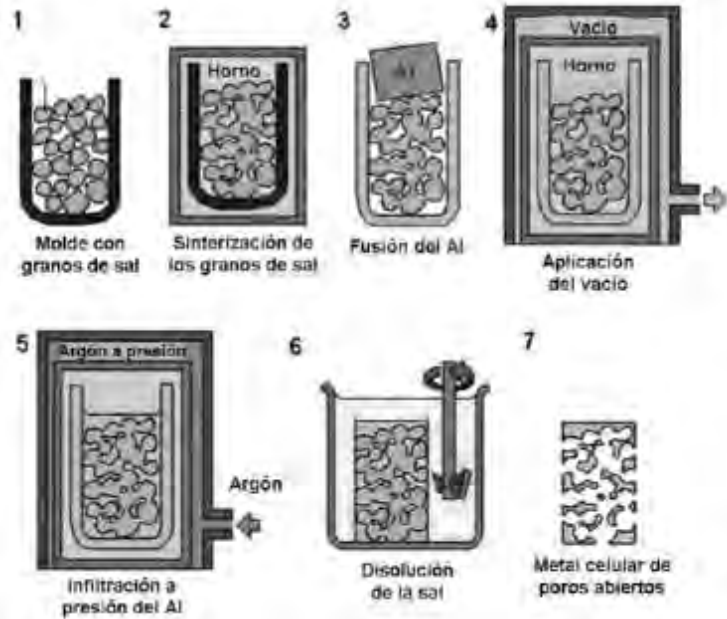


Figura 10 Proceso de infiltración con espaciadores de NaCl, versión avanzada del proceso. [17]

En este proceso existen parámetros que afectan la estructura final de la espuma producida, los cuales pueden ser asociados a los materiales (morfología, composición, etc.) y/o a las condiciones de infiltración (tiempo, temperatura y atmósfera). Estos parámetros deben ser controlados adecuadamente para obtener las espumas con las cualidades precisas que el proceso ofrece[1].

1.6 Fabricación por tratamientos térmicos

Este método consiste en la fabricación de espumas metálicas por medio de un sobretratamiento térmico en aleaciones con un contenido elevado de segundas fases. Su aplicación es reciente, y se logra mediante el tratamiento térmico de diferentes aleaciones, en las cuales ocurre la disolución de las fases para pasar a formar parte de la solución sólida sobresaturada, pero si se sobrepasa cierta temperatura las fases van fundiendo de manera localizada, originando la aparición de un alto grado de porosidades, obteniéndose espumas metálicas de elevadas propiedades mecánicas [7]. La **Figura 11** representa la aplicación del tratamiento térmico para la manufactura de espumas metálicas.

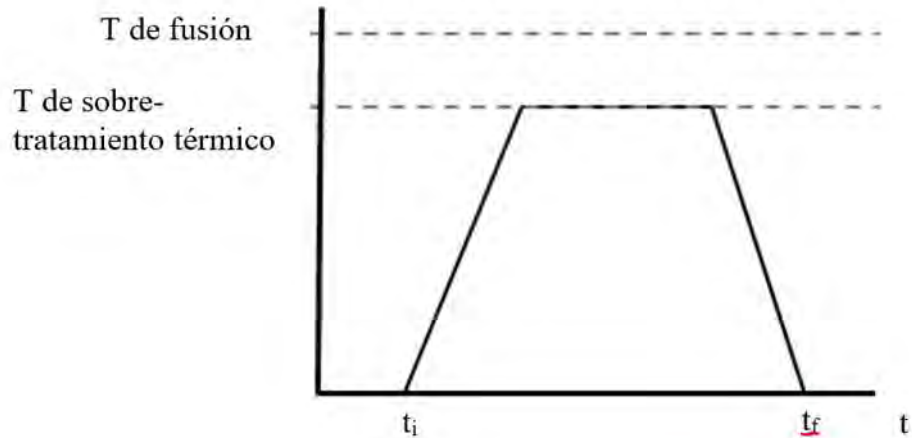


Figura 11 Representación de tratamiento térmico para la manufactura de espumas metálicas [7]

Como ventajas en este proceso de fabricación de espumas “in-situ” en estado sólido son:

- Proceso más sencillo rápido y eficiente.
- Se puede producir cualquier tipo de pieza o estructura que sea posible obtener por los procesos de fundición conocidos.
- Pueden obtenerse sistemas porosos con tamaño de poros, distribuciones y porcentajes diferentes modificando las temperaturas de fusión y los contenidos de los elementos de aleación.
- No se necesitan requerimientos especiales para realizarlo[9].

Se han reportado investigaciones en donde se utiliza este proceso para producir espumas metálicas con porosidad dual[27], donde se han obtenido poros mediante el uso de partículas espaciadoras de 2 mm aproximadamente y en las paredes formadas entre poros se obtuvo formación de microporosidad mediante sobretratamiento térmico donde los poros alcanzaron un tamaño de 80 a 90 μm .

1.7 Espumas de cobre

Las espumas metálicas pueden ser fabricadas a partir de varios metales, entre ellos el cobre. Debido a la alta conductividad térmica y eléctrica, resistencia a la corrosión, propiedades antibacterianas y sin toxicidad del cobre, los materiales porosos de cobre se pueden utilizar

para la disipación de calor, filtros en el área de la medicina, la industria química y metalúrgica, como sustratos en baterías de litio, etc. [29]

Estos materiales son fabricados principalmente mediante 3 rutas de procesamiento, siendo el método más utilizado y reportado en la bibliografía la metalurgia de polvos [24], mediante este método es necesario utilizar un formador de poro en este caso se utilizaron perlas de urea, las cuales fueron removidas por disolución en agua. Otro de los métodos utilizados es a partir de electrodeposición [30], en donde se utiliza como alma una espuma de polímero, después del proceso de deposición de las partículas de cobre la espuma se somete a un tratamiento térmico para remover el polímero, en la **Figura 12** podemos observar algunas fotografías de estas espumas obtenidas mediante el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB). El otro método mediante el cual se fabrican espumas de cobre es el método Gasars, siendo dos de las principales características de estas espumas que la porosidad se ordena predominantemente y que su estructura se forma durante la solidificación direccional como resultado de la llamada reacción eutéctica de gases. [5]

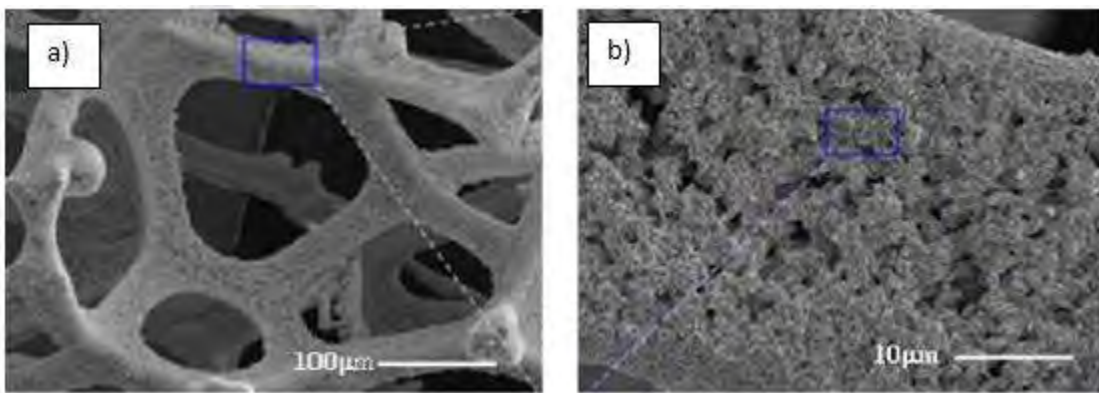


Figura 12 Imágenes MEB de espuma de cobre por electrodeposición a) 50x y b) 500x [5]

1.8 Aleación Cu-Sn

El cobre y sus aleaciones conforman uno de los mayores grupos de aleaciones comerciales disponibles actualmente en el mercado, junto a los aceros y las aleaciones de aluminio.[21]

El bronce es una aleación de cobre con estaño, el estaño puede estar presente en una cantidad del 3% al 20%. Por sí solo el cobre es un material frágil, pero al mezclarse con

estaño este le añade propiedades mecánicas como dureza y poca dilatación con el calor.[19]
El bronce fue la primera aleación importante de la historia del hombre, fue tan relevante que durante la época donde tuvo mayor auge se le llamo edad de bronce.

El bronce ofrece mayor resistencia a la corrosión, dureza y maquinabilidad que el cobre, tiene una importante resistencia al desgaste y a la acción de ácidos no oxidantes. Por lo cual es ampliamente utilizado a nivel industrial en el sector naval, el ferroviario, el de la automoción, el mecanizado, el eólico, en la minería y como elementos decorativos de todo tipo[21]. Algunas de sus propiedades generales son:

- La fuerza del bronce y su flexibilidad le dan buena resonancia. Las ondas que viajan a través del bronce no son absorbidas, a comparación con el plástico o la madera.
- Su estructura cristalina vuelve su superficie más resbaladiza. Esto a su vez lo hace altamente resistente al desgaste.
- El empaquetamiento compacto del bronce le da una densidad ligeramente más alta que la del hierro.
- El cobre en el bronce lo hace antiséptico, esto elimina las bacterias en el agua.
- El metal es resistente a la corrosión, esto debido a la pátina que se forma en la superficie del bronce. La pátina es esa mascara verdosa que se le forma al bronce.

El cobre tiene una estructura FCC, mientras que el estaño tiene una estructura tetragonal simple, al mezclarse las dos sustancias las partículas de estaño se difunden en el cobre formando el bronce. Por lo cual las partículas de estaño se pueden colocar de dos distintas formas:

- Sustituyendo a los átomos de cobre en la red FCC (sustitucional).
- Se combinan con el cobre y forman regiones localizadas (fases) donde la estructura cristalina es de una forma que difiere de la de cristal de cobre FCC.[19]

Esta aleación exhibe alotropía:

- $>13.2^{\circ}\text{C}$ presenta una estructura tetragonal.
- $>161^{\circ}\text{C}$ posee una estructura ortorrómbica.

Como se puede observar en la **Figura 13** el sistema se caracteriza por una serie de reacciones peritéticas y la formación de una serie de fases intermetálicas ordenadas [29].

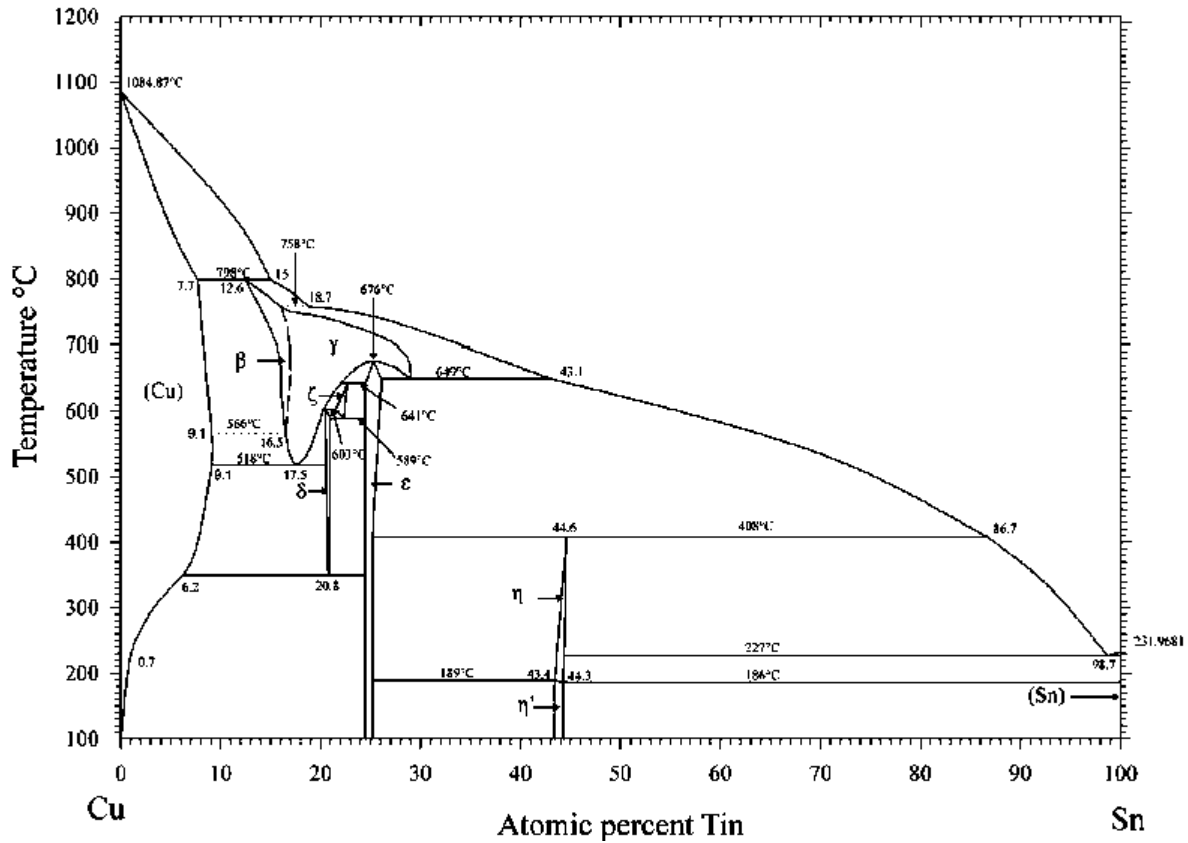


Figura 13 Diagrama de fases Cu-Sn [29]

En la **tabla 4** se pueden observar algunas de las reacciones invariantes presentes en el diagrama de fases.

Tabla 4 Reacciones invariantes obtenidas del diagrama de fases Cu-Sn

Reacción invariante	Temperatura °C
$(\text{Cu}) + \text{L} \rightarrow \beta$	798
$\beta + \text{L} \rightarrow \gamma$	758
$\epsilon \rightarrow \gamma$	
$\gamma + \epsilon \rightarrow \xi$	641
$\gamma \rightarrow \epsilon + \text{L}$	649
$\gamma + \xi \rightarrow \delta$	603
$\beta \rightarrow (\text{Cu}) + \gamma$	566
$\xi \rightarrow \delta + \epsilon$	589
$\gamma \rightarrow (\text{Cu}) + \delta$	518
$\delta \rightarrow (\text{Cu}) + \epsilon$	408

1.9 Posibilidades de fabricación de espumas Cu-Sn por tratamiento térmico

Se han reportado nuevos métodos de fabricación de espumas metálicas mediante el uso de tratamientos térmicos con temperaturas mayores a las utilizadas en el tratamiento de solubilización. [7] Como ventaja de este método se disminuye el valor de la fragilidad de las espumas ya que no se requiere el uso de un agente espumante asimismo como el de reducir el costo de fabricación, ya que únicamente se requiere realizar tratamientos térmicos a las aleaciones. Para realizar este método de fabricación de espumas metálicas es necesario conocer las temperaturas a las cuales comienza la precipitación lo cual podemos observar en la **Tabla 4**, en donde podemos determinar que la temperatura a partir de las cuales se puede realizar un tratamiento termico es a partir de los 400°C hasta un valor de 790°C, esto para evitar la fusión completa de fases.

Para utilizar este método como primer paso se requiere conocer las temperaturas de fusión o transformación de segundas fases, como se mencionó anteriormente, por lo que es necesario realizar un estudio calorimétrico de la aleación, el estudio realizado fue el Análisis térmico diferencial (DTA), es una técnica con la que se mide la diferencia de temperatura entre una sustancia y un material de referencia en función de la temperatura cuando la sustancia y el material de referencia se someten a un ciclo de temperatura controlado[27]. En la **Figura 14** [31] se puede observar el estudio realizado para las aleaciones Cu-Sn, para así establecer las temperaturas a las cuales se realizará el tratamiento térmico y lograr la fusión de una o varias segundas fases obteniendo espumas con un alto grado de porosidad. En esta figura se aprecian curvas del DTA, las cuales representan fenómenos que se producen a una temperatura determinada, como pueden ser los de fusión y solidificación, fenómenos de descomposición térmica, oxidación, etc. Estas curvas presentan picos, si estos tienen dirección hacia arriba se trata de un proceso exotérmico, y los picos hacia abajo cuando el proceso sea endotérmico.[27] Las mayoría de las curvas del DTA de la **Figura 14** presentan dos picos endotérmicos principales, uno a 520°C aproximadamente que según el diagrama de fases de la **Figura 13** corresponde al

cambio de fase δ a fase γ , y el segundo pico a los 800°C la cual corresponde a la última transformación observada en el diagrama y al inicio de fusión de la aleación.

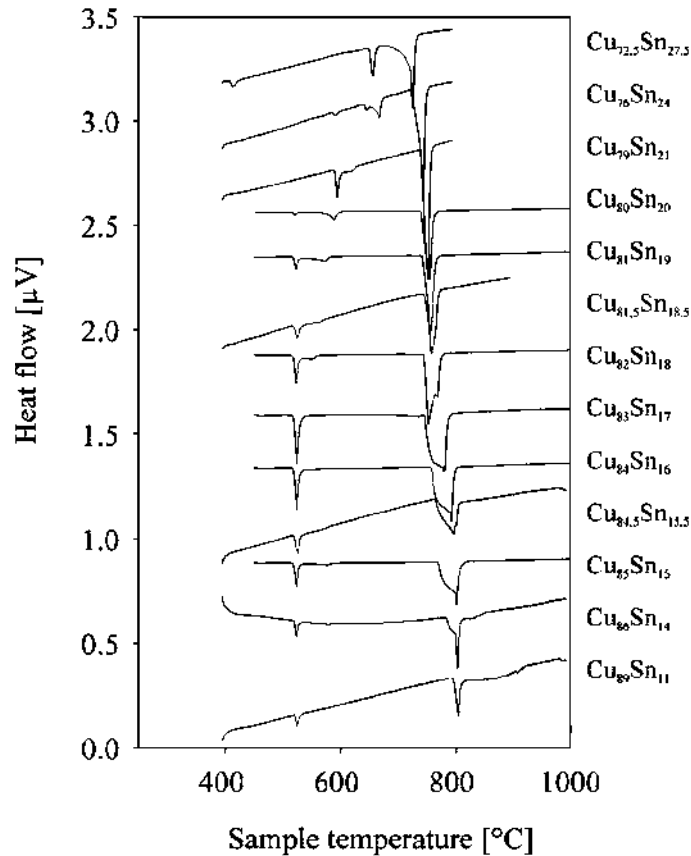


Figura 14 Curvas DTA que muestran los puntos de fusión de las fases para las aleaciones Cu-Sn [29]

El uso del método anteriormente mencionado en para producir espumas de cobre in-situ se ha reportado como la base para la obtención de espumas con porosidades duales o fractales, para lo cual se obtienen poros de mayor tamaño a los obtenidos mediante el proceso de sobre tratamiento térmico. Este tipo de porosidad es conocida de varias formas, ya sea dual, fractal o jerárquica, y las espumas así fabricadas pueden propiciar un mayor número de aplicaciones para estas aleaciones.

1.10 Fractalidad

El comportamiento de la porosidad de una espuma metálica es bastante diverso, debido a que el tamaño de poro en la mayoría de los casos no es homogéneo, así como su distribución es aleatoria, por lo tanto, es importante analizarlos desde el punto de vista

fractal. Se ha reportado que muchas espumas presentan características fractales debido a sus diferentes tipos de porosidad. Un objeto fractal es aquél cuya forma no es concebible en términos de dimensiones cero, uno, dos o tres, sino en posibilidades intermedias dentro de esos valores. Esta constitución se mantiene en los niveles en que se observa este objeto, propiedad que se conoce como simetría dentro de una escala, término cuyo uso no responde a la idea común de dividir un objeto en partes iguales, sino al mantenimiento de la estructura del conjunto en las observaciones hechas a distintas escalas[32]. Los fractales están presentes en todas partes, la naturaleza misma muestra varios ejemplos como las ramas de los árboles, las hojas de las plantas, los relieves de las montañas, los rayos e incluso en los sistemas de organismos vivos como los vasos capilares, tubos intestinales, redes neuronales, etc.[33].

La fractalidad se divide en lineal o no lineal, los fractales lineales son similares, si vemos una parte específica muy pequeña de una forma fractal la veremos igual o similar a la forma fractal original, solamente que en menor dimensión. Los fractales no lineales representan una estructura similar pero no exactamente igual a su original[34]. En un caso donde la fractalidad podría ser relacionada con la porosidad de las espumas metálicas, tomamos como ejemplo la alfombra de Sierpinski, el cual es un polígono fractal inventado por el matemático polaco Waclaw Sierpinski en 1915. Este se obtiene a partir de un cuadrado inicialmente sólido, éste se divide en 9 cuadrados congruentes interiores y se elimina el central, así se repite sucesivamente en cada uno de los 8 cuadrados que restan y se obtiene una alfombra como la que se puede apreciar en la **Figura 15**, en donde el proceso puede repetirse de manera consecutiva.

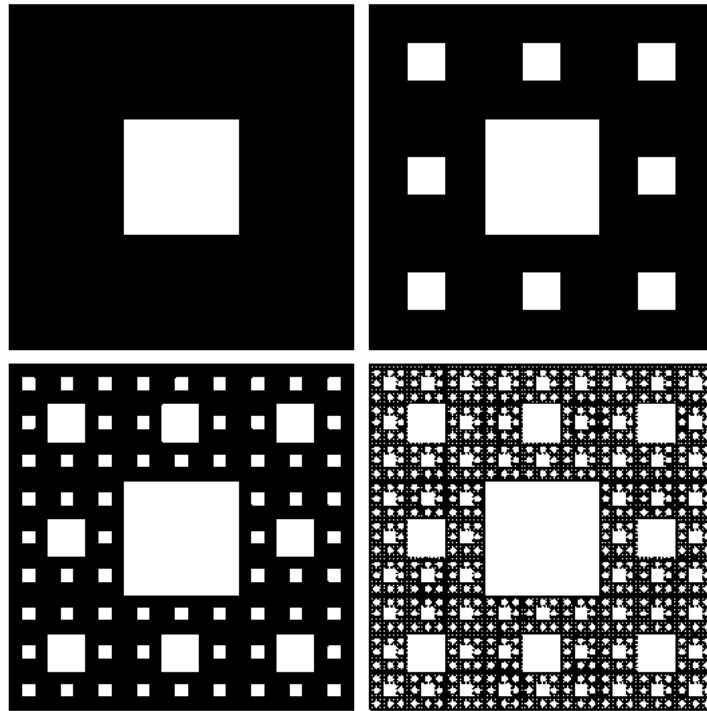


Figura 15 La alfombra de Sierpinski. [31]

1.10.1 Dimensión fractal

La dimensión fractal es una medida capaz de captar la esencia de un patrón repetitivo, parecido a la manera en que la naturaleza se manifiesta en la realidad, tanto a nivel de formas (ríos, montañas, árboles, plantas, vasos sanguíneos, nubes, etc.), como de patrones de todo tipo que seamos capaz de extrapolar a esta matemática. Se puede asignar una dimensión fractal a una trayectoria (1 D), en el plano (2 D) o incluso en el espacio (3 D). En la **Tabla 5** podemos encontrar valores numéricos para cada una de las dimensiones de elementos de simetría básicos[34].

Tabla 5 Dimensiones topológicas para elementos de simetría básicos. [34]

Conjunto vacío		dimensión topológica $D = -1$
Punto		dimensión topológica $D = 0$
Segmento		dimensión topológica $D = 1$ (1D)
Cuadrado		dimensión topológica $D = 2$ (2D)
Cubo		dimensión topológica $D = 3$ (3D)

Las formas fractales geométricas no tienen valores de dimensión fractal D enteros, es decir podemos encontrar formas fractales con valores decimales. Hausdorff define la dimensión fractal como: “Una propiedad de un objeto que nos indica su capacidad para rellenar el espacio que lo contiene, y puede tomar valores continuos en el espacio de los números reales, entre 0 y 3”. Además de introducir la definición matemática del concepto como la ecuación: [34].

$$D = \frac{\log N}{\log\left(\frac{l}{p}\right)} \quad (\text{Ec. 6})$$

Donde D es la dimensión fractal, N es la cantidad de unidades que forman el objeto, l es la longitud del objeto y p es la longitud de las unidades que forman el objeto. A partir de esta ecuación es posible observar por qué la dimensión fractal puede tomar valores decimales.

