



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO.
POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES.

EFFECTOS DEL CONTENIDO DE Cu SOBRE LA FABRICACIÓN DE ESPUMAS DE
AI MEDIANTE INFILTRACIÓN Y FUSIÓN LOCALIZADA DE SEGUNDAS FASES.

TESIS

PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

PRESENTA:

BERTHA YUNUÉN CASAS HERRERA

TUTOR PRINCIPAL

DR. ISMELI ALFONSO LÓPEZ

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

MIEMBROS DEL COMITÉ TUTOR

DR. IGNACIO ALEJANDRO FIGUEROA VARGAS
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

DR. LUIS BÉJAR GÓMEZ
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA, UMSNH

MORELIA, MICHOACÁN ABRIL 2018



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

AGRADECIMIENTOS

Agradezco primeramente a Dios por permitirme concluir otra etapa de mi vida y por poner a las personas adecuadas en el camino.

A mis padres Esther Guadalupe Herrera Gonzales y José María Casas Mendoza por todo su apoyo brindado en todo momento y acompañarme en mis sueños. Gracias por estar siempre a mi lado alentándome.

También agradezco a mis hermanos, mis amigos, compañeros y mi novio por su apoyo.

Agradezco al IIM-UMAN unidad Morelia, por darme la oportunidad de seguir desarrollándome profesionalmente, así como a mi asesor Dr. Ismeli Alfonso López por brindarme las herramientas necesarias para concluir el proyecto de investigación.

Agradezco a mis asesores externos, el Dr. Luis Béjar y el Dr Ignacio Alejandro Figueroa Vargas por su apoyo a lo largo del desarrollo de este proyecto.

Agradezco a Adriana Tejeda, M.C Eliezer Hernández Mecinas, Dr. Orlando Hernández, por su apoyo en el uso de equipos, así como a proyecto conacyt y UNAM PAPIIT IN117316, por los recursos para llevar acabo el presente trabajo.

INDICE

INDICE	iii
INTRODUCCIÓN.....	10
OBJETIVOS.....	13
HIPÓTESIS	14
JUSTIFICACIÓN.....	15
CAPÍTULO 1.	16
<i>MARCO TEÓRICO</i>	17
1.1 Espumas metálicas.....	17
1.2. Propiedades de las espumas metálicas.	18
1.2.1. Densidad y porosidad	19
1.2.2. Propiedades elásticas	21
1.2.3. Propiedades térmicas	22
1.2.4. Propiedades eléctricas.	23
1.2.5. Propiedades acústicas.	23
1.2.6. Propiedades químicas.	24
1.3. Métodos de producción de espumas metálicas.....	24
1.3.1. Espumado con agentes espumantes.....	26
1.3.2. Metalurgia de polvos.	28
1.3.3. Fundición de precisión.	29
1.3.4. Infiltración	30
1.3.4.1 Variantes del proceso de infiltración.....	32
1.3.5 Sinterizado de esferas huecas.	33
1.3.6 Sinterizado de polvos y fibras.	34
1.3.7. Extrusión de polímeros/mezclas metálicas.....	35
1.3.8. In-situ por tratamiento térmico.....	36
1.4. Aplicación de las espumas metálicas.	37
1.4.1. Aplicaciones estructurales.....	38
1.4.2. Aplicaciones de control de ruido.....	41
1.4.3 Aislamiento acústico y térmico.	41
1.4.4 Aplicaciones de arte y decoración.	42
1.5. Aleaciones de aluminio.	44
1.5.1. Efecto de los elementos aleantes.	46
1.5.2. Aleaciones cuaternarias de Al-Si-Cu-Mg.....	48

1.6 Tratamiento térmico de solubilización modificado para fabricar espumas metálicas.	50
CAPÍTULO 2.	53
PARTE EXPERIMENTAL	54
2.1 Obtención de las aleaciones de aluminio.....	55
2.2. Caracterización de las aleaciones cuaternarias de aluminio.....	56
2.2.1. Caracterización microestructural.....	56
2.2.2. Medición de la densidad.....	57
2.2.3. Determinación de las propiedades mecánicas.....	57
2.3. Fabricación de las espumas metálicas por el método de infiltración.....	58
2.3.1. Dispositivo para método de infiltración.....	58
2.3.2. Elaboración de la preforma.....	59
2.3.3. Preparación del equipo de infiltración.....	59
2.3.4. Fusión del metal e infiltración.....	60
2.3.5. Desmontado y disolución de la preforma.....	60
2.4. Caracterización de las espumas metálicas.....	60
2.5. Tratamiento térmico de solubilización.....	60
2.5.1. Caracterización de las espumas metálicas con doble porosidad.....	61
2.6 Análisis de imagen.....	61
CAPÍTULO 3.	63
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	64
3.1 Caracterización de las aleaciones cuaternarias de aluminio.....	64
3.1.1 Caracterización microestructural.....	64
3.1.1.1 Aleación Cu3.....	64
3.1.1.2 Aleación Cu5.....	67
3.1.1.3 Aleación Cu7.....	69
3.1.2 Difracción de rayos-X.....	72
3.1.3 Compresión.....	73
3.1.4 Densidad.....	74
3.2 Caracterización de espumas metálicas fabricadas por el método de infiltración.....	74
3.2.1 Caracterización microestructural.....	76
3.2.1.1 Espumas metálicas con la aleación Cu3.....	76
3.2.1.2. Espuma metálica con aleación Cu5.....	79
3.2.1.3 Espuma metálica con aleación Cu7.....	81
3.2.2 Difracción de rayos-X.....	84

3.2.3 Compresión.....	85
3.2.4 Densidad y porosidad.	86
3.3 Caracterización de las espumas metálicas con porosidad dual.....	86
3.3.1 Caracterización estructural.	87
3.3.1.1. <i>Espuma metálica con porosidad dual con la aleación Cu3.</i>	87
3.3.1.2 <i>Espuma metálica con porosidad dual con aleación Cu5.</i>	90
3.3.1.3 <i>Espuma metálica con porosidad dual con la aleación Cu7.</i>	92
3.3.2 Difracción.	95
3.3.3 Compresión.....	95
3.3.4 Densidad y porosidad.	97
3.3.5 Caracterización de la gota.....	98
3.3.6. Difracción de rayo-X.	100
3.4 Comparación.....	100
3.4.1 Microestructura.....	101
3.4.2 Difracción de rayos-X.	103
3.4.3 Compresión.....	105
3.4.4 Densidad y porosidad.	107
CONCLUSIONES.....	108
RECOMENDACIONES	110
BIBLIOGRAFÍA	111

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Espumas metálicas con porcentaje y morfología de poros variable. [1].....	17
Figura 1.2 Cuerva Esfuerzo-Deformación característica de una espuma metálica [51].	22
Figura 1.3 Clasificación de los procesos de fabricación de espumas metálicas.....	25
Figura 1.4 Proceso de espumado con agentes espumantes.[51].....	27
Figura 1.5 Proceso de metalurgia de polvos [17].	28
Figura 1.6 Proceso de fundición por precisión [43]	29
Figura 1.7 Proceso de infiltración [18].....	31
Figura 1.8 a) Espuma metálica con preforma cerámica. b) Espuma metálica con preforma de TiH ₂ . [33, 44].....	32
Figura 1.9 Espumas de aleación de vidrio metálico. [34]	32
Figura 1.10 Creación de esferas vacías metálicas por la ruta Georgia Tech [23].	33
Figura 1.11 Proceso de recubrimiento de esferas de espumas de poliestireno para la producción de estructuras de esferas vacías [11].....	34
Figura 1.12 Proceso de sinterizado de polvos [46].....	35
Figura 1.13 Proceso de extrusión de polímeros/mezclas metálicas [46].....	36
Figura 1.14 Esquema de tratamiento térmico para obtener espumas in-situ	37
Figura.1.15 " Inferno exotic car" Carro fabricado con espumas metálicas.[48]	38
Figura 1.16 Panel con núcleo de espuma metálica de aluminio [11].	40
Figura 1.17 Estructura de ALPORAS para absorción de ruido debajo de un viaducto en Japón [51].	42
Figura 1.18 Casa rural "Anenhütte" (Lötschental, Suiza) con espuma metálica en la fachada [52].	43
Figura 1.19 a) Logo de MTV[53] b) base de una mesa de espuma metálica [54].	43
Figura 1.20 Decoración de espumas metálicas.[52].....	44
Figura 1.21 Micrografías de las aleaciones As-Cast con diferentes contenidos de Mg wt % a)7 % b)9 % y c)11 % [6].....	49
Figura 1.22 a) Representación del tratamiento térmico para la manufactura de espumas metálicas b) Curvas DTA que muestran los puntos de fusión (T _m) de las fases para las aleaciones .[10].....	51
Figura 2.1 Probeta de compresión	57
Figura 2.2 Dispositivo de infiltración.....	58
Figura 2.3 Barra de tareas del programa ImageJ.....	62
Figura 3.1 Lingotes de las aleaciones.....	64
Figura 3.2Micrografías de microscopio óptico (a) y microscopio electrónico de barrido (b) para Cu ₃	65
Figura 3.3 Mapeo de la aleación Cu ₃ a) Micrografía b) Aluminio en rojo c) Cobre en amarillo, d) Silicio en verde e) Magnesio en morado f) Hierro en azul	66
Figura 3.4 Micrografía de a) microscopio óptico y b) microscopio electrónico de barrido de Cu ₅	67
Figura 3.5 Mapeo de la aleación Cu ₅ a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado, e) Magnesio en azul, f) Silicio en verde.	68

Figura 3.6 Micrografía por a) microscopio óptico b) Microscopio electrónico de barrido para la aleación Cu7.	69
Figura 3.7 Mapeo de la aleación Cu7 a) micrografía de MEB b) Mapeo general c) Aluminio en rojo, d) Cobre en azul, e) Magnesio en morado, f) Silicio en verde.	70
Figura 3.8 Micrografías de las aleaciones a) Cu3, b) Cu5 c) Cu7.	71
Figura 3.9 Difractograma de las aleaciones de aluminio Cu3, Cu5 y Cu7.	72
Figura 3.10 Curvas de compresión de las aleaciones de aluminio.	73
Figura 3.11 Macrografía del material compuesto Al/NaCl, con Cu3.	75
Figura 3.12 Macrografía de la espuma metálica de aleación de aluminio Cu3.	75
Figura 3.13 Micrografías de la espuma metálica con Cu3 por infiltración a) MEB, b) MO	76
Figura 3.14 Micrografías de las espumas con aleación Cu3 de a) microscopio óptico a 45x y b) microscopio electrónico de barrido.	77
Figura 3.15 Mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu3 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en morado, d) Cobre en rojo, e) Magnesio en verde, f) Silicio en amarillo.	78
Figura 3.16 Micrografías de la espuma metálica con aleación Cu5 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido.	79
Figura 3.17 Mapeo de la espuma de aluminio con Cu5 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado e) Magnesio en azul f) Silicio en amarillo.	80
Figura 3.18 Micrografía de la espuma metálica de la aleación Cu7 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido.	81
Figura 3.19 Mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu7 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado, e) Magnesio en azul, f) Silicio en verde.	82
Figura 3.20 Micrografías de las espumas por infiltración con las diferentes aleaciones a) Cu3, b) Cu5 y c) Cu7.	83
Figura 3.21 Difractogramas de las espumas metálicas con Cu3, Cu5 y Cu7.	84
Figura 3.22 Curvas de compresión de las espumas metálicas.	85
Figura 3.23 Gota saliente de la espuma metálica Cu5 después del tratamiento térmico.	87
Figura 3.24 Micrografía de la espuma dual Cu5.	87
Figura 3.25 Micrografía de la espuma dual Cu3 de a) Microscopio óptico a 45x b) microscopio electrónico de barrido.	88
Figura 3.26 Mapeo de la espuma dual de la aleación Cu3 a) Mapeo general b) Aluminio en rojo c) Cobre en morado, d) Magnesio en azul, e) Silicio en verde y f) Poro.	89
Figura 3.27 Microestructura de la espuma dual con Cu5 a) Microscopio óptico 45x b) Microscopio electrónico de barrido.	90
Figura 3.28 Mapeo de la espuma dual de la aleación Cu5 a) Mapeo general, b) Aluminio en verde, c) Cobre en azul, d) Magnesio en morado, e) Silicio en rojo y f) Poro.	91
Figura 3.29 Micrografía de la espuma dual con Cu7 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido.	92
Figura 3.30 Mapeo de la espuma dual con la aleación Cu7 a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Cobre en azul, d) Magnesio en morado, e) Silicio en verde y f) Poro.	93
Figura 3.31 Micrografías de las espumas con porosidad dual.	94
Figura 3.32 Difractograma de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7.	95
Figura 3.33 Curvas esfuerzo-deformación de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7.	96
Figura 3.34 Gota en la superficie de la espuma metálica dual Cu5.	98

Figura 3.35 Mapeo de la gota a) Micrografía b) Mapeo general c) Aluminio en rojo d) Cobre en azul e) Magnesio en morado f) Silicio en verde	99
Figura 3.36 Difractograma de la gota	100
Figura 3.37 Micrografías de las aleaciones (a,b,c) Cu ₃ , (d,e, f) Cu ₅ , (g,h,i) Cu ₇ . Micrografías de las espumas por infiltración (b,e,h). Micrografías de las espumas duales (c,f,i)	102
Figura 3.38 Difractogramas de la aleación Cu ₃ en todos los procesos.	103
Figura 3.39 Difractograma de la aleación Cu ₅ , aleación, espumas por infiltración y espuma con porosidad dual.....	104
Figura 3.40 Difractograma de la aleación Cu ₇ , aleación, Espumas por infiltración y espumas con porosidad dual	104
Figura 3.41 Curvas de deformación de las espumas metálicas con Cu ₃	105
Figura 3.42 Cuerva esfuerzo-deformación de las espumas con Cu ₅	106
Figura 3.43 Curvas de deformación de las espumas metálicas con Cu ₇	106

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1 Propiedades del aluminio	45
Tabla 2.Designación de las aleaciones de aluminio para forja y fundición.	45
Tabla 3 Composición de las aleaciones.....	55
Tabla 4. Tabla con porcentaje de fases para la aleación Cu3	65
Tabla 5 Porcentaje de fases para la aleación Cu5.....	67
Tabla 6 Porcentaje de fases de la aleación Cu7.....	69
Tabla 7 Porcentajes de fases para aleaciones as-cast	71
Tabla 8 Módulo de Young de las aleaciones.....	74
Tabla 9 Densidad de las aleaciones de aluminio con diferente contenido de cobre.....	74
Tabla 10 Porcentajes de fases para la espuma de aleación Cu3	77
Tabla 11 Porcentaje de las fases en la espuma metálica con aleación Cu5.....	79
Tabla 12 Porcentaje de fases de la espuma de aluminio de la aleación Cu7	81
Tabla 13 Porcentaje de fases de las espumas metálicas	83
Tabla 14 Módulo de Young para las espumas metálicas por infiltración	86
Tabla 15 Densidades y porosidad de las espumas metálicas con diferentes aleaciones.....	86
Tabla 16 Porcentajes de fases en la espuma dual con Cu3.....	88
Tabla 17 Porcentaje de fases en espuma dual con Cu5	90
Tabla 18 Porcentaje de fases de la espuma dual con Cu7	92
Tabla 19 Porcentaje de fases para las espumas con porosidad dual.....	94
Tabla 20 Módulo de Young de las espumas duales.....	97
Tabla 21 Densidad y porosidad de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7	97
Tabla 22 Comparación de densidades	107
Tabla 23 Comparación de las porosidades de las espumas metálicas	107



INTRODUCCIÓN

El uso de las espumas metálicas ha venido incrementándose debido a sus características únicas, como son su estructura ligera y sus buenas propiedades físicas, químicas y mecánicas. 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. Son útiles en aplicaciones que requieran un alto intercambio de calor, son estables a temperaturas elevadas, poseen resistencia al fuego y son completamente reciclables. Presentan 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[1][2], consiguiendo propiedades inigualables, abriendo con esto una nueva línea de investigación en la rama de los materiales. Sus aplicaciones van desde el uso como biomaterial en el sustituto de hueso hasta componentes de seguridad de automóviles. Los primeros metales porosos fueron producidos a partir de la década de los 50s[3]. La lista de metales que se han utilizado para el desarrollo de espumas metálicas incluyen Al, Fe, Ti, Mg y Zn, entre otros[4].

Las propiedades características que definen una espuma metálica son su estructura celular y su densidad relativa. Las espumas metálicas se clasifican en espumas con celda abierta o de celda cerrada, aunque una combinación de ambas es posible[5]. En el caso de las espumas de celda abierta puede tratarse de una red de poros interconectados. A pesar de sus características favorables, las espumas metálicas aún no han sido suficiente ni apropiadamente caracterizadas y algunos de los procesos empleados en su fabricación no se han podido controlar de forma precisa. Esto ha generado dispersión en sus propiedades y dificultado su aplicación. Se plantean una serie de desafíos para el mejor aprovechamiento de las espumas metálicas, entre los que están:

- Desarrollo de nuevos procesos de obtención de espumas, con mayor control de los mecanismos de formación de poros.
- Disminución de costos de fabricación.
- Mejora de las propiedades mecánicas.

- Fabricación de espumas que sean más versátiles en sus aplicaciones.

Tomando en cuenta estos retos y de acuerdo a experiencias de investigación anteriores, donde se ha trabajado en la obtención mediante fundición convencional de aleaciones de aluminio y sus tratamientos térmicos[6–8], así como en la obtención y caracterización de espumas metálicas[9], es que surge la idea de la combinación de estas investigaciones, 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 sobre tratamiento térmico de estas aleaciones[9-10], por lo que es necesario analizar la factibilidad de ampliar el rango de aleaciones en las cuales se puede provocar este efecto. Si sumamos a esto la porosidad que se obtiene mediante la fabricación de espumas metálicas por infiltración, utilizando la técnica de espaciadores, tendremos espumas con porosidades aún mayores, y ubicadas no solo entre la matriz, sino también en ella, por lo que se podrían comparar espumas fabricadas solo por infiltración con espumas que combinen estos dos métodos.

El presente trabajo, comprende la fabricación de espumas metálicas de aleaciones cuaternarias Al-Si-Cu-Mg mediante infiltración, seguido de tratamientos térmicos que posibilitarán la fusión localizada de segundas fases de bajo punto de fusión, analizando el efecto del contenido de Cu 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 sustentables que requieran una disminución de la densidad y un aumento del área efectiva de los poros, sin una pérdida significativa de las propiedades mecánicas.

Dentro del trabajo de investigación se planteo realizar un estudio microestructural de las segundas fases tanto en las aleaciones previas a la formación de las espumas como una vez que las espumas estan formadas, y después de los tratamientos térmicos, analizando la dependencia del contenido de Cu como principal elemento aleante. Principalmente se analizaron la formación de las fases Al_2Cu y la cuaternaria Q ($Al_5Mg_8Cu_2Si_6$), que son las de menor temperatura de fusión, y los procesos de fusión o transformación en ellas al ser tratadas térmicamente. Se propuso producir aleaciones donde el contenido de estas segundas fases

sea el más elevado posible añadiendo un mayor contenido de Cu, a la vez de combinar con importantes adiciones de Mg, para a su vez lograr maximizar la porosidad resultante.

De igual forma se realizó la caracterización mecánica mediante ensayos de compresión y también se caracterizarán químicamente. La combinación de los resultados obtenidos permitirá determinar las condiciones finales de las espumas y la factibilidad de sus usos.

Este trabajo es novedoso por el tipo de espuma de Al obtenido, la forma de obtenerlas desde el estado sólido por la aplicación de temperaturas por encima de las usadas para el tratamiento térmico de solubilización, así como por las propiedades que se obtendrán al combinar los dos métodos de fabricación.

OBJETIVOS

OBJETIVO GENERAL

El objetivo general del presente proyecto es producir espumas metálicas de aleaciones Al-Si-Cu-Mg con una variación de cobre y alto grado de porosidad interconectada, por medio del proceso de infiltración y fusión localizada de segundas fases. Así como caracterizarlas y conocer sus propiedades.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Analizar el efecto del contenido de Cu sobre la microestructura de las aleaciones precursoras.
2. Investigar la temperatura y el tiempo de tratamiento térmico óptimos para lograr la fusión localizada de las segundas fases.
3. Obtener espumas mediante infiltración con las aleaciones precursoras.
4. Realizar tratamientos térmicos utilizando diferentes temperaturas y tiempos.
5. Determinar las propiedades microestructurales de las espumas producidas por infiltración y por tratamientos térmicos.
6. Determinar las propiedades físicas y mecánicas de las espumas producidas por infiltración y por tratamientos térmicos.
7. Encontrar la relación entre los diferentes factores de procesamiento y las características finales de la espuma.

HIPÓTESIS

- El contenido de Cu en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg origina una mayor cantidad de fases ricas en Cu sobre fases ricas en Mg.
- La combinación de las técnicas de infiltración y la de sobre-tratamientos térmicos permite obtener espumas con porosidades más elevadas.
- El control de la temperatura de tratamiento térmico de solubilización, logrando que esté por encima de la temperatura de fusión de las fases ricas en Cu y otras segundas fases de baja temperatura de fusión, origina una elevada porosidad en las aleaciones Al-Si-Cu-Mg.
- Las espumas obtenidas mediante la técnica planteada en este proyecto permite obtener espumas con porosidades cercanas al 40 % en la matriz, lo que se sumaría a la porosidad lograda por el uso de partículas espaciadoras.

JUSTIFICACIÓN

La importancia del conocimiento de las espumas de aluminio radica en sus diversas aplicaciones en industrias como la automovilística, aeroespacial y estructural principalmente, por lo cual es importante conocer diferentes formas de procesamiento, incluyendo la obtención en estado sólido por sobre-tratamientos térmicos. Igualmente es imprescindible el estudio del efecto de los elementos aleantes sobre las aleaciones de aluminio, pues de ellos depende la microestructura obtenida y sus propiedades mecánicas.

CAPÍTULO 1.

MARCO TEÓRICO

1.1 Espumas metálicas.

Los materiales poros son dispersiones uniformes de una fase gaseosa en un sólido, siendo las inclusiones de gas individuales separadas entre sí por porciones del sólido. Existen este tipo de materiales en la naturaleza para propósitos constructivos o funciónes (madera y huesos), de la misma manera se tiene materiales porosos fabricados artificialmente siendo las fases sólidas metales, las cuales se denominan espumas metálicas. Estas pueden tener casi cualquier morfología, con referencia al porcentaje y morfología de los poros no hay restricciones [11], como puede verse en la Figura 1.1.

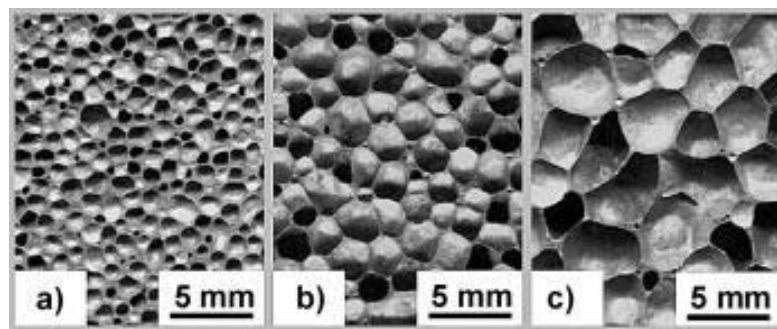


Figura 1.1 Espumas metálicas con porcentaje y morfología de poros variable. [1]

En las espumas metálicas, el porcentaje de porosidad varia, ya que depende del proceso de fabricación y del metal que las conforman, por lo cual no hay un rango definido, pero encontramos en la literatura espumas metálicas con diferentes porcentajes de porosidad que van desde 2% hasta un 98% [11-12]. También son ligeras y muestran varias propiedades tales como capacidad de absorción de la energía de impacto, permeabilidad al agua y al aire, propiedades acústicas poco comunes, baja conductividad térmica y buenas propiedades de aislamiento acústico [13].

Inicialmente Sosnik. A.[14] en 1948, propuso la evaporación de mercurio en aluminio para formar un material poroso, con esta idea fue que a partir de la década de los 50's fueron producidos los primeros materiales porosos[13]. Fue entonces cuando se propuso un nuevo

tipo de material, el cual denominaron espumas metálicas y que se caracterizan por combinar las propiedades de un material poroso con las propiedades específicas de un material metálico, obteniendo así propiedades muy especiales. Al inicio de la década de los 80's se propusieron y optimizaron nuevos métodos de producción de espumas metálicas[15–17], lo cual fue visto con buenos ojos por la rama industrial, que llevó a la producción en serie de dichos materiales. Por lo anterior, las espumas metálicas son una nueva clase de materiales de gran interés, debido a la combinación única de propiedades derivada de la estructura celular y el comportamiento metálico [18].

1.2. Propiedades de las espumas metálicas.

Las propiedades de una espuma metálica dependen de la estructura y el material que lo conforma, en base a eso es importante tener en cuenta que la estructura está compuesta por dos elementos principalmente, bordes y caras. Las características de estos serán responsables en gran parte del comportamiento de la espuma, ya que además de contener al sólido que proporciona a la espuma gran parte de sus propiedades físicas, su geometría y disposición son también un factor crítico para sus propiedades. Por lo tanto, resulta necesario comprender los aspectos básicos relacionados con la distribución, estructura y geometría de los bordes y caras en una espuma metálica, lo cual permitirá conocer de mejor manera las propiedades una espuma metálica.

Actualmente, los modelos matemáticos relacionados con la descripción geométrica así como los propuestos para el análisis de distintos comportamientos en las espumas metálicas no resultan del todo exactos (por las variaciones en cuanto homogeneidad, propiedades del material sólido base y efectos del proceso de manufactura que no pueden ser modelados [5] por lo que continúan siendo un tema de investigación relevante [14,17]). A pesar de que se cuenta con una teoría básica (caso de las propiedades mecánicas, principalmente) para el entendimiento del comportamiento de las espumas, no se cuenta aún con una que permita modelar y predecir por completo su comportamiento. Por lo tanto, se debe recurrir a la caracterización de la estructura de la espuma para complementar su estudio y determinar a

los factores adicionales que pueden estar modificando sus propiedades; resultando necesario conocer los principales factores en dicha estructura del sólido celular.

La importancia del uso de materiales porosos se debe a las propiedades mecánicas, acústicas, entre otras, así como la capacidad de absorber energía, que en general contienen este tipo de materiales. De igual manera, las estructuras que presentan porosidad abierta poseen características especiales para aplicarse como filtros, separadores, intercambiadores de masa o energía, mientras que las espumas de poro cerrado se usan como absorbedores de energía y sonido de igual forma tienen amplias aplicaciones como materiales estructurales [23]. De acuerdo con investigaciones realizadas se han producido espumas metálicas de cobre, zinc, hierro, magnesio, titanio, nique, aluminio y aleaciones [20–23]. El metal, la estructura y el método de fabricación dependen de las propiedades que se buscan de las espumas metálicas. Sin embargo, el mercado de las espumas metálicas todavía está limitada, debido al costo relativamente alto de producción de espumas metálicas.

En las últimas décadas las espumas metálicas han sido aceptadas de buena manera, debido a que este metal es abundante en la tierra, se puede reciclar, es accesible y proporciona a la espuma metálica, baja densidad y propiedades funcionales como: la absorción de energía al impacto y del sonido, resistencia al fuego y calor [18].

A continuación, se mencionan algunos aspectos, generalizando diferentes propiedades de estos materiales, pero enfocándose principalmente en las espumas de aluminio, que son el objetivo fundamental de este trabajo.