1.10.2 Cálculo de dimensión fractal por el método de conteo de cajas (box counting)

El algoritmo conocido como Box Counting es el más extendido en todas las ramas del conocimiento para el cálculo de la dimensión fractal debido a su sencilla implementación y la velocidad a la que realizan los cálculos. Es un algoritmo iterativo el cual realiza los siguientes pasos:

- 1.- Calcula el rectángulo que recubre toda la figura.
- 2.- Realiza una división del rectángulo en cajas del mismo tamaño t .
- 3.- Se realiza un conteo de las celdas que tienen parte de la figura.
- 4.- Se almacena un punto (x,y) en el que la x corresponde al tamaño de las cajas en esta iteración y la y al número de cajas que contienen parte de la curva.
- 5.- Se realiza un decremento sobre el tamaño de las cajas y se vuelve al punto 2 tantas veces como iteraciones se quieran realizar.

6.- Una vez completadas todas las iteraciones y teniendo el resultado de cada iteración, se calculan los puntos $(\text{Log}(x), \text{Log}(y))$ para cada punto obtenido en cada iteración.

7.- Se calcula la recta de regresión mediante el método de mínimos cuadrados $(\text{Log}(x), \text{Log}(y))$.

8.- La pendiente de la recta obtenida es una estimación de la dimensión fractal del objeto con signo negativo. Si se realiza la recta de regresión sobre el conjunto de puntos $(\text{Log}(1/x), \text{Log}(y))$ o $(\text{Log}(x), \text{Log}(1/y))$ se obtendrá la pendiente con signo positivo por lo que tendremos directamente la dimensión fractal[35].

En la **Figura 16 a**, se muestra un ejemplo del uso del método de box counting para medición de dimensión fractal realizado sobre la curva de Koch, y la **Figura 16 b** una representación de un ajuste lineal para un gráfico de iteraciones para este método. Donde cada punto representa un conteo con una malla de diferente tamaño.

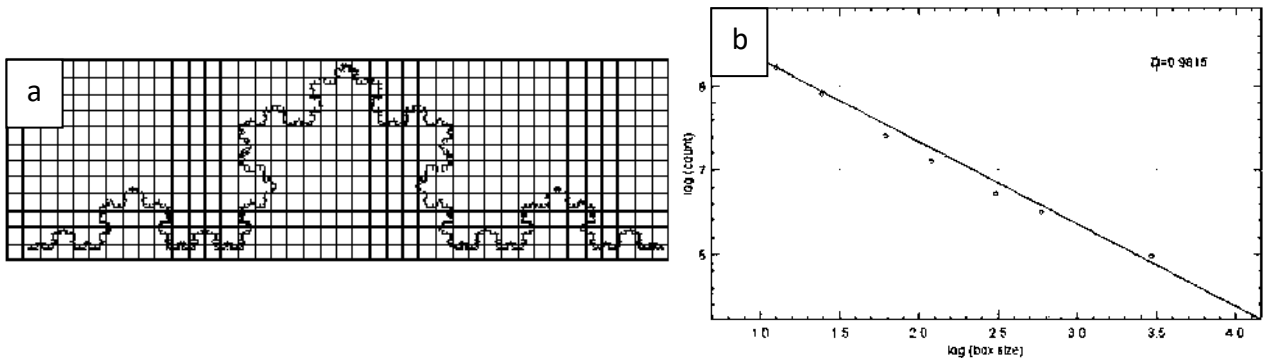


Figura 16 Uso de método de box counting a) mallado de una curva de Koch [35], b) gráfico de iteraciones para el método de box counting

En la práctica este procedimiento se realiza mediante un software de análisis de imágenes y el tamaño de las cajas o cuadros se reduce hasta que se alcanza el tamaño del pixel.

1.10.3 Uso de mecánica fractal para espumas metálicas

Para el caso de las espumas metálicas es relevante analizar la que relación que posee la fractalidad con el grado de porosidad de la espuma, esto debido a que la variación entre el tamaño de poro y la distribución de los mismos tiene efectos sobre las propiedades mecánicas de la espuma resultante. Pérez et al. [36] realizaron un estudio tratando la

distribución de la porosidad como fractal en espumas de titanio fabricadas por el método de espaciadores, con el objetivo de comparar modelos realizados con el método de elementos finitos con espumas reales. En la **Figura 17** se puede observar la comparación entre espumas metálicas con un distinto grado de porosidad siendo la espuma de la fotografía *a* la que obtiene el menor grado de porosidad y la espuma *c* la que tiene un mayor porcentaje de porosidad. Dando como resultado valores de dimensión fractal (D_f) más altos a las espumas con mayor cantidad de poros y una mayor porosidad.

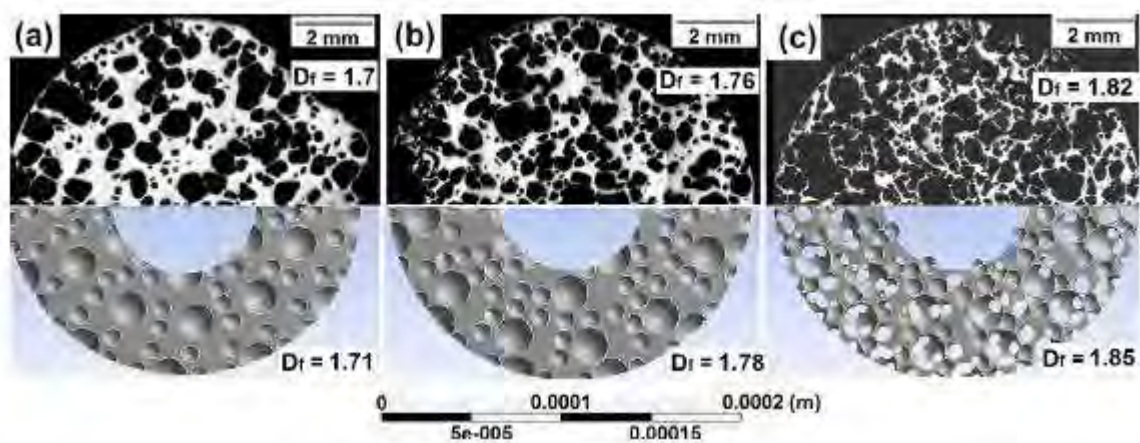


Figura 17 Uso de fractales para estudiar materiales porosos.[36]

1.11 Caracterización de discontinuidades en materiales

El análisis microestructural es una herramienta de gran utilidad en metalografía, ya que revela información detallada sobre las propiedades estructurales de un metal y sus características. Para llevar a cabo la caracterización de un material se emplean las siguientes técnicas.

1.11.1 Microscopio óptico

El microscopio óptico es un instrumento que permite observar objetos en dos dimensiones a aumentos desde aproximadamente 25x hasta 2000x. Esta técnica se caracteriza porque la imagen observada se produce por la reflexión de los haces luminosos sobre la probeta metalográfica. El microscopio es un instrumento muy útil para el metalurgista. Por eso es

importante saber sacar un rendimiento óptimo de sus posibilidades. Básicamente está constituido por un dispositivo de iluminación, un vidrio plano o prisma de reflexión, el ocular y el objetivo. El aumento de la imagen observada viene dado por el producto de los aumentos del objetivo por los del ocular. Como una muestra metalográfica es opaca a la luz, la misma debe ser iluminada por luz reflejada. Un haz de luz horizontal de alguna fuente de luz es reflejado, por medio de un reflector de vidrio plano, hacia abajo a través del objetivo del microscopio sobre la superficie de la muestra. Un poco de esta luz incidente reflejada desde la superficie de la muestra se amplificará al pasar a través del sistema inferior de lentes, el objetivo, y continuará hacia arriba a través del reflector de vidrio plano; luego, una vez más lo amplificará el sistema superior de lentes, el ocular.

1.11.2 Microscopio electrónico de barrido

El microscopio electrónico de barrido (MEB o SEM por sus siglas en inglés Scanning electron microscope), es usado principalmente para determinar la forma, tamaño, distribución y topografía de las partículas estudiadas. En el MEB, los electrones interactúan con la muestra lo que resulta en la emisión de electrones o fotones desde la superficie. Una fracción de los electrones emitidos es colectada por medio de detectores para formar una imagen de la superficie [37].

Este equipo puede obtener imágenes generadas por electrones retrodispersados o bien por electrones secundarios, de acuerdo a las características de las muestras y su facilidad experimental de ser observadas. Por tal motivo se hace una breve descripción de ambos métodos de generación de imágenes MEB.

Detector de electrones secundarios: es el que ofrece la típica imagen en blanco y negro de la topografía de la superficie examinada. Es la señal más adecuada para la observación de la muestra por ser la de mayor resolución.

Detector de electrones retrodispersados: también ofrece una imagen de superficie, aunque de menor resolución. Su ventaja consiste en que es sensible a las variaciones en el número atómico de los elementos presentes en la superficie. Si tenemos una superficie totalmente

lisa observaremos distintos tonos de gris en función de que existan varias fases con distintos elementos.

De igual forma se utiliza la siguiente técnica de caracterización utilizando el MEB:

Detector de rayos X (EDS): es el que recibe los rayos X procedentes de cada uno de los puntos de la superficie sobre los que pasa el haz de electrones. Como la energía de cada rayo X es característica de cada elemento, podemos obtener información analítica cualitativa y cuantitativa de áreas del tamaño que deseamos de la superficie. Por ello se conoce esta técnica como Microanálisis por EDS[38].

1.11.3 Difracción de Rayos X

Los rayos X son un tipo de radiación electromagnética de elevada energía y longitudes de onda del orden de los espacios interatómicos en los sólidos. Cuando el haz de rayos X (radiación electromagnética) incide en un material sólido genera que los electrones emitan radiación X con la misma longitud de onda. Los rayos X generados interfieren de manera constructiva o destructiva, y esto dependerá del espaciamiento interplanar y del ángulo con que incide el haz. La difracción tiene lugar cuando esta interferencia de los rayos X generados dentro del material es constructiva. La ley de Bragg relaciona justamente la longitud de onda de la radiación con el ángulo de incidencia y con la distancia interplanar durante los eventos de difracción [39].

Los difractómetros usan este principio enviando un haz de rayos X, desde el ánodo de Cu (por ejemplo), hasta la muestra que idealmente debe estar pulverizada. Se busca que la muestra sea polvo para que, al incidir el haz sobre ella, exista una mayor representatividad en los planos que difractarán. Con los difractogramas obtenidos pueden identificarse fases cristalinas, calcularse el tamaño de grano, los parámetros de red, etcétera.[39]

1.11.4 Determinación de porcentaje de fases

La regla de la palanca es el método empleado para conocer el porcentaje en peso de las fases "sólida y líquida" también "sólida y sólida", presentes en una aleación de una cierta

concentración cuando se encuentra a una determinada temperatura. Se puede utilizar la regla de la palanca en cualquier región bifásica de un diagrama de fases binario.

Para calcular las cantidades de líquido y de sólido, se construye una palanca sobre la isoterma con su punto de apoyo en la composición original de la aleación (punto dado). El brazo de la palanca, opuesto a la composición de la fase cuya cantidad se calcula se divide por la longitud total de la palanca, para obtener la cantidad de dicha fase[40].

En general la regla de la palanca se puede escribir mediante la Ec. 7:

$$\text{Porcentaje de fase} = \frac{\text{brazo opuesto de la palanca}}{\text{longitud total de la isoterma}} \times 100 \quad (\text{Ec. 7 [40]})$$

En regiones de una fase no se usa el cálculo de la regla de la palanca puesto que la respuesta es obvia (existe un 100% de dicha fase presente).

1.11.5 Diámetro equivalente y factor de forma

Debido a que los poros en las espumas metálicas no son de una geometría regular, con el objetivo de que el análisis de estos sea de una forma más fácil de expresar se obtienen dos equivalencias que son el diámetro equivalente y el factor de forma de los poros.

El diámetro equivalente (D_e) es el diámetro de un círculo con área equivalente a la del poro a estudiar, y queda definida por la ecuación [36]:

$$D_e = \sqrt{\frac{A_p \times 4}{\pi}} \quad (\text{Ec. 8})$$

Donde A_p es el área de la partícula o poro a estudiar.

El grado de esferoidización puede expresarse mediante el factor de forma (F). Que es definida en la ecuación [36]:

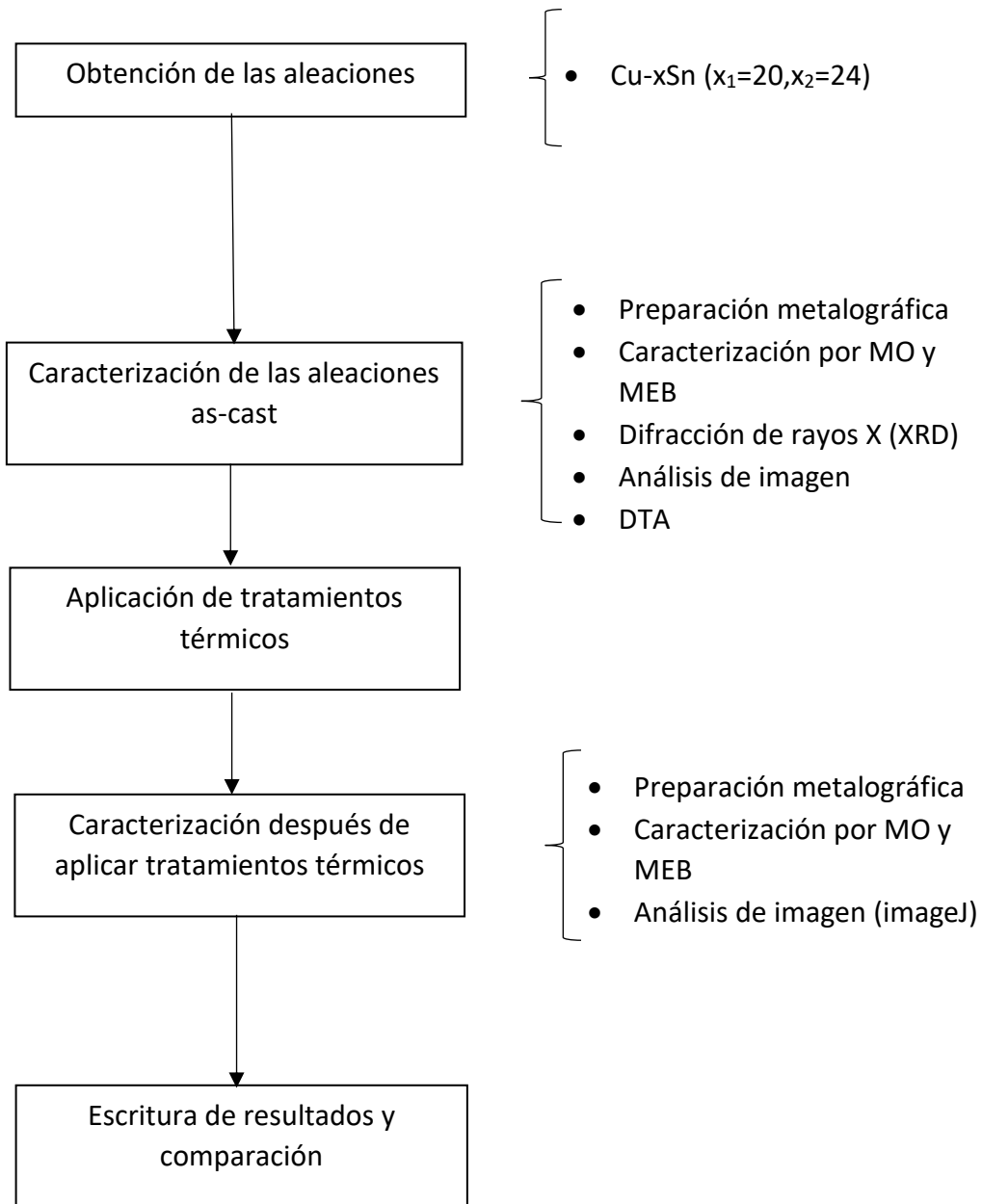
$$F = \frac{4 \times \pi \times A_p}{P_p^2} \quad (\text{Ec. 9})$$

Donde P_p es el perímetro de la partícula. Un círculo perfecto tendrá un factor de forma de 1, mientras que el factor de forma de una línea se acercará a cero.

Capítulo 2

Metodología experimental

La metodología que se llevara a cabo para el trabajo de investigación se muestra a continuación:



2.1 Fabricación de las aleaciones

Como primera parte dentro de la parte experimental del proyecto se llevó a cabo la elaboración de las aleaciones de cobre utilizadas para la fabricación de las espumas metálicas. Los materiales utilizados fueron: cobre electrolítico en placa con un 99.9% de pureza y estaño electrolítico en lingote con un 99.9% de pureza, adquiridos por la comercializadora Metales El Águila. La fabricación de las aleaciones se llevó a cabo en un horno de inducción Leybold-Heraeus tipo IS1/EM, en un crisol de grafito. Se utilizó una temperatura de fusión de 1100°C, posteriormente se vació en un molde convencional sin precalentamiento, mencionando que todo el proceso desde la fundición y colada del metal líquido se realizó en una atmósfera controlada de argón y se obtuvieron lingotes cilíndricos de 6 cm de diámetro y 7 cm de alto aproximadamente. Se fabricaron 2 aleaciones diferentes modificando el contenido de estaño, lo cual se muestra en la **Tabla 6**. La finalidad de variar el contenido de estaño en la aleación fue el de generar distintas microestructuras, ya que al realizar un estudio en el diagrama de fases de la aleación observamos que con el aumento de la temperatura se lograrían atravesar por distintas fases, esperando que al ocurrir los cambios de transformación de fases ocurra la generación de porosidad. En la **Tabla 7** se muestran las fases por las que atraviesa cada aleación con el aumento de temperatura.

Tabla 6 Composición de las aleaciones.

Aleación	Cu (%)	Sn (%)
Cu20Sn	80	20
Cu24Sn	76	24

Tabla 7 Fases presentes de acuerdo a la composición de las aleaciones.

Aleación	Cu20Sn	Cu24Sn
Fases presentes	$\alpha+\epsilon$	$\alpha+\epsilon$
	$\alpha+\delta$	$\alpha+\delta$
	$\alpha+\gamma$	$\alpha+\gamma$
	$\alpha+\beta$	β
	$\alpha+L$	$\alpha+L$

2.2 Caracterización de las aleaciones

Dentro de esta etapa, se realizó la caracterización mediante técnicas de microscopio óptico (MO) y microscopio electrónico de barrido (MEB) de las probetas obtenidas de la aleación en estado *as-cast*. Para la preparación de las muestras se incluye desbaste con lija de carburo de silicio, en sus diferentes granulometrías, de 80 a 2000 y posteriormente un proceso de pulido con pasta de diamante de 1 μm hasta 0.05 μm .

2.2.1 Microscopía óptica

Este tipo de microscopio es importante ya que nos permite realizar una observación preliminar a grandes rasgos antes de pasar a un análisis a escalas menores. En este trabajo se utilizó un microscopio metalográfico marca Labomed modelo Med 400.

2.2.2 Microscopio electrónico de barrido

Después de una caracterización preliminar en el microscopio óptico es útil llevar a cabo la toma de imágenes en MEB para determinar las fases presentes en las aleaciones y su morfología para realizar una caracterización completa de las aleaciones fabricadas. En el laboratorio de la Escuela Nacional de Estudios Superiores Unidad Morelia (ENES) de la UNAM se cuenta con un microscopio marca JEOL JSM IT300LV, utilizando este para la caracterización requerida de las espumas y de las aleaciones en estado *as-cast* habiendo previamente preparado de manera adecuada las muestras mediante desbaste y pulido. Este equipo cuenta con capacidad para observar muestras con electrones secundarios, electrones retrodispersados, LV-SEC Detector de electrones secundarios en el modo de bajo vacío y patina de enfriamiento de -30 a 50°C, además de 2 detectores EDS, OXFORD INSTRUMENTS X-MAX^N para realizar rayos X.

2.2.3 Análisis de rayos X

Se utilizó un difractómetro marca BRUKER modelo D8 ADVANCE; los parámetros utilizados fueron, radiación $K\alpha_{Cu}$ de 1.54 Å, un ángulo de 20 a 80° y paso de 0.2.

2.2.4 Análisis de imagen

Se realizó el análisis de imagen a las micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) y microscopio óptico por medio del programa ImageJ [41] que se muestra en la **Figura 18**, con la finalidad de observar el porcentaje de cada una de las fases presentes en las aleaciones Cu-Sn mencionadas anteriormente, obtener una media del tamaño de poro, porcentaje de poro aproximado, dimensión fractal de la porosidad y dimensión fractal de las fases. Para el análisis de imagen se seleccionaron varias micrografías a los mismos aumentos, de cada una de las muestras, se ajustaron de acuerdo con los parámetros necesarios para el análisis; estos son: imágenes de 8 bits, ajustar el contraste de color y seleccionar el área que se requiere analizar.

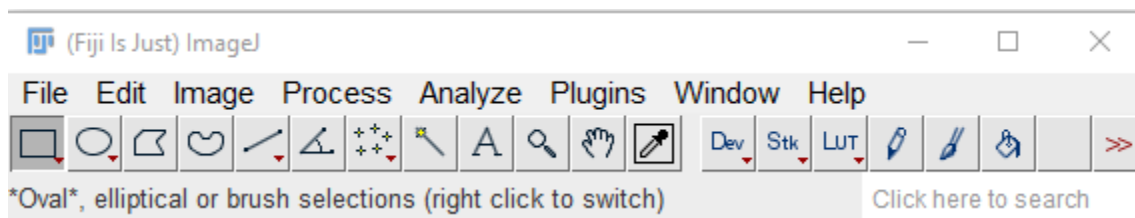


Figura 18 Barra de tareas del programa ImageJ [41]

2.2.5 Análisis térmico

El estudio del análisis térmico de las aleaciones se realizó en un equipo SDT Q600 DSC-TGA Standard de la compañía T.A Instruments. En ambas aleaciones las mediciones de temperatura se llevaron hasta los 850°C mediante 2 rampas de calentamiento, el primer paso se llevó a cabo con un avance de 20°C/min hasta 415°C y la segunda de 10°C/min hasta los 850°C, utilizando como medio de enfriamiento aire con un flujo de 100 mL/min. Para realizar este tipo de estudio se requirió manejar muestras muy pequeñas de

aproximadamente 2 mg para lo cual se cortó una lámina delgada de la aleación y posteriormente se fraccionó en un cuadrado aproximado de 2mm por lado. El objetivo de este tipo de estudio es determinar los picos endotérmicos a los cuales ocurre la fusión localizada de las fases.

Posteriormente al análisis mediante el equipo se procedió al análisis de datos por medio del software T.A. Instruments Universal Analysis 2000 [42] **Figura 19**, a través de este software se graficaron los valores obtenidos para su posterior estudio.



Figura 19 Barra de tareas del programa T.A. Instruments Universal Analysis 2000

2.3 Tratamientos térmicos

Con el objetivo de generar porosidad en las aleaciones y provocar la formación de poros a través de fusión de segundas fases se llevaron a cabo varios tratamientos térmicos, los cuales consistieron en colocar muestras de las diferentes aleaciones dentro de una mufla, donde se elevó la temperatura por encima del punto de fusión de algunas fases presentes en las aleaciones, de acuerdo a los resultados que se obtuvieron mediante análisis térmico, y acordes con el diagrama de fase Cu-Sn. En la presente investigación se utilizaron diferentes temperaturas a distintos tiempos de permanencia en el horno para dar tiempo a que los cambios de fase se lleven a cabo, además se utilizaran dos tipos de enfriamiento con temple y sin temple, esto con el objetivo de comparar la porosidad obtenida al congelar la microestructura con la porosidad obtenida cuando tiene un enfriamiento lento, todo esto con el fin de obtener los mejores parámetros de sobre tratamiento térmico y seleccionar el que mejor resultados provocará. Estos tiempos y temperaturas se comentarán una vez que se presenten los resultados de análisis térmicos en la sección de resultados.

2.4 Caracterización de las espumas obtenidas

Las espumas metálicas obtenidas por sobre tratamiento térmico se caracterizan por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, previo a esto se les realizara una preparación metalográfica similar a la realizada a las aleaciones as cast. Con el uso del software ImageJ se llevó a cabo el análisis de imagen a las micrografías obtenidas en donde se determinó el porcentaje de poros logrados, su tamaño y forma, la dimensión fractal de la porosidad, así como también el porcentaje de fase y su dimensión fractal.

Capítulo 3

Análisis y discusión de resultados

El proceso de fundición de los metales utilizados para las aleaciones anteriormente mencionadas se muestra en la **Figura 20** en donde se puede observar que el estaño es el primer material en ser fundido debido a que tiene una temperatura de fusión menos que la del cobre, asimismo se observa como la mezcla comienza a homogeneizarse.



Figura 20 Proceso de fundición de las aleaciones Cu-xSn (20,24)

Posterior al proceso de fundición se realizó la colada del metal fundido dentro del horno en un molde cilíndrico, en la **Figura 21** se observa el lingote obtenido después de realizar el proceso de colada.



Figura 21 Lingote de aleación Cu-20Sn

3.1 Caracterización de las aleaciones as-cast

3.1.1 Caracterización microscópica

Para la muestra Cu-20Sn se pudo observar en las imágenes de microscopio óptico (**Figura 22**) las fases ϵ ($\text{Cu}_3.68\text{Sn}_{0.32}$) fase clara y δ ($\text{Cu}_{40.5}\text{Sn}_{11}$) fase oscura presentes en la aleación. Estas fases se corresponden a una solución sólida de estaño en cobre. La morfología de las fases presenta dendritas en algunas zonas de las muestras, los cambios en la microestructura entre las **figuras 22a y 22b** se deben a las características de solidificación que sufrió el material.

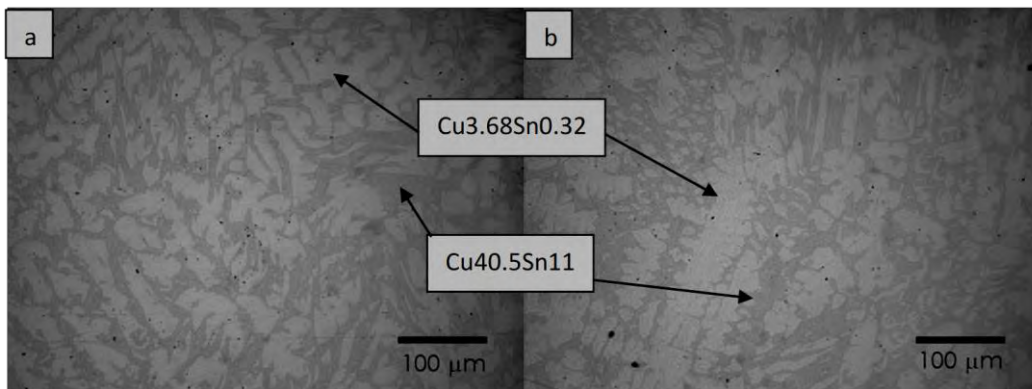


Figura 22 Micrografías de microscopio óptico de la aleación Cu-20Sn

De igual forma para la muestra Cu-24Sn se pudo observar en las micrografías ópticas (**Figura 23**) las fases ϵ ($\text{Cu}_3.68\text{Sn}_0$) fase clara y δ ($\text{Cu}_{40.5}\text{Sn}_{11}$) fase oscura presentes en la aleación. Esta aleación presenta microestructuras más agudas que la aleación anterior y de igual forma los cambios en la forma de las fases presentes entre las **Figura 23a y 23b** es debida a el enfriamiento que sufrió el lingote, ya que fue no fue uniforme.

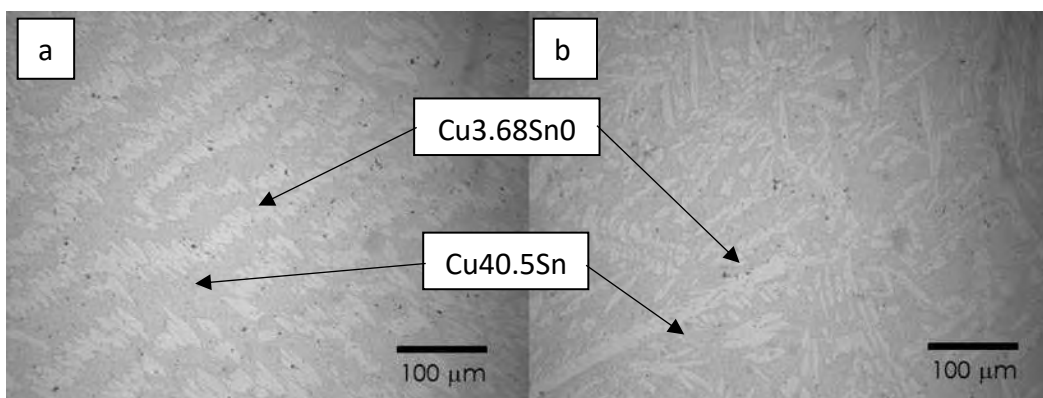


Figura 23 Micrografías de microscopio óptico de la aleación Cu-24Sn

Mediante el uso del microscopio electrónico de barrido se observó la microestructura presente en la aleación Cu20Sn, mostrada en la **Figura 24**, donde se apreciaron microestructuras dendríticas, así como la identificación de las fases presentes. De color oscuro se observaron las fases ricas en cobre y en tonos más claros la fase Cu40.5Sn11.

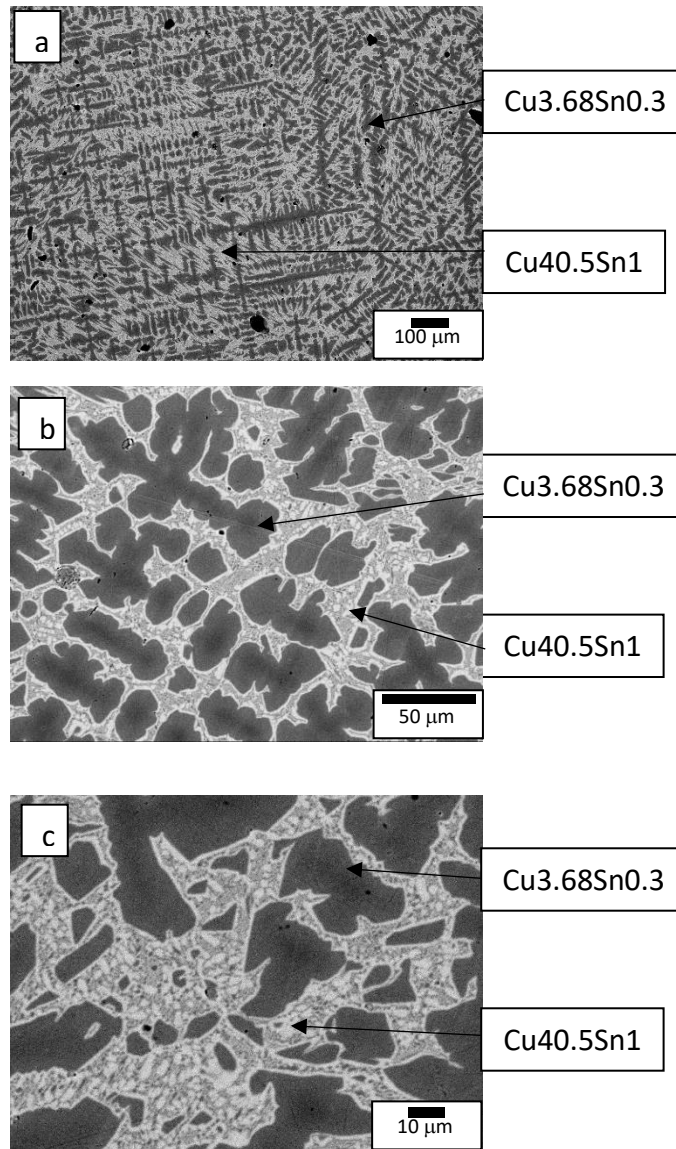


Figura 24 Micrografías obtenidas por microscopio electrónico de barrido de la aleación Cu₂₀Sn utilizando aumentos a) 100x b) 500x y c) 1000x

De igual forma mediante el uso del microscopio electrónico de barrido se observó la microestructura presente en la aleación Cu₂₄Sn **Figura 25** en donde se apreciaron microestructuras más agudas en comparación con la aleación Cu₂₀Sn, así como la

identificación de las fases presentes. De color oscuro se observaron las fases ricas en cobre y en tonos más claros la fase $\text{Cu}_{40.5}\text{Sn}_{11}$, con más Sn que la solución sólida rica en Sn.

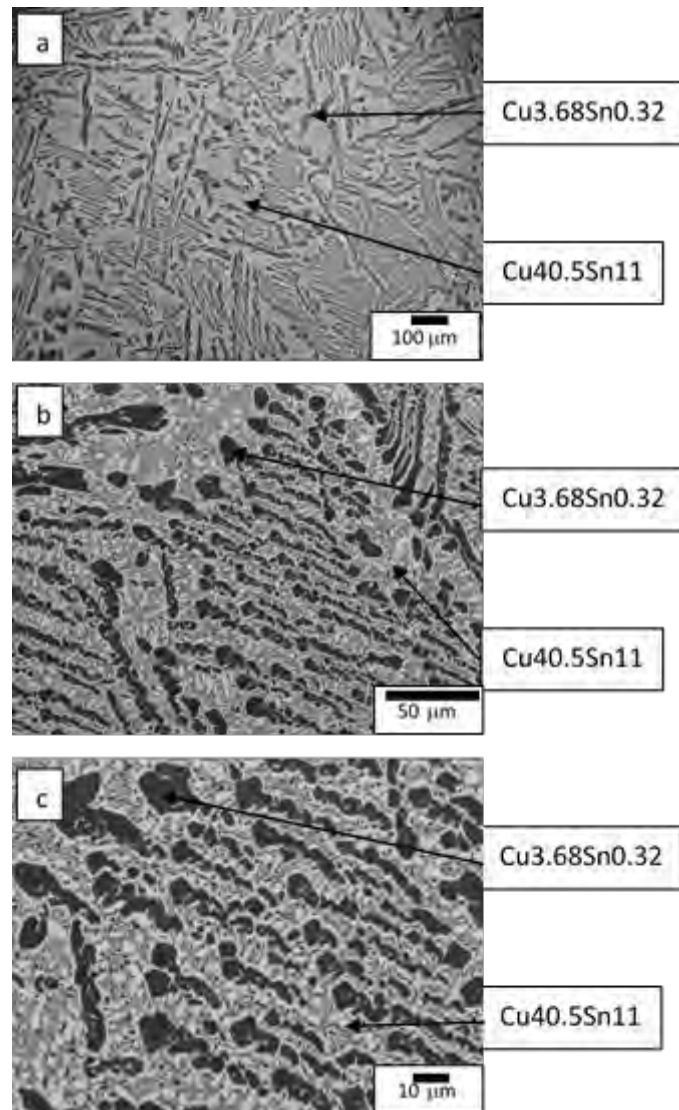


Figura 25 Micrografías obtenidas por microscopio electrónico de barrido de la aleación Cu_{24}Sn utilizando aumentos a) 100x b) 500x y c) 1000x

También se realizó un análisis EDS de la probeta Cu_{20}Sn para realizar el análisis de los elementos presentes y los porcentajes en que estos se encuentran, la parte de la muestra analizada se observa en la **Figura 26** y los resultados obtenidos por el EDS se representan en el **Figura 27**, en donde se observó que el elemento que se encuentra en mayor presencia es el cobre, ya que este es el elemento principal de la aleación.

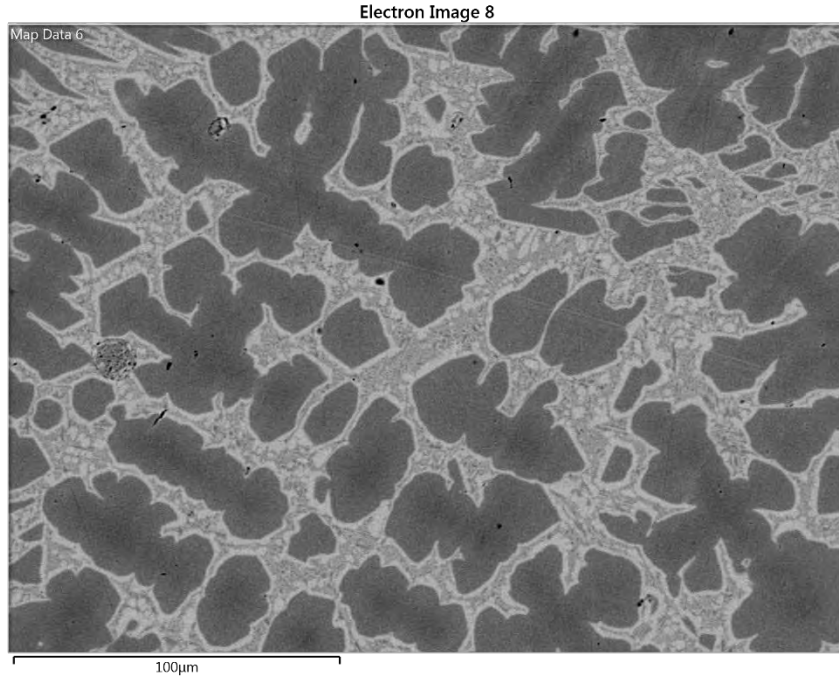


Figura 26 Micrografía de la zona analizada por mapeo de la aleación Cu20Sn

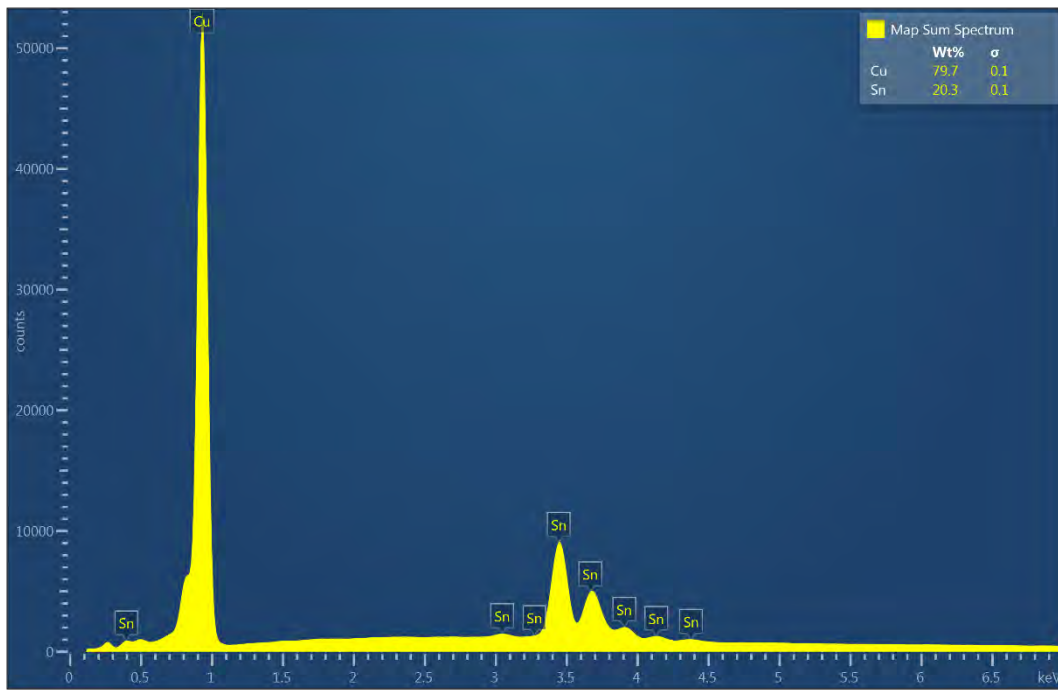


Figura 27 EDS de la aleación Cu20Sn

Asimismo, se llevó a cabo un mapeo a la aleación Cu₂₀Sn **Figura 28** para analizar los elementos y la distribución de estos en la muestra analizada, donde únicamente se encontraron los elementos cobre y estaño, de igual forma se obtuvo la **Tabla 8** en donde comprobamos la existencia en porcentaje de cada elemento, dando así un resultado positivo a la fabricación de la aleación.

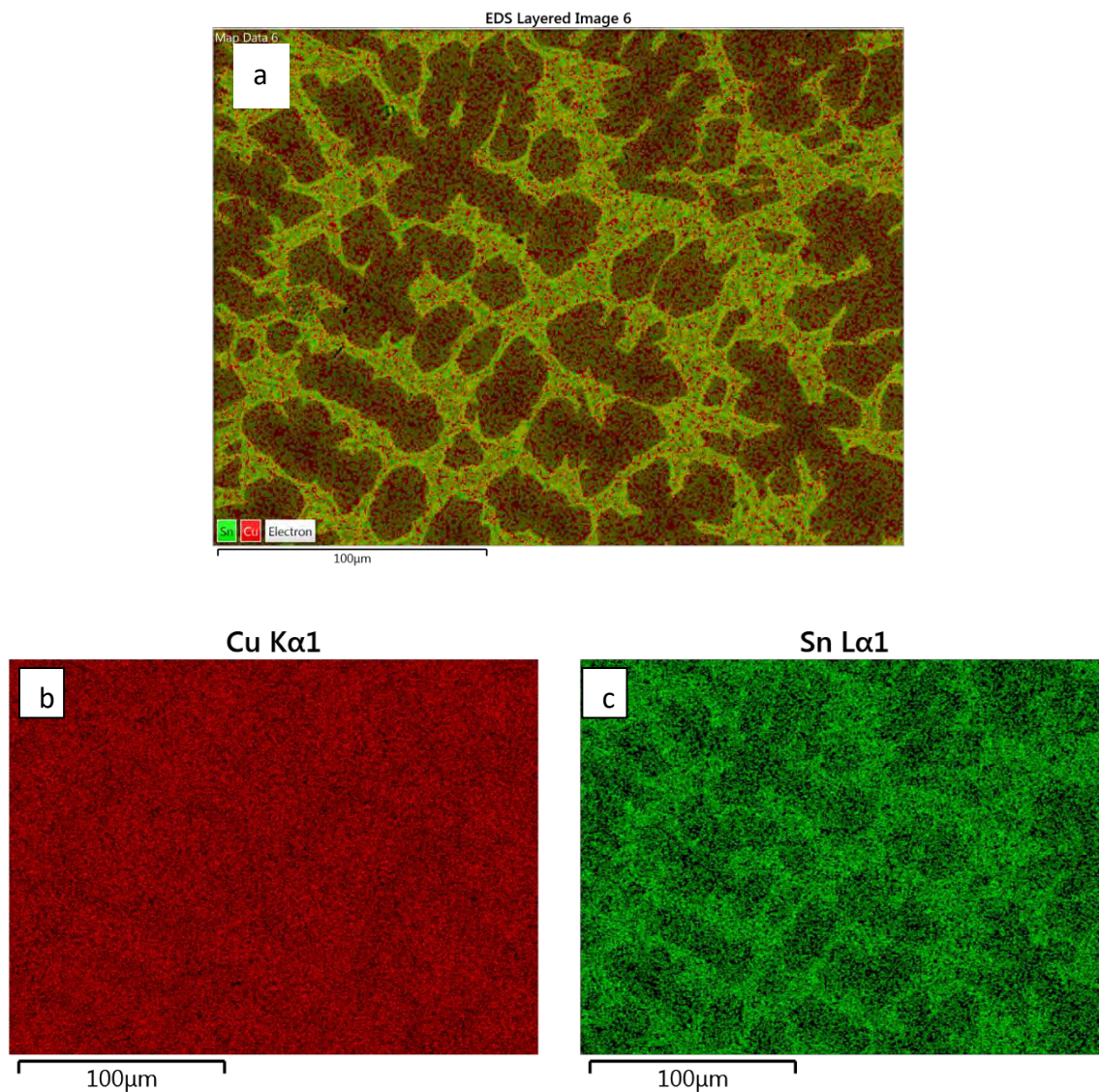


Figura 28 Mapeo de la aleación Cu₂₀Sn, a) mapeo general, b) cobre en rojo, c) estaño en verde

Tabla 8 Resultados obtenidos en base al EDS de la muestra Cu20Sn

Elemento	% peso	% atómico
Cu	79.70	88.00
Sn	20.30	12.00
Total:	100.00	100.00

Se realizó un análisis EDS de la probeta Cu24Sn para realizar el análisis de los elementos presentes y los porcentajes en que estos se encuentran, la parte de la muestra analizada se observa en la **Figura 29** y los resultados obtenidos por el mapeo se representan en el **Figura 30**, en donde se observó que el elemento que se encuentra en mayor presencia es el cobre, ya que de igual manera es el elemento principal de la aleación.

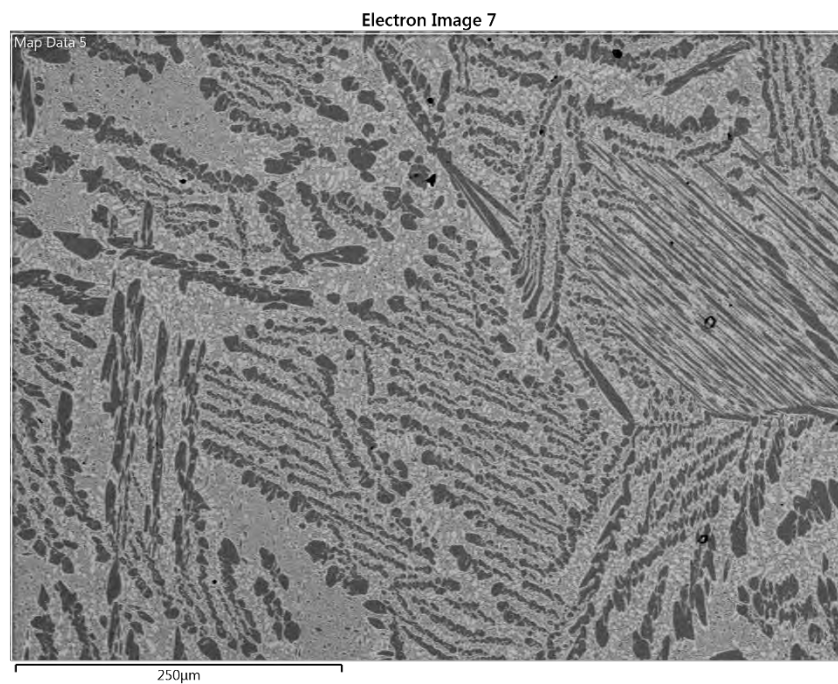


Figura 29 Micrografía de la zona analizada por mapeo de la aleación Cu24Sn

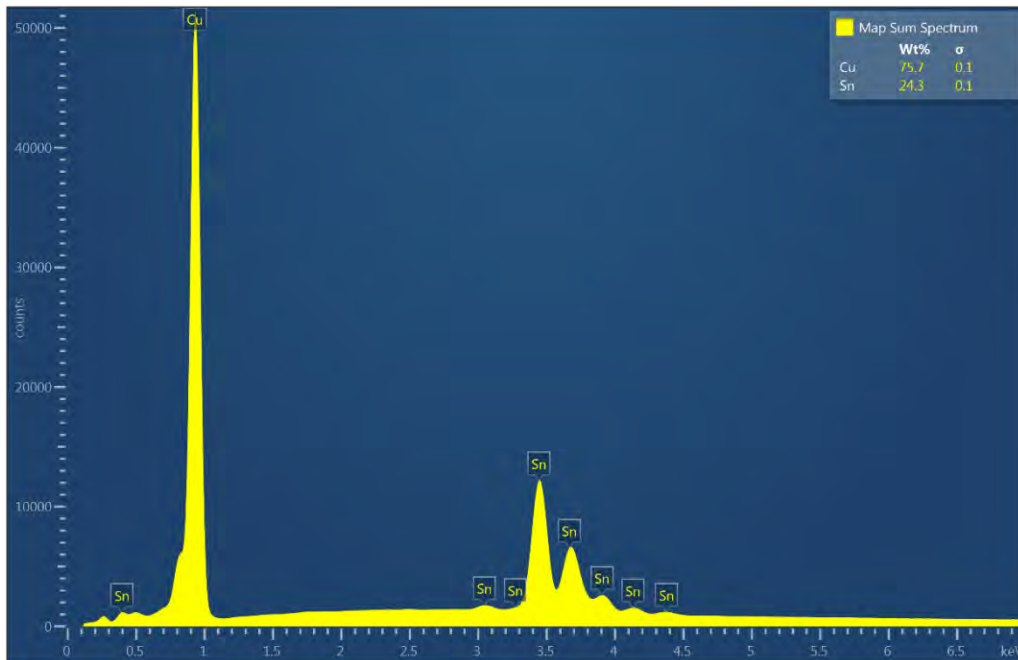
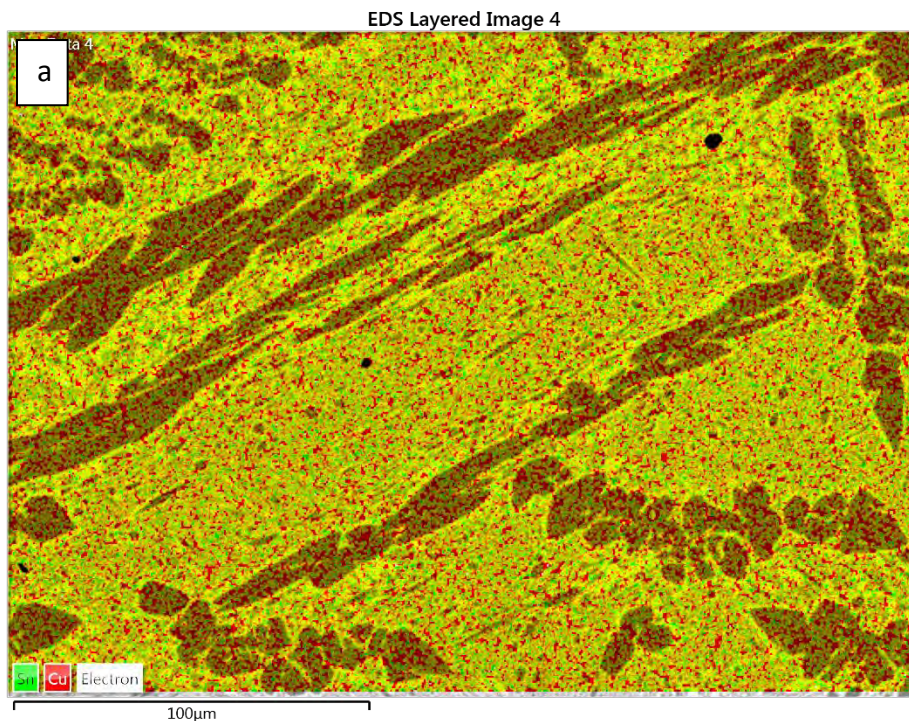


Figura 30 EDS de la aleación Cu₂₄Sn

Asimismo, se llevó a cabo un mapeo a la aleación Cu₂₄Sn **Figura 31** para analizar los elementos y la distribución de estos en la muestra analizada, donde únicamente se encontraron los elementos cobre y estaño, de igual forma se obtuvo la **Tabla 9** en donde comprobamos la existencia en porcentaje de cada elemento, dando así un resultado positivo a la fabricación de la aleación.