1.2.1. Densidad y porosidad.

La densidad de la espuma metálicas es una propiedad importante para este tipo de materiales, la densidad se determina por varios métodos, uno de los métodos más utilizado es el método de Arquímedes que consiste en pesar un cuerpo sólido en seco y sumergido en agua, la densidad se calcula con la ecuación 1 [9].

$$\rho = \frac{W(a)[\rho(fl)-\rho(a)]}{Corr[W(a)-W(fl)]} + \rho(a) \dots\dots\dots(Ec 1)$$

Donde:

ρ = densidad

(fl) = densidad del fluido

$\rho(a)$ = densidad del aire

W(a) = peso del cuerpo sólido en líquido

W(fl) = peso del cuerpo sólido en el líquido

Adicionalmente, el análisis de imagen también da información sobre la distribución de densidades en la muestra. Para la porosidad se requiere la densidad relativa (ρ_r) la cual se obtienen dividiendo la densidad de la espuma (ρ_e) entre la densidad del solido (ρ_s) y esto es equivalente al porcentaje de solido que se tiene en la espuma metálica [20,22]. Tomando en cuenta lo anterior, se tiene que el porcentaje de material sólido más el porcentaje de los espacios sin material debe dar el 100% en volumen de la espuma metálica, se puede tener para la porosidad la siguiente ecuación:

$$P = \left(1 - \frac{\rho_e}{\rho_s}\right) * 100 \dots\dots\dots(Ec.2)$$

Dentro de las espumas metálicas se tienen una clasificación de los poros, de poros cerrados y poro abierto. Siendo los de poro cerrado los que están alistados unos de otro y los de poro abierto los que están interconectados, dependiendo del tipo de poro varían las propiedades de las espumas[29,30].

En base a lo anterior se puede observar que la densidad va ligada con el porcentaje de porosidad que se obtiene en la espuma metálica y a su vez con el proceso de fabricación.

Para las espumas metálicas de aluminio una de las ventajas es su baja densidad, lo que permite fabricar con ellas estructuras ultraligeras con elevada resistencia y rigidez

específicas. La densidad de las espumas de aluminio se encuentra en el rango de 0.4-1.5 g/cm³, es decir, los poros ocupan del 65% al 85% del volumen total [27].

1.2.2. Propiedades elásticas.

Cuando se habla de propiedades elásticas se habla de pruebas mecánicas como tensión, compresión, torsión, etc. De estas pruebas se puede obtener la relación de las tensiones frente a las deformaciones resultantes, las cuales se grafican dando como resultado la curva esfuerzo-deformación, donde se puede calcular el módulo de Young, límite elástico, punto de ruptura, entre otros.

Un módulo de elasticidad relativamente alto, con densidad baja, permite obtener una rigidez específica muy alta y pueden minimizarse el peso de una estructura.

En una curva esfuerzo-deformación típica de una espuma metálica se pueden localizar 3 zonas características (Figura 1.2). Zona I (región elástica), es en la cual la deformación es controlada por la flexión tanto de los bordes como de las paredes de la celda, esta zona está caracterizada porque ahí se encuentra la región del módulo de Young. Zona II (meseta de compresión), la cual corresponde a la zona de absorción de energía hasta la densificación, es donde colapsan las paredes de los poros, aquí el esfuerzo es casi constante en un gran porcentaje de la deformación. La Zona III (Densificación) es aquella en la cual no hay más espacio para que las celdas puedan colapsar, dando lugar a la densificación del material. El comportamiento en la meseta de compresión, es lo que hace a las espumas metálicas interesantes para aplicaciones de absorción de energía donde, a un esfuerzo constante relativamente bajo, se puede absorber una gran cantidad de deformación [5,23].

La desviación estándar del módulo de Young típica de un material sólida esta entre 5% y 15% mientras que en una espuma de aluminio se encuentra entre el 5% y 30%.

Sin embargo el módulo de elasticidad para las espumas de aluminio va a variar dependiendo de la densidad de la espuma, del porcentaje de poros y el tipo de porosidad[32,33].

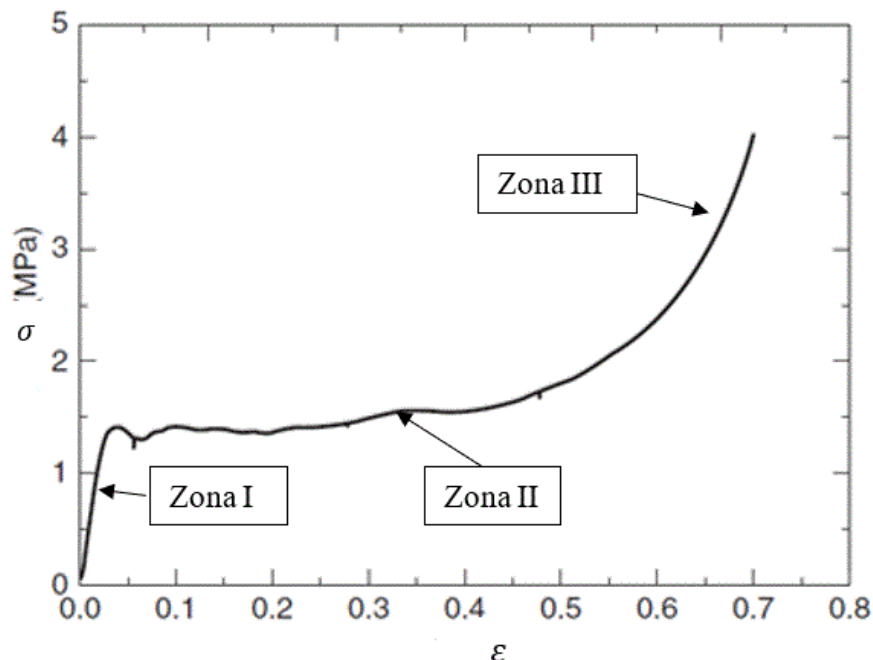


Figura 1.2 Curva Esfuerzo-Deformación característica de una espuma metálica [51].

1.2.3. Propiedades térmicas.

El punto de fusión, calor específico y coeficiente de expansión de las espumas metálicas dependen específicamente del metal con que son fabricadas. En cuanto, la conductividad térmica(λ) esta puede obtenerse de manera aproximada a partir de la densidad mediante la ecuación 3 [23].

$$\lambda \approx \lambda_s \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^q \dots\dots\dots(\text{Ec.3})$$

Debido a los muchos parámetros que están involucrados, para evaluar el comportamiento en diferentes espumas comerciales y asumir que rango de densidad relativa y tamaño de poro de las espumas, se utilizan gráficos experimentales que deben estar construidos para puntos específicos de velocidades del flujo líquido y del espeso de la espuma.

El aluminio tiene una alta conductividad térmica. Debido a la elevada superficie específica de las espumas de aluminio, tanto con poros abiertos como cerrados, pueden constituir un medio eficiente para la transferencia de calor. Las especificaciones para estos materiales se realizan a partir de la disipación de calor y los índices de caída de presión [27].

1.2.4. Propiedades eléctricas.

En las propiedades eléctricas se tienen una disminución de la conductividad eléctrica en base al metal del que se fabrica, debido a la estructura típica de una espuma metálica, ya que los interiores de las espumas, si están llenos de gas, no son conductores. También varía dependiendo del tipo de poro, si es poro cerrado o poro abierto. Aunque reducida, la conductividad de las espumas metálicas es más que adecuada para proporcionar una buena conexión a tierra y blindaje de la radiación electromagnética. Se han reportado pocos datos para la resistividad eléctrica de las espumas metálicas. [23]

La conductividad eléctrica de las espumas de Al dependen significativamente de la densidad y se ha reportado que se obedece la ley de Wiedemann-Franz para las espumas de Al: $LT=K/\sigma$, donde, K es la conductividad térmica, σ es la conductividad eléctrica y L es una constante (número de Lorenz que depende de la temperatura a la que se encuentra el metal).[27].

1.2.5. Propiedades acústicas.

Las espumas metálicas, sobre todo aquéllas con los poros interconectados, son muy eficaces en la absorción del sonido: el sonido entrante se refleja dentro de la espuma entre los poros; la superficie del poro vibra convirtiendo el sonido en calor. Un nivel de sonido muy reducido se refleja dentro del espacio encerrado. El coeficiente de absorción es una 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 (agrandando la capa de aire, α máximo cambio hacia frecuencias más bajas). La mayor absorción de energía sonora se produce para espumas con densidad en torno a 0.65 g/cm^3 .

Las espumas de aluminio poseen la capacidad de absorber o rechazar parte de la energía sonora que les llega. La incidencia de una onda acústica en un área recubierta con este material permite definir el coeficiente de absorción sonora por unidad de superficie (α) a la relación entre la energía sonora incidente sobre dicho material. Este coeficiente depende además de ángulo de incidencia de dicha onda acústica. Los fabricantes de materiales suelen darlo en función de una banda de frecuencia comprendida entre 125 Hz y 4 kHz [27].

1.2.6. Propiedades químicas.

En el caso de las propiedades químicas, éstas dependen totalmente del material con el cual se fabriquen. Las espumas de aluminio se fabrican tanto de aluminio puro como de aleaciones, lo cual hace que se comporten de diferentes formas frente a la corrosión. El aluminio es considerado un material adecuado para resistir a los ácidos oxidantes, pero, por desgracia, ocupa un lugar muy bajo en la serie de potenciales electroquímicos y el carácter esencialmente reactivo del material anula, en muchos casos, el carácter protector de la película de alúmina formada en sus superficies libres. El aluminio es sensible a la corrosión-fatiga donde el agente nocivo es el vapor de agua. No obstante, en muchos de los procesos de fabricación de espumas de aluminio, se agrega sílice, tanto por aumentar la densidad de la espuma como para mejorar su resistencia a la corrosión. La utilización de aleaciones de aluminio de alta resistencia, cuyas mejores propiedades se alcanzan mediante tratamiento térmico de bonificado (temple seguido de una maduración natural o artificial), puede conducir a que estas aleaciones sean susceptibles al agrietamiento por corrosión bajo tensión. El comportamiento es diferente según la aleación y en algunos casos se pueden alcanzar una gran resistencia sin peligro de vulnerabilidad si los tratamientos térmicos se realizan adecuadamente.

1.3. Métodos de producción de espumas metálicas.

Se han propuesto una variedad de métodos para la manufactura de espumas metálicas durante los últimos años [19,24]. Sin embargo, no han sido del todo adecuados debido a la variación de las características estructurales y microestructurales presentadas por las espumas. En la mayoría de los casos, no es posible controlar de manera precisa parámetros

como el tamaño de poro o celda, así como la distribución de tamaño. Otro aspecto importante es el control del tipo de celda, ya que con la mayoría de los métodos solo es posible fabricar espumas con un determinado tipo de celda. Existen varios métodos de fabricación de espumas metálicas, continuación se muestra un esquema figura (1.3) de la clasificación en bases al estado de procedimiento del metal [11].

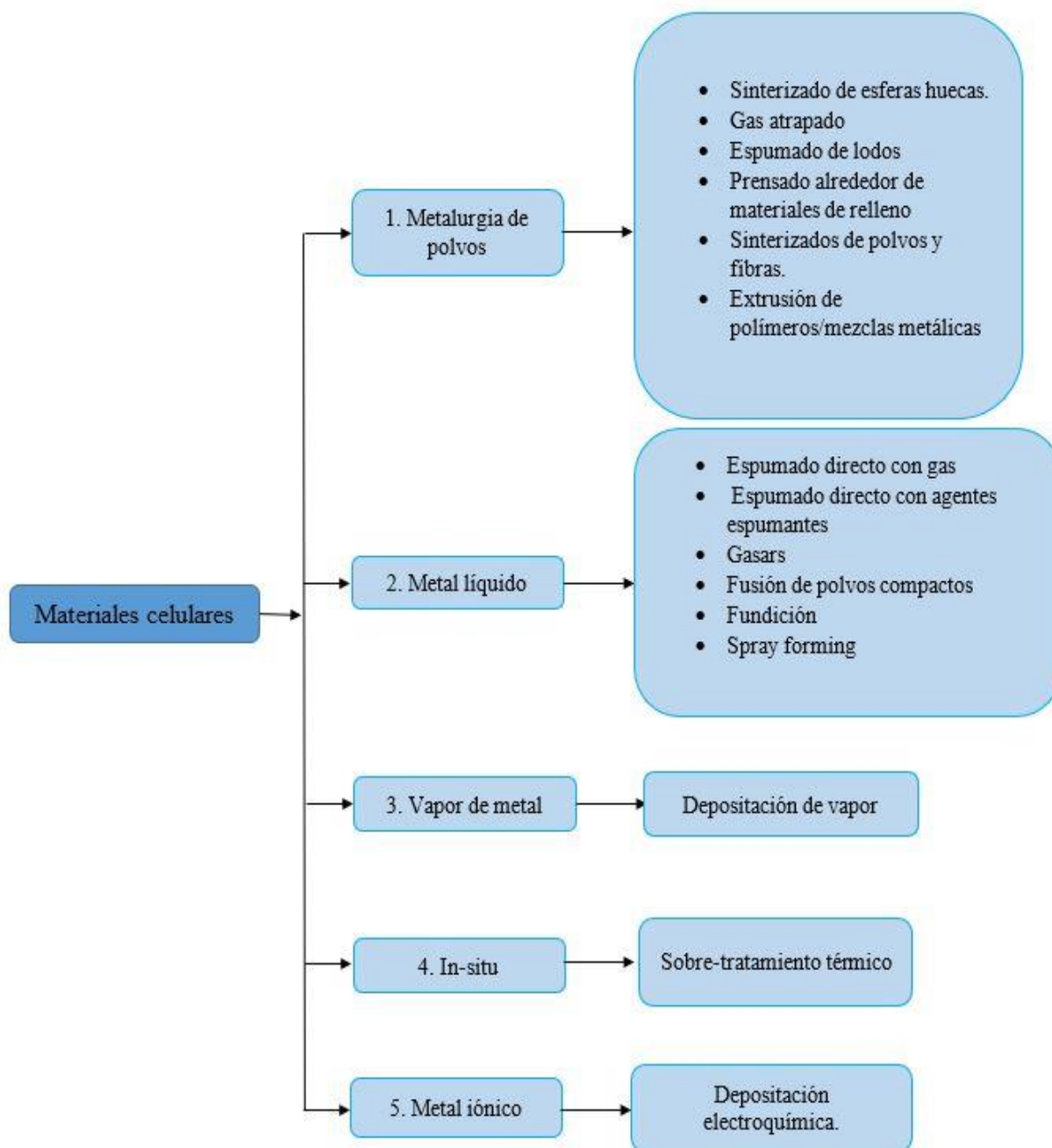


Figura 1.3 Clasificación de los procesos de fabricación de espumas metálicas.

Los métodos más destacados en cuanto a calidad y homogeneidad de parámetros en las espumas producidas solo pueden producir espumas de un solo tipo de celda 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 [22,24] limitan las posibilidades de aplicaciones de las espumas metálicas. Por lo tanto, la mayoría de las investigaciones están en mejorar los procesos utilizados en la industria o en el desarrollar de nuevos métodos para la producción de espuma 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.

A continuación, se describen brevemente algunos de los métodos (presentados en la figura 1.3) más utilizados en la fabricación de espumas metálicas.

1.3.1. Espumado con agentes espumantes.

Desde el año 1986, Shinko Wire Co. fabrica y comercializa espumas metálicas bajo el nombre comercial de ALPORAS utilizando este proceso. En esta ruta, bajo la cual se fabrican, principalmente, espumas de aluminio y sus aleaciones, el agente espumante se adiciona directamente al metal fundido que, por acción de la temperatura, libera el gas que genera la espuma metálica. En algunos procesos se da la adición de un 1.5 % en peso de calcio, a fin de aumentar la viscosidad del metal líquido y, con ello, la estabilización de las burbujas; después de esto, se adiciona entre 1 y un 3 % en peso de agente espumante (típicamente 1.6 % de TiH_2). A continuación, la mezcla es agitada a una temperatura alrededor de $680^{\circ}C$. A mayor temperatura se obtiene más hidrógeno liberado del TiH_2 , sin embargo, también se presenta una liberación más rápida del gas. Durante la expansión de la espuma, ésta se mantiene dentro de una cámara a presión constante, lo cual genera espumas con estructura de celda homogénea y, una vez se tiene el volumen requerido, se procede al enfriamiento y solidificación de la espuma. En la figura 1.4 se puede ver, de forma esquemática, el proceso de producción de las espumas.

Mediante este método es posible espumar aleaciones de hierro de manera similar a los aluminios, utilizando polvos de tungsteno como estabilizadores de las espumas. El ZrH_2 es otro agente espumante, utilizado para el espumado de aluminio en un porcentaje aproximado de 0.5 % en peso y añadido al fundido a $670-705^\circ\text{C}$. Así como se han utilizado carbonatos como agentes espumantes, estos se agregan al metal líquido dependiendo de su temperatura de descomposición que puede ir de 519°C hasta 740°C [39].

Por otra parte, se ha informado que las espumas tipo Alporas presentan, en general, porosidad entre 84-95 %, densidades entre $0.18-0.24 \text{ g/cm}^3$ y una estructura altamente isotrópica y homogénea, lo que conlleva, a nivel comercial, a que sean consideradas como las más homogéneas.

El ajuste de la viscosidad a valores adecuados es fundamental, en este proceso. Algunos de los métodos más utilizados para el aumento de la viscosidad consisten en añadir y dispersar en el metal fundido partículas cerámicas como SiC , Si_3N_4 y Al_2O_3 , adicionar la fase sólida de la misma aleación utilizada, como es el caso de polvos de aluminio para la aleación de este mismo metal y dar lugar a la formación de partículas de óxidos mediante la agitación en ambiente atmosférico del fundido, a lo cual se puede ayudar mediante la adición y agitación de elementos con una gran afinidad hacia el oxígeno, como son el calcio y el magnesio, generando la formación de CaO , MgO , Al_2O_3 , $CaAl_2O_3$, $CaAl_2O_4$ o Al_4Ca . Como un efecto adicional al aumento de la viscosidad, debido a la adición del drenaje que ocurre en la espuma, mejorando, así, su estabilidad.

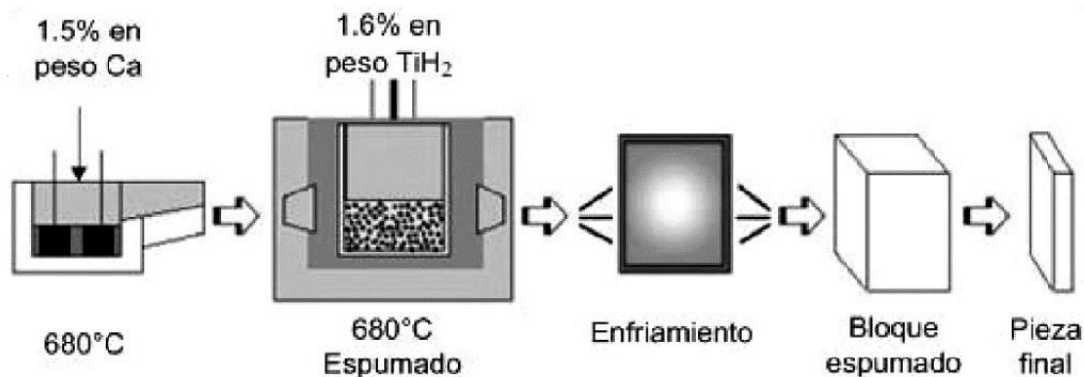


Figura 1.4 Proceso de espumado con agentes espumantes.[51]

Entre los parámetros que controlan la porosidad y calidad de la espuma están la cantidad y cinética del hidrógeno generado, el espesor crítico de ruptura de las paredes, la coalescencia de las celdas, el ciclo térmico, la velocidad de enfriamiento, la viscosidad, la tensión superficial y el punto de fusión del metal matriz [40].

1.3.2. Metalurgia de polvos.

El método de metalurgia de polvos, también llamada pulvimetalurgia consiste en mezclar de manera homogénea los polvos metálicos (usualmente aleaciones de aluminio) y el agente espumante (comúnmente TiH_2) y otros aditivos (partículas cerámicas que actúan como estabilizadoras de la espuma), lo cual permite conseguir componentes de calidad con una distribución de tamaño de poro controlada. En segundo paso, para la obtención de las preformas espumables, la mezcla puede ser compactada por presión uniaxial, laminación, compresión isostática en frío. Después de la compactación se realiza la espumación, colocando el material precursor en un molde, donde se calienta a una temperatura cercana a la de fusión del metal de la matriz a fin de generar la descomposición del agente espumante y, así, la liberación del gas que crea la estructura porosa. Una vez alcanzada la espumación se procede a un enfriamiento rápido[41]. La figura 1.5 muestra un esquema del proceso.

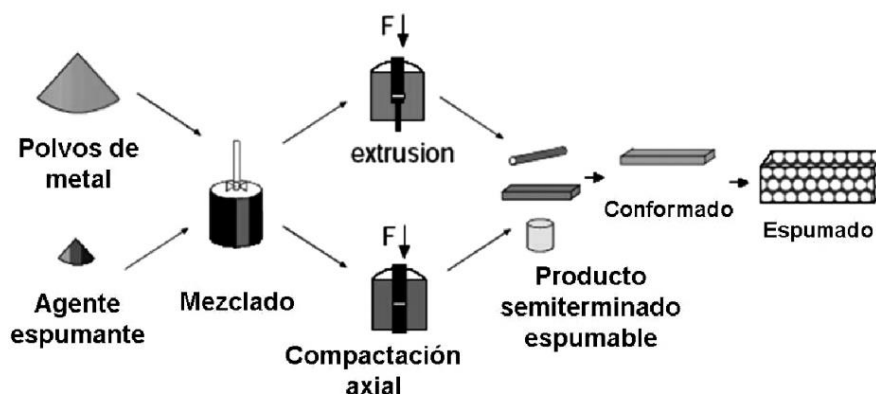


Figura 1.5 Proceso de metalurgia de polvos [17].

Algunas de las ventajas de este proceso son que se pueden obtener piezas huecas con núcleo de espuma y que es un proceso relativamente sencillo, y las desventajas son que es un proceso más costoso que la vía líquida y es difícil lograr la reproducibilidad de las espumas [40].

1.3.3. Fundición de precisión.

En este método de producción de espumas metálicas, se parte de un modelo de esponja de poliuretano con las características que son requeridas en el producto final (poros por mm, tamaño de poro, % de porosidad). A la esponja de poliuretano se le ensambla el sistema de alimentación y otras partes que requiera el componente final mediante técnicas tradicionales como el moldeo por inyección a la cera pérdida, dando lugar al modelo propiamente dicho. Posteriormente, este modelo es llenado con una arcilla refractaria altamente resistente a la temperatura para, luego, proceder mediante un tratamiento térmico a la eliminación del modelo de cera y de la preforma de poliuretano, rigidizando, finalmente, la estructura de refractario. El metal fundido es colado en el molde precalentado (siendo el aluminio la aleación de mayor uso). Finalmente, se remueven el molde cerámico cuidando de no causar daños a la delicada estructura metálica. En general, el simple colado por gravedad no es suficiente para infiltrar el material a través de las paredes muy finas del molde, por lo que es común emplear condiciones de presión de vacío para obtener esponjas de menores tamaños de poro y paredes muy pequeñas. Las esponjas producidas poseen porosidades en un intervalo de 80 al 98%. En la figura 1.6 se puede ver un esquema del proceso de fundición de precisión.

Mediante este proceso es posible obtener esponjas tanto de algunos metales puros como de sus aleaciones, tales como aluminio, cobre, zinc, hierro, níquel y magnesio [24,25].

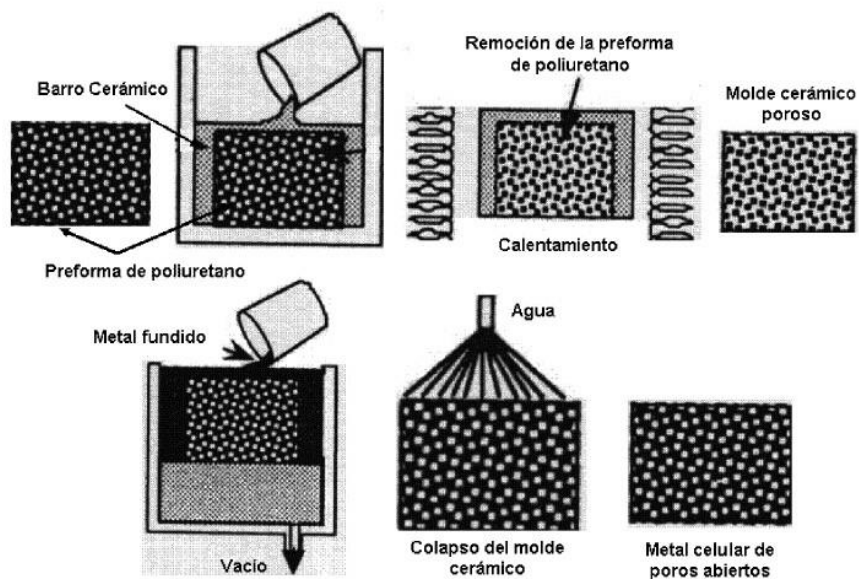


Figura 1.6 Proceso de fundición por precisión [43]

1.3.4. Infiltración.

Este proceso consiste en el vaciado e inyección de un metal fundido a través de una preforma realizada a partir de partículas granulares, adquiriendo el metal la forma de una réplica en negativo de la estructura de ésta. Al final se obtiene un compuesto metal-preforma, a partir del cual por disolución de la preforma se logran las espumas metálicas porosas.

Este método permite la fabricación de espumas de diversos metales (aluminio, zinc, magnesio) con una porosidad de hasta un 80 %. Ello mantiene un buen control del tamaño de poro y uniformidad de la estructura. Además, evita la fragilidad de las espumas al no requerir la adición de agentes gasificantes o elevadores de viscosidad, como en los otros procesos.

Las propiedades estructurales y mecánicas de las espumas obtenidas mediante el método de replicación dependen en gran medida del tamaño y la forma de las partículas de la preforma, lo que se denomina como estructura de la preforma. Por lo tanto, para modificar parámetros como el porcentaje de porosidad será necesario hacer cambios en dicha estructura. Por ejemplo, para una fracción de porosidad más elevada, puede aumentarse el grado de compresión de la preforma o modificarse el tamaño y forma de las partículas o pellets.

Para realizar la preforma, pueden emplearse partículas que después puedan eliminarse, estando entre las más usadas las partículas de NaCl, misma que pueden tener una geometría esferoidal, angular y distintos tamaños. También, con el objeto de brindar a la preforma una mayor flexibilidad, así como el facilitar la generación de partículas con distinta morfología, puede emplearse una mezcla NaCl-harina en la cual la harina proporcionará la elasticidad necesaria a las partículas para cambiar su morfología o adaptarse a la preforma.

El proceso consiste en varias etapas (figura 1.7), como se describe a continuación:

Etapa 1 preparación de la preforma. En esta primera etapa será fabricada la preforma que dará origen a la espuma metálica, la preforma da las características de morfología y tamaño de poro de la espuma metálica.

Etapa 2 generación de vacío. Una vez realizada la preforma y colocado el metal a fundir, se generará vacío dentro del crisol; esto con el propósito de que exista un vacío en todos los espacios de la preforma, de manera que el metal fundido durante la inyección con gas o infiltración llene más fácilmente todos los huecos, mejorando así la distribución del metal y con ello, la calidad de las espumas.

Etapa 3 fundición. Después la carga de metal será fundida. La temperatura alcanzada en este proceso es superior a la del punto de fusión del metal empleado; esto para garantizar mayor fluidez durante la infiltración.

Etapa 4 infiltración. A la acción de inyectar gas para impulsar la carga de metal fundido a través de la preforma se le denomina infiltración y es la etapa fundamental de este proceso, ya que en ella ocurre la formación de la espuma [42].

Etapa 5 Disolución. En seguida se disolverá la preforma para obtener la espuma metálica, este proceso es muy importante ya que se puede llegar a tener reacciones entre el metal y la preforma; y por último se llevará a maquinar para tener la pieza final.

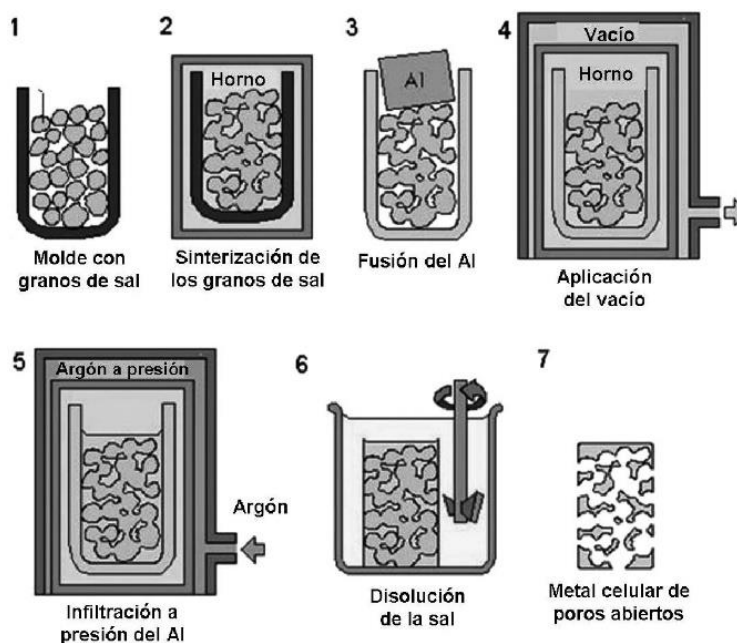


Figura 1.7 Proceso de infiltración [18]

1.3.4.1 Variantes del proceso de infiltración.

Una variante del método de infiltración consiste en reemplazar la sal por esferas cerámicas (figura 1.8) (p.ej. partículas de Al_2O_3) [43], hidruros como TiH_2 [44], aditivos poliméricos, pequeñas cantidades de bentonita, agua, polivinil alcohol (como agente ligante) y caeboximetil celulosa o hidroxipropil metil celulosa.

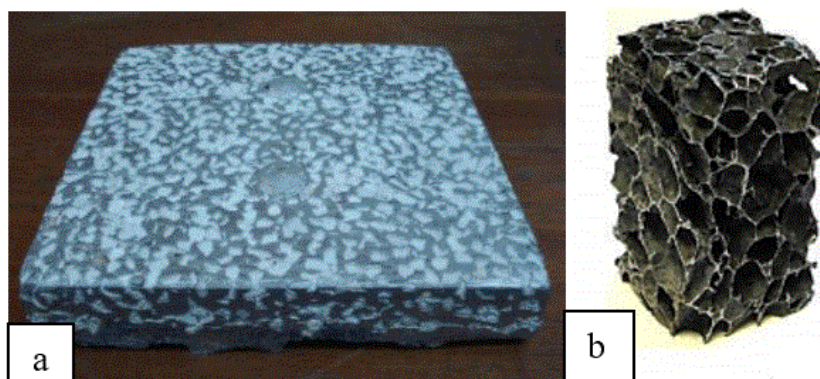


Figura 1.8 a) Espuma metálica con preforma cerámica. b) Espuma metálica con preforma de TiH_2 . [33, 44]

Luego de realizar el mismo proceso que para las preformas de sal, las esferas cerámicas son removidas mediante vibración ultrasónica y agua. De esta manera, es posible obtener productos con porosidades de alrededor del 88%. Por otro lado, al reemplazar el NaCl por sales de fluoruros tales como SrF_2 y BaF_2 , Brothers et al. Obtuvieron con éxito espumas de aleaciones de vidrio metálico (figura 1.9) (aleación de zirconio, denominada Vit106) [45].

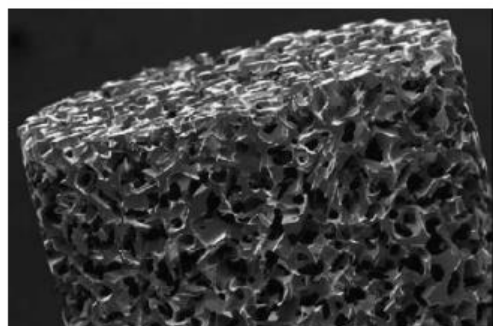


Figura 1.9 Espumas de aleación de vidrio metálico. [34]

El IFAM ha obtenido esponjas mediante un método desarrollado por ellos mismos, HPMI (High Pressure Melt Infiltration), que consiste en infiltrar el metal líquido (aluminio) en un precursor conformado por gránulos de polímeros sinterizados con una resina que, finalmente, son removidos por tratamiento térmico. Mediante este proceso se han obtenido esponjas con porcentajes de porosidad del 73-86 %.

1.3.5 Sinterizado de esferas huecas.

Otra forma para crear una estructura altamente porosa es mediante el uso de esferas vacías hechas de cobre, níquel, acero o titanio, las cuales son unidas entre sí mediante sinterización. Dichas esferas metálicas pueden ser producidas de varias maneras, por ejemplo, combinado deposición química y eléctrica del metal sobre esferas de un polímero, que luego será removido, o los métodos descritos en la figura 1.10 y 1.11.

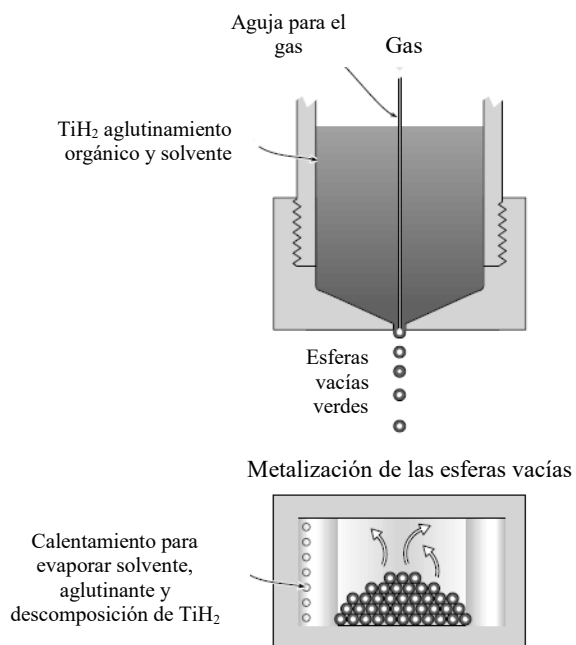


Figura 1.10 Creación de esferas vacías metálicas por la ruta Georgia Tech [23].

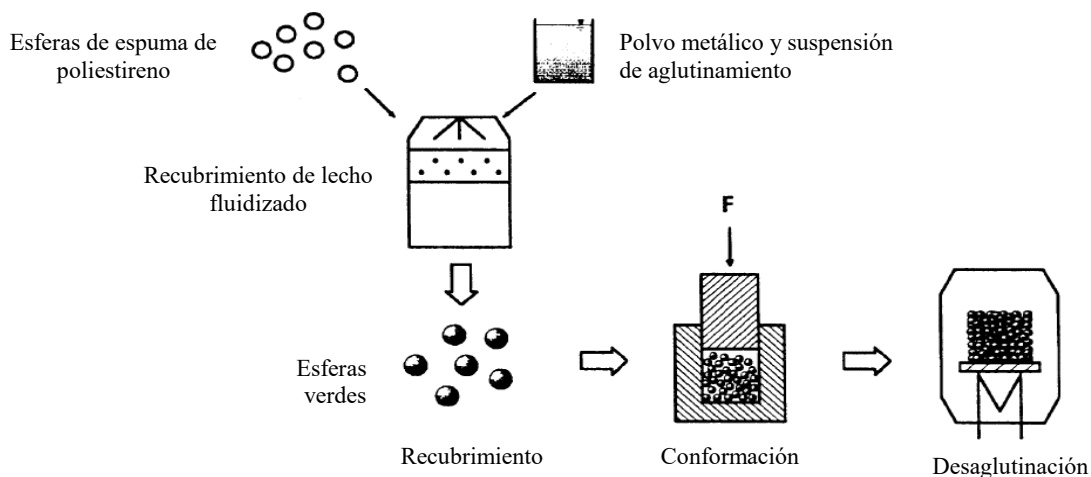


Figura 1.11 Proceso de recubrimiento de esferas de espumas de poliestireno para la producción de estructuras de esferas vacías [11].

Usualmente el diámetro de las esferas se encuentra entre 0.8 y 8 mm, con un espesor en las paredes de 10 a 100 μm . Una de las ventajas de este método es que la distribución del tamaño de poro no es aleatorio como en otros métodos, sino que puede ser controlada mediante una elección adecuada de las esferas vacías; por lo tanto, las propiedades mecánicas y físicas de las espumas obtenidas por este método pueden ser más predecibles que en el caso de espumas obtenidas por otros métodos, con distribución de poros al azar. Otra ventaja de este método es que, en principio, todos los materiales disponibles en metalurgia de polvos pueden ser utilizados en este proceso, por lo tanto, las estructuras huecas pueden ser usadas en aplicaciones de altas temperaturas. Se pueden obtener densidades relativas tan bajas como 0.05 con tamaños de poro desde 100 μm hasta varios milímetros [11].

1.3.6 Sinterizado de polvos y fibras.

La empresa GKN Sinter Metals Filter GMBH produce componentes empleando este sistema. Es un proceso basado en la pulvimetalurgia, desde la obtención de los polvos, la mezcla, compactación y sinterización de los mismos. Además de polvos, también es posible el uso de fibras resistentes a la corrosión y a la temperatura, elaboradas en aceros inoxidables, aleaciones de titanio y aleaciones base níquel. Contrariamente a los procesos anteriores, existen dificultades para la obtención de esponjas de aleaciones de aluminio, debido a que la capa de óxido superficial que cubre los polvos de este metal no permite una sinterización

adecuada. En la figura se puede ver el proceso, de forma esquemática. Se puede añadir rellenos que son eliminados en la etapa de sinterización, alcanzando porcentajes de porosidad entre 40 y 85, con densidad relativa en un promedio entre 0.6 y 0.8 y que puede ser más baja para tamaños de poro de 0.5 a 200 μm . Una variante del proceso de sinterización de polvos está concebida dentro del método de presión en caliente por corriente de pulso, el cual hace uso del sistema de sinterización denominado “spark plasma sintering” (SPS) o “pulsed electric current sintering” (PECS). Este último método permite la sinterización efectiva de materiales con porosidad gradual, compuestos intermetálicos y materiales nanocristalinos [46].

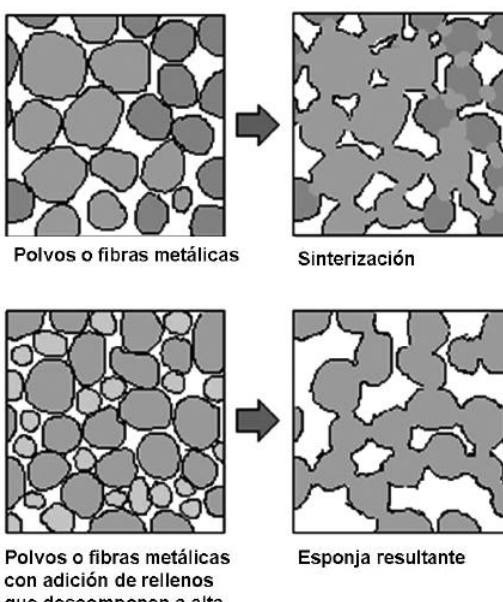


Figura 1.12 Proceso de sinterizado de polvos [46]

1.3.7. Extrusión de polímeros/mezclas metálicas.

Las espumas metálicas pueden ser producidas a partir de metales fundidos sin espumar directamente el metal. En este caso se utiliza una espuma polimérica con el tamaño de celda y densidad relativamente deseado como punto de partida, por ejemplo, una espuma de poliuretano. Si la espuma polimérica es de poro cerrado es necesario transformarla en espuma de poro abierto por un tratamiento de reticulación. Una vez que la espuma ya es de poro abierto, es rellenado con un material líquido que sea suficientemente resistente al calor

(material refractario), después de que este material se haya endurecido la espuma polimérica es removida por un tratamiento térmico y el metal fundido es vaciado dentro de los huecos abiertos resultantes, los cuales replican exactamente la estructura de la espuma polimérica. Si las cavidades estrechas no son llenadas por simple acción de la gravedad, será necesario aplicar calor y presión para que el metal llene por completo la estructura. Finalmente se remueve el material del molde y se obtiene la espuma metálica (figura 1.13). Este método da como resultado espumas de celda abierta con tamaño de poro de 1-5 mm, con porosidades entre 80-98% y densidades relativamente tan bajas como 0.05. Casi cualquier metal puede ser espumado a través de este método[23].

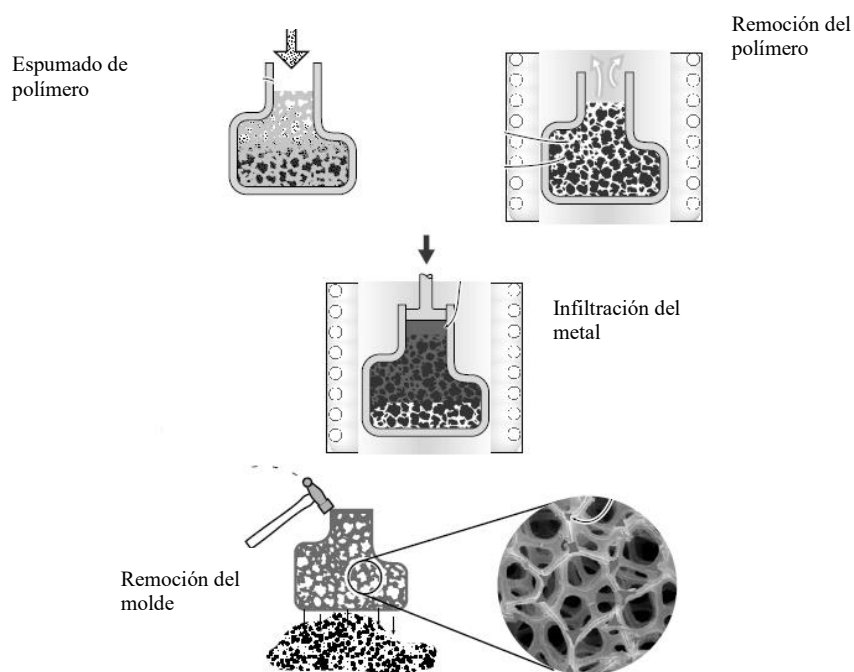


Figura 1.13 Proceso de extrusión de polímeros/mezclas metálicas [46]

1.3.8. In-situ por tratamiento térmico.

El método in situ consiste en la fabricación de espumas metálicas por medio de un sobretratamiento térmico en aleaciones con un contenido elevado de segundas fases, como lo es la aleación Al-Cu-Mg-Si, y que contienen una variedad de segunda fase.

Las aleaciones son llevadas a una temperatura por encima del punto de fusión de las segundas fases (figura 1.14), pero sin sobrepasar el punto de fusión de la aleación, llevando a cabo una fusión localizada en las segundas fases, obteniendo un sistema poroso [6,9,10].

Con este método se puede obtener una porosidad cercana al 50 % y el costo de este proceso es bajo ya que solo se requiere de realizar el tratamiento térmico a las aleaciones ya fabricadas. Con este tipo de procesamiento se pueden obtener poros de tamaños definidos por diámetros equivalentes entre 5 y 500 μm , así como poros que presentan formas irregulares con relaciones de aspecto de entre 0.6 y 1.7. [12,35].

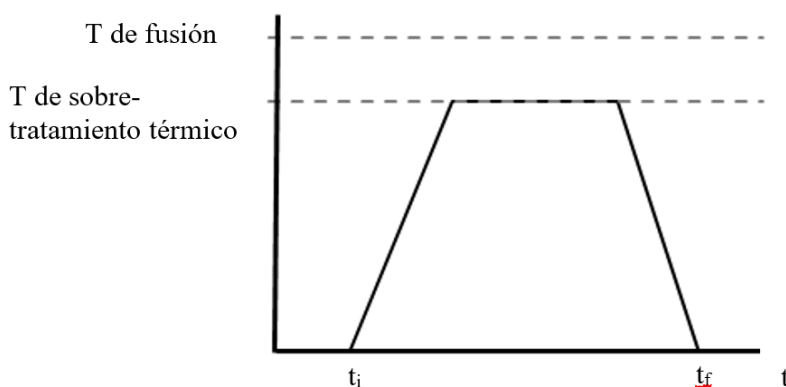


Figura 1.14 Esquema de tratamiento térmico para obtener espumas in-situ

1.4. Aplicación de las espumas metálicas.

Como se sabe, gracias a la estructura que poseen, las espumas metálicas pueden proporcionar una serie de propiedades y características de gran interés para diversas aplicaciones ingenieriles, como lo son las propiedades mecánicas, térmicas, eléctricas y acústicas, entre otras.

Las propiedades de las espumas metálicas dependen en gran medida de su densidad, así como del tamaño, la distribución y la morfología de sus poros. Por lo tanto, el tipo de porosidad de una espuma es uno de los factores determinantes para su utilidad en una determinada

aplicación. En la figura se presenta la relación entre el tipo de porosidad de las espumas y las aplicaciones correspondientes.

Por lo tanto, el control de la porosidad durante la fabricación de una espuma es un aspecto fundamental, ya que el proceso empleado deberá garantizar, principalmente, la homogeneidad de los parámetros de la estructura porosa, de manera que las propiedades tengan un comportamiento altamente isotrópico.

Las potenciales aplicaciones para las espumas metálicas van desde la fabricación de filtros y soportes de catalizadores (esto debido a que pueden ofrecer una gran interface de área superficial) con espumas de celda abierta, hasta la fabricación de paneles y otros componentes estructurales para industria automotriz y aeronáutica; esto último con espumas de celda cerrada. No obstante, en la fabricación de estos últimos componentes, se han hecho estudios para el empleo de ambos tipos de celda.

1.4.1. Aplicaciones estructurales.

En la industria automotriz, la aplicación de las espumas metálicas (principalmente de aluminio) se enfocan en los siguientes rubros: componentes para construcción ligera, absorción de impacto, así como elementos para la reducción de ruido y control de calor.

Recientemente se usan en la fabricación del auto “inferno exotic car” que se muestra en la figura 1.5 [48], en donde el principal material con el que se fabricó fueron espumas metálicas de una aleación de zinc, aluminio y plata [49].



Figura.1.15 " Inferno exotic car" Carro fabricado con espumas metálicas.[48]

En el primer caso, el factor más crítico es la obtención de la relación más alta de rigidez con respecto a la masa del componente; lo cual permite asegurar reducción de peso sin afectar la estructura del vehículo. Empleando espumas metálicas, esto se consigue por medio de la construcción de paneles compuestos de una estructura porosa central, rodeada por dos paneles sólidos, creando una estructura tipo sándwich. Para estos componentes, es necesario la realización de un diseño para definir el espesor de las placas y la densidad de la espuma necesaria para obtener una elevada rigidez manteniendo un bajo peso. Por ejemplo, para un componente poroso con una quinta parte del material sólido, se predice presentará una rigidez 5 veces mayor. Naturalmente, conforme mejores sean las espumas y menores defectos posean, puede esperarse mayor rigidez y módulo de elástico. Por este último motivo, el uso de espumas metálicas en paneles estructurales debe competir con estructuras convencionales con distribución de masa optimizada y realizadas por modelación 3D. Sin embargo, las espumas resultan una alternativa contundente debido a los daños.

Componentes para absorción de energía. La absorción de energías es un importante campo de aplicación para las espumas metálicas, debido a que se considera estas pueden alcanzar un amplio rango de deformación a prácticamente un régimen de esfuerzos constantes (un aspecto crucial para los componentes de absorción de energía). Dependiendo de la zona de deformación donde se encuentre el componente (diseñadas en función de la velocidad del impacto); los componentes para absorción de energías deben cumplir las siguientes características:

Comportamiento cuasi-rectangular de la curva esfuerzo deformación (largas deformaciones a un esfuerzo cuasi constante) presentando fluencia y endurecimiento sólo después de que el esfuerzo permisible haya sido alcanzado.

Alta capacidad de absorción de energía por volumen o por unidad de masas (eficiencia de absorción)

Capacidad de absorción isotrópica, de manera que el componente absorba la misma cantidad de energía sin importar la dirección del impacto.

Dentro de las investigaciones realizadas, se ha encontrado que las espumas homogéneas de aluminio pueden presentar propiedades de absorción adecuadas, ya que suelen presentar elevadas deformaciones sin incremento del esfuerzo (régimen de deformación a esfuerzos cuasi-constante); aunque llegan a presentar un incremento residual de la pendiente de la curva esfuerzo-deformación. Su comportamiento es por lo general isotrópico, a menos de que el método de fabricación genere anisotropía.

La mayoría de estas aplicaciones emplea el uso de paneles denso para rodear el núcleo de tipo celular (figura 1.16), ya que además de mejorar la resistencia a la corrosión, estos aumentan la capacidad de absorción energía. Estos componentes pueden emplearse en estructuras que se someten a cargas axiales, como por ejemplo los postes B de un automóvil.

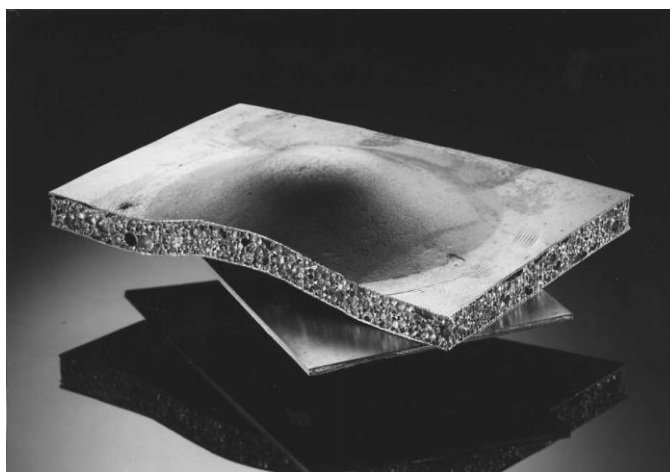


Figura 1.16 Panel con núcleo de espuma metálica de aluminio [11].

En el campo aeronáutico, las aplicaciones estructurales son muy similares a las ya mostradas para la industria automotriz, donde el objetivo principal es la sustitución de costosas estructuras tipo “honeycomb” por paneles de espumas de aluminio, manteniendo el desempeño de la estructura y disminuyendo su costo. Otra ventaja de los paneles de espumas de aluminio es que permiten dar soporte para la construcción de “composites”, sin tener que recurrir a aglutinantes para su formación. Adema, estos paneles pueden ser construidos en complejos 3D, a diferencia de las estructuras tipo “honeycomb”, las cuales están disponibles

solo de formas planas. Dichas estructuras con espumas metálicas, además de aluminio, pueden estar constituidas por otras aleaciones base titanio o base magnesio. Otras aplicaciones potenciales, solo la construcción de componentes estructurales para turbinas (para mejorar rigidez y amortiguamiento de vibraciones) así como la construcción de sellos entre etapas del motor.

1.4.2. Aplicaciones de control de ruido.

A pesar de que este campo se centre en las espumas poliméricas, existe un gran potencial para uso de las espumas metálicas para el control de ruido. Esto debido a que su capacidad para absorber vibraciones también impide la transmisión de ondas de sonido. A su vez, dado su menor módulo elástico con respecto a un sólido, la frecuencia de resonancia de la estructura o el cuerpo se mueve hacia valores bajos; además la superficie de la espuma (sobre todo espumas interconectadas por pequeños canales) tiende a provocar una interferencia destructiva, que atenúa a la onda resonante donde sea que la estructura no ésta completamente cerrada (para espumas con tamaño de celda en el orden de milímetros, esta característica se presenta solamente a altas frecuencias).

1.4.3 Aislamiento acústico y térmico.

Los materiales porosos en general, son considerados materiales con un comportamiento sobresaliente en la absorción de sonido. Entre estos, los de tipo polimérico y las maderas son actualmente los más utilizados para aplicaciones que requieran absorción de sonido. De reciente aparición, las espumas metálicas son una nueva y llamativa clase de materiales que ofrecen una gran variedad de aplicaciones estructurales y funcionales. Las espumas metálicas hacen parte de este grupo de materiales y se caracterizan por tener una estructura porosa abierta. Éstas pueden aportar otras características adicionales a su absorción de sonido, tales como su resistencia a las altas temperaturas y aislamiento térmico, dada su buena transferencia de calor y su resistencia mecánica. Además, al ser metálicas pueden ser recicladas en el momento de su desinstalación [50].

El aislamiento acústico y térmico es un gran campo de aplicación en la industria automotriz, ya que los componentes utilizados para estos fines deben ser resistentes al calor y soportarse a sí mismo. En este rubro, las espumas metálicas de aluminio no son consideradas como aislantes acústicos altamente eficientes, más ofrecen un desempeño suficiente, además de que son resistentes al calor de la aplicación (“paredes de fuego” en el comportamiento del motor de un automóvil) y se soportan a sí mismas sin la ayuda de un sujetador.

Las espumas denominadas como ALPORAS (espumas de aluminio de celda, fabricadas por gasificación directa, comercialmente) como se muestra en la figura 1.17, son empleadas para el aislamiento acústico en las carreteras de Japón [51].

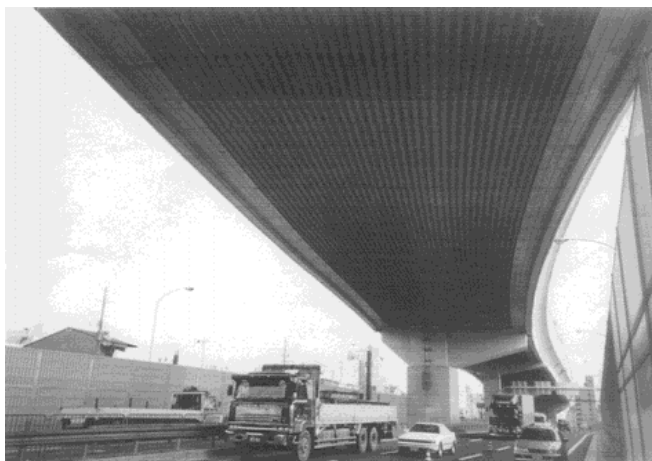


Figura 1.17 Estructura de ALPORAS para absorción de ruido debajo de un viaducto en Japón [51].

1.4.4 Aplicaciones de arte y decoración.

Las espumas metálicas pueden ser usadas decorativamente o de una manera multifuncional, ya que se les puede dar un acabado interesante que es atractivo para este tipo de aplicaciones (Figura 1.18) [52].

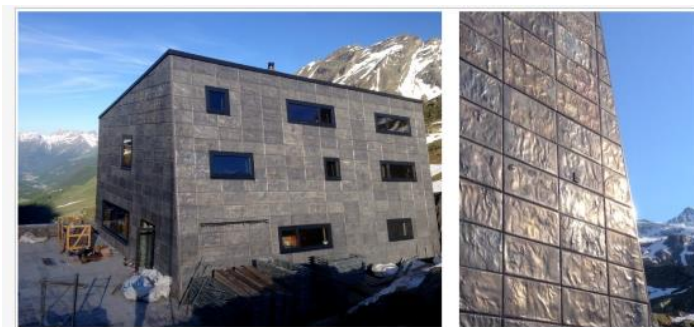


Figura 1.18 Casa rural "Anenhütte" (Lötschental, Suiza) con espuma metálica en la fachada [52].

Se utiliza en estructuras decorativas como el logo de MTV (figura 1.19, a) [53], por ser de menor costo, más ligero y rentable, la base de una mesa (figura 1.19, b) que es de espuma metálica con grandes poros, son estructuras funcionales [54].