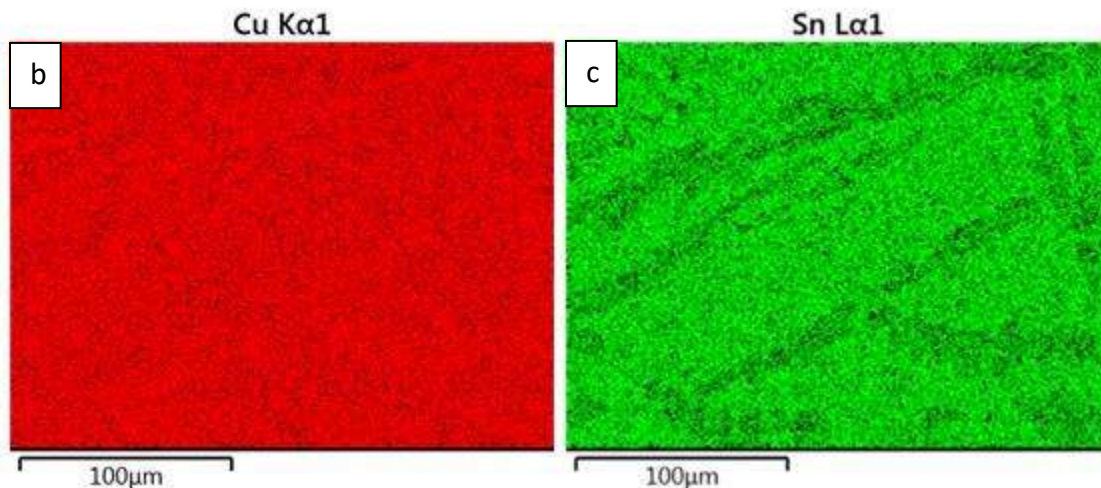


Figura 31 Mapeo de la aleación Cu₂₄Sn, a) mapeo general, b) estaño en rojo, c) cobre en verde

Tabla 9 Resultados obtenidos en base al EDS de la muestra Cu₂₄Sn

Elemento	% peso	% atómico
Cu	75.67	85.32
Sn	24.33	14.68
Total:	100.00	100.00

Como parte del análisis de las aleaciones as cast se hizo un cálculo del porcentaje de las fases encontradas mediante MEB y DRX el cual se muestra en la **Tabla 10**.

Tabla 10 Porcentaje de fase beta en las aleaciones as cast

Aleación	Porcentaje de fase ϵ
Cu ₂₀ Sn	52.15
Cu ₂₄ Sn	49.1

3.1.2 Análisis mediante DRX

Con el análisis mediante difracción de rayos-X se pudo comparar los dos difractogramas de cada una de las aleaciones, donde se pudo comprobar las fases presentes en la aleación: Cu_{3.68}Sn_{0.32} y Cu_{40.5}Sn₁₁ (**Figura 32** y **Figura 33**). En estos difractogramas se observaron los picos característicos de cada fase presente, en la **Figura 33** se apreció que a 42° encontramos el pico de la fase Cu_{40.5}Sn₁₁ el cual se representa con mayor intensidad por

ser la fase predominante, de forma contraria en la **Figura 32** se observó que la fase $\text{Cu}_{3.68}\text{Sn}_{0.32}$ es la que presentó el pico con mayor intensidad. Estas corresponden a las fases ϵ y δ en el diagrama de fases de la **Figura 13**, lo que confirma lo observado en MEB y el EDS.

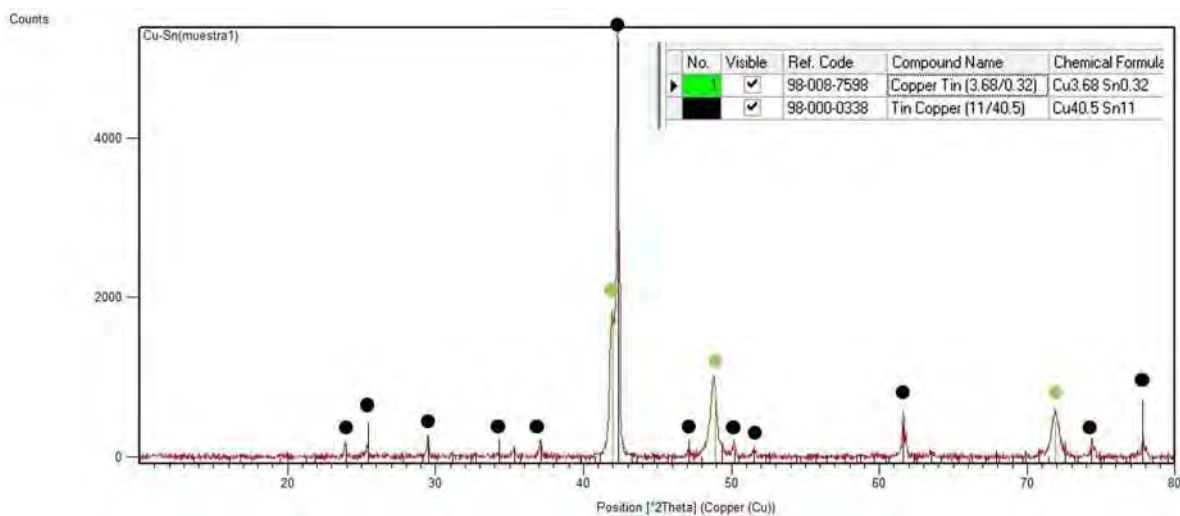


Figura 33 Difractograma XRD de una muestra de aleación Cu_{20}Sn

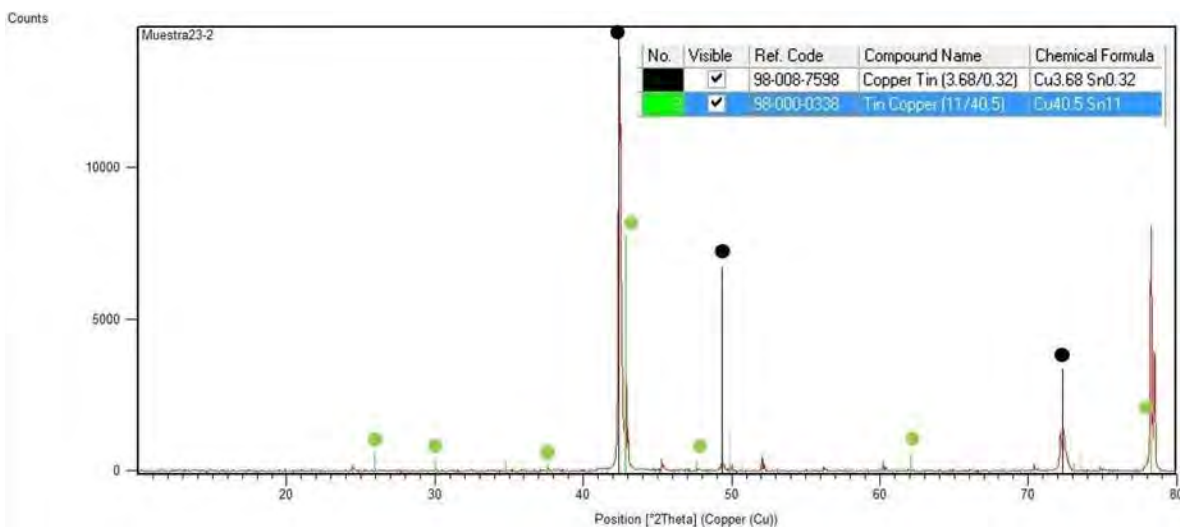


Figura 32 Difractograma XRD de una muestra de aleación Cu_{24}Sn

3.1.3 Análisis térmico

Se llevó a cabo un análisis del tipo DSC-TGA para determinar las temperaturas a las cuales ocurre una transformación de fase, como se puede apreciar en la **Figura 34** observamos un

pequeño pico a una temperatura ligeramente superior a 400 °C y dos picos más pronunciados a mayores temperaturas. La primera de estas transformaciones ocurre a los 525°C que corresponde a la fusión de la fase δ y la segunda a los 800°C que concuerda con la fusión de la fase β . En ambas aleaciones estas transformaciones tienen lugar a temperaturas muy similares, y corresponden con lo previamente observado en el diagrama de fases Cu-Sn, según **Tabla 4** y **Figuras 13 y 14**. Por tal motivo las temperaturas que se seleccionaron para realizar los tratamientos térmicos están de acuerdo con lo encontrado mediante DSC, temperaturas que serán ligeramente superiores a los picos encontrados para permitir que las fases fundan. Esto se presentará en la siguiente sección.

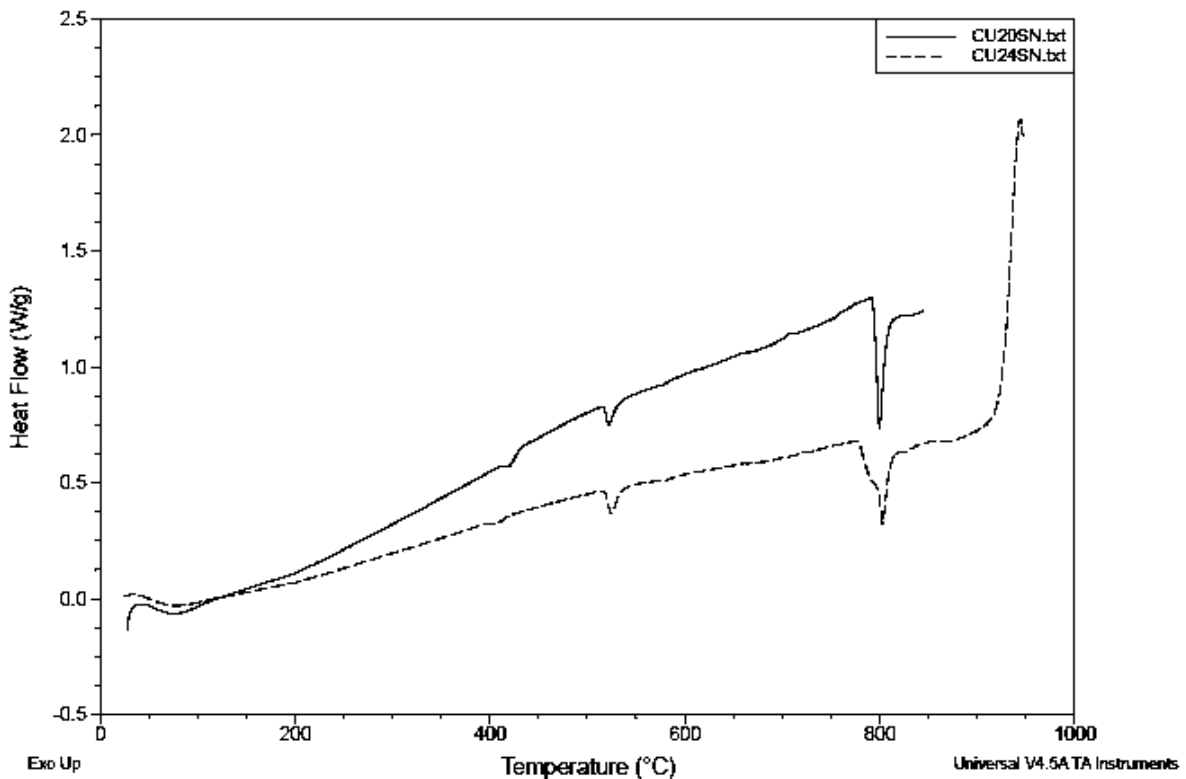


Figura 34 Curvas DTA donde se muestra las temperaturas de transformación de fases para las aleaciones as-cast

3.2 Aleación Cu20Sn tratada térmicamente

Posterior a la caracterización de las aleaciones as-cast se procedió con la segunda parte del trabajo, el cual consiste en llevar a cabo diferentes tratamientos térmicos con distintas condiciones para llevar a cabo el análisis de porosidad. Estas aleaciones fueron tratadas térmicamente mediante tratamiento de temple y sin temple, mientras que las temperaturas usadas fueron de 400, 750 y 800 °C, y tiempos de 1, 3 y 5 horas. La primera de estas temperaturas se seleccionó porque está por debajo de los picos importantes observados, pero por encima de la línea horizontal del peritético (naranja, 350 °C en **Figura 35**). La temperatura de 750 °C se seleccionó porque está por encima de las líneas encontradas a 520 y 586 °C (azul) y del pico endotérmico de DTA; mientras que 800 °C está por arriba de la última transformación observada (verde) en la **Tabla 4** y el último pico endotérmico.

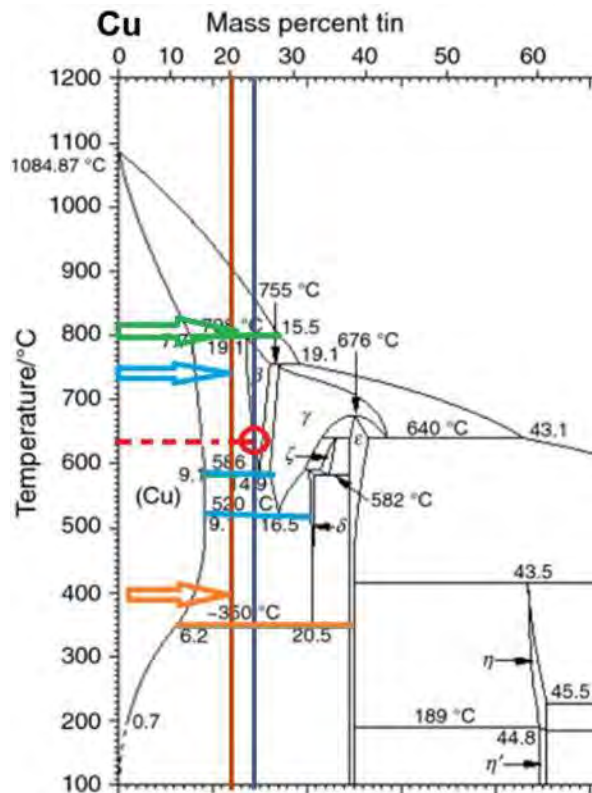


Figura 35 Diagrama de fases Cu-Sn con marcas de temperaturas utilizadas

3.2.1 Tratamiento térmico a 400°C

Como primer experimento se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple de 400°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₀Sn, los cuales se llevaron a cabo durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 36**. Como se puede observar en las micrografías a, b y c se aprecia que las fases sufrieron cambios de crecimiento y posterior fragmentación, dejando como consecuencia la generación de poros con un aumento de tamaño notable entre la micrografía a y c. Por su parte en las micrografías d, e y f se puede observar que prácticamente no hay un aumento en la porosidad y las fases son muy similares entre ellas, debido a que el tratamiento térmico aplicado no modificó considerablemente la microestructura.

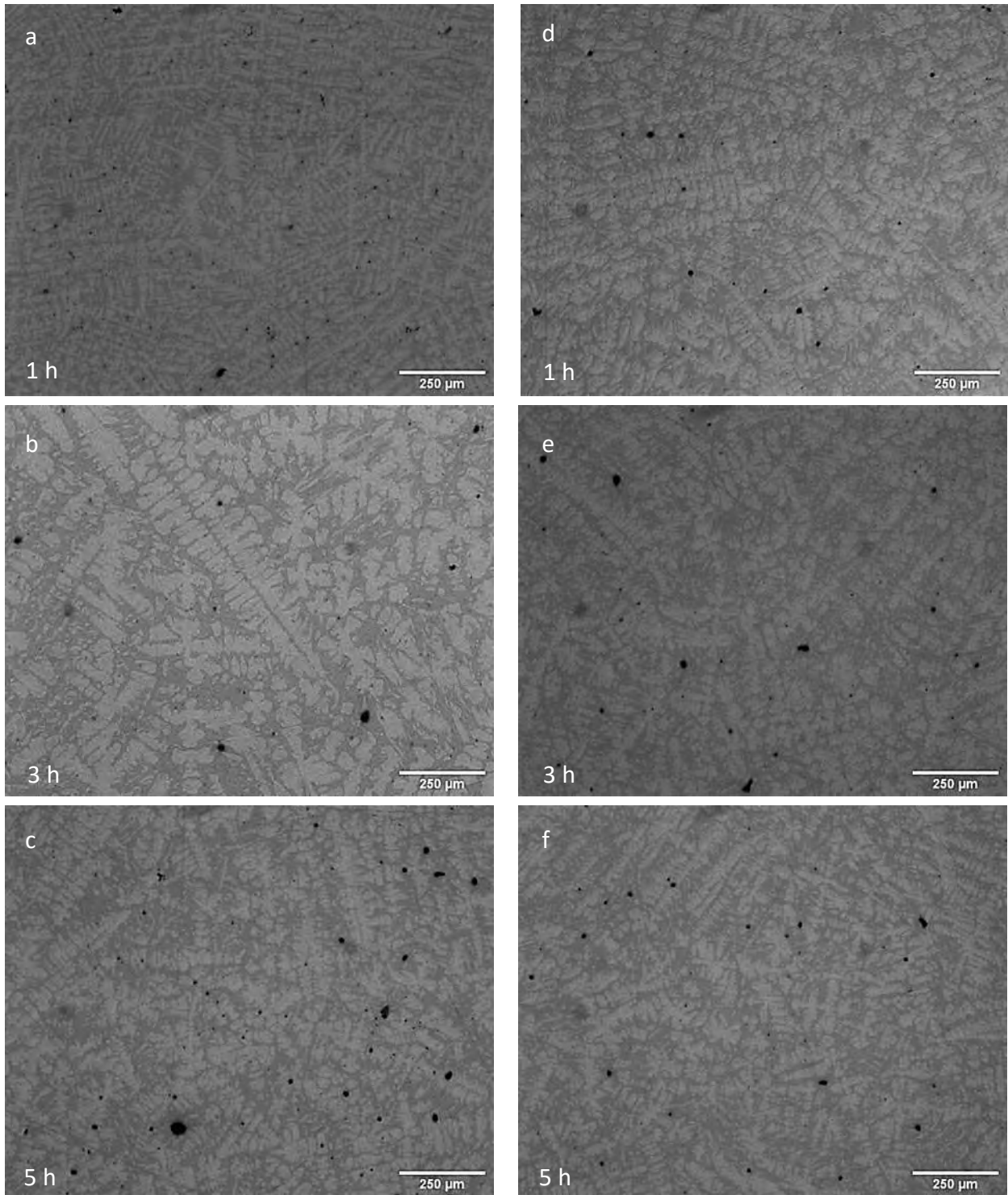


Figura 36 Micrografías de la aleación Cu₂₀Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple.

Mediante análisis de imagen con el programa ImageJ se llevó a cabo el estudio del porcentaje de porosidad generado mediante esta temperatura de tratamiento térmico. Como se puede ver en la **Figura 37** se compara la porosidad obtenida mediante el tratamiento térmico de temple y sin temple. A pesar de haber obtenido valores de porosidad bastante bajos se puede notar un incremento notable del valor de porosidad obtenido mediante el tratamiento de temple, donde también se puede decir que a esta temperatura de tratamiento el mayor porcentaje de porosidad ocurre a las 5 horas de permanencia en el horno, lo cual ocurre en el proceso de fragmentación de fases.

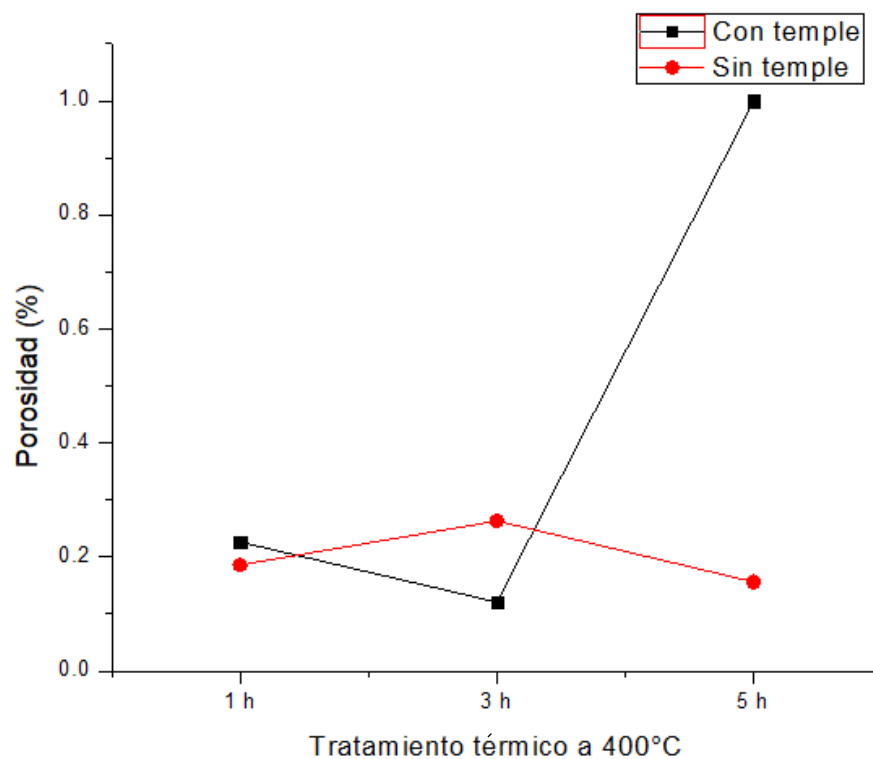


Figura 37 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 400°C de la aleación Cu₂₀Sn

De igual forma con el software se llevó a cabo el análisis de los poros obtenidos **Figura 38**. Donde podemos observar la distribución del tamaño de poros utilizando como magnitud el diámetro equivalente, según cada condición de tratamiento térmico. Se puede apreciar que en el tratamiento térmico de temple se tiene un aumento de porcentaje de poros en rangos

más grandes de diámetro equivalente, mientras que en el tratamiento térmico de temple es un poco más uniforme los 3 casos.