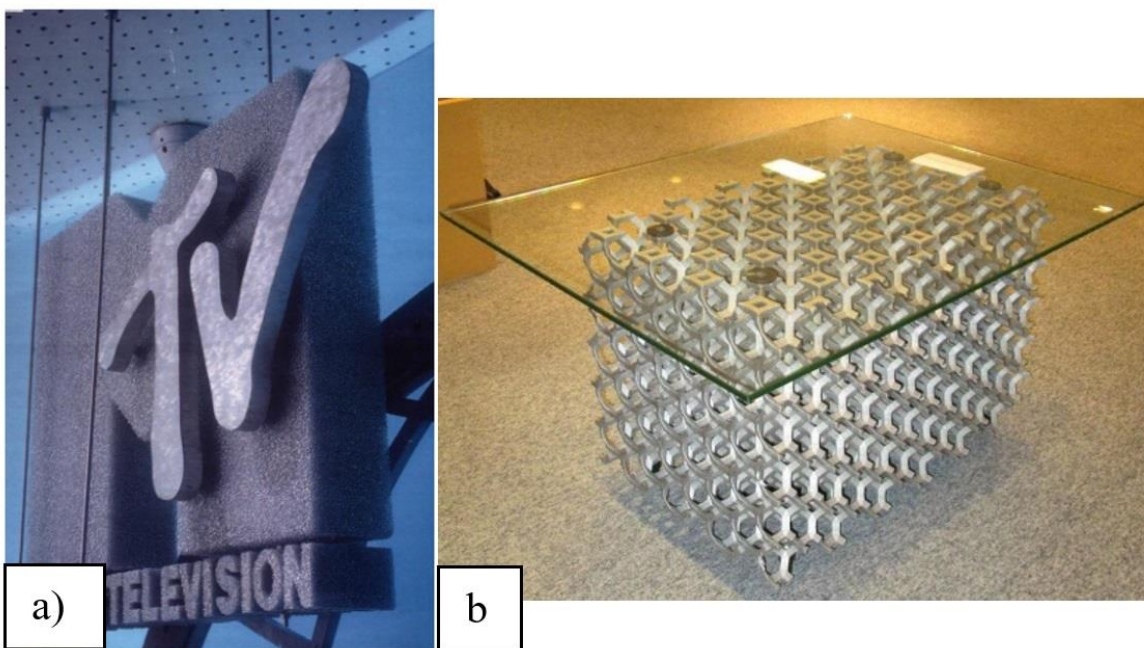


Figura 1.19 a) Logo de MTV[53] b) base de una mesa de espuma metálica [54].

Se pueden usar espumas metálicas simplemente decorativas (figura 1.20) como la cabeza de Pitágoras [52] fabricada de espuma metálica que se encuentra en la Academia Eslovaca de Ciencias, o la base de una estatua.



Figura 1.20 Decoración de espumas metálicas.[52]

1.5. Aleaciones de aluminio.

El aluminio es el segundo elemento metálico más abundante en la tierra, se convirtió en un metal con gran competencia en la ingeniería, con grandes aplicaciones. Las necesidades de características muy específicas en el desarrollo de la industria llevaron a la utilización del aluminio y sus aleaciones por lo cual hubo un crecimiento en la producción y uso de ese metal.

Entre las características más sobresalientes del aluminio está su versatilidad. El aluminio tiene una gran variedad de propiedades físicas y mecánicas que se pueden desarrollar a partir de aluminio de alta pureza para las aleaciones más complejas, teniendo como resultado características notables.

Las propiedades del aluminio y de las aleaciones de aluminio que los vuelven atractivos para una amplia variedad de usos, son, entre otras: su apariencia, ligero, fácil de manufacturar, propiedades físicas, propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión. En la tabla 1 se muestran algunas de estas propiedades para el aluminio [55].

Tabla 1 Propiedades del aluminio

Propiedades	Densidad	Punto de fusión	Conductividad térmica	Resistencia a la tracción	Módulo de elasticidad
Aluminio	2.6989 g/cm ³	660.4°C	247 W/m · K	10 MPa	62 GPa

El aluminio se puede denominar de acuerdo con su grado de pureza el cual va desde comercialmente puro con un 99.79 % de pureza hasta el ultra puro con 99.99 % de pureza.

Para las aleaciones de aluminio es conveniente dividir en dos grandes categorías, aleaciones de fundición y aleaciones de forja. El sistema de designación completo para aleaciones de aluminio para forja y fundición se dan en la Tabla 2.

En la mayoría de los países se utilizan sistemas numéricos de cuatro dígitos para identificar a las aleaciones de aluminio para forja.

Tabla 2. Designación de las aleaciones de aluminio para forja y fundición.

Aleante principal	Designación	Aleante principal	Designación
Forja		Fundición	
Aluminio ≥99.00%	1xxx	Aluminio ≥99.00%	1xx.x
Cobre	2xxx	Cobre	2xx.x
Manganeso	3xxx	Silicio, con cobre y/o magnesio	3xx.x
Silicio	4xxx	Silicio	4xx.x
Magnesio	5xxx	Magnesio	5xx.x
Magnesio y silicio	6xxx	Zinc	7xx.x
Zinc	7xxx	Estaño	8xx.x
		Otros elementos	9xx.x

El primer dígito indica el grupo de aleación y los dos últimos identifican la aleación de aluminio o indican la pureza del mismo. El segundo dígito indica modificaciones realizadas sobre la aleación original o límites de impurezas. El sistema utilizado para las aleaciones para fundición es apenas diferente: el dígito que designa el grupo de aleación es esencialmente el mismo. Los segundos dos dígitos sirven para identificar una composición en particular. Con el cero después del punto decimal se identifica el producto como una fundición. La serie 3XX.X está reservado para las aleaciones que contienen silicio y / o adiciones de cobre y magnesio; la serie 6XX.X no es utilizada, y la serie 8XX.X es utilizado para aleaciones que contienen estaño como el principal elemento aleante.

Una mayor diferencia en cada una de las categorías se puede lograr teniendo en cuenta los mecanismos involucrados en la obtención de las propiedades mecánicas finales. Los tratamientos de estas aleaciones se basan en las solubilidades de las fases. Estos tratamientos incluyen el solubilizado, temple y endurecimiento por precipitación. Tanto las aleaciones de fundición como las de forja pueden ser o no termotratables.

Otro gran número de aleaciones poseen composiciones tales que responden al endurecimiento por trabajado mecánico. Por lo general, luego se les realizan distintos recocidos para promover diversas propiedades mecánicas. Estas aleaciones se llaman aleaciones endurecibles por trabajo mecánico. Algunas aleaciones de fundición son esencialmente no tratables térmicamente y se utilizan sólo en bruto de colada o con alguna condición de modificación térmica no vinculados a los efectos de endurecimiento por solución o precipitación [55].

1.5.1. Efecto de los elementos aleantes.

Todas las aleaciones de aluminio comerciales contienen hierro y silicio, así como dos o más elementos agregados intencionalmente para mejorar las propiedades. La función de algunos elementos de aleación se describe a continuación.

Silicio. Este elemento es también una impureza omnipresente en todas las aleaciones de aluminio comerciales. A bajos contenidos de silicio, casi todo el hierro está presente como

Al_3Fe . A medida que aumenta el contenido de silicio, aparece primero la fase α (Al-FeSi) y luego la fase β (Al-Fe-Si). En los productos comerciales, las fases pueden no ser las predichas por los diagramas de equilibrio debido los extensos tiempos requeridos a altas temperaturas para acercarse al equilibrio. En grandes cantidades de silicio, esta mejora la colabilidad y la fluidez de la aleación líquida. En la fundición de aleaciones, el contenido de silicio varía de aproximadamente 5 a 20%. Aleaciones hipereutécticas (aquellas que contiene $> 12,6\%$ de Si, la composición eutéctica) se utilizan para el monoblock del motor, porque las partículas de silicio primarias son muy resistentes al desgaste. El silicio se añade deliberadamente en algunas aleaciones que contienen magnesio para proporcionar endurecimiento por precipitación. A bajos contenidos de magnesio, el silicio elemental puede estar presente como partículas de segunda fase. Sin embargo, a medida que aumenta el contenido de magnesio, se encuentran partículas de silicio elemental y el constituyente Mg_2Si . Aumentando aún más el contenido de magnesio, sólo estará presente la fase Mg_2Si . Con la adición de cobre, se forma una fase compleja cuaternaria $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$. Un estudio previo de esta fase cuaternaria (también llamado precursor) se usa para endurecer las aleaciones Al-Cu-Mg-Si.

Cobre. En las aleaciones aluminio-cobre comerciales, alguna porción del cobre se combina con el aluminio y el hierro para formar durante la solidificación, partículas de $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ tetragonal, o de fase α (Al, Cu, Fe), ortorrómbica. Estas no se pueden disolver durante los tratamientos térmicos posteriores, pero pueden transformarse tratando antes el lingote o pieza de fundición. Durante el tratamiento térmico de las aleaciones de aluminio-cobre (con escaso contenido magnesio), precipita la fase Al_2Cu como la fase de endurecedora. El agregado de magnesio en aleaciones de aluminio-cobre da como resultado la formación de la fase Al_2CuMg por descomposición eutéctica. Precursores metaestables Al_2CuMg se utilizan para reforzar varias aleaciones estructurales utilizadas en la industria aeroespacial porque confieren una combinación deseable de resistencia, tenacidad a la fractura y la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga.

Magnesio. Estas aleaciones presentan excelentes combinaciones de resistencia y resistencia a la corrosión por endurecimiento de solución sólida y endurecimiento por trabajo en frío. Aunque, en principio, el diagrama de fases muestra una curva de solvus ideal para el endurecimiento por precipitación, hay una cierta dificultad en la nucleación de la fase

Al_3Mg_2 , lo cual ha impedido comercialización de las aleaciones de aluminio-magnesio tratables térmicamente, a menos que contengan silicio en modo suficiente, o cobre, o zinc para formar precipitados de Mg_2Si , Al-Cu-Mg o Al-Zn-Mg[56].

1.5.2. Aleaciones cuaternarias de Al-Si-Cu-Mg.

Las aleaciones Al-Si-Cu-Mg son muy utilizadas en la industria automotriz por su alta relación resistencia-peso. Estas aleaciones tienen una resistencia media entre las Al-Si y las Al-Cu, lo cual hace que sean útiles en aplicaciones donde la resistencia requerida no sea muy alta. El Si imparte elevada fluidez y el Cu aumenta la resistencia mecánica. El mecanismo por el cual la resistencia se incrementa es la formación de precipitados de tipo coherente con la matriz de Al. Para la aleación ternaria Al-Si-Cu el precipitado Al_2Cu es el encargado de aumentar la dureza, pero al adicionar Mg precipita el Mg_2Si , el cual, junto con el Al_2Cu , origina mayores aumentos en la dureza y la resistencia. Entre estas aleaciones cuaternarias está la 319, que presenta un contenido de Si entre 5.5 y 6.5 % en peso, Cu en el rango de 3.0 a 4.0 % y Mg para fines de reforzamiento, pero a expensas de la disminución de la ductilidad, no sobrepasando el 1 %. No obstante, se reporta una patente acerca de una aleación de aluminio similar a la 319, pero con contenidos de magnesio entre 0.5 y 7.0 % en peso. Este tipo de aleaciones presenta como una de sus principales cualidades una alta resistencia. El Mg aumenta la dureza y resistencia por solución sólida[57]. En la aleación 319 se incluye una matriz α -Aluminio, el eutéctico Al-Si, partículas de Si, Mg_2Si , CuAl_2 , $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ y otros intermetálicos complejos. Yao y col. [58], reportan la aparición de al menos cuatro precipitados diferentes, enlistados a continuación:

1. β' en forma de barra, observados en las aleaciones Al-Si-Mg.
2. θ' en forma de discos observados en las aleaciones Al-Cu.
3. GPZ (CuAl_2) observados en Al-Cu.
4. Precipitados de Si, ya observados en aleaciones Al-Si.

La fase Q y sus alternativas tienen alto contenido de Mg, por lo que hacen que la relación Cu:Mg en la solución sólida aumente y se favorezca la formación de la fase θ . La fase Q puede ser: $\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$, $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ y $\text{Al}_4\text{Cu}_1\text{Mg}_5\text{Si}_4$. Para estas aleaciones está

reportado que si la relación Mg:Si es menor que 8.0 precipita la fase θ' , mientras que si es mayor que 3.0 precipita la fase S' (Al_2CuMg) y si los valores están entre 1.0 y 8.0 precipita β' [35].

Se ha observado que en la aleación Al-Cu-Mg-Si con una variación en el contenido de Mg se producen modificaciones microestructurales significativas. Para una aleación con 7 Mg wt. % (figura 1.21a) se pueden observar cuatro segundas fases, Al-Si eutéctica, Al-Mg₂Si, Al₂Cu en bloque y Al₅Mg₈Cu₂Si₆. Con un 9 Mg wt. % (Figura 1.21b) la microestructura muestra la presencia de Mg₂Si en partículas primarias además del eutéctico Al-Mg₂Si. En este caso, Al₂Cu no se encuentra sólo como bloques, sino también como eutéctica. Y con un aumento en el contenido de Mg hasta 11 Mg wt. % (Figura 1.21c), la cantidad de fases ricas en Cu es mayor que para las aleaciones con menor contenido de Mg. Además, se observó un contenido más alto de eutéctico Al-Si y Mg₂Si aparece como carácter chino [6].

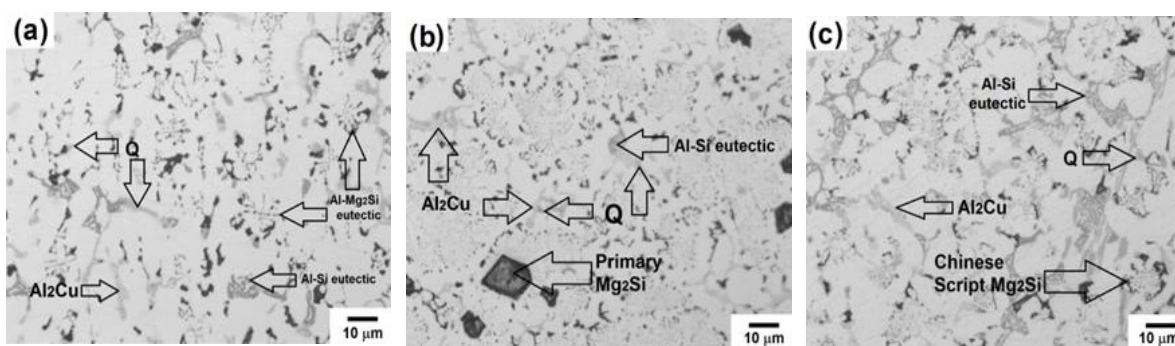


Figura 1.21 Micrografías de las aleaciones Al-Cu-Mg-Si con diferentes contenidos de Mg wt % a) 7 % b) 9 % y c) 11 % [6]

En uno de esos estudios realizado por Markaki [59], se analizan las propiedades mecánicas de 3 espumas de aluminio con distinta composición en donde se va variando su contenido en magnesio y silicio y manufacturadas con ayuda de un agente espumante (hidruro de titanio). Donde se observaron cambios en las propiedades mecánicas a compresión tales como la cantidad de energía absorbida, la rapidez de densificación, y también los mecanismos de deformación y fractura por la presencia de distintos intermetálicos y fases en el material de las paredes de celda [60].

Por ejemplo, para una espuma fabricada con una aleación Al-12Mg-6Si, se encontró que la presencia de una red inter-dendrítica compuesta por silicio eutéctico, una fase Mg-Si y otra Mg-Al-Si-Fe en la micro-estructura produjo el incremento de la energía específica absorbida por esta espuma, presentando a su vez una tasa de densificación baja por el mayor esfuerzo requerido para deformar el material más duro y frágil de las paredes de las celdas [47, 48].

Por lo tanto, la presencia de inter-metálicos y fases en la microestructura del material sólido puede generar cambios más sustanciales que incluso los generados por la variación del tamaño de celda, geometría de la celda, entre otros

En cuanto al efecto que tendría la microestructura en base a mayores contenidos de Cu, hace falta estudiar con mayor profundidad el efecto en la variación de las segundas fases, por lo cual es parte de lo que se hará en el presente trabajo.

1.6 Tratamiento térmico de solubilización modificado para fabricar espumas metálicas.

Se ha reportado un nuevo procedimiento de fabricación de espumas metálicas, utilizando temperaturas mayores a las utilizadas en el tratamiento de solubilización convencional, anteriormente explicado [12], por lo que primeramente es necesario determinar las temperaturas de fusión o transformación de las segundas fases, como se puede apreciar en la figura 1.22 [10] y así provocar la fusión localizada de una o varias de estas segundas fases, originando espumas con un alto grado de porosidad. Se evita el incremento en la fragilidad de las espumas al no requerir de agentes gasificantes o elevadores de viscosidad. El costo de la fabricación es bajo ya que solo se necesita realizar tratamientos térmicos a las aleaciones ya fabricadas.

Mediante el tratamiento térmico de estas aleaciones ocurren 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.

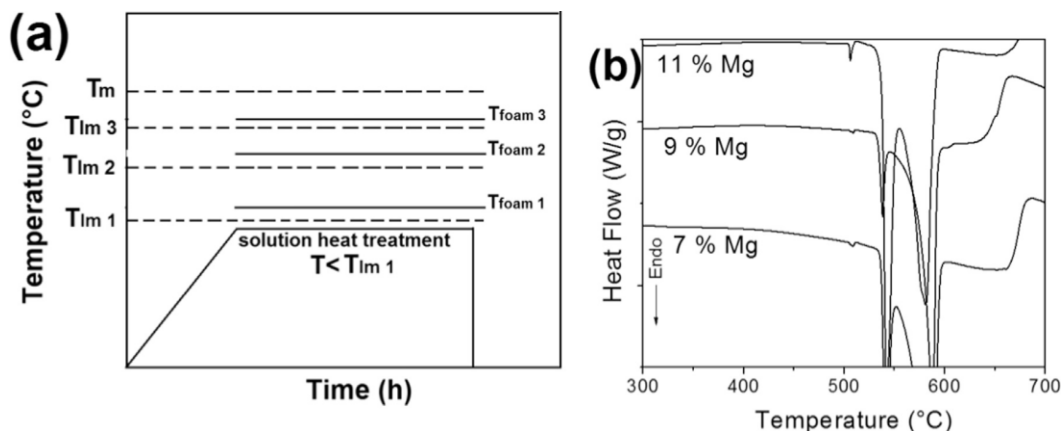


Figura 1.22 a) Representación del tratamiento térmico para la manufactura de espumas metálicas b) Curvas DTA que muestran los puntos de fusión (T_{lm}) de las fases para las aleaciones .[10]

Uno de los aspectos importantes para poder determinar estas temperaturas es conocer el orden en que precipitan las fases desde el estado líquido. En el caso de las aleaciones Al-Si-Cu-Mg frecuentemente son tratadas térmicamente a partir de 480 °C, llegando máximo a 500 °C para que no ocurra la fusión localizada de fases siendo el orden de precipitación en estado líquido como sigue:

1. α -Al (611 °C)
2. Al_5FeSi preeutéctico (572-600°C)
3. Partículas de Si eutécticas (559-561°C)
4. Al_5FeSi posteutéctico(540-550°C)
5. Mg_2Si (491-559°C)
6. $CuAl_2$ en forma de bloques(510°C)
7. Al-Cu Al_2 eutéctico (507°C)
8. Fase cuaternaria Q ($Al_5Mg_8Cu_2Si_6$) (502 °C)

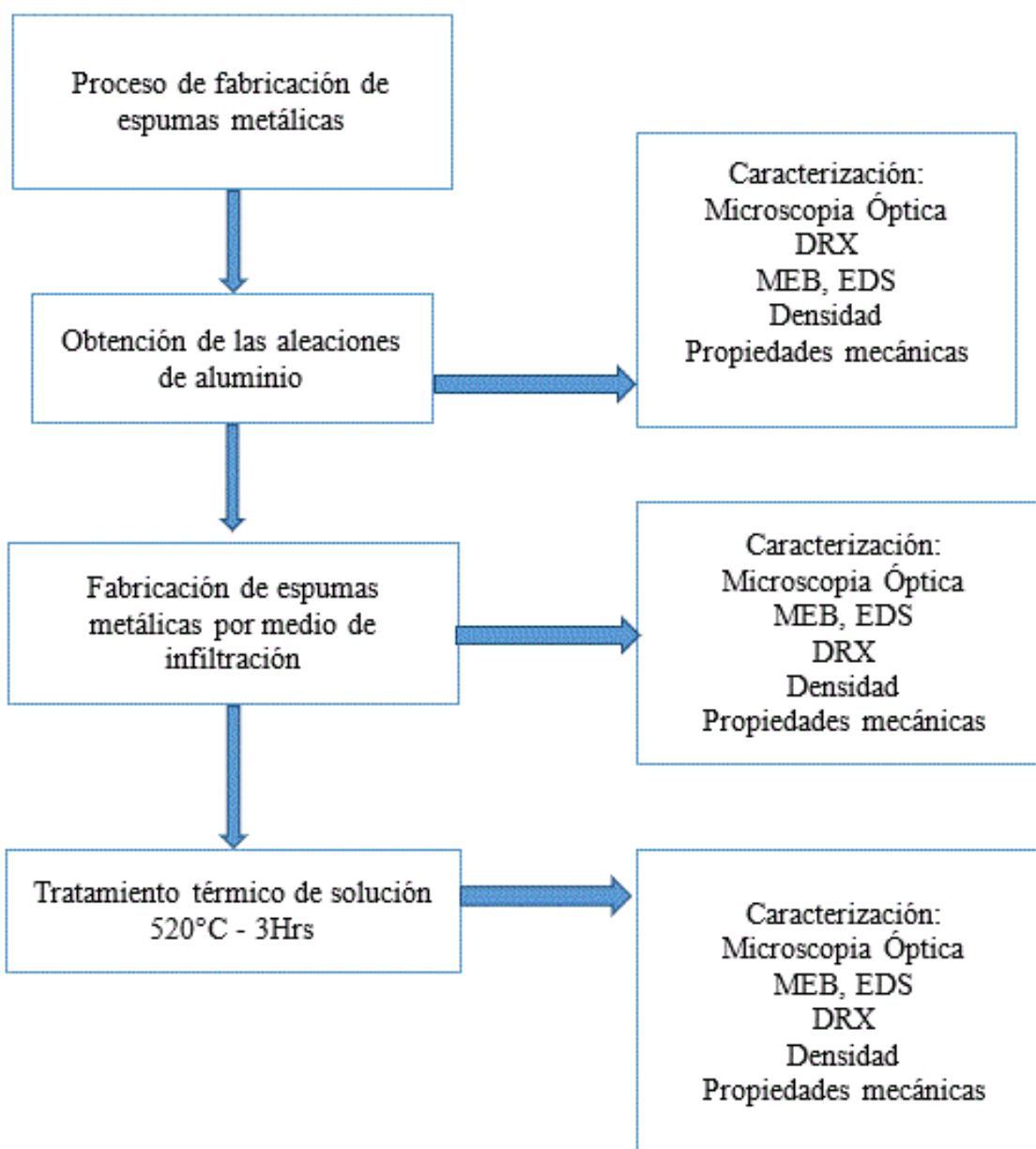
La primera fase que fundiría al aplicar un sobretratamiento térmico es la última en solidificar, es decir, la fase cuaternaria $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$. Por tal motivo es importante que se conozca esta secuencia, o se determine utilizando métodos tales como análisis térmico. Modificando la composición química de las aleaciones se pueden obtener cantidades relativas diferentes de las fases, de acuerdo con las que se deseen fundir de manera localizada. Las ventajas de este

proceso de fabricación de espumas “in-situ” en estado sólido es que es un proceso más sencillo, rápido y eficiente, además se puede producir cualquier tipo de pieza o estructura que sea posible obtener por los procesos de fundición conocidos, además de que se puede fabricar contando solamente con un horno o cualquier sistema de calentamiento, sin requerimientos especiales. Asimismo 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 [12].

CAPÍTULO 2.

PARTE EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se hace una descripción de los materiales, procedimientos, técnicas y equipos utilizados durante el procesamiento de las espumas metálicas. A continuación, se muestra un diagrama del proceso experimental.



2.1 Obtención de las aleaciones de aluminio.

Para el desarrollo experimental en primera instancia se elaboraron las aleaciones de aluminio que se utilizaron en la fabricación de las espumas metálicas, el procedimiento se explica a continuación.

Los materiales precursores que se usaron para la aleación son: aluminio con un 99.9 % de pureza, Cu con un 99.99 % de pureza, Si con un 99.9999 % de pureza y magnesio con 99.95% de pureza, todos de la marca alfa Aesar. 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 $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, en seguida se vació en un molde convencional sin precalentamiento y se obtuvieron lingotes cilíndricos de 11x6 cm. Se fabricaron 3 aleaciones diferentes con una variación en el contenido de cobre, manteniendo los demás aleantes constantes, en la tabla 3 se muestran los porcentajes de cada una de las aleaciones y su denominación.

La modificación del contenido de Cu se hizo con la finalidad de obtener diferentes microestructuras, sobre todo de las fases ricas en Cu, importantes para la subsiguiente fusión localizada. El alto contenido de Si empleado tiene como finalidad además de la obtención de segundas fases con bajo punto de fusión lograr una mayor fluidez y que el material en estado líquido pueda infiltrar de mejor manera la preforma. El contenido de Mg por su parte también se dejó elevado con el fin de estudiar el efecto de este elemento y aumentar el contenido de fases que lo contengan en mayor medida. Estas aleaciones modificadas con alto contenido de Mg han mostrado ser idóneas para obtener una alta porosidad por fusión localizada de las fases [10,48].

Tabla 3 Composición de las aleaciones.

Aleación	Si	Mg	Cu	Al
Cu3	6 %	7 %	3 %	Balance
Cu5	6 %	7 %	5 %	Balance
Cu7	6 %	7 %	7 %	Balance

2.2. Caracterización de las aleaciones cuaternarias de aluminio

Para llevar a cabo la caracterización se cortaron muestras de 2x2cm de cada una de las aleaciones con diferente contenido de cobre y con esto tener un mejor manejo de la aleación. Así como un mejor uso de los equipos.

2.2.1. Caracterización microestructural.

Las aleaciones fueron caracterizadas por medio de diferentes métodos, para comprobar los elementos de la aleación presentes, así como su distribución en las diferentes fases. Para esto se utilizó Difracción de rayos-X (DRX) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), que cuenta con un detector de Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS). Se utilizó un difractómetro marca BRUKER modelo D8 ADVANCE con radiación $K\alpha\text{Cu}$ de 1.54\AA con un ángulo de 20 a 80° y paso de 0.2 . Por su parte el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) utilizado fue un JEOL modelo JSM-IT300 con un detector para EDS, OXFORD INSTRUMENTS X-MAX^N. También se hizo un análisis microscópico por medio de un Microscopio óptico marca LABOMED modelo MET400, el cual se complementó con el MEB para determinar las fases características que se encuentran en estas aleaciones, ya que se ha reportado que para un mejor estudio de estas fases es necesario combinar MO y MEB, debido a las composiciones químicas semejantes, lo cual complica su diferenciación para algunas de ellas, como es el caso de las fases ricas en Cu, que en ambos casos presentan tonalidades de gris semejantes [10,48].

Para la caracterización de las muestras, se prepararon metalográficamente hasta acabado espejo, por medio del desbaste con lijas de 200, 600, 800, 1200 y pulido con pasta de diamante de $3\ \mu\text{m}$. Se observaron en el microscopio a diferentes magnificaciones con la finalidad de observar todas las fases, tanto como forma y su distribución.

Por especificaciones del equipo de difracción de rayos-X se utilizaron muestras con espesores no mayores de 2cm, las cuales se pulieron y desbastaron hasta acabado espejo. Los resultados se analizaron y se compararon con los patrones de difracción en el software DIFFRAC.EVA V4.2.1.

2.2.2. Medición de la densidad.

Se midió la densidad de las aleaciones por medio del método de Arquímedes, para comprobar la densidad teórica del material y poderla comparar con la de las espumas metálicas. La densidad de una muestra se determina a partir del conocimiento de su volumen y su peso, el problema de esta medición es conocer cuál es el volumen real, para poder obtener una medida lo más cercana a la densidad real. La medición de la densidad se realizó utilizando el principio de Arquímedes descrito por la norma ASTM-C373. Este método implica primeramente el pesado en seco de la muestra, en caso de no estarlo, se pone a secar a más de 100°C (W(a)). Posteriormente la muestra se mantiene por 1 hora en alcohol. Después de ese tiempo se pesa la muestra suspendida en alcohol (W(fl)). Para conocer la densidad del material se utiliza la ecuación 1 anteriormente mencionada, tomando en cuenta los siguientes datos:

$$\begin{aligned}\rho(\text{fl}) \text{ (Densidad del fluido)} &= 0.7940 \text{ gr/cm}^3 \\ \rho(\text{a}) \text{ (Densidad del aire)} &= 0.0012 \text{ gr/cm}^3 \\ \text{Corrección} &= .99988\end{aligned}$$

2.2.3. Determinación de las propiedades mecánicas.

Con la finalidad de posteriormente comparar las propiedades mecánicas de los materiales porosos con las aleaciones en su estado de colada se determinó su comportamiento mecánico mediante el ensayo de compresión en una máquina de ensayos universal Instron 1125, interfaz 5500, software Series IX 8.30.00 Instron. Las probetas se maquinaron de acuerdo con la norma ASTM E9 (figura 2.1).

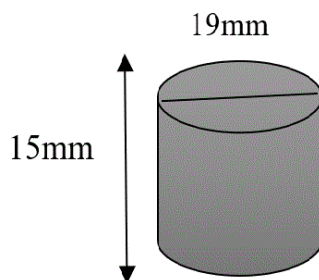


Figura 2.1 Probeta de compresión

2.3. Fabricación de las espumas metálicas por el método de infiltración.

En este punto se muestra la elaboración de las espumas metálicas por infiltración, donde como primer paso se requirió realizar una preforma de NaCl como partículas espaciadoras, seguido de la preparación de la aleación para su fundición y posterior infiltración, la cual se realizó en un dispositivo de infiltración que se requiere para el proceso. Una vez infiltrada la aleación se disolvió la preforma con la finalidad de obtener la espuma. El proceso se detalla a continuación.

2.3.1. Dispositivo para método de infiltración.

El dispositivo de infiltración se diseñó y fabricó en el IIM Unidad Morelia, se muestra en la Figura 2.2. Como puede apreciarse cuenta con un contenedor, donde se realiza la infiltración, el cual está confeccionado con un tubo de acero de 2.54 cm de diámetro y 30 cm de altura. Así mismo cuenta con una tapa superior donde se ubica una conexión con un sistema para la aplicación de atmósfera controlada, también cuenta con una cuchara desmontable que tiene la función de soporte del dispositivo y dar oportunidad al flujo de gas inyectado si se requiere.

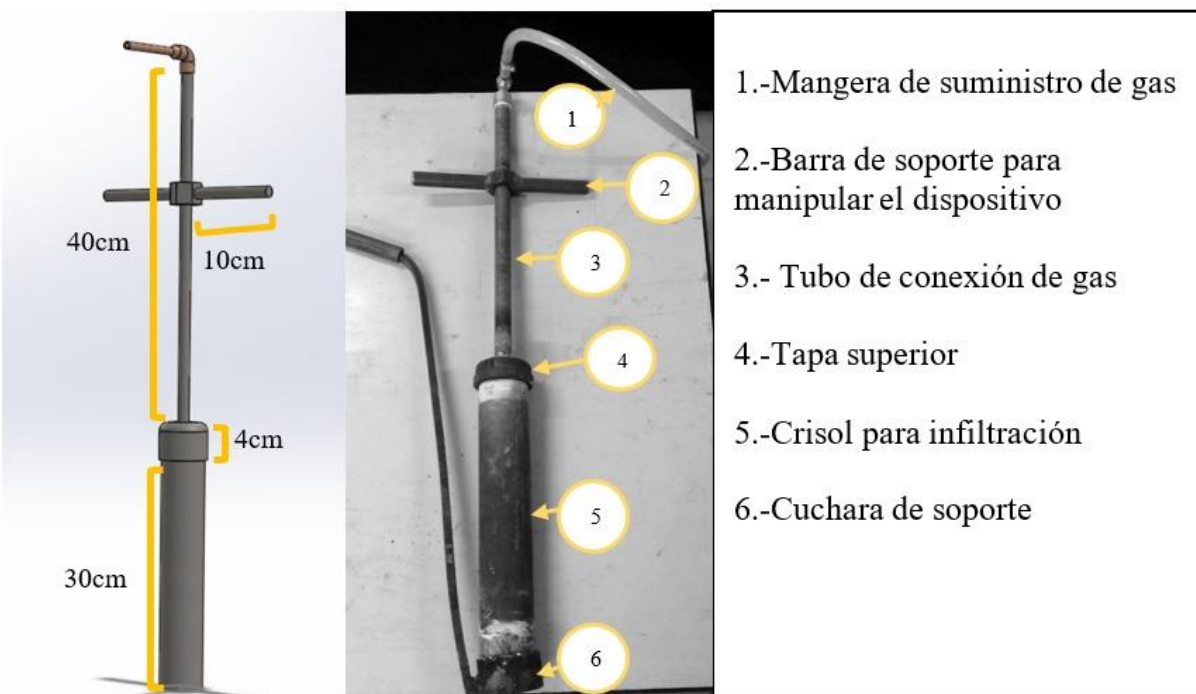


Figura 2.2 Dispositivo de infiltración.

2.3.2. Elaboración de la preforma.

Para la elaboración de la preforma se utilizaron partículas de NaCl con distribución de tamaños heterogénea, pero dada la necesidad de obtener una distribución de poros homogénea se tamizaron las partículas de NaCl para contar con tamaño de 2-2.38 mm de diámetro. Las partículas de NaCl se colocaron en el dispositivo de infiltración, con esto se realizaron preformas para obtener espumas de 15 cm de altura y 2.54 cm de diámetro.

2.3.3. Preparación del equipo de infiltración.

A continuación, se realizó la preparación del equipo teniendo en cuenta lo siguiente: la limpieza del equipo, el recubrimiento del dispositivo, preparación del material y armado del equipo.

Para la limpieza del equipo se puede realizar utilizando lijas, cepillo o lo que más convenga, de manera que el crisol no contenga partículas que puedan reaccionar con la aleación de aluminio, modificando la estructura de este. Por lo cual es muy importante la limpieza del dispositivo previo al proceso de infiltración.

Ya que el crisol donde se llevará a cabo la infiltración está limpio, este es recubierto con una capa de nitruro de boro para que la espuma salga más facilidad del dispositivo.

En cuanto a la preparación del material, como se mencionó anteriormente, dentro del crisol se prepara la preforma, siguiendo el patrón del proceso, se corta la aleación de aluminio de la manera óptima para colarla dentro del crisol y que esta quede por encima de la preforma.

El armado del equipo consiste en que, previo a colocar la preforma, el crisol se coloca sobre la cuchara de soporte la cual debe contener una cama de arena para fundición. Una vez que se tienen la preforma y la aleación dentro del crisol, se procede a cerrar el dispositivo y colocarlo dentro de horno.

2.3.4. Fusión del metal e infiltración.

Teniendo el dispositivo dentro del horno se lleva a cabo el aumento de la temperatura, con una rampa de calentamiento hasta 720°C aproximadamente por 15 minutos, para asegurar que la aleación llegó al punto de fusión. Teniendo el metal fundido se procede a la infiltración, la cual consiste en la inyección de gas argón, induciendo una presión dentro del sistema provocando que el metal fluya por la preforma para lograr llenar la mayoría del espacio de ésta.

2.3.5. Desmontado y disolución de la preforma.

Al finalizar el proceso de infiltración se obtiene el material compuesto formado por la aleación de aluminio y la preforma. Se retira del crisol cuando esté frío, para tener un mejor manejo. Con la finalidad de obtener las espumas metálicas se disuelven las preformas utilizando agua. Una vez obtenidas las espumas se maquinan para obtener las probetas requeridas y llevar a cabo la caracterización de las espumas metálicas.

2.4. Caracterización de las espumas metálicas.

Las espumas metálicas obtenidas por infiltración se caracterizan por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, difracción de rayos-X y propiedades mecánicas siguiendo las mismas técnicas utilizadas para la caracterización de las aleaciones en estado de colada. Con la densidad se determinó la porosidad de las espumas por infiltración en base a la ecuación 2 que se mostro con anterioridad.

2.5. Tratamiento térmico de solubilización.

Con la finalidad de aumentar la porosidad en las espumas metálicas, obteniendo un sistema poroso igualmente para la matriz, se realizó el tratamiento de sobresolubilizado, para lo cual se colocó la espuma metálica obtenida por infiltración, dentro de una mufla para llevar a cabo el proceso, el cual consistió en elevar la temperatura por encima de la temperatura de solubilización, en este caso se utilizaron diferentes temperaturas a diferentes tiempos para poder obtener los mejores parámetros de sobre tratamiento térmico, partiendo de un trabajo

de investigación previo sobre este tema [10], donde se varían las temperaturas y los tiempos de permanencia de una aleación similar.

Después de realizar las pruebas se determinó que los parámetros más óptimos son una temperatura de 520°C, con una permanencia de 3 horas y dejando un enfriamiento lento hasta llegar a temperatura ambiente, provocando la fusión de las segundas fases de la aleación de aluminio obteniendo una mayor porosidad.

2.5.1. Caracterización de las espumas metálicas con doble porosidad.

Las espumas metálicas obtenidas por tratamiento térmico, en las cuales se indujo una doble porosidad, se caracterizaron por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X. Asimismo se determinaron sus densidades y propiedades mecánicas. Para esto se siguieron los mismos procedimientos utilizados para el caso de las aleaciones en estado de colada y para las espumas obtenidas por infiltración.

Para determinar la porosidad total de las espumas duales se utilizó la siguiente ecuación 4 [62], utilizada para determinar porosidades de sistemas en los cuales existen porosidades a diferentes escalas:

$$\Phi_T = (\Phi_{Mac} + \Phi_{Micro}) (1 - \Phi_{Mac}) \dots \dots \dots (Ec. 4)$$

Donde:

Φ_T = Porosidad total

Φ_{Ma} = Macroporosidad

Φ_{Micro} = Microporosidad

2.6 Análisis de imagen.

Se realizó el análisis de imagen a las micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) por medio del programa ImageJ que se muestra en la figura 2.3, con la finalidad de observar el porcentaje de cada una de las fases presentes en las aleaciones de aluminio, las espumas metálicas por infiltración y las espumas metálicas con porosidad dual, para así conocer la variación de estas fases después de cada proceso.

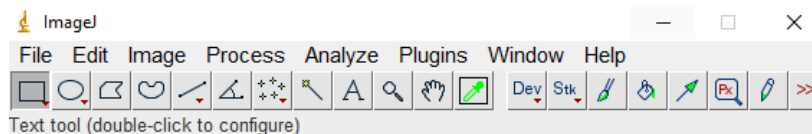


Figura 2.3 Barra de tareas del programa ImageJ

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 8bits, ajustar el contraste de color y seleccionar el área que se requiere analizar.

CAPÍTULO 3.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Caracterización de las aleaciones cuaternarias de aluminio.

De la fabricación de las aleaciones de aluminio con diferente contenido de cobre denominados Cu3, Cu5 y Cu7, se obtuvieron lingotes de 11x6 cm con las que se realizó el presente trabajo, estas se muestran en la figura 3.1.



Figura 3.1 Lingotes de las aleaciones

3.1.1 Caracterización microestructural.

Como se mencionó en el capítulo anterior, las aleaciones con diferente contenido de cobre se analizaron en los microscopios óptico y electrónico de barrido, de donde se obtuvieron las micrografías. En estas se pueden observar las diferentes fases características de la aleación.

3.1.1.1 Aleación Cu3.

Para la muestra Cu3 se pudo observar en las micrografías del microscopio óptico (figura 3.2a), la fase Mg_2Si en forma primaria, así como la fase Q. La Al_2Cu , que es de tono muy claro, no se alcanzó a visualizar, por lo cual se analizó la micrografía del microscopio electrónico de barrido (figura 3.2b) donde se ven las fases Mg_2Si en forma primaria y eutéctica, la fase Q en poco porcentaje y Al_2Cu .

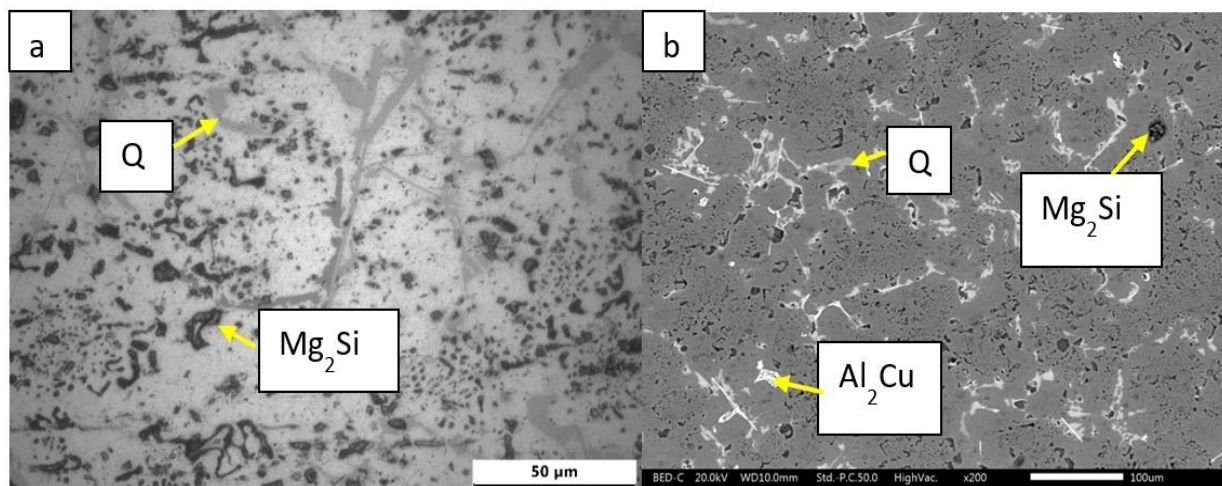


Figura 3.2 Micrografías de microscopio óptico (a) y microscopio electrónico de barrido (b) para Cu3

Por medio del programa ImageJ se realizó el análisis de imagen donde se obtuvo un porcentaje de fases para la aleación Cu3 (tabla 4), donde se destaca la fase Mg_2Cu como la fase predominante y la de menor porcentaje la fase Al_2Cu , como se muestra en las micrografías de la figura 3.2. Esta es la aleación con menor porcentaje de cobre por lo cual tiene menores fases ricas en cobre y sobresale la fase Mg_2Si .

Tabla 4. Tabla con porcentaje de fases para la aleación Cu3

Fase	Cu3
Mg_2Si	5%
Al_2Cu	0.8%
Q	4.58%
Total	10.38

También se realizó un mapeo (figura 3.3) a la aleación Cu3 para poder analizar de una mejor manera los elementos y las fases que conforman la aleación. Con el mapeo se observaron las fases Al_2Cu , Mg_2Si y Q, además se pudo detectar la fase eutéctica Al-Si, y la Al_5FeSi , pero en pequeños porcentajes. En la figura 3.3f se destacó la presencia del silicio con mayor intensidad en zonas donde no se apreciaba ninguna fase en la micrografía de la figura 3.3a. Esta fase corresponde a la Al-Si. En la figura 3.3a se observa también una fase en forma de aguja, la cual corresponde a la fase Al_5FeSi , lo cual se corrobora con la intensidad del hierro

en esa zona de la figura 3.3g. Esta fase en las aleaciones de Al es generalmente debida a las impurezas de Fe.

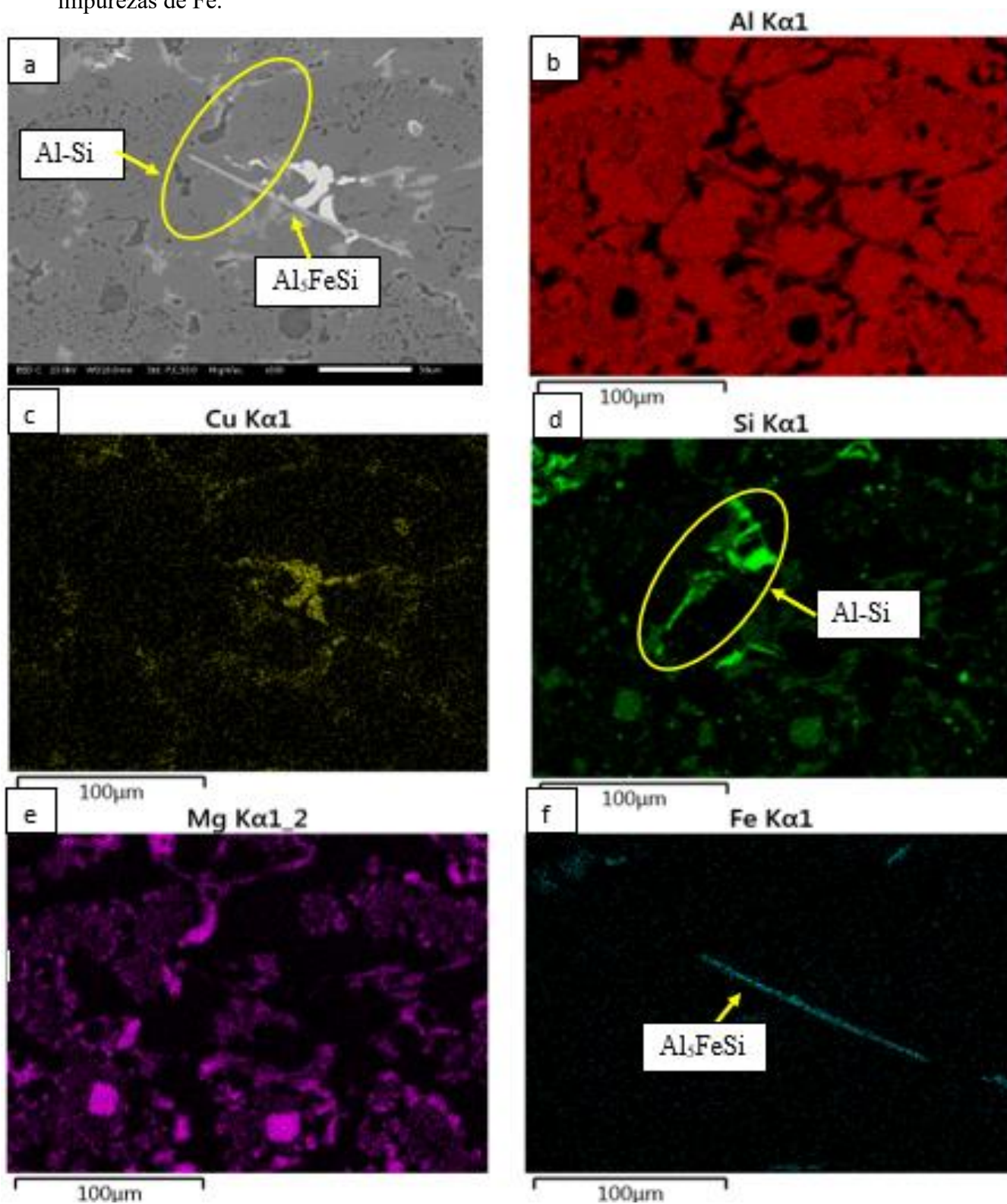


Figura 3.3 Mapeo de la aleación Cu3 a) Micrografía b) Aluminio en rojo c) Cobre en amarillo, d) Silicio en verde e) Magnesio en morado f) Hierro en azul

3.1.1.2 Aleación Cu5.

Para la muestra Cu5 se pudo observar en las micrografías obtenidas del microscopio óptico (figura 3.4a), las fases Mg_2Si en forma primaria, la fase Q y se puede detectar la fase Al_2Cu , sin embargo, para visualizar de mejor manera se pueden observar esas mismas fases en la micrografía obtenida del microscopio electrónico de barrido (figura 3.4b), donde se ve un aumento en el contenido de las fases ricas en cobre comparada con la aleación Cu3 (figura 3.2) y la fase Mg_2Si en forma primaria y eutéctica, en menor porcentaje.

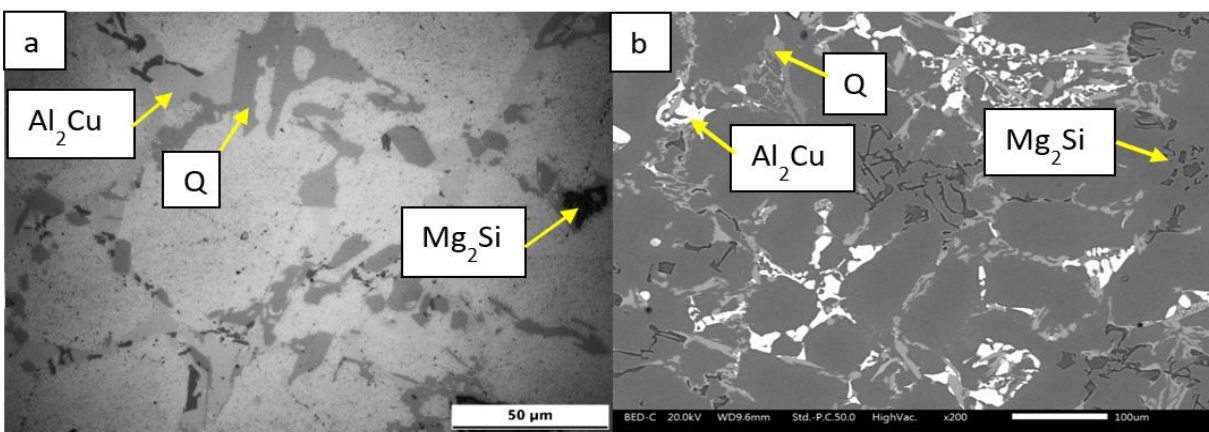


Figura 3.4 Micrografía de a) microscopio óptico y b) microscopio electrónico de barrido de Cu5

Se realizó el análisis de imagen para conocer el porcentaje de fases de la aleación Cu5 (tabla 5) para así verificar el aumento o la disminución de fases observadas en las micrografías. En mayor porcentaje se tienen la fase Q y en menor porcentaje la fase Mg_2Si , en base a lo que se observó en las micrografías y la tabla 5, y se tiene un aumento en el contenido de fases ricas en cobre comparadas con la aleación Cu3 (tabla 4)

Tabla 5 Porcentaje de fases para la aleación Cu5

Fase	Cu5
Mg_2Si	4.7 %
Al_2Cu	5 %
Q	8.2 %
Total	17.9 %

Se realizó un mapeo (figura 3.5) a la aleación Cu5 para poder observar de una mejor manera las fases que conforman la aleación. Como se comentó en las micrografías (figura 3.4) se tienen la fase Al_2Cu , Mg_2Si y la fase Q que se comprueban en el mapeo. No se observan fases como Al-Si o Al_5FeSi .

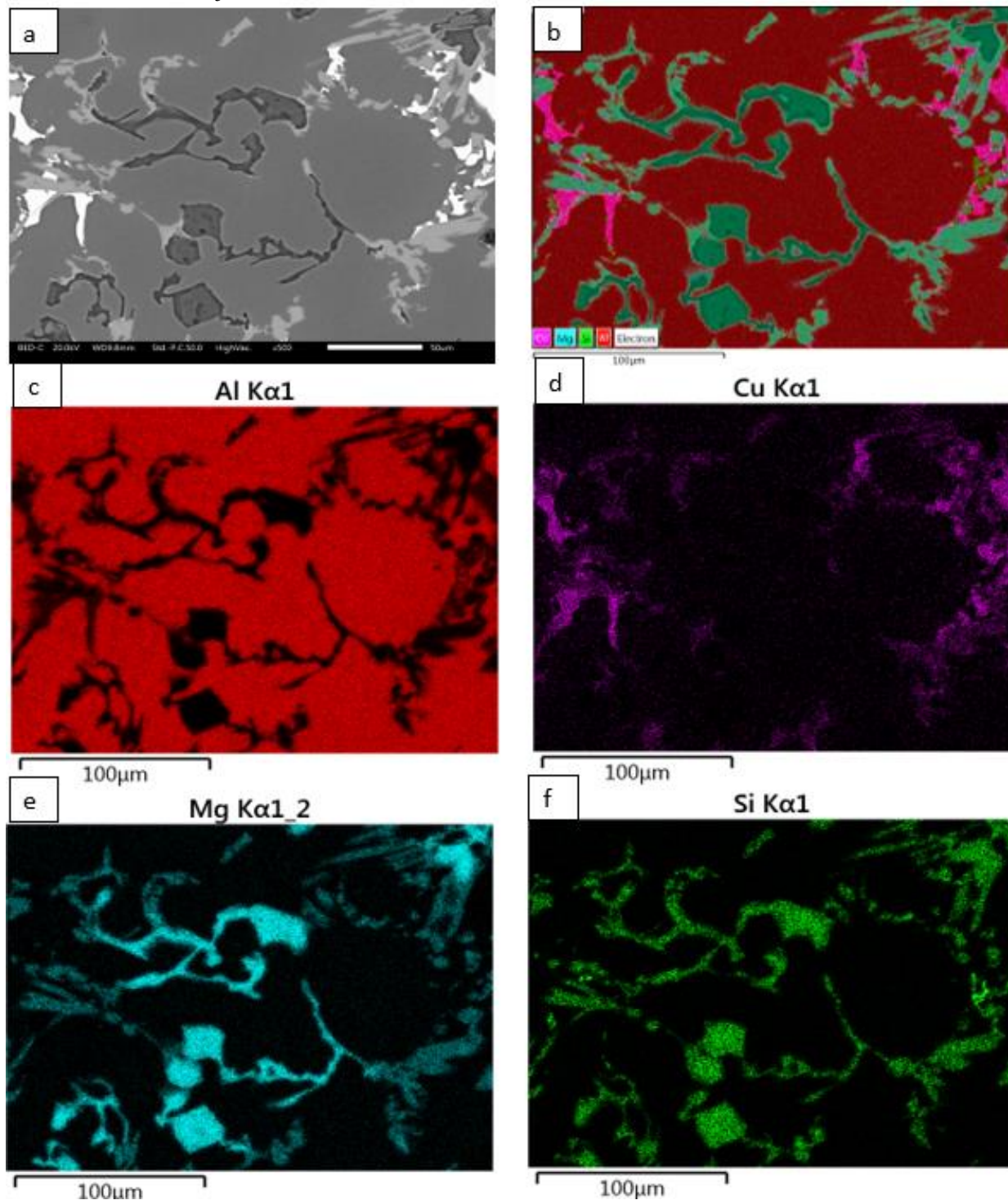


Figura 3.5 Mapeo de la aleación Cu5 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado, e) Magnesio en azul, f) Silicio en verde.

3.1.1.3 Aleación Cu7.

En la aleación Cu7 también se observaron las micrografías del microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (figura 3.6).

La micrografía de la figura 3.6a se puede observar la fase Mg_2Si eutéctica y primaria en poco porcentaje, no se alcanza a percibir la fase Al_2Cu y la fase Q se muestra en tono gris.

En la micrografía de la figura 3.6b se detecta la fase Mg_2Si de forma primaria en mayor porcentaje que la figura 3.6a. Se distingue la fase Al_2Cu que es la fase más clara. Y con mayor dificultad se puede distinguir la fase Q de color gris.

Comparando con la aleación Cu3 y Cu7 se tienen un aumento en el contenido de las fases ricas en cobre Al_2Cu y Q, en cuanto la fase Mg_2Si cambia su morfología ya que se muestra de forma primaria para la aleación Cu7.