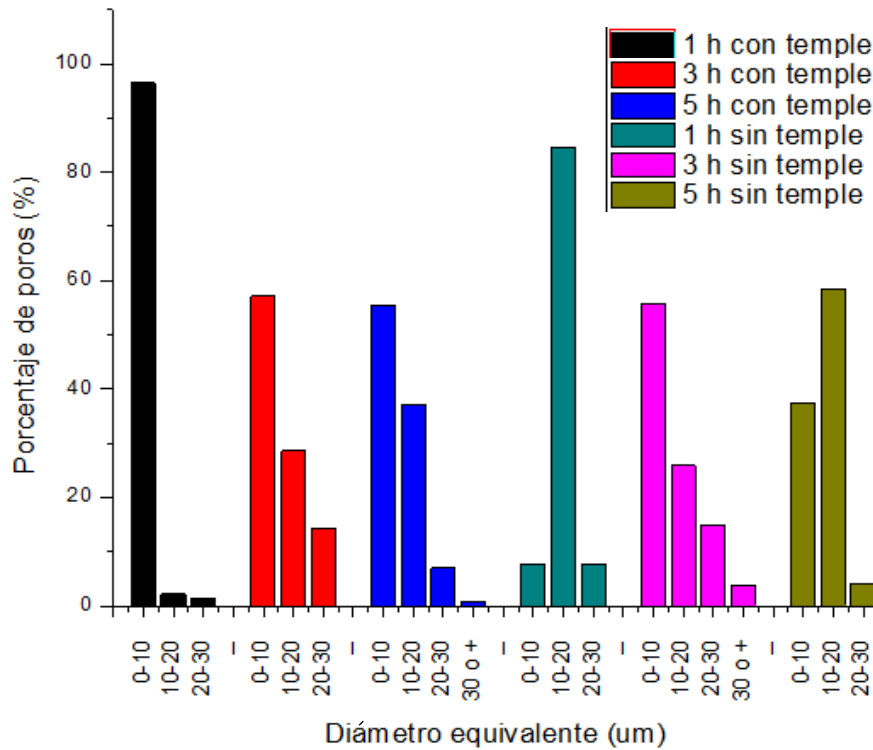


Figura 38 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu20Sn

Con el objetivo de analizar el porcentaje de fases que estaban presentes en las micrografías y observar si el cambio en % de fases afecta en la porosidad, se llevó a cabo la medición del área que ocupa cada fase, donde podemos observar los resultados en la **Figura 39**, que corresponde a la fase alfa (clara). Con el tratamiento térmico sin temple, el porcentaje de fases no fue afectado significativamente comparado con el observado en las aleaciones as cast. Esto se debe a que al disminuir la temperatura de manera lenta las fases vuelven a su estado as cast. Con el tratamiento de temple podemos ampliar el porcentaje de la fase rica en cobre lo cual coincide con el diagrama de fases, pero al aumentar el tiempo disminuye la cantidad de estas fases lo cual se debe a la saturación de la fase alfa con estaño por lo que para tiempos mayores la cantidad de fase delta aumenta.

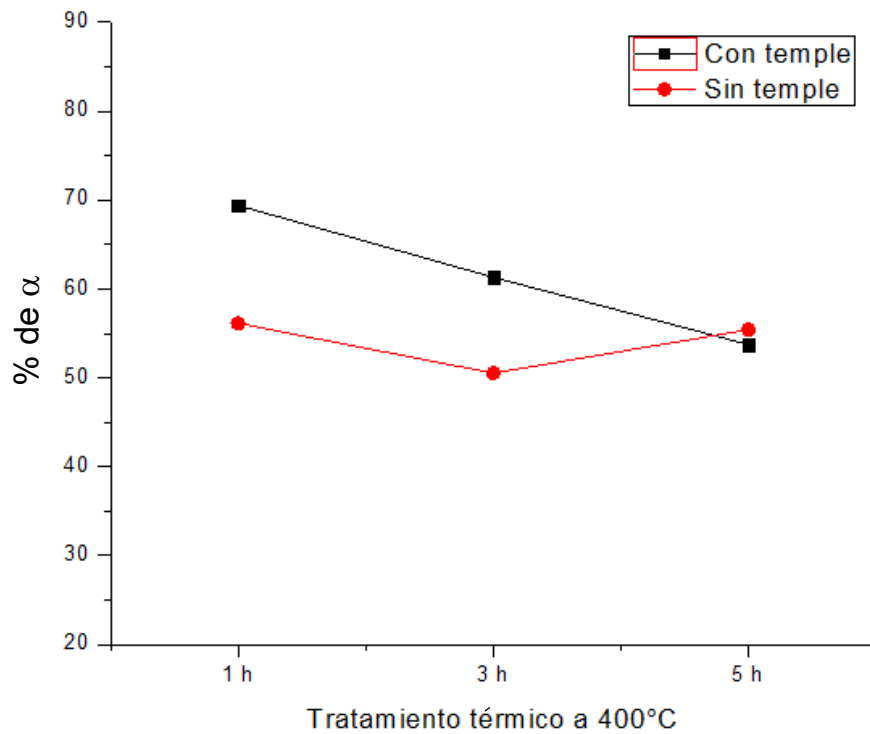


Figura 39 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu20Sn

En la **Tabla 11** se sintetiza la información obtenida de las micrografías, además de agregar información acerca del factor de forma de los poros, conociendo así que estos tienen un valor muy cercano a la unidad, por lo cual son muy parecidos a un círculo, de igual forma se obtuvieron los valores de dimensión fractal de la porosidad y de las fases, mostrando que a valores más altos de dimensión fractal la complejidad de la imagen es más alta.

Tabla 11 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu20Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1.00	0.23	4.76	0.95	0.62	1.88
Temple	3.00	0.12	10.41	0.92	0.60	1.88
Temple	5.00	1.00	10.55	0.90	0.88	1.84
Sin temple	1.00	0.19	10.82	0.92	0.79	1.87
Sin temple	3.00	0.26	12.12	0.92	0.87	1.85
Sin temple	5.00	0.16	10.78	0.92	0.74	1.86

3.2.2 Tratamiento térmico a 750°C

Se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple a 750°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₀Sn, los cuales se llevaron a cabo durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 40**. Como se puede observar en las micrografías a y b en lo que respecta a las fases ocurre un proceso de fragmentación lo cual originó una disminución de tamaño de poro y porcentaje de porosidad, además se observa que, para estas condiciones de tratamiento térmico, conforme a más tiempo de permanencia en el horno menor es el grado de porosidad obtenido debido al reacomodo de las fases. Por su parte en las micrografías d y e se puede observar que las fases sufrieron un proceso de esferoidización y crecimiento y en la micrografía f se aprecia el proceso de fragmentación de las fases, en donde el proceso mencionado anteriormente no arrojó cambios significativos en la formación de porosidad. La formación de poros similares se ha reportado para otras aleaciones Al-Cu-Fe [7], la porosidad se puede explicar debido a contracciones formadas por reacciones peritéticas ya que las fases tienen diferentes estructuras cristalinas, ocupando diferentes volúmenes.

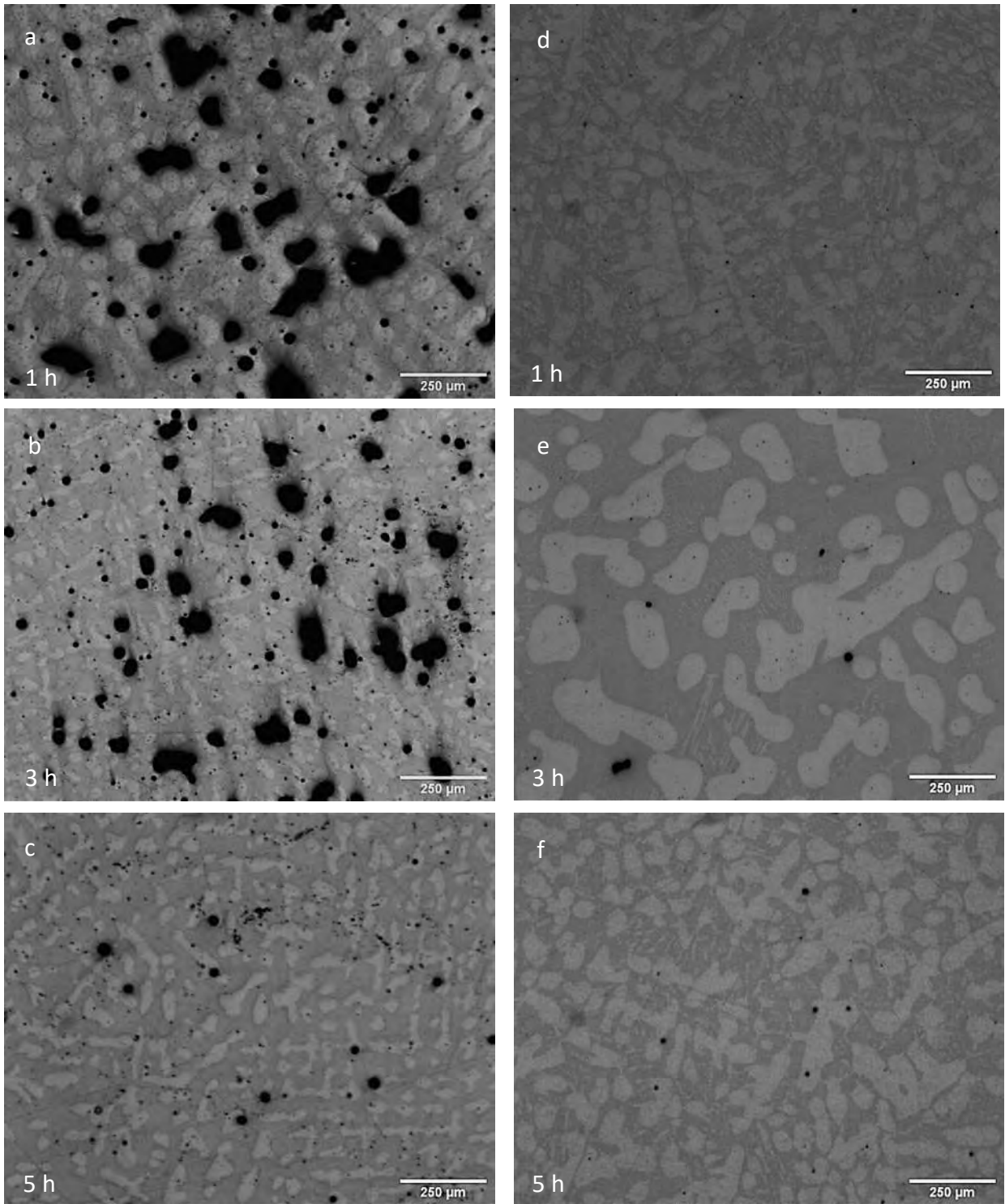


Figura 40 Micrografías de la aleación Cu20Sn tratada térmicamente a 750°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple.

Se llevó a cabo el estudio acerca del porcentaje de porosidad generado mediante esta temperatura de tratamiento térmico. Como se puede ver en la **Figura 41** se compara la porosidad obtenida mediante el tratamiento térmico de temple y sin temple, en donde se observa un cambio de porosidad bastante significativo entre los dos tratamientos térmicos en los tiempos de 1 y 3 horas, la generación de porosidad es debido a reacciones peritéticas en fases con mayor contenido de estaño, y una porosidad muy similar a las 5 horas de tratamiento, debido a que el tiempo de permanencia en el horno es el suficiente para que durante el reacomodo de las fases estas no generen poros. En el tratamiento térmico sin temple la porosidad generada es casi nula, debido a que las condiciones de tratamiento dan la posibilidad de reacomodo de las fases sin generar poros.

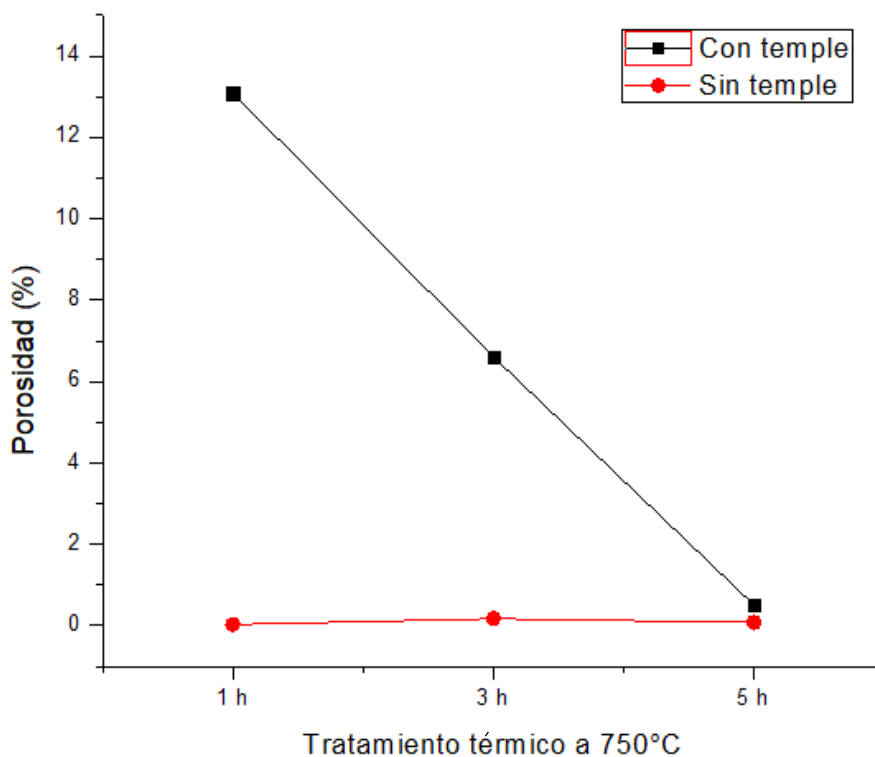


Figura 41 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 750°C de la aleación Cu20Sn

Se llevó a cabo el análisis de los poros obtenidos **Figura 42**. Donde podemos observar la distribución del tamaño de poros como diámetro equivalente según cada condición de los tratamientos térmicos. Se puede observar claramente en el tratamiento térmico de temple que existe una disminución de diámetro equivalente, mientras que mediante el tratamiento

sin temple la mayoría de poros se encuentran en rangos bajos de diámetro equivalente y no sufren cambios significativos.

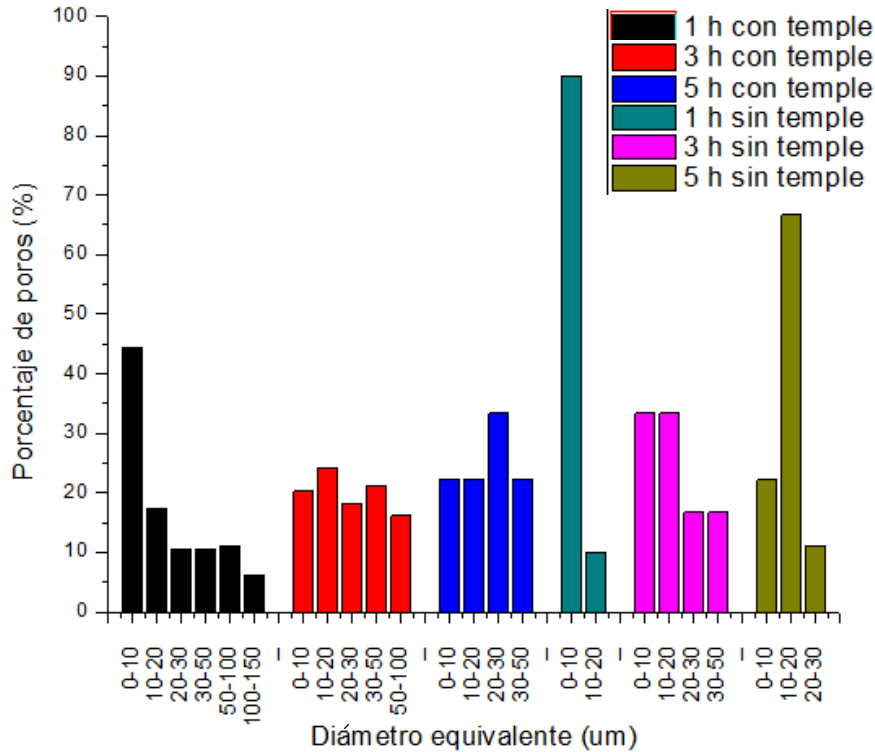


Figura 42 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu20Sn

Mediante el análisis del % de fases presentes **Figura 43** podemos apreciar que para el tratamiento térmico sin temple el cambio en % de fase α no fue significativo, sin embargo, en el tratamiento con temple apreciamos una disminución de fases debido a una fragmentación que se puede apreciar en las micrografías. Además, comparando los valores de porosidad obtenidos mediante ambos tratamientos, se observa que a menores porcentajes de segundas fases se obtienen mayores porcentajes de porosidad. El contenido de la fase alfa disminuyó según el diagrama de fases y por regla de la palanca se observa que la cantidad de fase beta es mayor que la fase alfa.

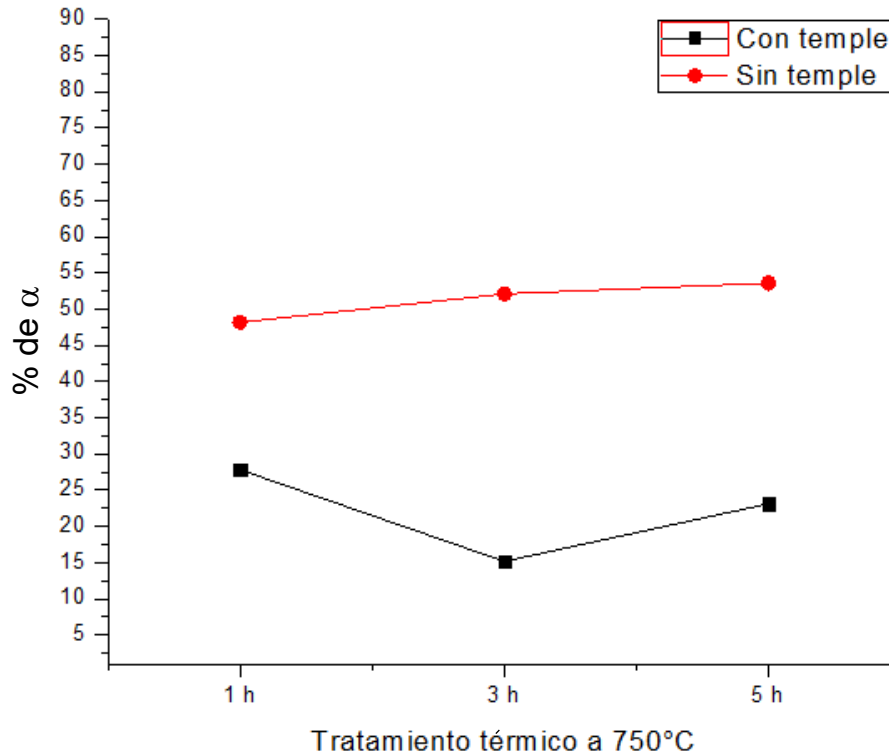


Figura 43 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu20Sn

En la **Tabla 12** se tiene resumida la información que se obtuvo de las micrografías mediante análisis de imagen, en donde se aprecia las condiciones que se tomaron para obtener el valor más alto de porosidad, además de obtener el valor de la dimensión fractal de la porosidad la cual está relacionado con la cantidad de poros y su tamaño, y la dimensión fractal de las fases que nos arroja valores altos, lo cual indica la complejidad de la geometría de las fases. Como puede apreciarse la dimensión fractal de la fase alfa disminuyó de acuerdo a que mayor porcentaje de fase es mayor la dimensión fractal.

Tabla 12 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu20Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1.00	13.09	26.50	0.84	1.55	1.66
Temple	3.00	6.61	29.16	0.87	1.43	1.51
Temple	5.00	0.50	20.55	0.91	1.05	1.59
Sin temple	1.00	0.03	7.21	0.94	0.52	1.84
Sin temple	3.00	0.17	19.28	0.90	1.03	1.81
Sin temple	5.00	0.08	12.16	0.94	0.79	1.83

3.2.3 Tratamiento térmico a 800°C

Se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple a 800°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₀Sn, los cuales se llevaron a ejecutaron durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 44**. Como se puede observar en las micrografías a y b en lo que respecta a las fases ocurre un proceso de agrupamiento y esferoidización de fases, cabe destacar que en la micrografía a la presencia de porosidad es casi nula o nula , posteriormente en la micrografía b se aprecia el proceso de inicio de fragmentación de fases en donde se observa que la porosidad que se genera comienza a formarse en las fases de la aleación, entre la micrografía c, b y c se confirma el proceso de fragmentación de fases además de observar un mayor tamaño de poros generados. Por su parte en las micrografías de las muestras que no sufrieron un tratamiento de temple se aprecia que conforme se aumenta el tiempo de permanencia en el horno el porcentaje de porosidad disminuye, además de observar un proceso de agrupamiento de fases entre las micrografías d y e, y una posterior fragmentación de fases en la micrografía f.

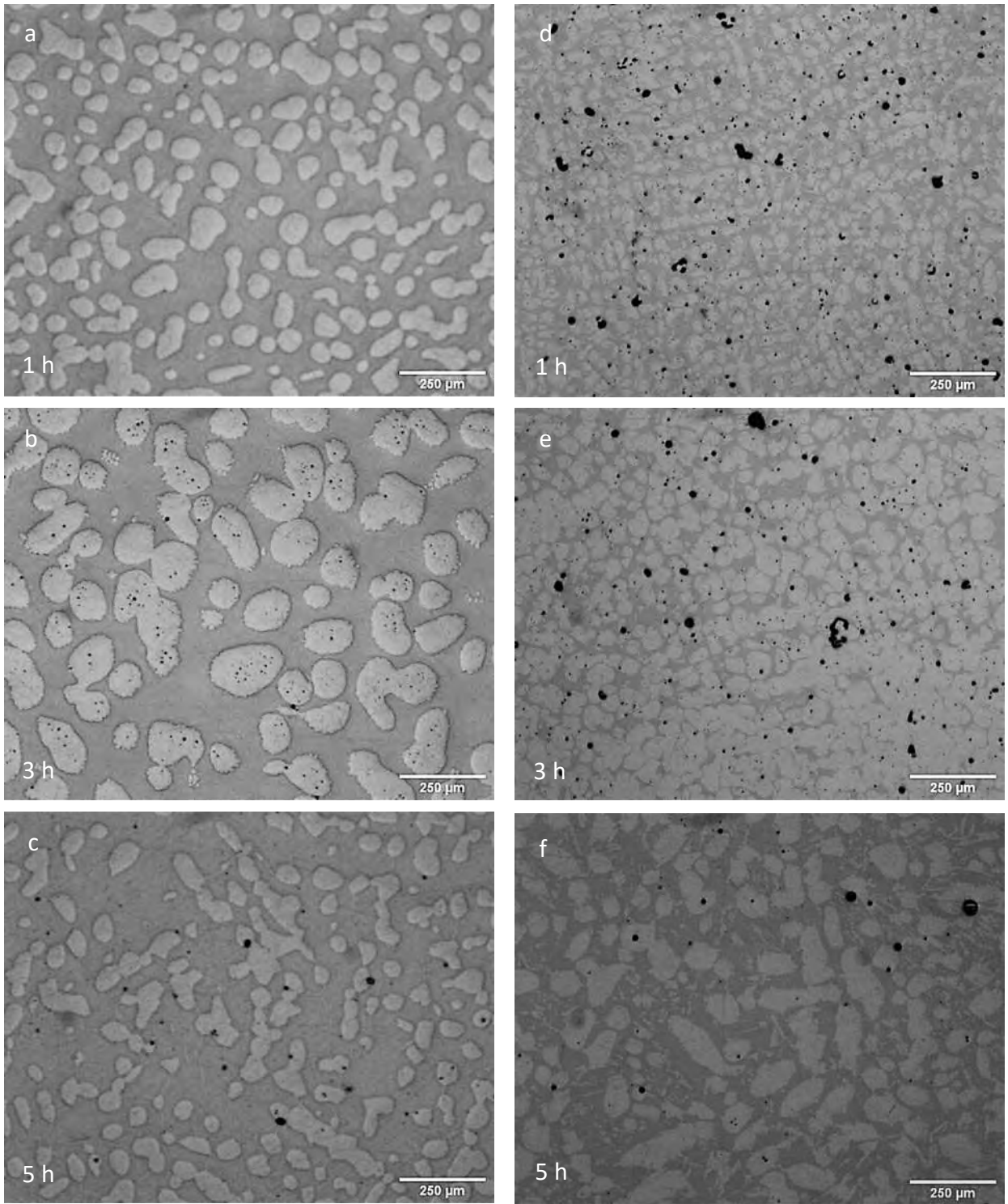


Figura 44 Micrografías de la aleación Cu₂₀Sn tratada térmicamente a 800°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple.

Se llevó a cabo el estudio acerca del porcentaje de porosidad generado mediante esta temperatura de tratamiento térmico. Como se puede ver en la **Figura 45** se compara la porosidad obtenida mediante el tratamiento térmico de temple y sin temple, en donde se observa un cambio de porosidad bastante significativo entre los dos tratamientos térmicos en los tiempos de 1 y 3 horas y una porosidad similar a las 5 horas de tratamiento, debido a que el tiempo de permanencia en el horno es el suficiente para que durante el reacomodo de las fases estas no generen poros. A diferencia de las muestras anteriores bajo estas condiciones de tratamiento térmico los mayores porcentajes de porosidad los encontramos en las muestras que no fueron templadas.