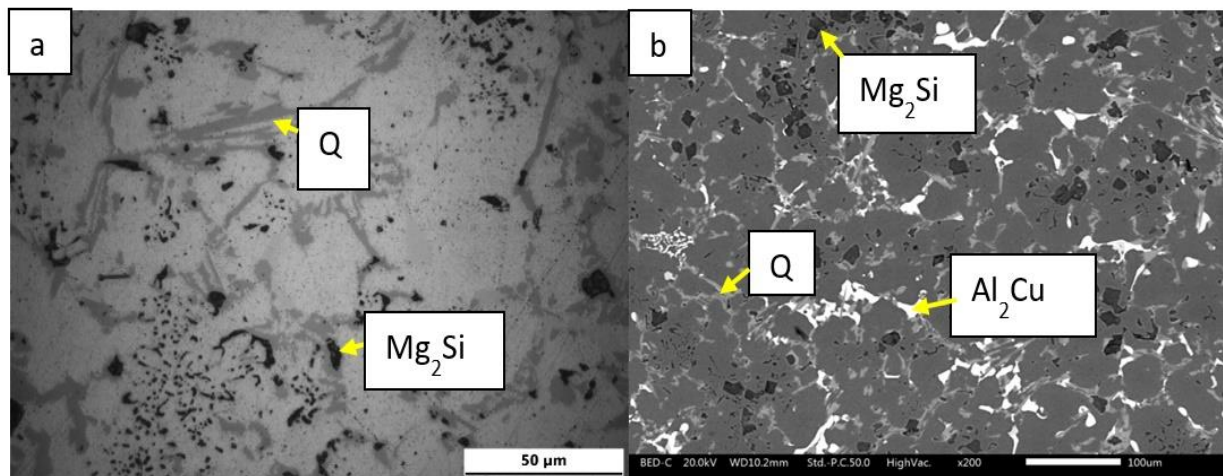


Figura 3.6 Micrografía por a) microscopio óptico b) Microscopio electrónico de barrido para la aleación Cu7.

Se realizó un análisis de imagen de donde se obtuvieron las fases en porcentaje (tabla 6), teniendo como mayor porcentaje de la fase Q y de menor la fase Al_2Cu .

Tabla 6 porcentaje de fases de la aleación Cu7

Fase	Cu7
Mg_2Si	6 %
Al_2Cu	5.2 %
Q	9 %
Total	20.2 %

Se realizó un mapeo a la aleación Cu7 (figura 3.7) para visualizar los elementos y las fases presentes en esta, se observa los elementos aluminio, cobre, silicio y magnesio, Que conforman las fases Mg_2Si , Al_2Cu y Q. No se detecta la fase Al-Si ni Al_5FeSi .

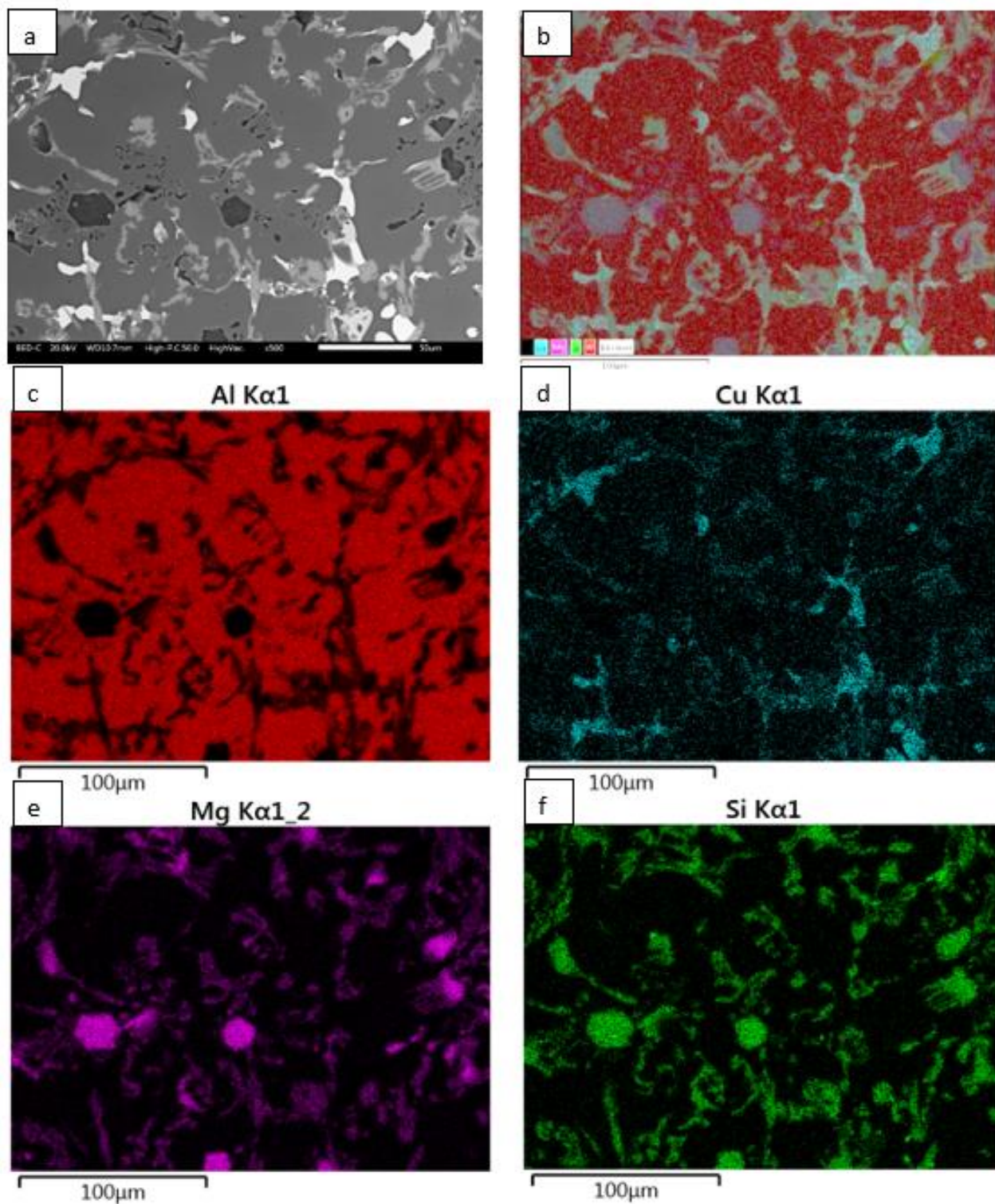


Figura 3.7 Mapeo de la aleación Cu7 a) micrografía de MEB b) Mapeo general c) Aluminio en rojo, d) Cobre en azul, e) Magnesio en morado, f) Silicio en verde.

Con la finalidad de realizar una comparación entre los resultados anteriormente mostrados, en la Figura 3.8a-c se pueden apreciar imágenes obtenidas mediante MEB de las tres aleaciones experimentales. Como puede apreciarse, y de acuerdo con lo ya mostrado, las microestructuras, aunque tienen las mismas fases, presentan modificaciones significativas, con el aumento en el contenido de cobre en las aleaciones se tiene un aumento en el contenido de las fases ricas en cobre, la fase Mg_2Si se observa en forma primaria y eutéctica en las tres aleaciones y solo se detectó la fase Al_5FeSi en la aleación Cu3 (figura 3.8a) además, el tamaño de las fases aumentó con el incremento del Cu.

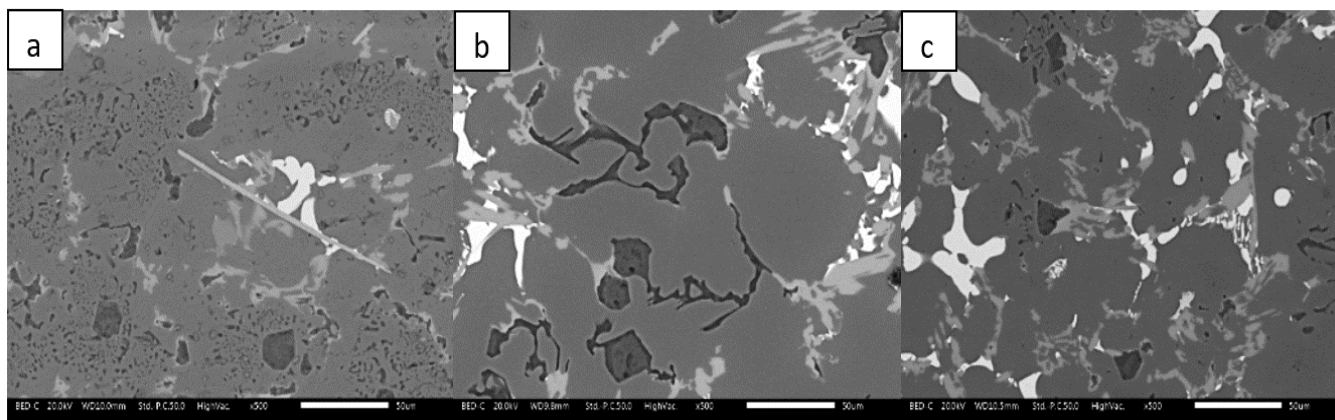


Figura 3.8 Micrografías de las aleaciones a) Cu3, b) Cu5 c) Cu7

En la tabla 7 se aprecia con fines comparativos el porcentaje de las fases Mg_2Si , Al_2Cu y Q que pueden apreciarse para las aleaciones Cu3, Cu5 y Cu7.

La fase Mg_2Si es similar en las tres aleaciones, las fases ricas en cobre Al_2Cu y Q, aumentó el porcentaje con el aumento del contenido de cobre, por lo que Cu7 es la aleación con más porcentaje de segundas fases ricas en cobre.

Tabla 7 Porcentajes de fases para aleaciones as-cast

Fase	Cu3	Cu5	Cu7
Mg_2Si	5 %	4.7 %	6 %
Al_2Cu	0.8 %	5 %	5.2 %
Q	4.58 %	8.2 %	9 %
Total	10.38 %	17.9 %	20.2 %

3.1.2 Difracción de rayos-X.

Con el análisis mediante difracción de rayos-X se pudieron comparar los tres difractogramas, de cada una de las aleaciones Cu3, Cu5 y Cu7, donde se puede comprobar las fases presentes en la aleación: Al₂Cu, Mg₂Si, Q y la matriz de aluminio (figura 3.9). Esto corresponde con lo observado mediante microscopía.

Los picos más intensos en los ángulos 38°, 45°, 65° y 79° son representativos del aluminio y se ven con mayor intensidad ya que la base de las aleaciones es el aluminio, siendo la fase predominante, también conocida como fase α o matriz. Se puede observar un aumento en el contenido de la fase Al₂Cu con el aumento del contenido de cobre, se ve en los picos que se encuentran en los ángulos 20°, 29.49°, 42° y 66.5° de la misma manera se muestra un aumento en el contenido de la fase Q, en los picos representativos de los ángulos 35° y 48°. Por otro lado, los picos representativos de la fase Mg₂Si son similares en las tres aleaciones, estos se pueden ver en los ángulos 41, 43°, 48° y 59°. Estos resultados coinciden con lo previamente reportado en la Tabla 7, donde se observaron los contenidos de cada una de las fases para las tres aleaciones.

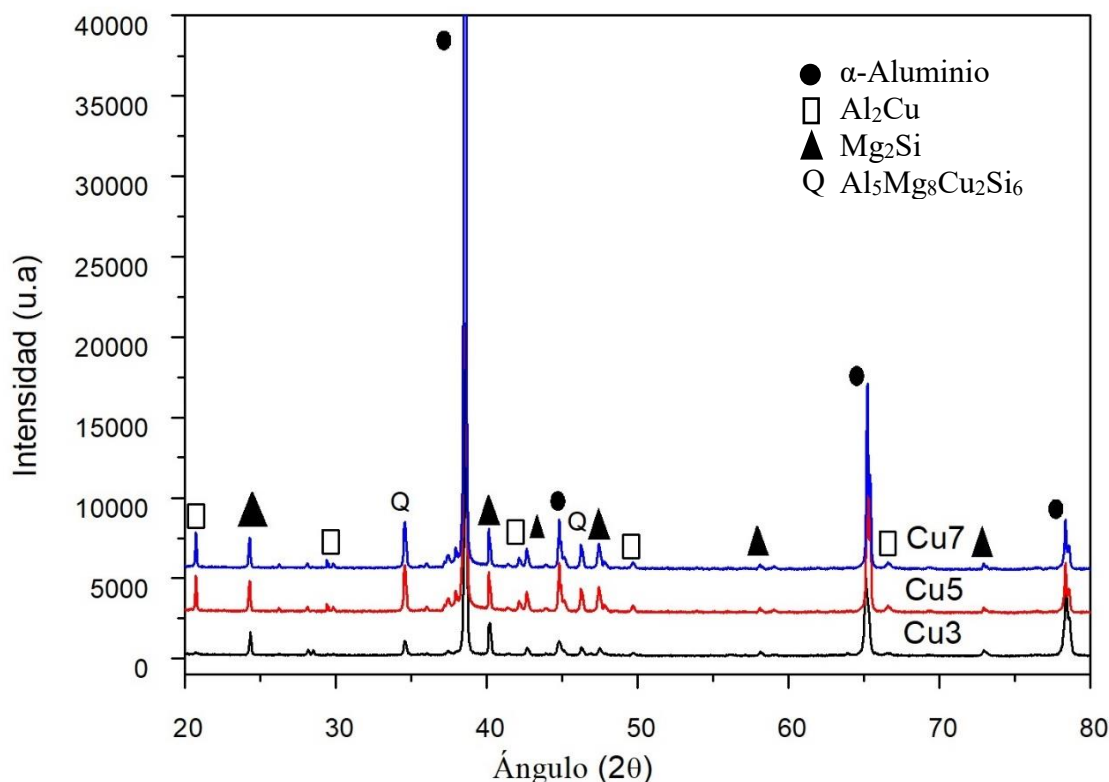


Figura 3.9 Difractograma de las aleaciones de aluminio Cu3, Cu5 y Cu7

3.1.3 Compresión.

En la figura 3.10 se observan las curvas obtenidas de la prueba de compresión para las aleaciones, donde se tienen curvas esfuerzo-deformación típicas del aluminio. Se observa que la aleación Cu7 presenta las mejores propiedades mecánicas, mientras que para la aleación Cu5 se obtuvieron los valores mínimos. Estos valores podrían explicarse principalmente debido a la microestructura presentada en cada aleación, tanto por la cantidad de fases como por sus tamaños. En la aleación Cu7 se tienen más fases ricas en cobre, lo cual la vuelven más resistente, en cuanto a la aleación Cu5 tienen fases más dispersas y más grandes por lo cual tiene menor resistencia. Por otra parte, la aleación 3 presenta fases muy finas, uniformemente distribuidas en toda la matriz, pero el gran contenido de la fase Mg_2Si hace su resistencia mecánica a la compresión sea menor, ya que esta fase es más frágil que las ricas en Cu.

Las zonas elásticas y de fluencia son similares en las 3 aleaciones, sin embargo, existe una pequeña variación en la fuerza de cedencia, donde para Cu3 es de 15.35MPa, de Cu5 15.71MPa y de Cu7 14.45MPa. El módulo de Young para las 3 aleaciones se muestra en la tabla 8.

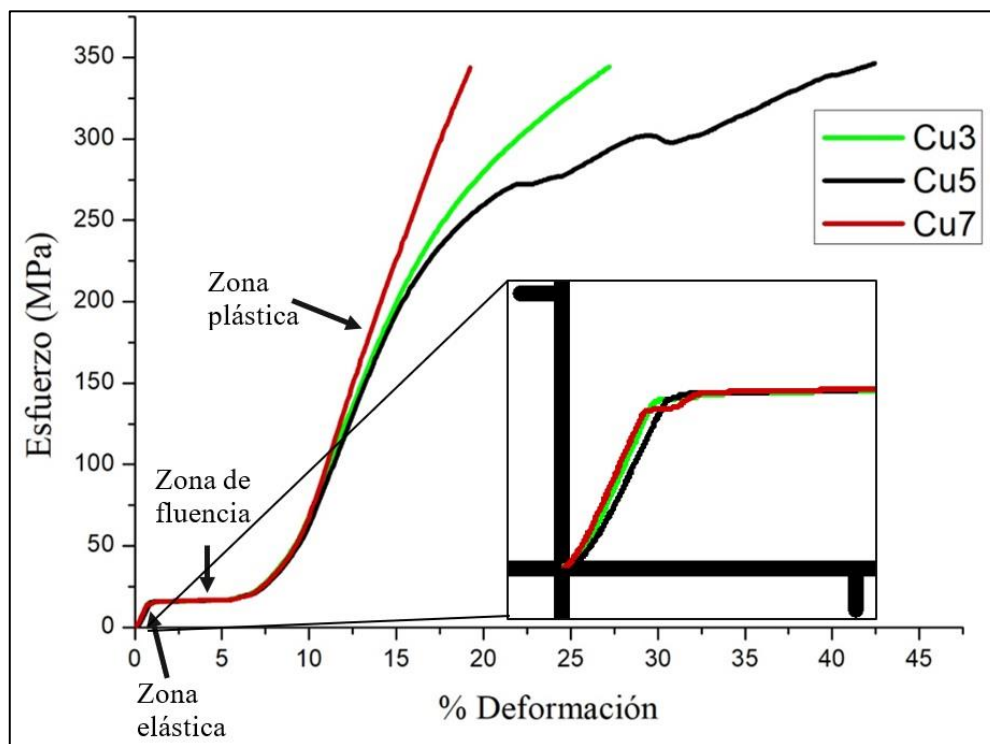


Figura 3.10 Curvas de compresión de las aleaciones de aluminio.

Tabla 8 Módulo de Young de las aleaciones

Aleación	Módulo de Young (GPa)
Cu3	51.44
Cu5	51.67
Cu7	61.11

El módulo de Young mayor le corresponde a la aleación Cu7 y menor a la aleación Cu3. Estos datos son solo comparativos debido que el equipo requiere de un extensómetro para tener un dato del módulo de Young más preciso.

3.1.4 Densidad.

En la tabla 9 se observan los valores de la densidad para las aleaciones experimentales, donde se aprecia que existe una variación, en base al aumento del contenido de cobre, a mayor contenido de cobre mayor densidad. Este resultado es esperado debido a que, de los elementos de aleación de este sistema cuaternario, el cobre tiene la mayor densidad (8.96 g/cm³), aumentando así la densidad de la aleación.

Tabla 9 Densidad de las aleaciones de aluminio con diferente contenido de cobre

Aleación	Densidad (g/cm³)
Cu3	2.74
Cu5	2.76
Cu7	2.95

3.2 Caracterización de espumas metálicas fabricadas por el método de infiltración.

Se obtuvieron materiales compuestos (aleación + sal) de cada de una de las aleaciones infiltradas en la preforma de 15 cm de altura. En la figura 3.11 se muestra el compuesto correspondiente a la aleación Cu3.

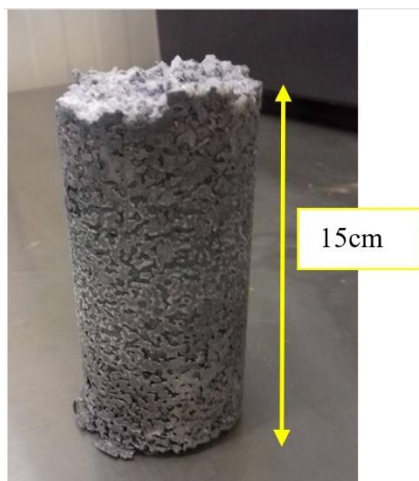


Figura 3.11 Macrografía del material compuesto Al/NaCl, con Cu₃.

Después de disolver la preforma de sal se obtuvieron las espumas metálicas (figura 3.12), la cual se maquinó para llevar a cabo la caracterización mecánica, además de que se cortaron diferentes piezas para su caracterización microestructural y posteriores tratamientos térmicos.



Figura 3.12 Macrografía de la espuma metálica de aleación de aluminio Cu₃.

Para analizar la morfología de los poros, así como su interconexión, en la figura 3.13 se muestran imágenes de MEB (figura 3.13a) y MO (figura 3.13b), donde se aprecian a mayores aumentos los poros formados. Como puede verse, estos poros están interconectados y tienen un tamaño de entre 2-2.30 mm de diámetro. Estas imágenes son representativas de todas las espumas, pues debido a que las condiciones de fabricación no se modificaron las espumas son similares en distribución y forma de la porosidad.

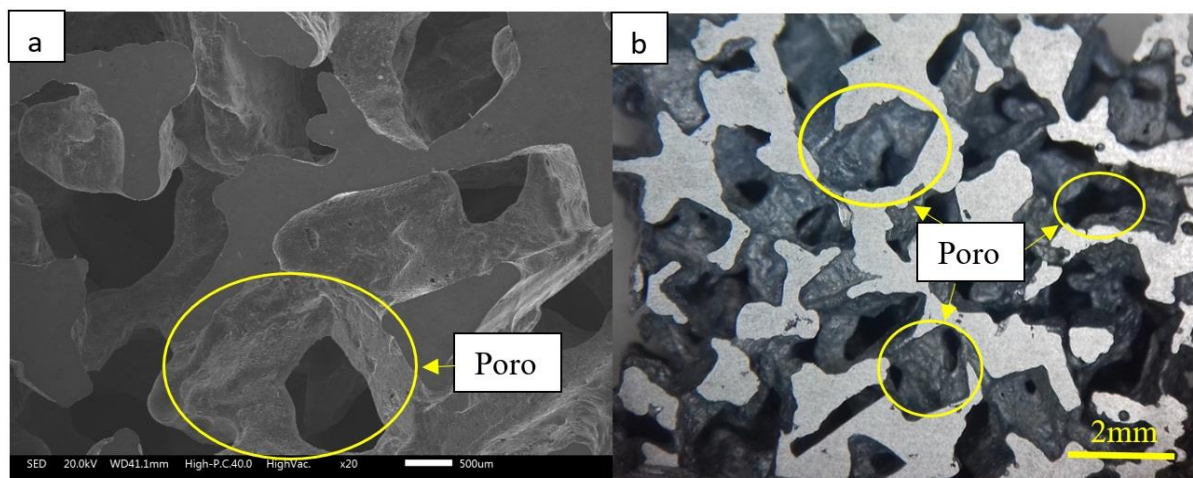


Figura 3.13 Micrografías de la espuma metálica con Cu3 por infiltración a) MEB, b) MO

3.2.1 Caracterización microestructural.

3.2.1.1 Espumas metálicas con la aleación Cu3.

En la espuma realizada con la aleación Cu3 se pudieron observar las fases Mg_2Si , en forma de eutéctico, es una fase muy común en este tipo de aleaciones y se le ha denominado carácter chino [10], tanto en la micrografía de microscopio óptico (figura 3.14a) como la del microscopio electrónico de barrido (Figura 3.14b). De la misma manera se pueden observar las fases Q y Al_2Cu en las dos micrografías, pero se observa de una mejor manera en el microscopio electrónico de barrido debido a la similitud de las escalas de grises entre estas fases y la matriz.

Comparando las micrografías de la aleación Cu3 As-cast (figura 3.2) con las de la espuma metálica se observó un cambio de tamaño y morfología en las fases presentes, esto se detalla más adelante, con las diferentes microestructuras que se obtuvieron después de cada proceso y para cada aleación.

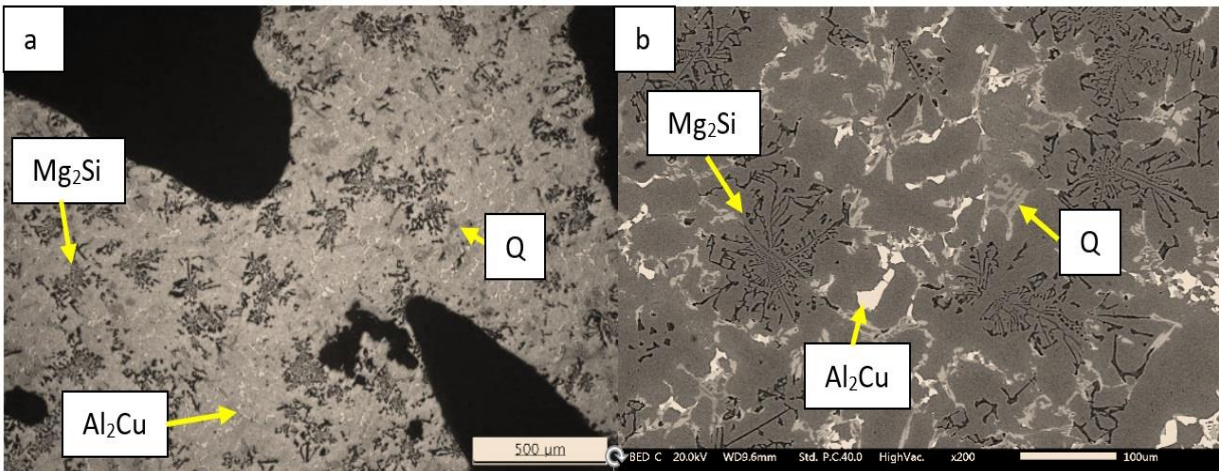


Figura 3.14 Micrografías de las espumas con aleación Cu3 de a) microscopio óptico a 45x y b) microscopio electrónico de barrido.

Se realizó un análisis de imagen para conocer el porcentaje de fases que se encuentran en la aleación Cu3 después del proceso de fabricación de la espuma (tabla 10). Se observó una mayor cantidad de fase Q, aumento considerado de la fase Al₂Cu comparado con el porcentaje de fases de la aleación Cu3 (tabla 4).

Por lo que el proceso de fabricación de la espuma metálica originó un cambio en la microestructura de estas.

Tabla 10 Porcentajes de fases para la espuma de aleación Cu3

Fase	Cu3
Mg ₂ Si	4.5 %
Al ₂ Cu	5.5 %
Q	8 %
Total	18 %

Se llevó a cabo el mapeo a la espuma realizada con la aleación Cu3, donde se puede observar de una mejor manera los elementos y fases que lo conforman, en mayor porcentaje se observa la base de aluminio en color morado (figura 3.15c) y la combinación de los demás elementos que se ven en la figura 3.15 dan las fases Mg₂Si, Q y Al₂Cu.

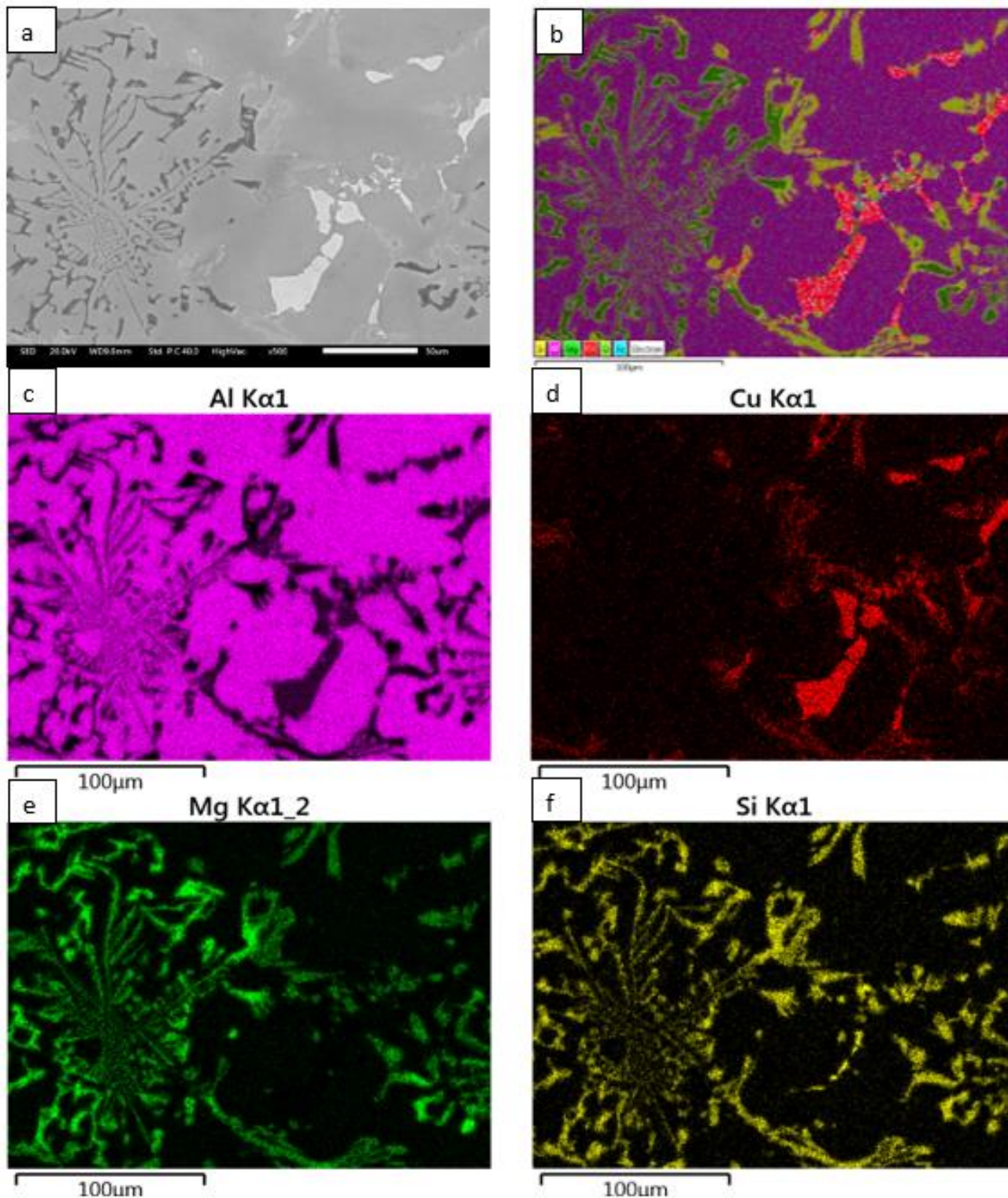


Figura 3.15 Mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu3 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en morado, d) Cobre en rojo, e) Magnesio en verde, f) Silicio en amarillo

3.2.1.2. Espuma metálica con aleación Cu5.

De la misma manera se realiza la caracterización microestructural a la espuma metálica obtenida de la aleación Cu5.

En la microestructura de la figura 3.16a se detecta la fase Mg_2Si en forma de carácter chino, también se observa la fase Al_2Cu de un tono más claro y la fase Q es poco perceptible.

En cuanto a la micrografía de la figura 3.16b es más sencillo definir la fase Mg_2Si en forma eutéctica, la fase clara que es Al_2Cu y Q en tono gris. De igual manera se observa cambios de microestructura entre la aleación Cu5 y la espuma con Cu5.

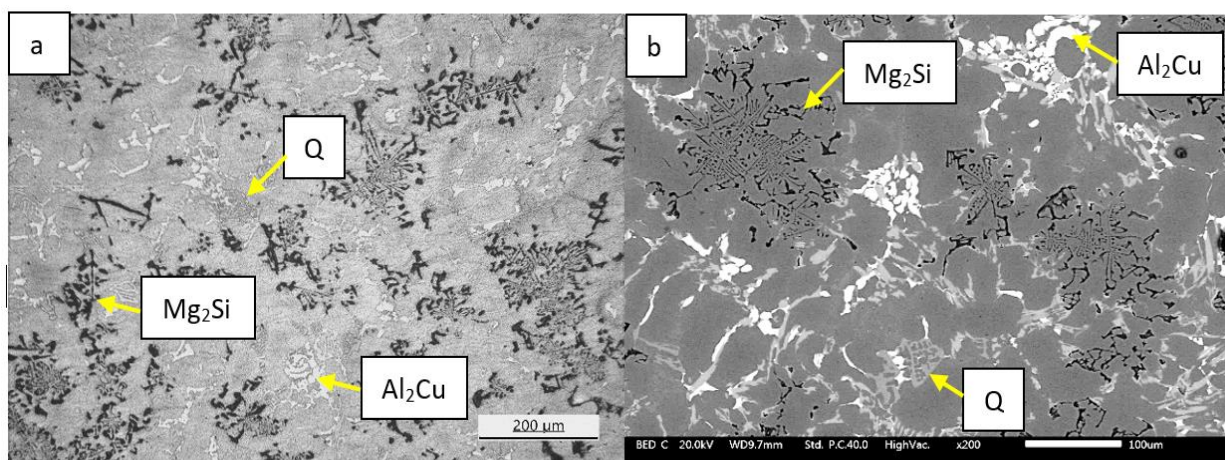


Figura 3.16 Micrografías de la espuma metálica con aleación Cu5 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido

A la espuma metálica elaborada con la aleación Cu5 también se le realizó un análisis de imagen (tabla 11), donde se detecta un mayor porcentaje de la fase Q y una menor cantidad de la fase Al_2Cu .

Tabla 11 Porcentaje de las fases en la espuma metálica con aleación Cu5

Fase	Cu5
Mg_2Si	3.9%
Al_2Cu	6%
Q	8.6%
Total	16.5 %

De igual manera se observa el mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu5 (figura 3.17), donde se revelan los elementos que conforman las fases que se distinguen en las

micrografías de la figura 3.16, sin embargo, con el mapeo de la figura 3.17f se identificó la fase Al-Si que en las micrografías no eran perceptible, lo cual se debe a que esta fase no es fácilmente distinguible de la matriz mediante MEB.

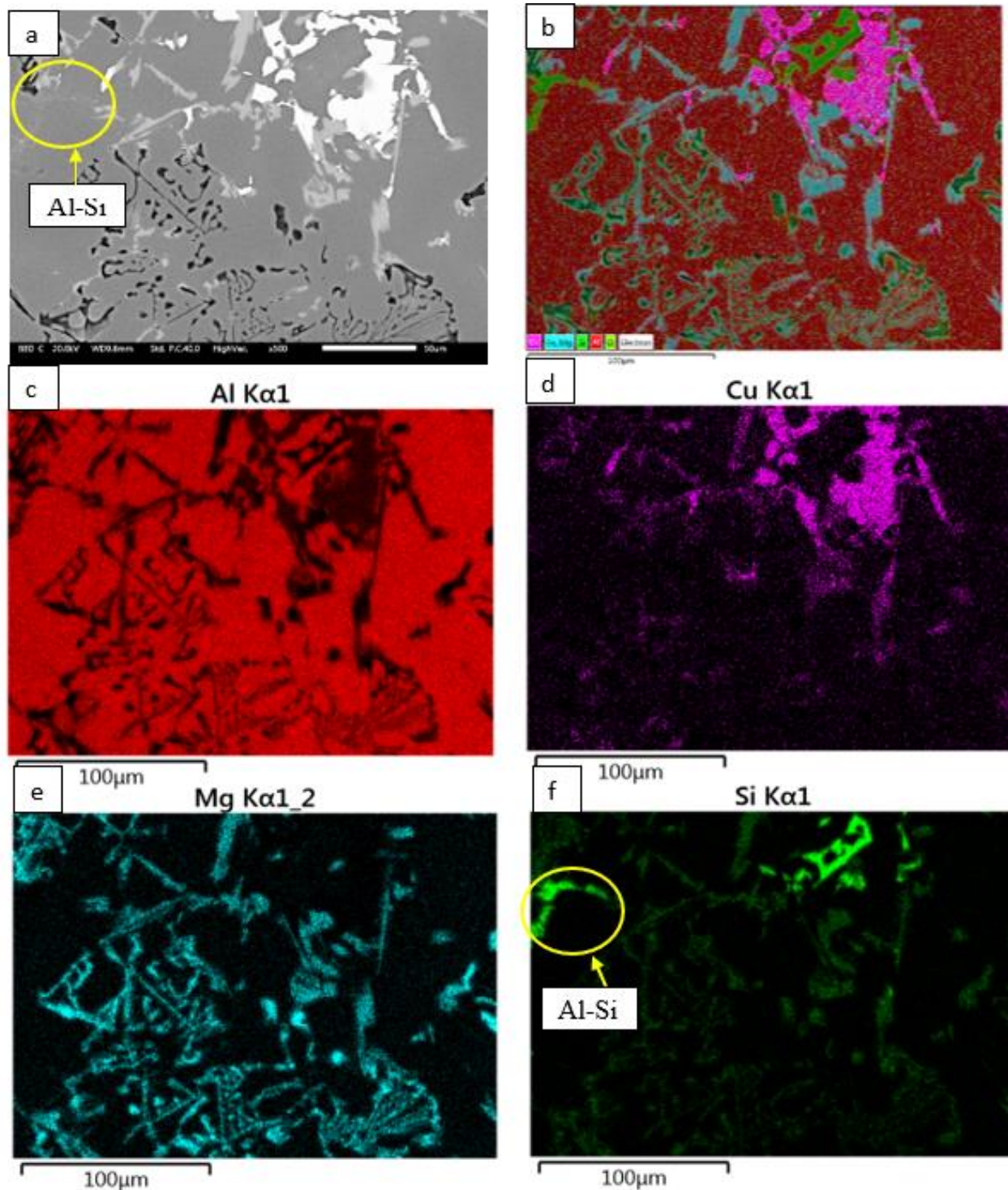


Figura 3.17 Mapeo de la espuma de aluminio con Cu5 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado e) Magnesio en azul f) Silicio en amarillo

3.2.1.3 Espuma metálica con aleación Cu7.

En la espuma metálica obtenida de la aleación con mayor contenido de cobre denominada Cu7, se observó con ayuda del microscopio óptico la fase Mg_2Si con una morfología de carácter chino y de color más claro la fase Al_2Cu (figura 3.18a).

En el microscopio electrónico de barrido detecto la fase Mg_2Si en forma eutéctica y en bloque o primaria; la fase Al_2Cu en un tono más claro, en gran porcentaje y por otro lado la fase Q en un tono gris (figura 3.18b). Comparando con la aleación Cu7 (figura 3.6) existen cambios en la microestructura, el más significativo es la fase Mg_2Si que en la espuma metálica se muestra de manera eutéctica y en la aleación de manera primaria.

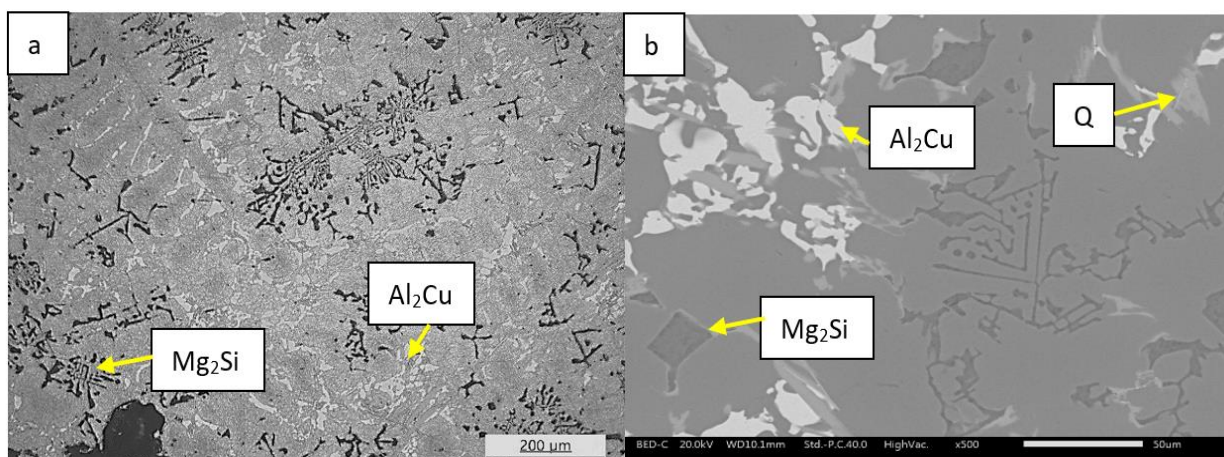


Figura 3.18 Micrografía de la espuma metálica de la aleación Cu7 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido

Para comprobar el porcentaje de las fases observadas en las micrografías de la figura 3.18 se realizó un análisis de imagen. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 12, en donde se observa un mayor porcentaje de fases ricas en cobre y en menor porcentaje la fase Mg_2Si .

Tabla 12 Porcentaje de fases de la espuma de aluminio de la aleación Cu7

Fase	Cu7
Mg_2Si	3.8%
Al_2Cu	7.76 %
Q	7 %
Total	18.56 %

El mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu7, mostró los elementos presentes y se localizó de igual manera la fase Al-Si, que se muestra en la figura 3.19f, donde se observa el elemento silicio en una manera más intensa. Esta fase en la figura 3.18a no es fácil de visualizar.

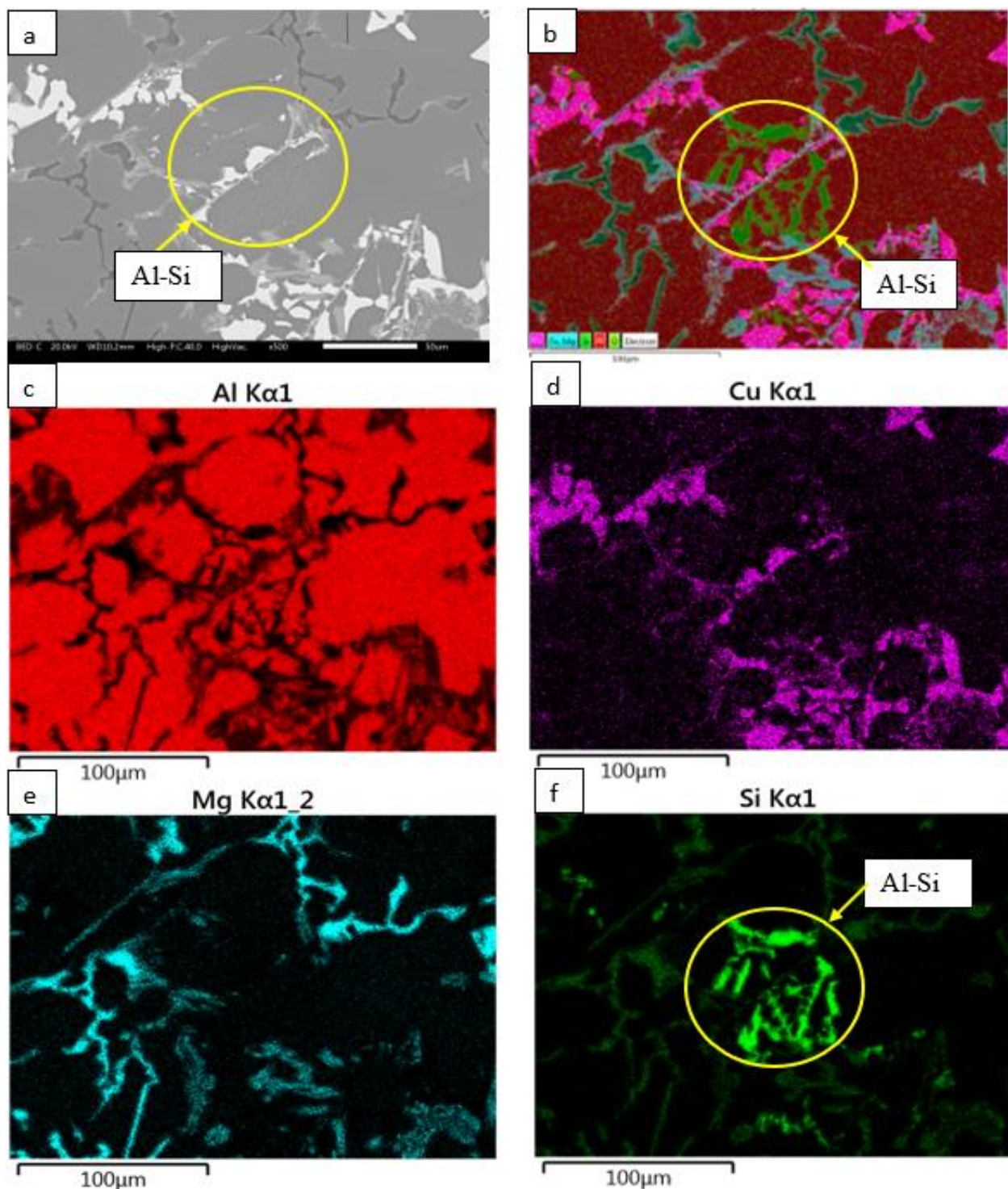


Figura 3.19 Mapeo de la espuma metálica con la aleación Cu7 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Cobre en morado, e) Magnesio en azul, f) Silicio en verde

Con el propósito de comparar las espumas con diferentes aleaciones se muestran las micrografías de las espumas en la figura 3.20 (ver micrografía de las aleaciones en estado de colada en las figura 3.8), donde se observa una microestructura similar a la de las aleaciones, la fase Mg_2Si se observa en forma autentica en su mayoría, por la forma de solidificación ya no se observa la fase primaria, también se detecta el aumento de la fase Al_2Cu y en comparación con las aleaciones se observa un menor contenido de la fase Q.

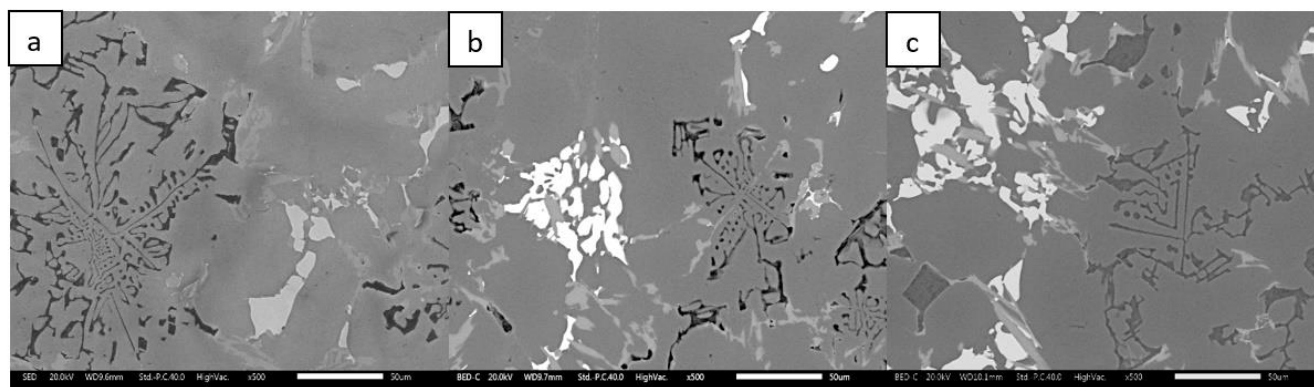


Figura 3.20 Micrografías de las espumas por infiltración con las diferentes aleaciones a) Cu3, b) Cu5 y c) Cu7

En la tabla 13 se presenta el porcentaje de fases que comprueban lo observado en las micrografías de la figura 3.20. La fase Mg_2Si es predominante en la aleación Cu3, la fase Al_2Cu se encuentra en mayor porcentaje en la aleación Cu5 y la fase Q en Cu7, esto debido a que se llevó a cabo la fusión de las aleaciones para el proceso de infiltración, para el cual la velocidad de enfriamiento fue mayor que para las aleaciones coladas.

Tabla 13 Porcentaje de fases de las espumas metálicas

Fase	Cu3	Cu5	Cu7
Mg_2Si	4.5 %	3.9 %	3.8 %
Al_2Cu	5.5 %	4 %	7.76 %
Q	8 %	8.6 %	7 %
Total	18 %	16.5 %	18.56 %

3.2.2 Difracción de rayos-X.

En la figura 3.21 se muestran los difractogramas de las espumas metálicas obtenidas por el proceso de infiltración. Se identificaron las fases presentes en la aleación: Mg_2Si , Al_2Cu , Q y la matriz de aluminio. Los picos más intensos se encuentran en los ángulos representativos del aluminio, y los menos intensos son de las demás fases. En correspondencia con las micrografías de la aleación Cu3 se observa un porcentaje mayor de Mg_2Si en forma eutéctica, por lo cual en el difractograma se muestra con mayor intensidad.

Comparando con el difractograma de las aleaciones (figura 3.9) se detecta que no hay cambios en cuanto a las fases presentes y los picos identificados. Las fases Al-Si y Al_5FeSi no se detectan porque se encuentran en porcentajes muy bajos.

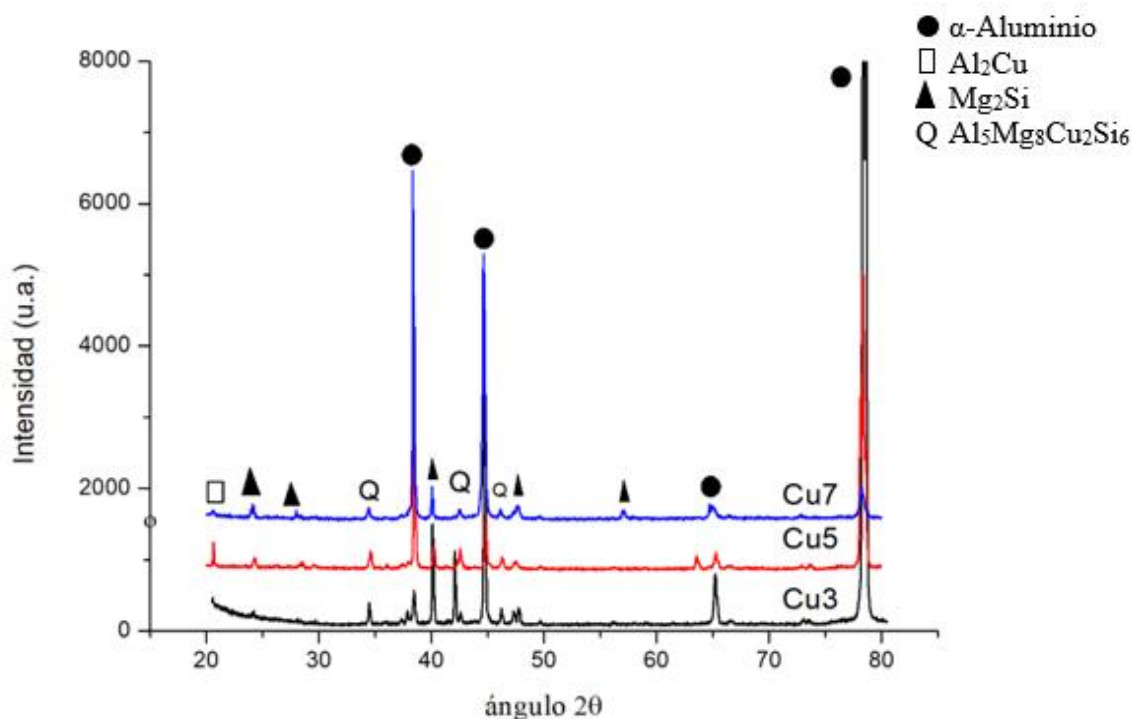


Figura 3.21 Difractogramas de las espumas metálicas con Cu3, Cu5 y Cu7

3.2.3 Compresión.

En las curvas esfuerzo-deformación de las espumas metálicas obtenidas por el proceso de infiltración (figura 3.22) se muestran las 3 zonas características de una espuma metálica en la curva de compresión: 1) zona elástica, 2) zona de absorción de energía y 3) zona de densificación. Se observa una mayor resistencia en la espuma Cu3, teniendo menores propiedades mecánicas las espumas Cu5 y Cu7. Esto se puede explicar debido a que para estas espumas son muy importantes dos factores, siendo el primero la porosidad resultante, y el segundo la microestructura de las aleaciones base de las espumas. Aunque las microestructuras son diferentes e influyen sobre las propiedades mecánicas, las diferencias no son significativamente importantes como para que el efecto microestructural sea mayor a pequeñas diferencias en las porosidades.

Los resultados para los módulos de Young se muestran en la tabla 14, donde detecta que el módulo mayor se obtuvo en la aleación Cu3 y el menor en Cu5. El esfuerzo de fluencia para la aleación Cu3 es de 8.84 MPa, para Cu5 5.11 MPa y Cu7 9.75 MPa. La absorción de energía va de 5 MPa para Cu5 hasta 16.5 MPa para Cu3.

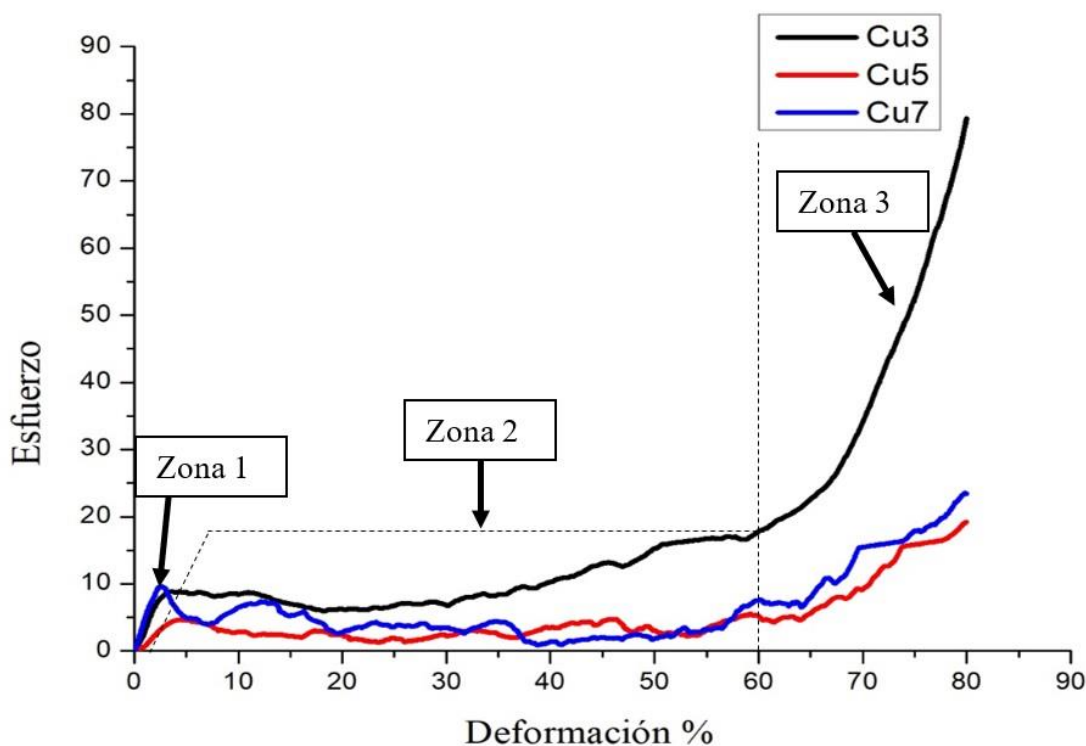


Figura 3.22 Curvas de compresión de las espumas metálicas.

Tabla 14 Módulo de Young para las espumas metálicas por infiltración

Aleación	Módulo de Young (GPa)
Cu3	7.8
Cu5	3.2
Cu7	9.70

3.2.4 Densidad y porosidad.

Las densidades obtenidas de las espumas metálicas se muestran en la tabla 15. Se aprecia que la espuma metálica fabricada con Cu3 tiene una densidad de 0.93, muy por debajo de la densidad del aluminio. Conociendo la densidad se calculó una porosidad de 65%. Para la espuma metálica con la aleación Cu5 se obtuvo una densidad con 0.85 y una porosidad de 68%. Mientras para la espuma metálica con la aleación con mayor contenido de cobre, se obtuvo una porosidad de 0.87 y una porosidad de 69%. Estas con un tamaño de poro de ~2-2.30 mm.

Tabla 15 Densidades y porosidad de las espumas metálicas con diferentes aleaciones.

Aleación	Densidad (g/cm³)	Porosidad (%)
Cu3	0.93	65
Cu5	0.85	68
Cu7	0.86	69

3.3 Caracterización de las espumas metálicas con porosidad dual.

Las espumas obtenidas por infiltración se llevaron a un segundo proceso para obtener micro porosidad en la matriz de las espumas metálicas. A estas espumas le denominamos espumas duales. Como ya se ha mencionado, estos materiales son obtenidos después de someter a un tratamiento térmico que en este caso fue a 520°C por 3 horas donde, ocurre la transformación de las fases, existiendo procesos de fusión localizada de segundas fases, lo cual ya se ha reportado [6]. Este proceso no ha sido estudiado en espumas metálicas, donde la porosidad interconectada podría provocar que parte de este material líquido se escape, lo cual

efectivamente ocurrió, como puede observarse al analizar la superficie de las espumas tratadas térmicamente, donde se observaron gotas (figura 3.23) que salieron de la matriz, esto debido a que las fases ricas en cobre se fundieron al ser las de menor temperatura de fusión, y se derramaron por gravedad, provocando dichas gotas. Para comprobar la presencia de porosidad dual se analizó la matriz. En la figura 3.24 se muestra una micrografía tomada en un microscopio estereoscópico donde se observa los macro poros interconectados y los microporos dentro de la matriz de la espuma, los primeros obtenidos por infiltración, los segundos por tratamientos de sobre-tratamiento térmico. Esta aleación se muestra con fines generalizadores, pues para los otros dos casos el comportamiento fue similar.