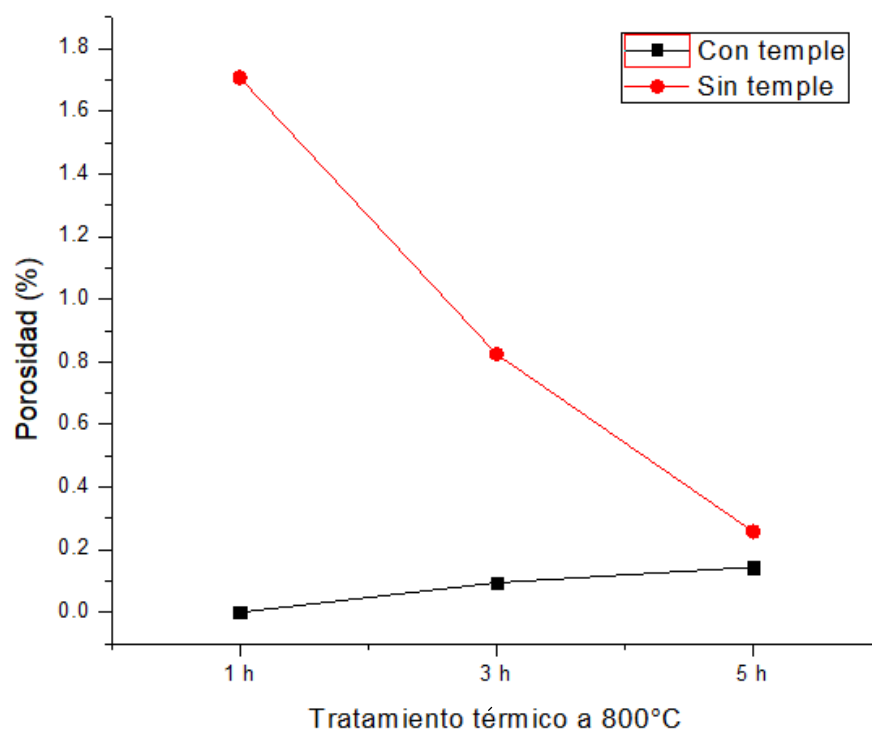


Figura 45 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 800°C de la aleación Cu20Sn

Con la ayuda del software se realizó el análisis de los poros obtenidos **Figura 46** en donde se observa la distribución del tamaño de poro como diámetro equivalente según las condiciones de los tratamientos térmicos. Se confirma que el tratamiento de 1 hora con temple no genera porosidad y los tratamientos de 3 y 5 horas con temple generan poros de un tamaño pequeño, en contraparte mediante el tratamiento termico sin temple se

observan poros de un mayor tamaño en el tratamiento de 1 hora, no obstante, a esta temperatura de tratamiento térmico el mayor porcentaje de poros generados se encuentra en valores de 5 a 10 micras.

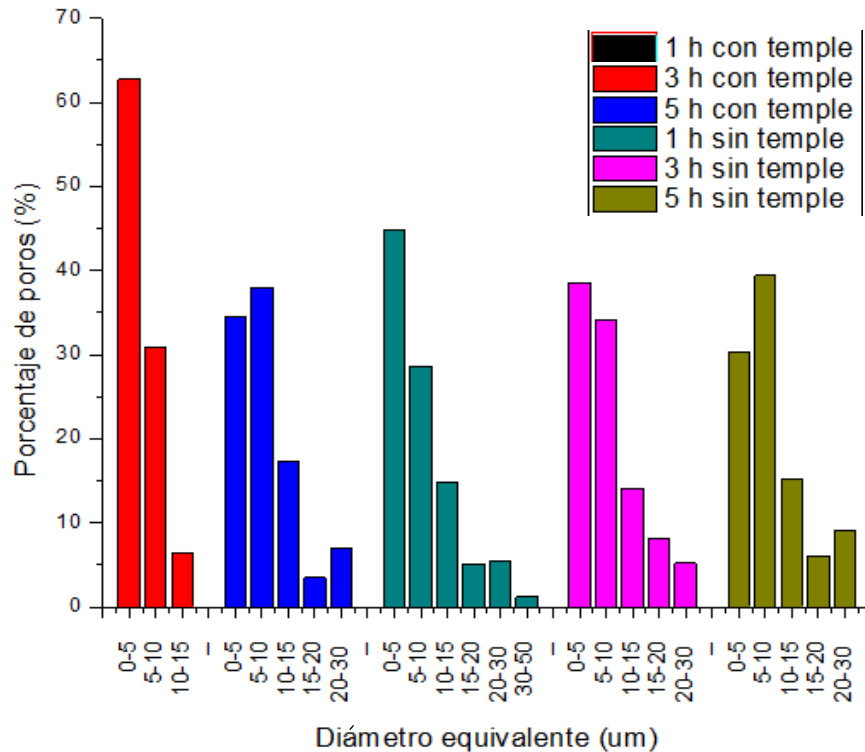


Figura 46 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu20Sn

Mediante el análisis del % de fases presentes (α y β) **Figura 47** se aprecia un aumento de % de fase α en el tiempo de 3 horas en ambos tratamientos, lo cual coincide con el fenómeno de agrupamiento de fases en ambos casos y un menor porcentaje de fase α a las 5 horas que es donde se observa el fenómeno de fragmentación de fases. Bajo estas condiciones de temperatura en los tratamientos térmicos el % de fases no tienen relación con el porcentaje de porosidad obtenida. Bajo el tratamiento térmico de temple debió haber ocurrido la fusión parcial de las fases estando en equilibrio el líquido con la fase α , dejando poros después de esta reacción, pero en esta ocasión no se observó porosidad debido a que no ocurrió la contracción previamente observada para las reacciones peritéticas, el menor contenido de la fase alfa es la misma que la previamente observada para el caso de 750°C)

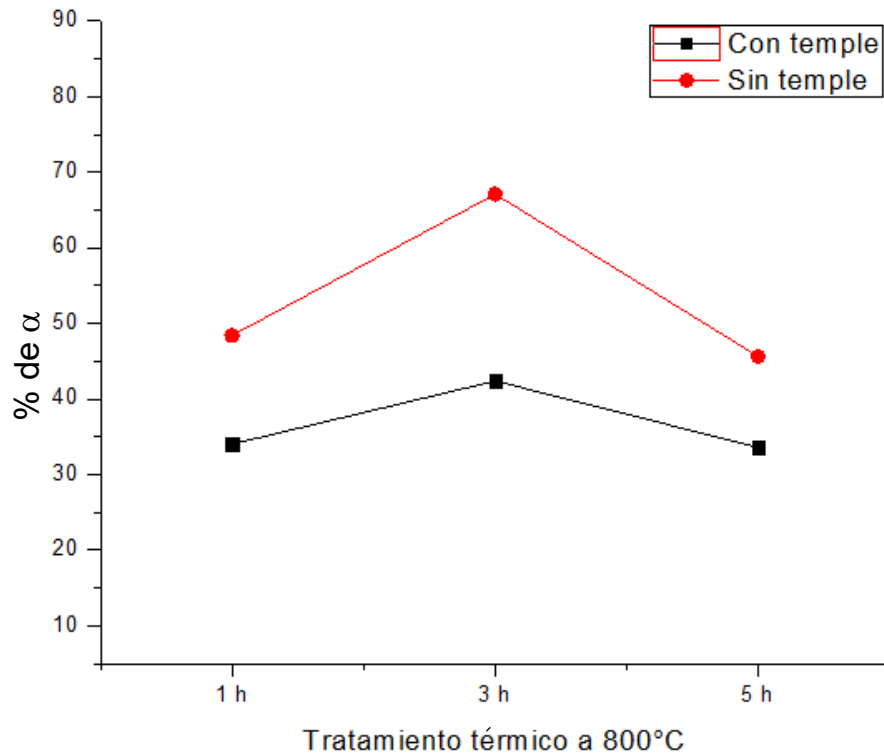


Figura 47 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu20Sn

En la **Tabla 13** se resumen los resultados obtenidos mediante análisis de imagen, se observa que el promedio de diámetro equivalente de poro es bastante pequeño y que sus poros tienen un factor de forma muy cercano a la unidad. Además, se muestra la dimensión fractal de la porosidad la cual arroja valores más altos en las muestras sin temple de 1 y 3 horas en donde la cantidad de poros es mayor que en las otras. Se esperaba que el mayor porcentaje de porosidad ocurriera a 800 °C, pero no se logró debido a las reacciones peritéticas o estructura cristalina de las fases.

Tabla 13 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu20Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1	0.00	0.00	0.00	0.00	1.67
Temple	3	0.09	3.99	0.99	0.52	1.76
Temple	5	0.14	8.39	0.94	0.81	1.66
Sin temple	1	1.71	7.86	0.93	0.98	1.82
Sin temple	3	0.82	8.40	0.94	0.95	1.87
Sin temple	5	0.26	8.99	0.96	0.57	1.78

La **Figura 48** muestra el resumen de los resultados de la porosidad generada mediante los tratamientos térmicos a la aleación Cu₂₀Sn. Como puede observarse mediante el tratamiento térmico con temple de 1 hora a 750°C se encuentra el valor máximo de porosidad obtenida y el valor mínimo con el tratamiento térmico a 800°C con 1 hora. Los resultados obtenidos mediante el tratamiento térmico sin temple arrojan valores menos significativos con respecto a la máxima.

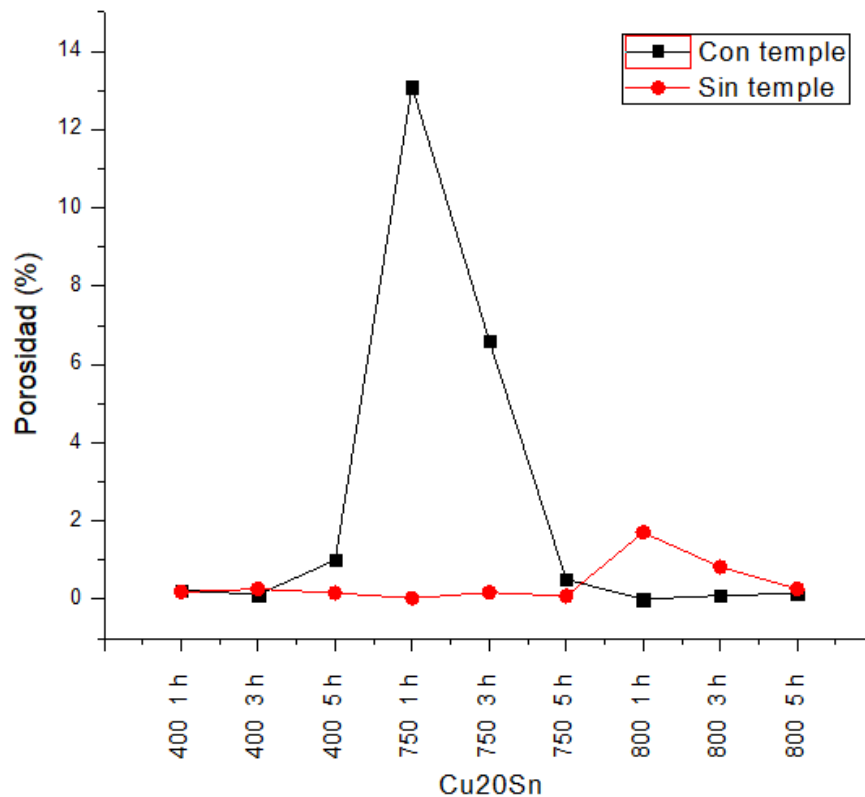


Figura 48 Gráfica de valores de porosidad obtenidos para la aleación Cu₂₀Sn

La **Figura 49** muestra el resumen de los valores de segundas fases presentes bajo las condiciones de tratamientos térmicos. Debido a los resultados que fueron analizados no se encontró una relación directa entre estos datos y el valor de porosidad obtenida. No obstante, se observó que para los menores valores de fase alfa (750°C 1h y 3h) se corresponden con los valores de mayor porosidad. Esto correspondería a las condiciones de mayor contenido de fases ricas de estaño

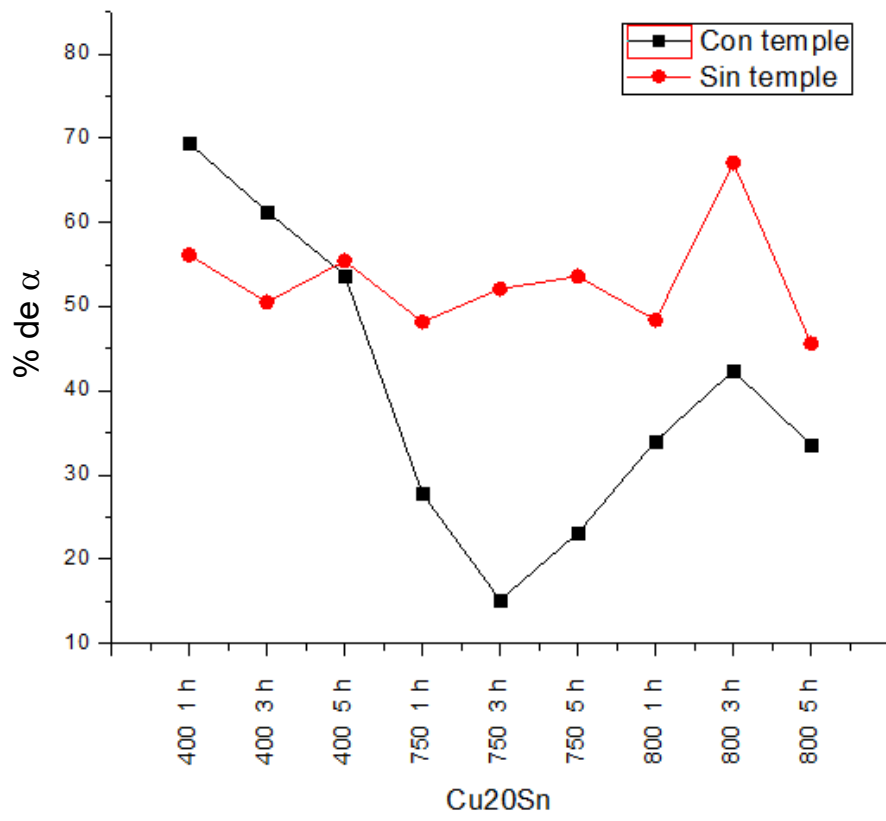


Figura 49 Gráfica de valores de segundas fases obtenidos para la aleación Cu20Sn

3.3 Aleación Cu₂₄Sn tratada térmicamente

Al igual que la aleación Cu₂₀Sn se llevó a cabo la 2 parte experimental, la cual consiste en llevar a cabo diferentes tratamientos térmicos con distintas condiciones para llevar a cabo el análisis de porosidad. Estas aleaciones fueron tratadas térmicamente mediante tratamiento de temple y sin temple, las temperaturas usadas fueron de 400, 750 y 800 °C, y tiempos de 1,3 y 5 horas. Como puede observarse en la **Figura 35**, la aleación Cu₂₄Sn (línea vertical azul) corta una línea inclinada (solvus) cerca de 630 °C (círculo rojo) razón por la cual se seleccionó este porcentaje, buscando que esta transformación sea la diferencia en la obtención de porosidades diferentes y analizar si es o no beneficioso para la obtención de una mayor porosidad.

3.3.1 Tratamiento térmico a 400°C

Se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple a 400°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₄Sn, los cuales se llevaron a ejecutaron durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 50**. Se observa que en las micrografías a, b y c la morfología de fases no tiene cambios significativos al igual que en las micrografías d, e y f, esto debido a que la temperatura a las cual se hicieron los tratamientos térmicos no fue suficiente para modificar la microestructura. Sin embargo, en ambos tratamientos térmicos se presenta el menor porcentaje de porosidad en los tratamientos térmicos de 1 hora.

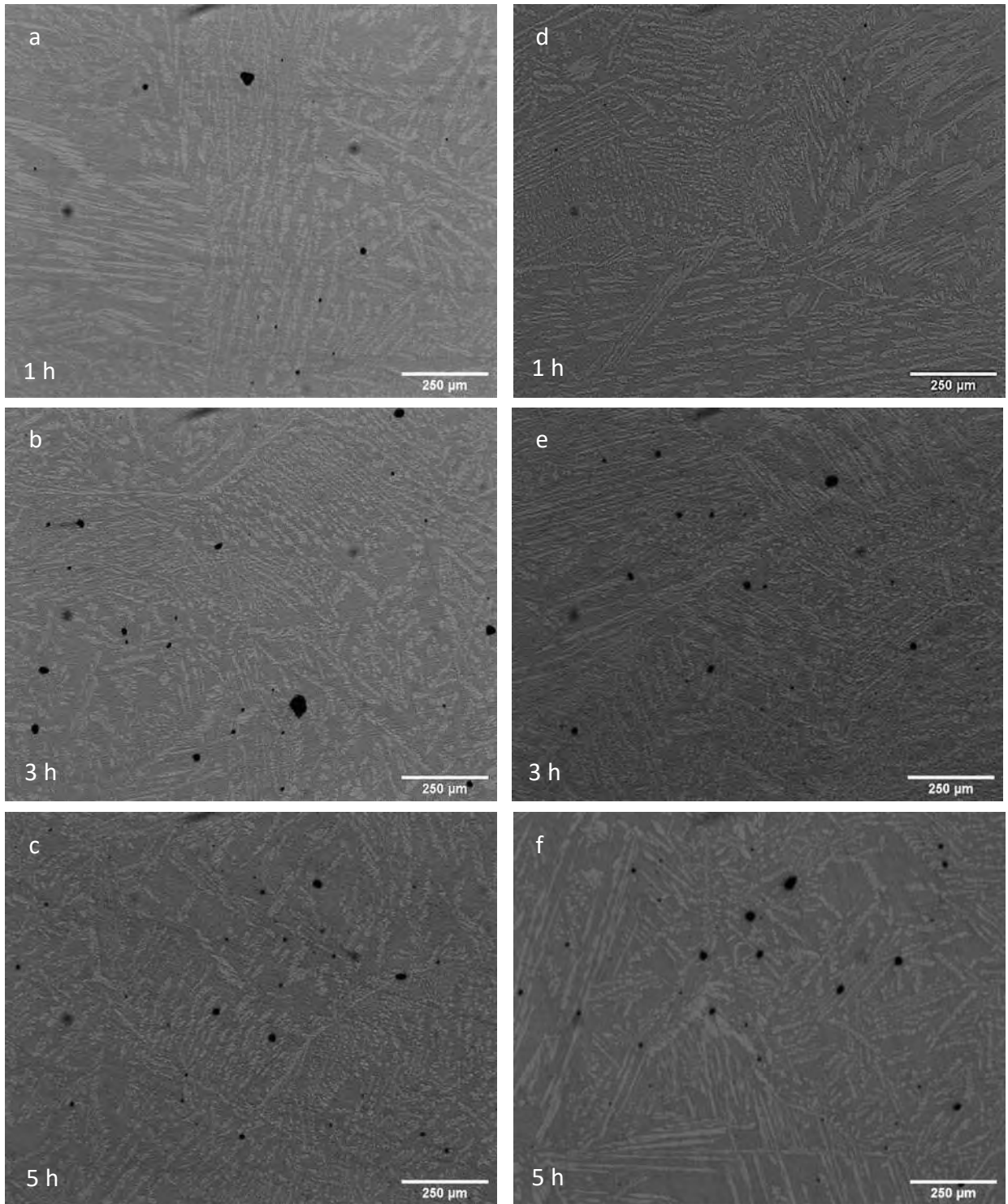


Figura 50 Micrografías de la aleación Cu₂₄Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple

Se llevó a cabo el estudio acerca del porcentaje de porosidad generado mediante esta temperatura de tratamiento térmico. Como se puede ver en la **Figura 51** se compara la porosidad obtenida mediante el tratamiento térmico de temple y sin temple, los valores que se observan de porosidad son bajos, sin embargo, bajo estas condiciones de tratamientos térmicos se aprecia el mayor porcentaje de porosidad en la muestra templada con 3 horas de permanencia en el horno.

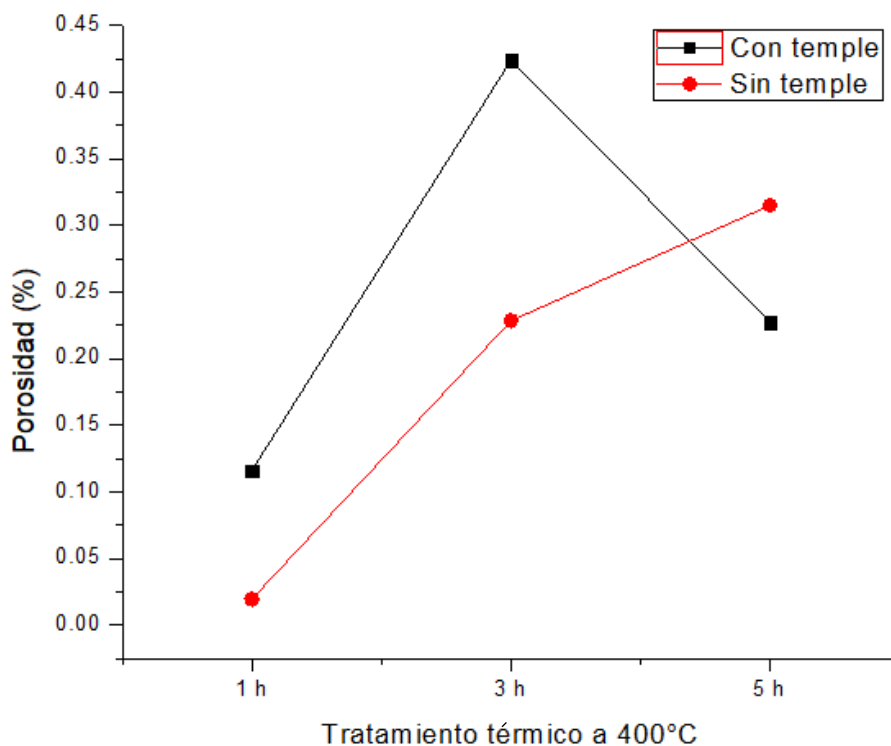


Figura 51 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 400°C de la aleación Cu24Sn

Como se observa en la **Figura 52** los cambios en el porcentaje de poros ni en rangos de tamaño de diámetro equivalente no se modificaron de manera significativa, las muestras que no fueron templadas presentan variaciones únicamente en la temperatura de 1 hora en donde la mayor cantidad de poros que estaban en un tamaño más pequeño aumentaron su diámetro equivalente, además los cambios en 3 y 5 horas no fueron significativos tampoco.

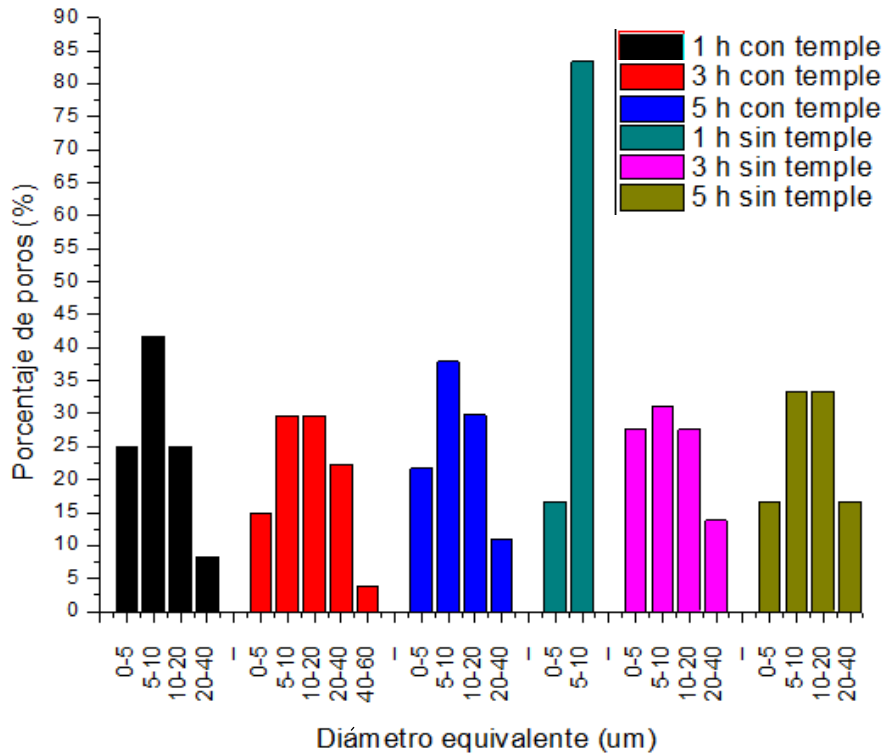


Figura 52 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu24Sn

Con el objetivo de analizar si el % de fase α (fase de color más claro en las micrografías de la **Figura 50**) presente afectaba en la porosidad obtenida se llevó a cabo un análisis de estas, en la **Figura 53** se observa que en estas condiciones de tratamiento termico el comportamiento entre el porcentaje de fase alfa y el porcentaje de porosidad obtenida manifiestan una conducta similar, además se puede resaltar que en los valores en que cada tratamiento manifestó su valor más alto de % de fase α más alto, también se encontraron los valores más altos de porosidad según cada caso. Con el tratamiento térmico sin temple se amplía ligeramente el porcentaje de la fase rica en cobre según el tiempo durante el cual es aplicado el tratamiento mientras que en el caso del temple porcentaje de fase alfa no presenta aumentos o decrementos significativos.

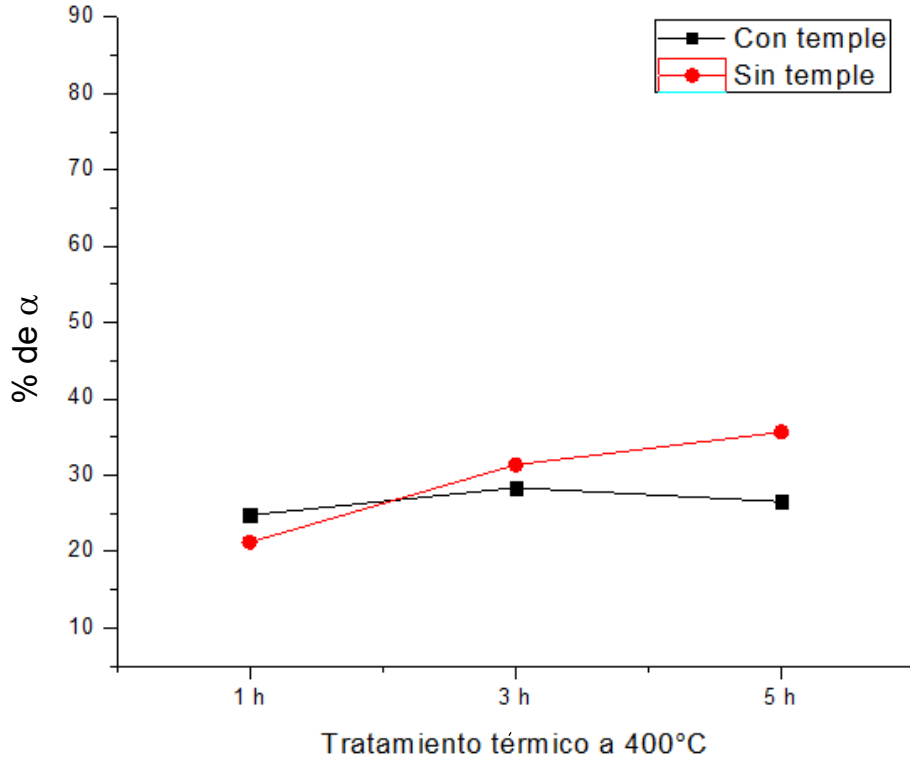


Figura 53 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu24Sn

En la **Tabla 14** se resume la información obtenida a través del análisis de imagen, se observa que la porosidad tiene un promedio de factor de forma cercano a uno, además la dimensión fractal de la porosidad presenta sus valores más altos en los casos donde se obtuvo un mayor porcentaje de porosidad. La dimensión fractal de la fase α en todos los casos fue bastante parecida debido a que los cambios en la microestructura no fueron significativos.

Tabla 14 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 400°C de la aleación Cu24Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1	0.12	10.70	0.94	0.95	1.68
Temple	3	0.52	14.46	0.88	1.06	1.73
Temple	5	0.23	9.48	0.93	0.76	1.72
Sin temple	1	0.02	7.62	0.96	0.62	1.66
Sin temple	3	0.23	10.12	0.90	0.74	1.76
Sin temple	5	0.32	12.32	0.94	0.95	1.71

3.3.2 Tratamiento térmico a 750°C

Se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple a 750°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₄Sn, los cuales se llevaron a cabo durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 54**. Bajo las condiciones de tratamiento térmico y la aleación que se trabajó no fue posible observar la microestructura de las muestras templadas sin embargo se observa en las micrografías a, b y c un aumento en la porosidad obtenida conforme al tiempo de permanencia en el horno. Por su parte en las micrografías d, e y f las segundas fases son de un tamaño pequeño y con formas irregulares, sin embargo en la micrografía e podemos ver un agrupamiento de fases y en la micrografía f una posterior fragmentación, de igual forma entre las micrografías d y e se aprecia una disminución en tamaño de poro sin embargo un aumento de poros generados, y de forma similar a las muestras templadas las muestras que no fueron templadas presentan un incremento de porosidad conforme fue mayor el tiempo de permanencia en el horno

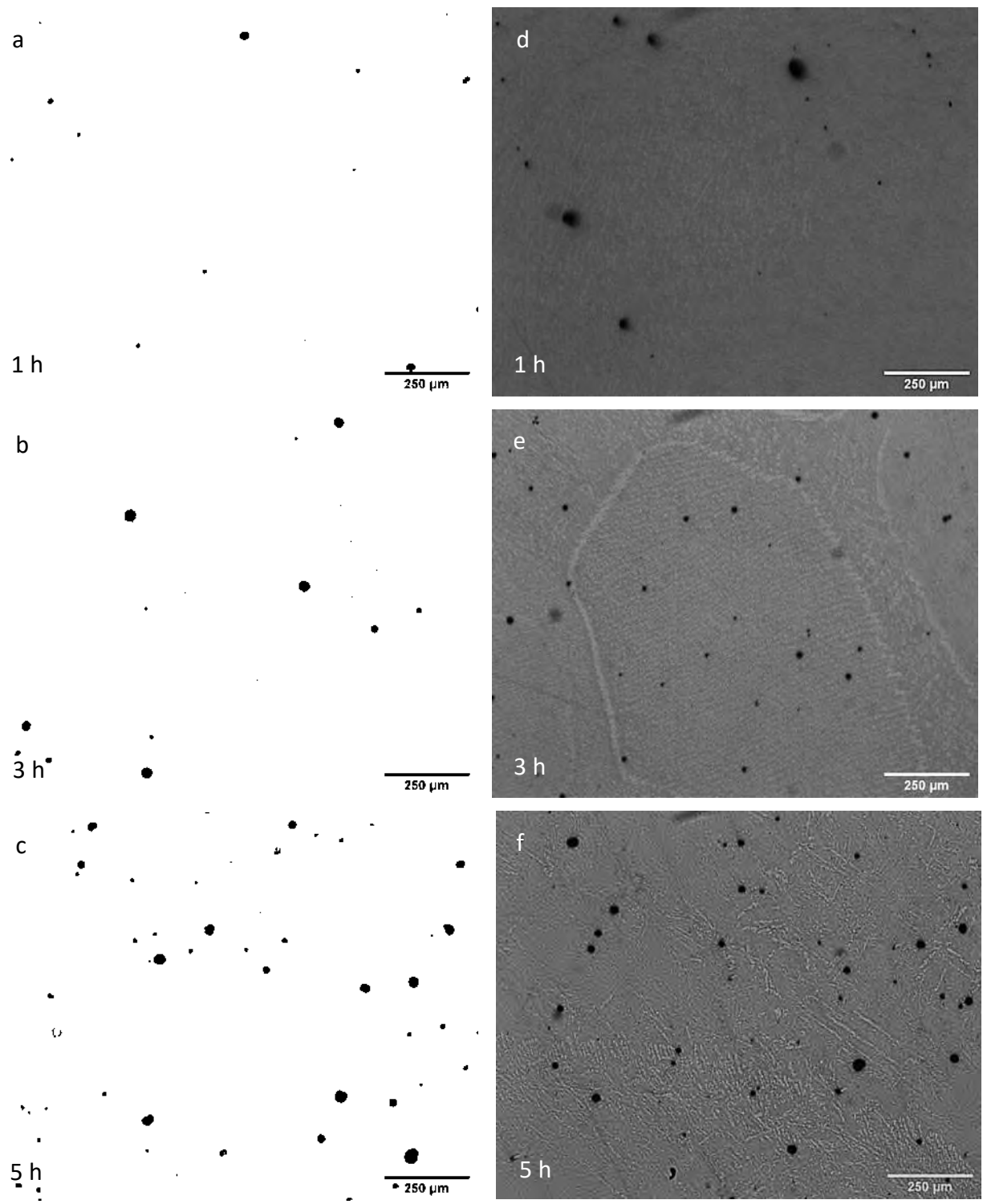


Figura 54 Micrografías de la aleación Cu₂₄Sn tratada térmicamente a 400°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple

Se llevó a cabo el estudio acerca del porcentaje de porosidad generado mediante esta temperatura de tratamiento térmico. Como se puede ver en la **Figura 55** se compara la porosidad obtenida mediante el tratamiento térmico de temple y sin temple, en donde se observa que la porosidad obtenida presenta valores bastante bajos sin embargo en 3 y 5 horas de tratamiento el porcentaje de porosidad obtenido es muy similar en ambos casos.

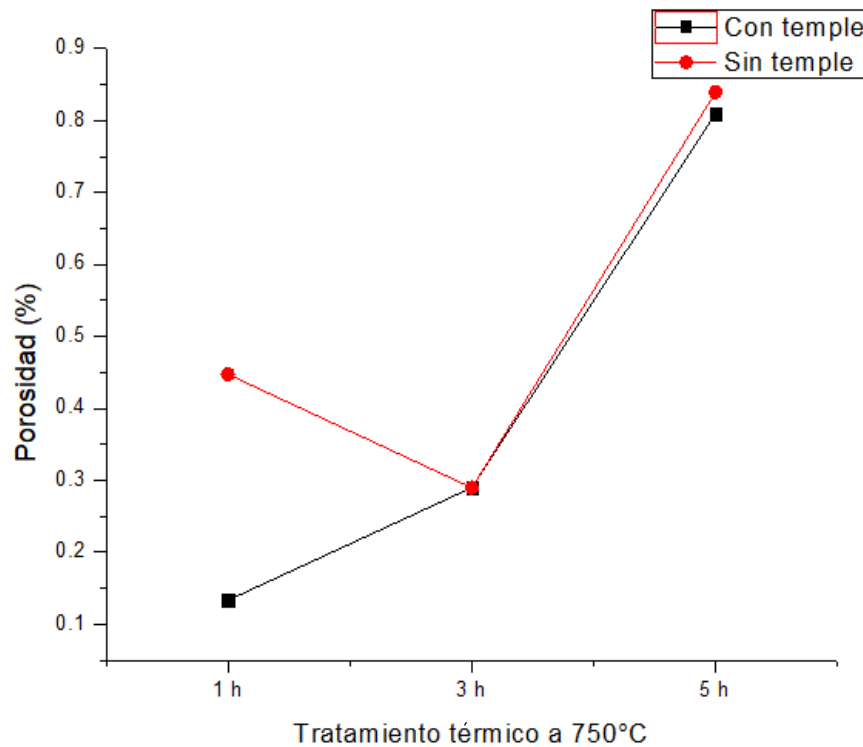


Figura 55 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 750°C de la aleación Cu24Sn

Además, se realizó el estudio de tamaño de poro como diámetro equivalente obtenido durante los tratamientos térmicos **Figura 56**, en los casos donde se realizó temple se aprecia un aumento en tamaño de diámetro equivalente en los poros, por parte de las muestras que no fueron templadas se puede observar que existe una disminución en el diámetro equivalente de la muestra tratada durante 1 hora, las muestras 3 y 5 horas presentan un comportamiento similar en tamaño de poro.

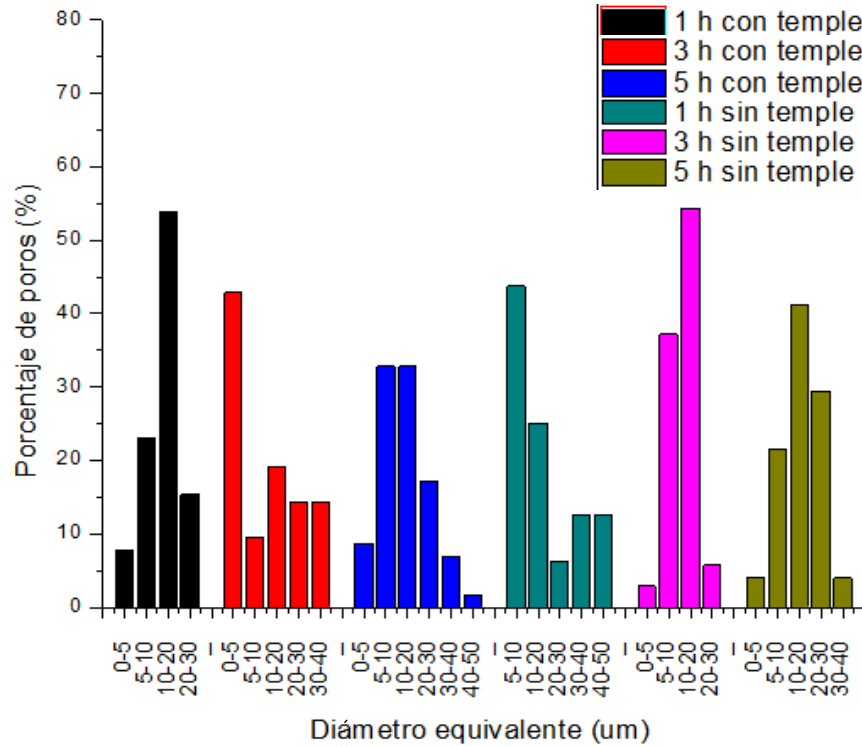


Figura 56 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu24Sn

Se realizó el análisis del % de fase alfa presente **Figura 57**, debido a la dificultad para hacer el análisis en las muestras templadas ya que según el diagrama de fases únicamente encontraríamos fase beta, este análisis solo se realizó este a las muestras sin temple. En caso contrario a los resultados obtenidos anteriormente la muestra que presentó el mayor porcentaje de fase α fue la que tuvo un tiempo de permanencia de 3 horas en el horno y generó el menor porcentaje de porosidad de estas muestras. Los valores de fase alfa obtenidos se deben al enfriamiento, ya que al ser un enfriamiento lento la microestructura intenta retomar su forma as cast, convirtiendo fase beta a fase alfa de nuevo.

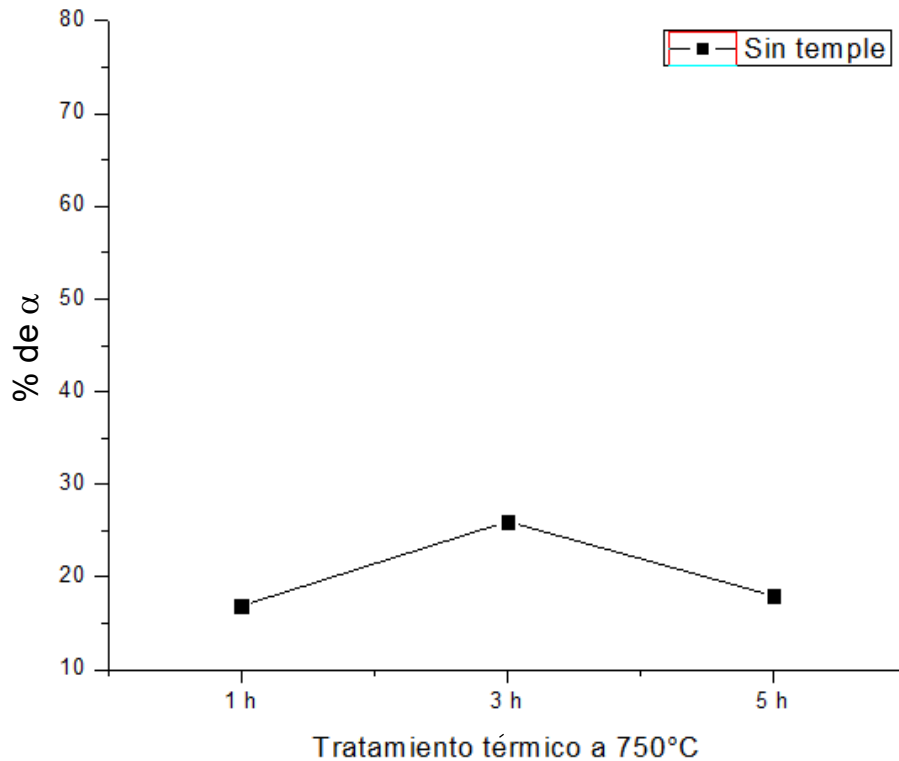


Figura 57 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu24Sn

De acuerdo a la **Tabla 15** encontramos que a pesar de tener una cantidad de poros grande el diámetro equivalente de estos es de un valor pequeño, sin embargo, tienen un factor de forma muy cercano a uno. En lo que respecta a la dimensión fractal de la porosidad encontramos los valores más altos en las muestras con mayor porcentaje de porosidad, a pesar que las muestras que tuvieron tiempo de permanencia de 3 horas lograron el mismo porcentaje de porosidad la muestra templada obtuvo mayor valor de dimensión fractal de la porosidad debido a que los poros tienen un mayor diámetro equivalente.

Tabla 15 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 750°C de la aleación Cu24Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1	0.13	13.09	0.94	0.99	
Temple	3	0.29	12.46	0.95	1.12	
Temple	5	0.81	14.31	0.87	1.21	
Sin temple	1	0.45	18.20	0.88	1.01	1.65
Sin temple	3	0.29	12.17	0.90	0.90	1.74
Sin temple	5	0.84	16.44	0.85	1.25	1.66

3.3.3 Tratamiento térmico a 800°C

Se llevó a cabo el tratamiento térmico con y sin temple a 800°C a 6 muestras de la aleación Cu₂₀Sn, los cuales se llevaron a ejecutaron durante periodos de permanencia en el horno de 1, 3 y 5 horas. Con el objetivo de hacer un análisis de la porosidad obtenida y de las transformaciones de fases se tomaron varias micrografías las que cuales pueden observarse en la **Figura 58**. Debido a la naturaleza de la aleación en las muestras templadas no fue posible observar la microestructura sin embargo se observa claramente un proceso de formación de porosidad de manera creciente según el tiempo de permanencia en el horno. De igual forma en las micrografías d, e y f se puede apreciar un aumento en el porcentaje de porosidad debido a crecimiento de tamaño de poro. La microestructura en las muestras que no sufrieron un tratamiento térmico de temple tiene formas irregulares, en las micrografías d y e no se aprecian cambios significativos en la microestructura, en cambio en la micrografía f se puede observar un aumento en el tamaño de fases lo que corresponde a un agrupamiento de fases.

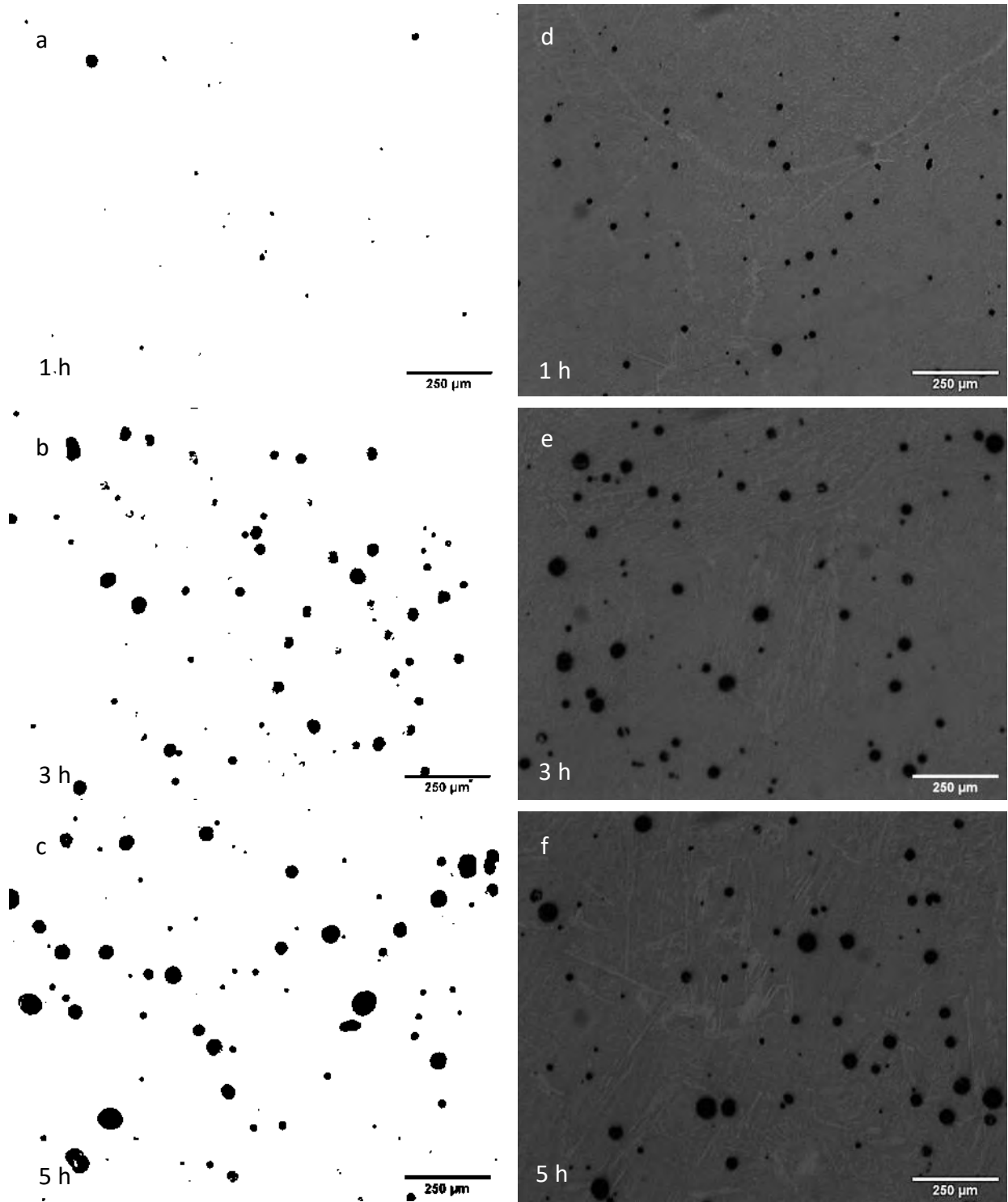


Figura 58 Micrografías de la aleación Cu₂₄Sn tratada térmicamente a 800°C, a, b y c con temple d, e y f sin temple

La **Figura 59** muestra los resultados de la porosidad obtenida bajo las condiciones de tratamiento térmico mencionadas anteriormente, como se observa en las micrografías los datos obtenidos mediante análisis de imagen confirman el aumento de porosidad en ambos tratamientos térmicos con respecto al tiempo de permanencia en el horno, obteniéndose su máximo valor de porosidad a las 5 horas de tratamiento térmico.

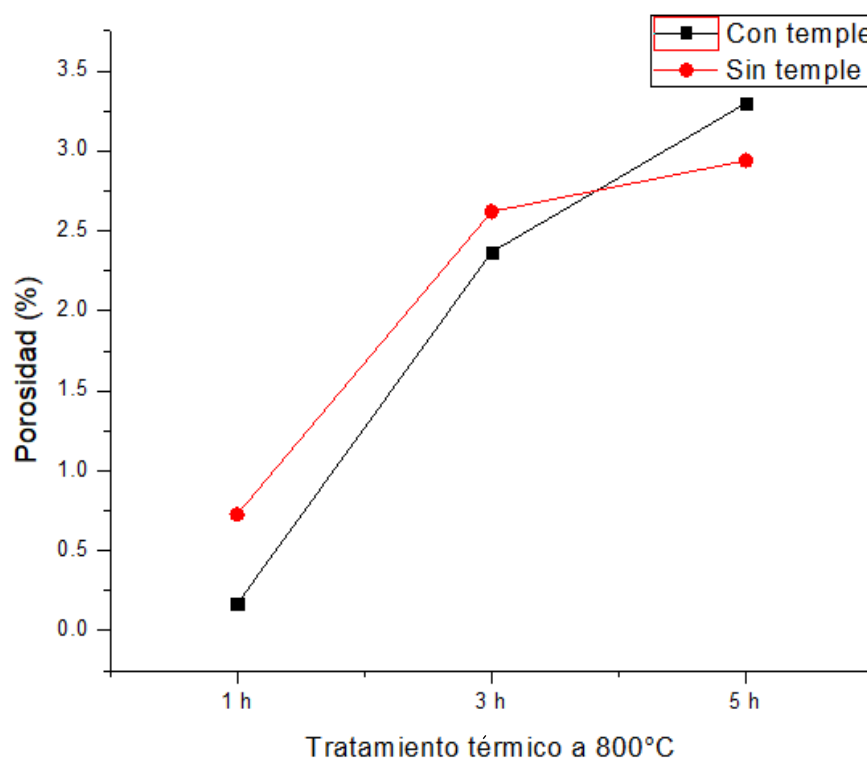


Figura 59 Gráfica comparativa entre la porosidad generada mediante tratamientos térmicos a 800°C de la aleación Cu24Sn

El análisis de tamaño de poro se muestra en la **Figura 60**, donde se observa para las muestras templadas que en el tiempo de 1 hora la mayor parte de poros se encuentran en un tamaño de 0 a 10 micras y conforme el aumento de tiempo de tratamiento térmico se llega a la formación de hasta 60 micras a las 5 horas de permanencia en el horno. De igual forma las muestras que no fueron templadas muestran aumento de tamaño de poro conforme al tiempo de permanencia en el horno, y ambos tratamientos presentan su valor de diámetro equivalente a las 5 horas de tratamiento térmico.

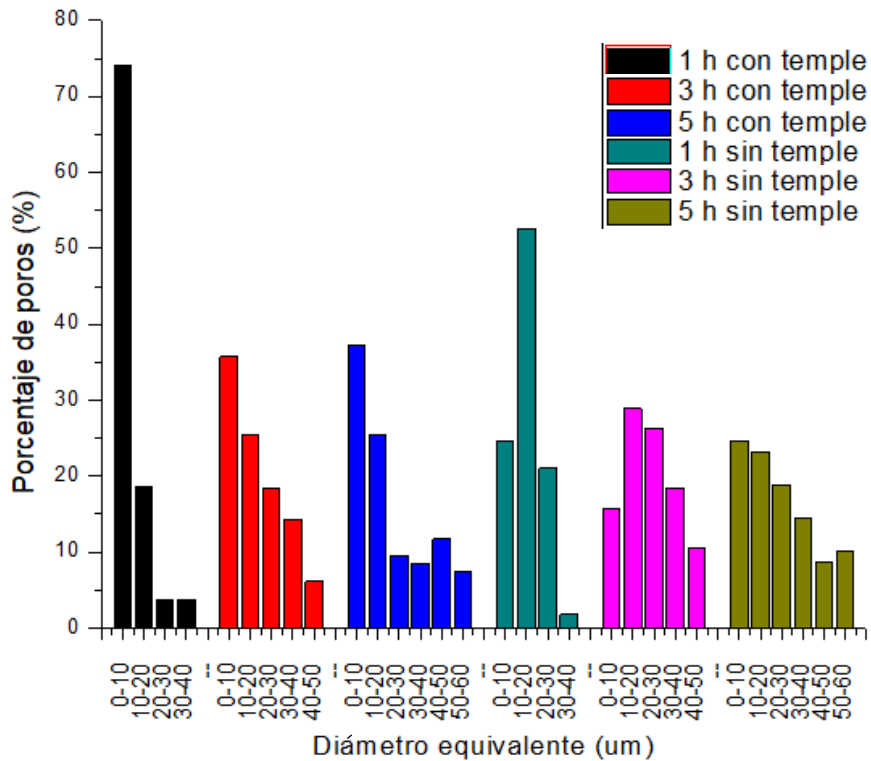


Figura 60 Gráfico comparativo del diámetro equivalente de poros obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu24Sn

El análisis del porcentaje de fase α presentes en las micrografías se muestran en la **Figura 61**, debido a que en las muestras templadas exclusivamente se encontraba una fase (fase β) no fue posible analizar un porcentaje de fase alfa, por lo tanto, únicamente se analizaron las muestras sin temple, en donde se aprecia una disminución de porcentaje de fase α conforme el tiempo de tratamiento térmico, de manera inversa al porcentaje de porosidad, esto debido a que al sufrir un enfriamiento lento un porcentaje de fase β se transformó en fase α , por tal motivo a mayores tiempos de permanencia en el horno ocurrió una menor transformación de fase beta. Bajo estas condiciones el mayor porcentaje de porosidad se encuentra a las 5 horas de tratamiento térmico que es donde se encuentra el valor de porcentaje de segunda fase más pequeño. De igual forma que en la aleación anterior se esperaba que bajo esta temperatura se obtuviera el mayor porcentaje de porosidad, pero no ocurrió así debido a las reacciones peritéticas que ocurrieron.

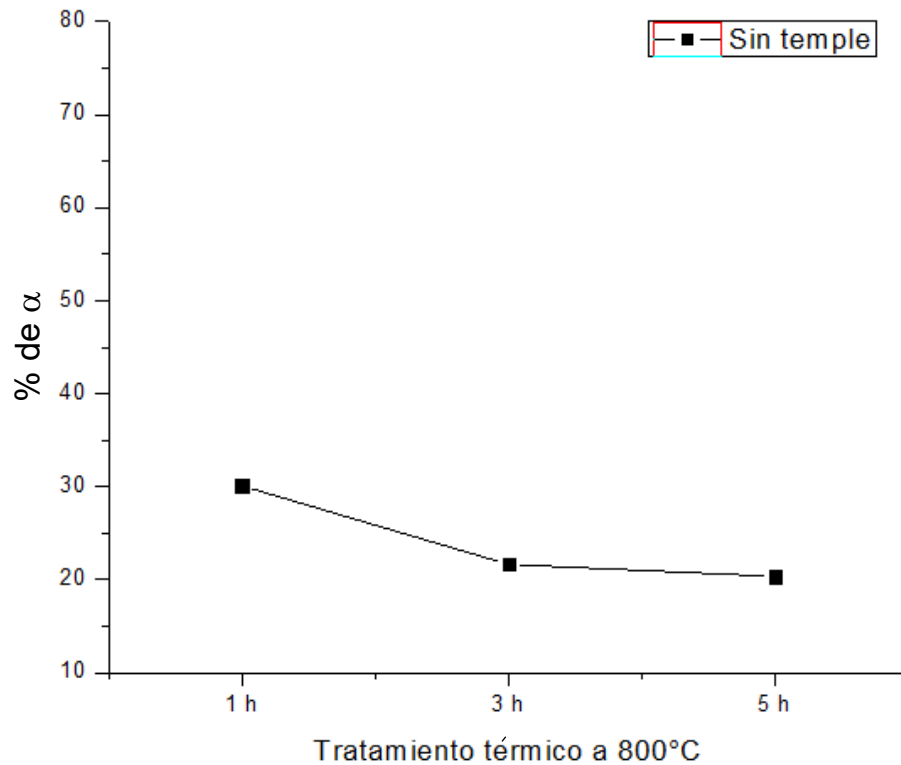


Figura 61 Gráfico comparativo del % de fases presentes mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu24Sn

De acuerdo a los resultados de la **Tabla 16** los mayores porcentajes de porosidad comparten los valores de diámetro equivalente más grande. Los poros generados tienen un factor de forma muy cercano a la unidad. Los valores de dimensión fractal de la porosidad son mayores de acuerdo al tamaño de poro y la porosidad generada. El valor de dimensión fractal de la fase α +L disminuye de acuerdo conforme aumenta el valor de porcentaje de porosidad.

Tabla 16 Resultados obtenidos del análisis de las micrografías obtenidos mediante el tratamiento térmico a 800°C de la aleación Cu24Sn

Tratamiento térmico	Tiempo (h)	% de porosidad	Promedio diámetro equivalente (um)	Promedio factor de forma	Dimensión fractal de la porosidad	Dimensión fractal de la fase α
Temple	1	0.17	9.07	0.95	0.87	
Temple	3	2.37	18.37	0.83	1.23	
Temple	5	3.30	20.65	0.90	1.32	
Sin temple	1	0.73	15.02	0.93	1.03	1.79
Sin temple	3	2.62	23.10	0.87	1.26	1.69
Sin temple	5	2.94	24.63	0.89	1.34	1.64

La **Figura 62** muestra el resumen de los valores de porosidad obtenidos de la aleación Cu24Sn bajo todos los tratamientos térmicos y las condiciones para efectuar estos. Como se puede observar en la mayor parte de los experimentos los resultados fueron menores al 1% de porosidad generada, obteniéndose el mayor valor en el tratamiento térmico con temple a 800°C con 5 horas de permanencia en el horno, así como el valor de porosidad mínimo obtenido bajo el tratamiento termico sin temple de 1 hora a 400°C.

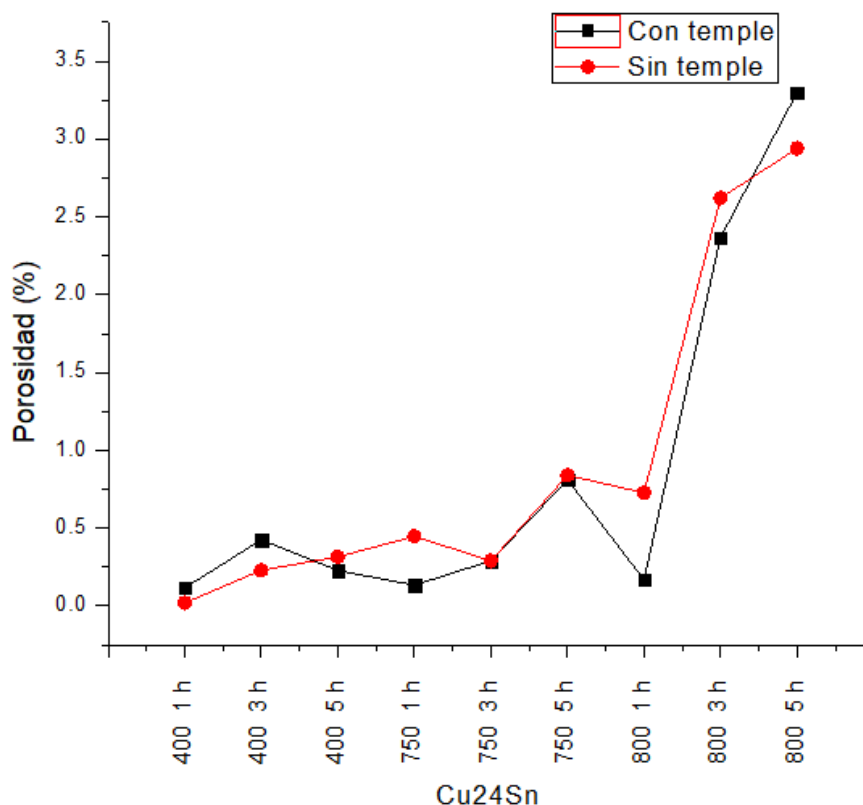


Figura 62 Gráfica de valores de porosidad obtenidos para la aleación Cu24Sn

La **Figura 63** muestra los resultados del porcentaje de fase alfa presentes en cada experimento, debido a los resultados obtenidos no se encontró una relación directa entre la porosidad obtenida y el porcentaje de segundas fases, ya que estos resultados varían dependiendo las condiciones de tratamiento térmico a las cuales se sometieron las muestras.

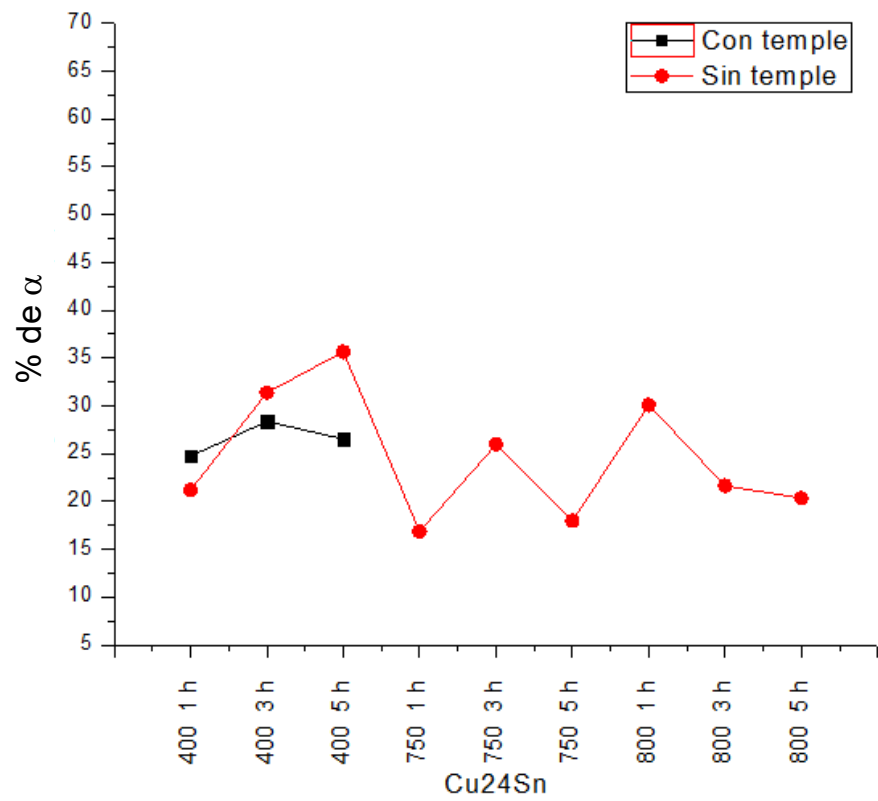


Figura 63 Gráfica de valores de segundas fases obtenidos para la aleación Cu24Sn

Conclusiones

La formación de porosidad in-situ en la aleación metálica Cu₂₀Sn y Cu₂₄Sn por medio de sobretratamiento térmico ha sido discutida. Por lo tanto, se pueden llegar a las siguientes conclusiones:

- Se obtuvieron espumas metálicas por medio del proceso de sobretratamiento térmico. La distribución de la porosidad fue uniforme alcanzando valores máximos de 13% con promedio de tamaño de poro cercano a las 26 micras, lográndose esto en la aleación Cu₂₀Sn bajo el sobretratamiento térmico a 750°C por una hora con temple.
- Se observó que para los menores valores de fase alfa (aleación Cu₂₀Sn con temple a 750°C 1h y 3h) corresponden con los valores de mayor porosidad. Esto correspondería a las condiciones de mayor contenido de fases ricas de estaño.
- El aumento del contenido de estaño en las aleaciones de Cu-Sn analizadas disminuyó el porcentaje máximo de porosidad obtenido, esto debido a que en la aleación Cu₂₄Sn a partir de los 586°C se disminuye la cantidad de fases presentes.
- La microestructura de las aleaciones sometidas a sobre-tratamientos térmicos presentaron cambios significativos a partir de los 750 °C con respecto a las aleaciones as cast, esto debido a la similitud de morfología entre las fases ϵ y δ .
- La porosidad generada en ambas aleaciones se debe a contracciones generadas por reacciones peritéticas, ya que las fases tienen diferentes estructuras cristalinas, ocupando volúmenes distintos.
- La dimensión fractal demostró ser un parámetro útil para describir la estructura porosa de las espumas metálicas, ya que estos valores dependen directamente de la porosidad de la espuma y del tamaño de poro generado.
- El estudio de las espumas metálicas mediante análisis de imagen fue efectiva ya que puede estudiarse el comportamiento del medio poroso, así como su comportamiento fractal.

- El comportamiento fractal de las fases presentes en las aleaciones no tiene relación directa con el valor de la porosidad obtenida, ya que no guarda una relación constante en todos los experimentos realizados.

Recomendaciones

Algunas recomendaciones para trabajos futuros:

- Continuar con mediciones de pruebas mecánicas a las muestras para aumentar el conocimiento de las espumas fabricadas.
- Elevar la temperatura de tratamiento térmico a las espumas con el fin de dar una mayor pauta a que ocurran reacciones peritéticas.
- Combinar el proceso de fabricación de espumas metálicas in-situ por medio de sobretratamiento térmico con el proceso de infiltración para obtener espumas con porosidad dual con valores de porosidad más altos.
- Ampliar la caracterización de las espumas, midiendo sus propiedades térmicas y eléctricas.
- Realizar más experimentos variando el contenido de estaño en la aleación de cobre para conocer más a fondo el efecto sobre la porosidad que tiene al aplicar el sobretratamiento térmico.
- Realizar un diseño de experimentos para tratar de predecir la porosidad que obtendrá una espuma antes de realizar el proceso de sobretratamiento térmico.

Cronograma de actividades

Actividad	Semestre 1	Semestre 2	Semestre 3	Semestre 4
<i>Búsqueda bibliográfica</i>	X	X	X	X
<i>Asignaturas obligatorias</i>	X			
<i>Asignaturas complementarias</i>		X		
<i>Adquisición de materiales</i>	X	X		
<i>Fundición de las aleaciones</i>		X		
<i>Caracterización as-cast de las aleaciones</i>		X	X	
<i>Tratamientos térmicos</i>			X	X
<i>Caracterización post TT</i>			X	X
<i>Análisis de resultados</i>			X	X
<i>Escritura de tesis</i>	X	X	X	X
<i>Divulgación de investigación</i>	X	X	X	X
<i>Publicación de artículo</i>				X
<i>Titulación</i>				X

Bibliografía

- [1] F. García-Moreno, "Commercial applications of metal foams: Their properties and production," *Materials (Basel)*, vol. 9, no. 2, pp. 20–24, 2016, doi: 10.3390/ma9020085.
- [2] N. Dukhan, "Metal foams: fundamentals and applications," *DEStech Publ. Inc*, 2013.
- [3] H.-P. D. and B. Kriszt, *Handbook of cellular metals*. Wiley-vch Weinheim, 2002.
- [4] M. F. Ashby, "Metal foams: A survey," *Sci. China Ser. B*, vol. 46, no. 6, p. 521, 2003, doi: 10.1360/02yb0203.
- [5] L. Drenchev and B. Academy, "Gasars: a specific class of porous materials," no. JUNE 2009, 2015.
- [6] F. Simančík, "Metallic foams – ultra light materials for structural applications," *Nýznieria Mater.*, vol. 5, no. 5, pp. 823–828, 2001.
- [7] M. A. Suarez *et al.*, "Production of Al-Cu-Fe metallic foams without foaming agents or space holders," *J. Alloys Compd.*, vol. 585, pp. 318–324, 2014, doi: 10.1016/j.jallcom.2013.08.015.
- [8] I. Alfonso *et al.*, "Characterization of Al-Si-Cu-Mg foams manufactured in-situ," *J. Alloys Compd.*, vol. 722, pp. 797–808, 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2017.06.173.
- [9] I. Alfonso, G. Lara, G. González, L. Béjar, C. Aguilar, and I. A. Figueroa, "A novel solid state method for manufacturing Al foams by over solution heat treatment," *Mater. Lett.*, vol. 174, pp. 6–9, 2016, doi: 10.1016/j.matlet.2016.03.060.
- [10] L. Lefebvre, J. Banhart, and D. C. Dunand, "Porous Metals and Metallic Foams : Current Status and Recent Developments," vol. 10, no. 9, pp. 775–787, 2008.
- [11] B. C. González, "Efectos De La Estructura Celular Sobre El Comportamiento Mecánico De Espumas De Aluminio De Poro Cerrado Obtenidas Por Fusión. Aplicación En Absorbedores De Energía," Universidad Politécnica de Valencia, p. 228, 2016.
- [12] J. a. Gutierrez and J. Oñoro, "Espumas de aluminio. Fabricación, propiedades y aplicaciones," *Rev. Metal.*, vol. 44, no. 5, pp. 457–476, 2008, doi: 10.3989/REVMETALM.0751.
- [13] R. V. U. F. Ana Zuleyka Diaz Mendoza, "Desarrollo de un proceso pulvimetalurgico para la fabricación de metales porosos base titanio, plata níquel y aluminio y evaluación de sus propiedades mecanicas," *J. Chem. Inf. Model.*, vol. 12 Suppl 1, no. 9, pp. 1–29, 2005, doi: 10.1007/978-1-4614-7990-1.
- [14] D. Lee, "From fundamental research to applications," *Europhys. News*, vol. 41, no. 6, p. 3, 2010.
- [15] B. del S. Orozco Rodríguez, "Formulación y caracterización de espumas fenólicas tipo

resol reforzadas con lignosulfonato cálcico y con partículas de ‘Pinus radiata,’” Universidad Complutense de Madrid, p. 242, 2013.

- [16] L. J. Gibson, “Mechanical behavior of metallic foams,” no. 1, pp. 191–227, 2000.
- [17] J. C. Carranza, “Efecto de la geometría fractal del sistema poroso sobre el comportamiento a la compresión de espumas metálicas,” p. 110, Universidad Nacional Autónoma de México, 2018.
- [18] N. Fleck, “Metal Foams : a Design Guide Metal Foams : A Design Guide,” vol. 3069, no. February 2002, p. 264, 2016, doi: 10.1016/S0261-3069(01)00049-8.
- [19] J. A. A. Schafer, *Cobre y sus Aleaciones*. 2013.
- [20] F. G. Cuevas, J. M. Montes, J. Cintas, and P. Urban, “Electrical conductivity and porosity relationship in metal foams,” *J. Porous Mater.*, vol. 16, no. 6, pp. 675–681, 2009, doi: 10.1007/s10934-008-9248-1.
- [21] P. Ing and E. Gustavo, “Estructura y propiedades plomo , estaño y sus aleaciones,” 2013.
- [22] A. Byakova, S. Gnyloskurenko, Y. Bezimyanniy, and T. Nakamura, “Closed-Cell Aluminum Foam of Improved Sound Absorption Ability: Manufacture and Properties,” *Metals (Basel)*, vol. 4, no. 3, pp. 445–454, 2014, doi: 10.3390/met4030445.
- [23] D. Bartocha, C. Baron, and J. Suchoń, “The influence of solidification rate on high-tin bronze microstructure,” *Arch. Foundry Eng.*, vol. 19, no. 1, pp. 89–97, 2019, doi: 10.24425/afe.2018.125197.
- [24] M. T. Malachevsky *et al.*, “Fabrication of copper foams by powder metallurgy,” *Rev. Mater.*, vol. 23, no. 2, 2018, doi: 10.1590/S1517-707620180002.0356.
- [25] J. L. Nebreda, “Optimización de la estructura celular en espumas de aluminio,” Universidad de Valladolid, p. 326, 2014.
- [26] A. Calle Fernandez, “Espumas Pulvimetalurgicas De Aluminio,” Escuela Superior Tecnica de Ingenieros de Minas, p. 136, 2012.
- [27] B. Y. C. Herrera, “Efectos del contenido de cu sobre la fabricación de espumas de al mediante infiltración y fusión localizada de segundas fases,” Universidad Nacional Autónoma de México, 2018.
- [28] J. Banhart, “Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 6, pp. 559–632, 2001, doi: 10.1016/S0079-6425(00)00002-5.
- [29] Y. Zhou, Z. Hong, X. Ai, and X. Zuo, “Manufacture, structure and properties of copper foams,” *Adv. Mater. Res.*, vol. 652–654, pp. 1163–1166, 2013, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.652-654.1163.

- [30] H. Zhang, Q. Pan, and H. Zhang, "Multi-scale porous copper foams as wick structures," *Mater. Lett.*, vol. 106, pp. 360–362, 2013, doi: 10.1016/j.matlet.2013.05.092.
- [31] S. Fürtauer, D. Li, D. Cupid, and H. Flandorfer, "The Cu-Sn phase diagram, Part I: New experimental results," *Intermetallics*, vol. 34, pp. 142–147, 2013, doi: 10.1016/j.intermet.2012.10.004.
- [32] J. V. Pestana, "Fractalidad Y Comportamiento Psicosocial," *Fractalidad Y Comport. Psicosoc.*, Universidad de Barcelona, pp. 1–23, 1999.
- [33] L. Plazas Nossa, M. A. Ávila Angulo, and G. Moncada Méndez, "Estimación del exponente de HURST y dimensión fractal para el análisis de series de tiempo de absorbancia UV-VIS," *Cienc. e Ing. Neogranadina*, vol. 24, no. 2, p. 133, 2014, doi: 10.18359/rcin.397.
- [34] C. C. R. Olivo, "Análisis del efecto de la distribución fractal de las partículas espaciadoras sobre la porosidad de espumas de aluminio fabricadas por infiltración," Universidad Nacional Autónoma de México, 2020.
- [35] G. Rodríguez, "Cálculo de la dimensión Fractal objetos 3D," p. 85, 2017, [Online]. Available: https://rua.ua.es/dspace/bitstream/10045/67830/1/Calculo_de_la_dimension_fractal_sobre_objetos_3d_ivorra_rodriguez_gacel.pdf.
- [36] L. Pérez, S. Lascano, C. Aguilar, D. Domancic, and I. Alfonso, "Simplified fractal FEA model for the estimation of the Young's modulus of Ti foams obtained by powder metallurgy," *Mater. Des.*, vol. 83, pp. 276–283, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.06.038.
- [37] M. de L. Mondragón Sánchez, *Curso de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)*. Morelia, Michoacan 2009.
- [38] *Servicio de Microscopía Electrónica*. Universitat Politècnica de València, 2020.
- [39] G. S. G. Briones, "Caracterización térmica y microestructural de las aleaciones Ni₂-xMnSnFex y Ni₂-xMnSnCox," Instituto Potosino de Investigación Científica y Tecnológica A.C. 2013.
- [40] D. R. Askeland, *Ciencia E Ingeniería De Los Materiales*, Cengage Learning, 3 rd Edition.
- [41] "ImageJ." 2021, [Online]. Available: <https://imagej.nih.gov/ij/>.
- [42] "T.A. Instruments Universal Analysis 2000." .