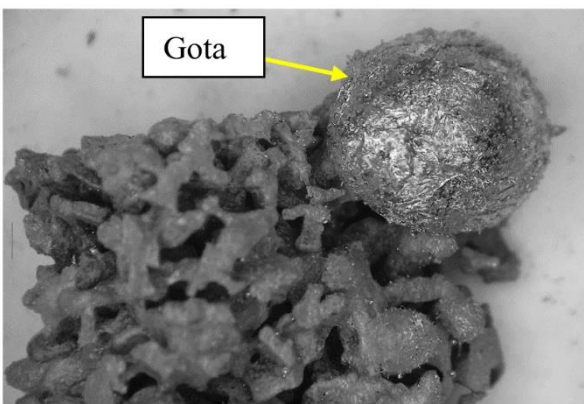


Figura 3.23 Gota saliente de la espuma metálica Cu5 después del tratamiento térmico.

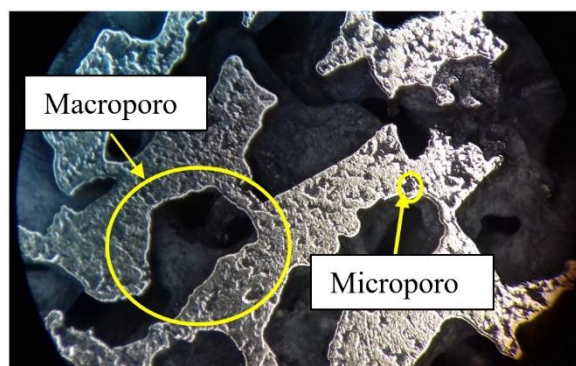


Figura 3.24 Micrografía de la espuma dual Cu5.

3.3.1 Caracterización estructural.

Se realizó la misma caracterización estructural que las aleaciones y las espumas metálicas por infiltración, para poder llevar a cabo su comparación.

3.3.1.1. Espuma metálica con porosidad dual con la aleación Cu3.

Se obtuvieron micrografías por medio del microscopio óptico (figura 3.25a) y del microscopio electrónico de barrido (figura 3.51b) para las espumas duales de Cu3, donde se observan las fases y los microporos formados por el proceso in situ.

En la micrografía de la figura 3.25a se muestra la fase Mg_2Si en gran cantidad y una porción muy pequeña de Al_2Cu . En la micrografía de la figura 3.25b se pueden observar las tres fases que se han ido observando en esta aleación, Mg_2Si , Al_2Cu y Q. Sus estructuras cambiaron debido al tratamiento térmico realizado. Se observa que la fase Mg_2Si ya no presenta la forma eutéctica o de caracteres chinos, pues en ella ocurrió la fragmentación, lo cual es común para las segundas fases al ser sometidas a solubilizado. Las fases ricas en cobre presentan estructuras similares, mientras que los poros son claramente visibles, con un tamaño de $90 \mu m$ aproximadamente.

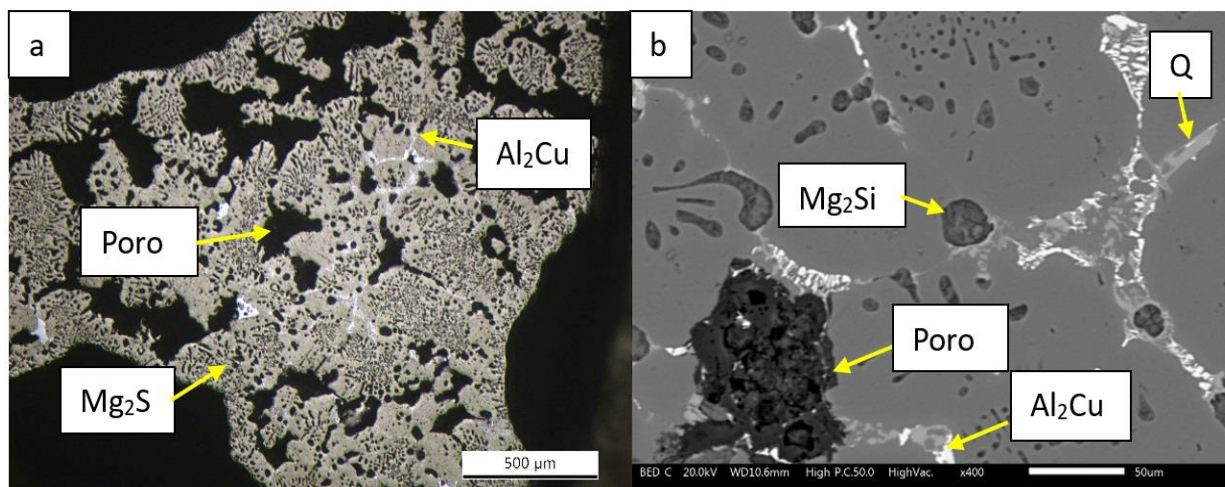


Figura 3.25 Micrografía de la espuma dual Cu_3 de a) Microscopio óptico a 45x b) microscopio electrónico de barrido.

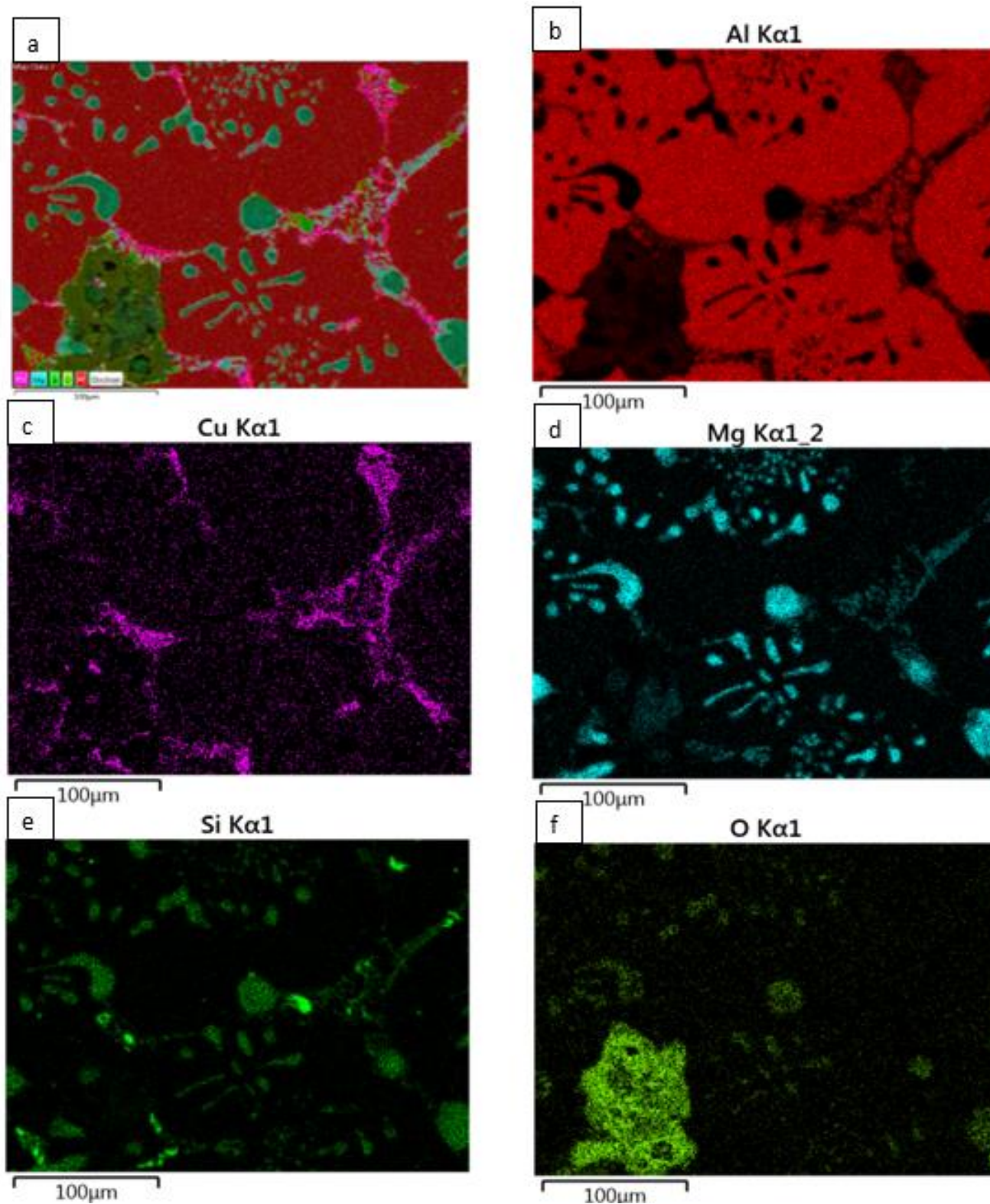
Se realizó un análisis de imagen a las micrografías de la espuma metálica con Cu_3 (tabla 16) donde se obtuvo un porcentaje similar entre las fases Mg_2Si y Q, en cuanto la fase Al_2Cu fue la que se presentó en menor cantidad. El total obtenido de las segundas fases es esperado debido a su disolución al elevar la temperatura.

Tabla 16 Porcentajes de fases en la espuma dual con Cu_3

Fase	Cu_3
Mg_2Si	3.5 %
Al_2Cu	1.15 %
Q	4.7 %
Total	11.2 %

Se realizó el mapeo a la espuma con porosidad dual obtenida de la aleación Cu_3 en donde se observó la presencia de las fases, pero en mayor cantidad se detectó la matriz de aluminio

(figura 3.26b) y un porcentaje de oxígeno (figura 3.26f) que representa el poro en la espuma metálica, el cual se forma por la fusión de fases ricas en cobre, oxidándose a continuación.



3.3.1.2 Espuma metálica con porosidad dual con aleación Cu5.

En la espuma dual obtenida con la aleación Cu5, se observó en la microestructura de la figura 3.27 las fases Mg_2Si , Al_2Cu , Q, y la microporosidad en la matriz de aluminio, con un tamaño en promedio de $80\mu m$.

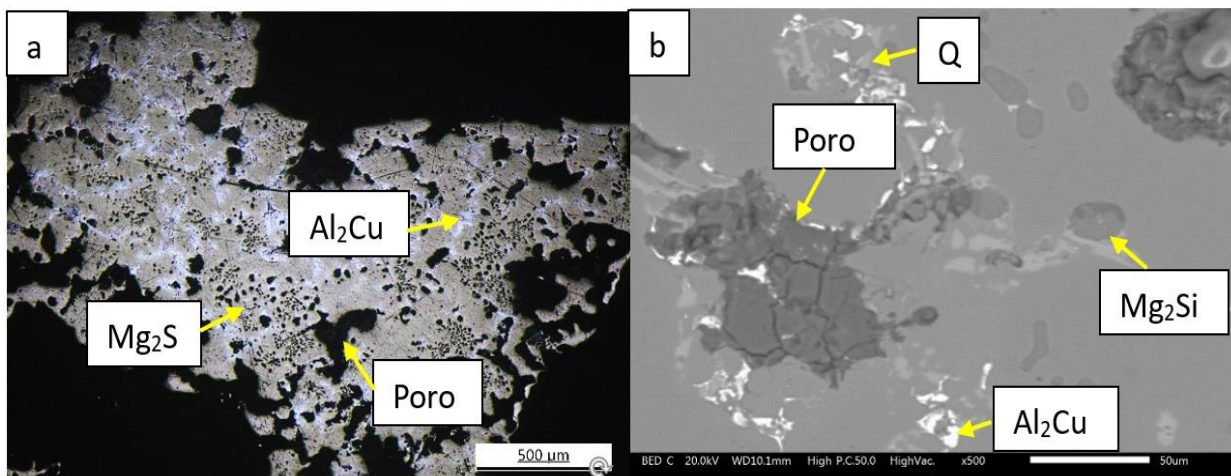


Figura 3.27 Microestructura de la espuma dual con Cu5 a) Microscopio óptico 45x b) Microscopio electrónico de barrido.

Mediante el análisis de imagen se obtuvo el porcentaje de fases (tabla 17), de manera similar se tiene la fase Mg_2Si , Q y en menor porcentaje la fase Al_2Cu . Esto debido a la fusión localizada de las fases con mayor porcentaje de cobre.

Tabla 17 Porcentaje de fases en espuma dual con Cu5

Fase	Cu5
Mg_2Si	5%
Al_2Cu	0.64 %
Q	5 %
Total	9.14 %

De la misma manera se obtuvo el mapeo de la espuma dual con Cu5 (figura 3.28) donde se muestran los elementos que componen las fases presentes después la obtención de la espuma dual. En donde se muestra el oxígeno con mayor intensidad (figura 3.28f), es donde se localiza el microporo de la espuma dual.

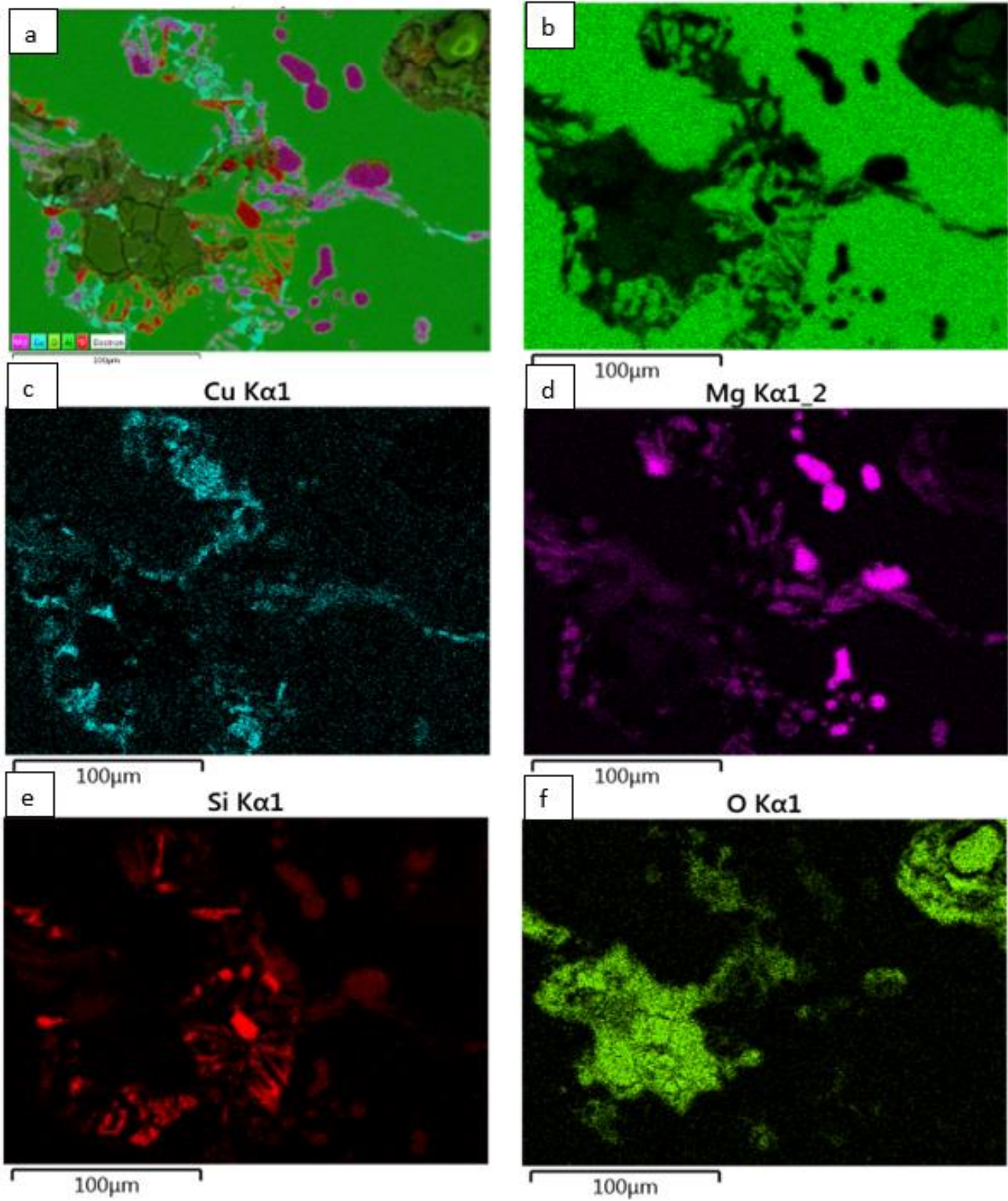


Figura 3.28 Mapeo de la espuma dual de la aleación Cu5 a) Mapeo general, b) Aluminio en verde, c) Cobre en azul, d) Magnesio en morado, e) Silicio en rojo y f) Poro.

3.3.1.3 Espuma metálica con porosidad dual con la aleación Cu7.

En la figura 3.29 se muestran las micrografías de la espuma dual obtenida de la aleación Cu7, donde se puede observar en la figura 3.29a varios microporos, la fase Mg_2Si en un porcentaje pequeño y la fase Q en su gran mayoría.

En la figura 3.29 se muestra a mayores aumentos, por lo cual se distinguen las 3 fases, el Al_2Cu en poco porcentaje, el Q en mayor porcentaje, Mg_2Si en una mínima porción y los microporos con un tamaño en promedio de $113 \mu m$.

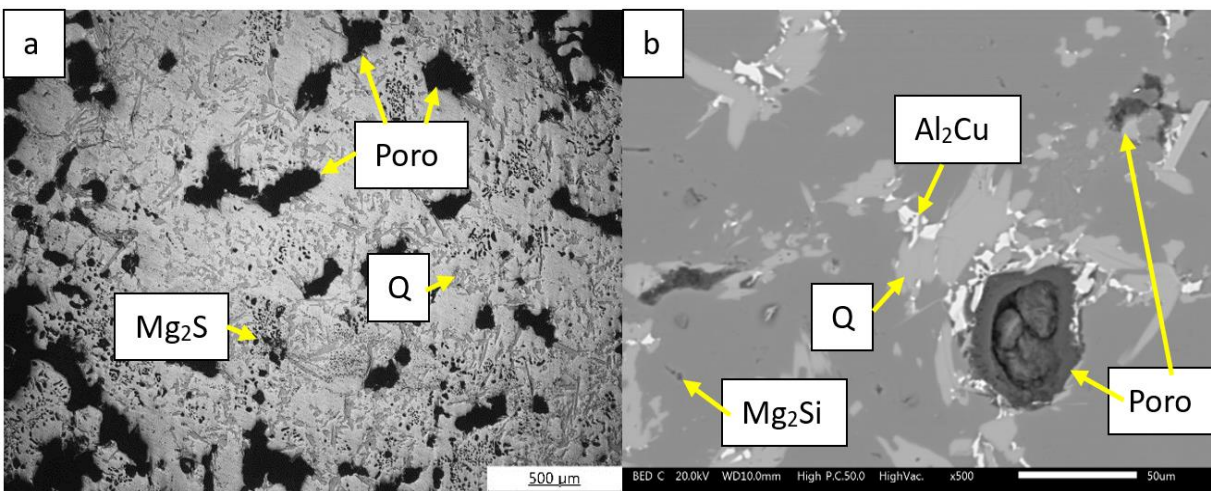


Figura 3.29 Micrografía de la espuma dual con Cu7 a) Microscopio óptico a 45x b) Microscopio electrónico de barrido.

En la tabla 18 se muestran los porcentajes de fases para la espuma dual con Cu7, que se obtuvieron mediante el análisis de imagen de las micrografías de la figura 3.29. El menor porcentaje se obtuvo de la fase Al_2Cu y en mayor cantidad la fase Q, esto debido a que la fase Al_2Cu se funde primero y a continuación la fase Q.

Tabla 18 Porcentaje de fases de la espuma dual con Cu7

Fase	Cu7
Mg_2Si	5 %
Al_2Cu	1.29 %
Q	7 %
Total	11.29 %

En la figura 3.30 se muestra el mapeo de la espuma dual con Cu7, donde se observan los elementos principales de la aleación. En la figura 3.30e se localiza con mayor intensidad en verde la fase Al-Si que no es visible fácilmente en las micrografías de la figura 3.30.

De igual manera en la figura 3.30f se observan los microporos en la matriz.

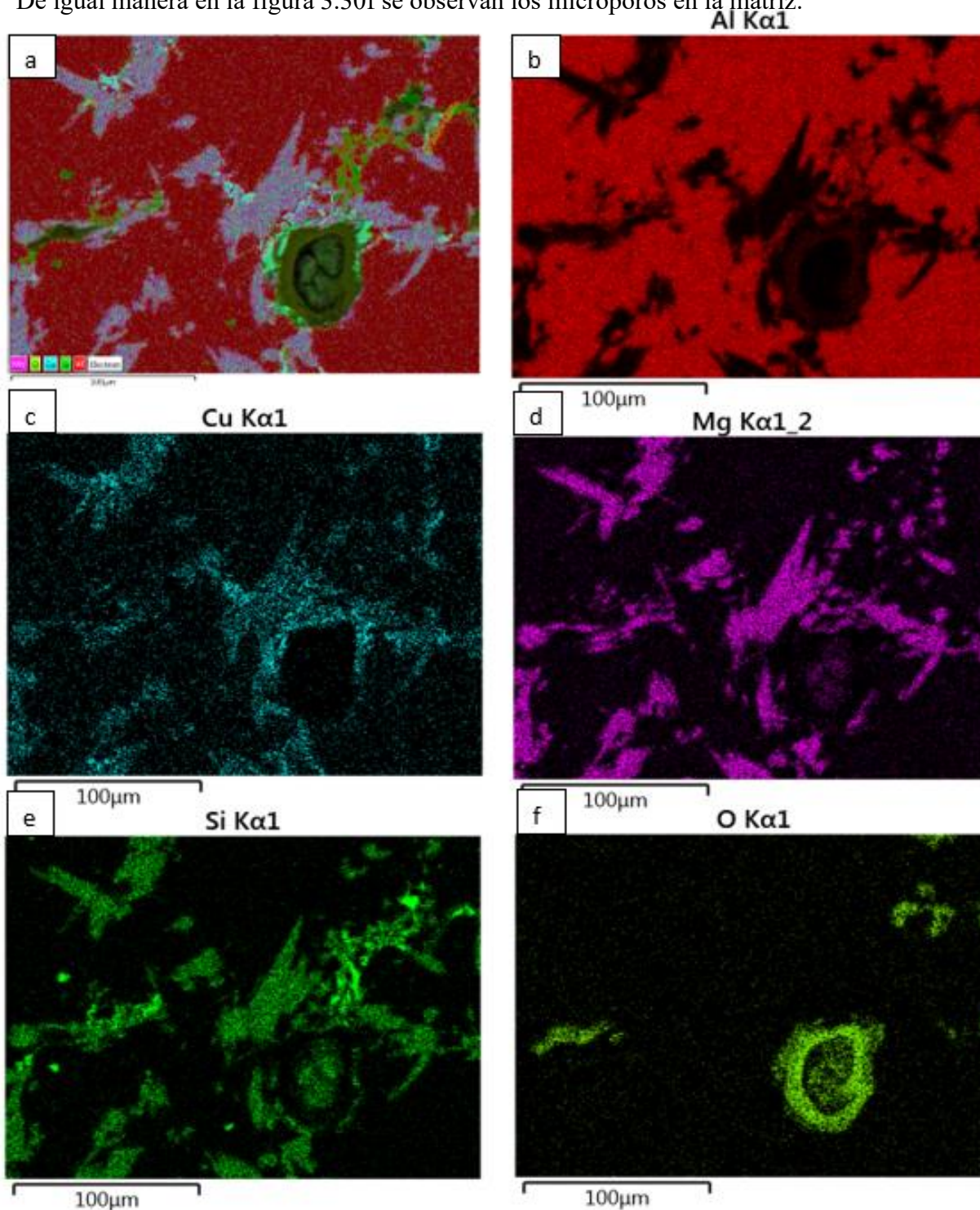


Figura 3.30 Mapeo de la espuma dual con la aleación Cu7 a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Cobre en azul, d) Magnesio en morado, e) Silicio en verde y f) Poro.

En la figura 3.31 se muestran las micrografías de MEB de las espumas con porosidad dual, con el fin de comparar los cambios en la microestructura después del tratamiento térmico.

En la espuma con la aleación Cu3 se observa la fase Mg_2Si , la cual llevó un proceso de fragmentación, esferoidización y crecimiento a causa del tratamiento térmico, por lo cual tiene esa morfología, otra parte de esta fase se disolvió en la matriz de aluminio y con el proceso de enfriamiento se dio la formación de la fase Q (figura 3.31a). En la espuma con la aleación Cu5 se detectan las fases Al_2Cu , Q, un poco de Mg_2Si con morfología esferoidal y los microporos. En la figura 3.32c se observan las fases Q en su mayoría, la fase Al_2Cu , y la fase Mg_2Si dispersa y en menor porcentaje. El alto contenido de la fase Q en todos los casos muestra lo difícil de su disolución, pero también que no se funde, de acuerdo a lo reportado en la literatura [47].

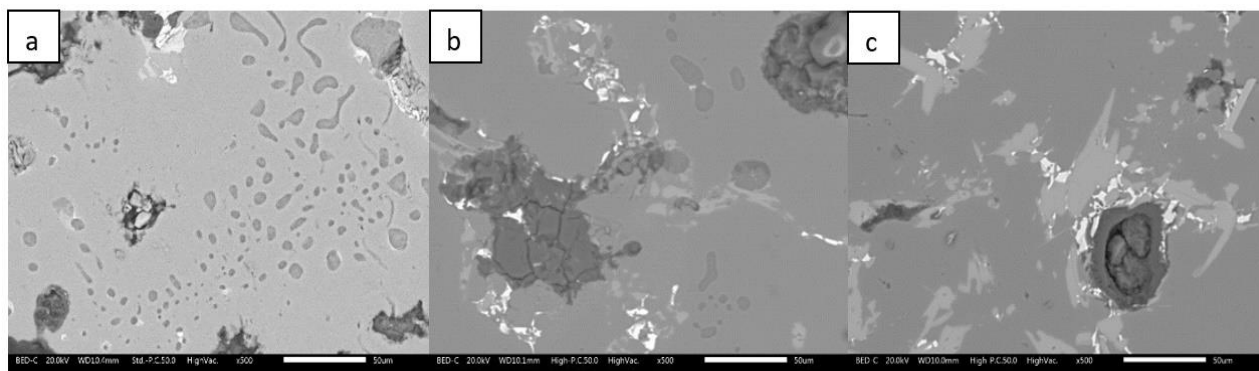


Figura 3.31 Micrografías de las espumas con porosidad dual

Para rectificar lo visualizado en las micrografías de la figura 3.31 se tiene la comparación de las fases en la tabla, la fase Mg_2Si es la fase prioritaria en la aleación Cu3 y la de menor porcentaje la fase Al_2Cu que en su mayoría se fundió en el sobretratamiento térmico, en la aleación Cu7 se tiene como fases mayoritaria Q, y en menor porcentaje Mg_2Si por lo que ya se mencionó anteriormente.

Tabla 19 Porcentaje de fases para las espumas con porosidad dual.

Fase	Cu3	Cu5	Cu7
Mg_2Si	3.5 %	5 %	5 %
Al_2Cu	1.15%	0.64%	1.29%
Q	4.7%	5%	7%
Total	11.2 %	9.14 %	11.29 %

3.3.2 Difracción.

El difractograma de la figura 3.32 muestra las fases presentes en las espumas duales con las diferentes aleaciones. Se identificaron los picos de mayor intensidad, representativos del aluminio, al igual los picos de las fases Al_2Cu , Mg_2Si y la fase Q aunque con menor intensidad. En la figura 3.32 en donde se observa que la intensidad de los picos es similar en las tres aleaciones.

En la espuma metálica Cu3 se detectó un pico intenso para la fase Mg_2Si , esto debido a que en el momento de la difracción de rayos X se analizó el área donde se localizan los poros y en esta región se encuentran fases que no fundieron o que fundieron parcialmente, las cuales detectó el difractómetro de rayos X.

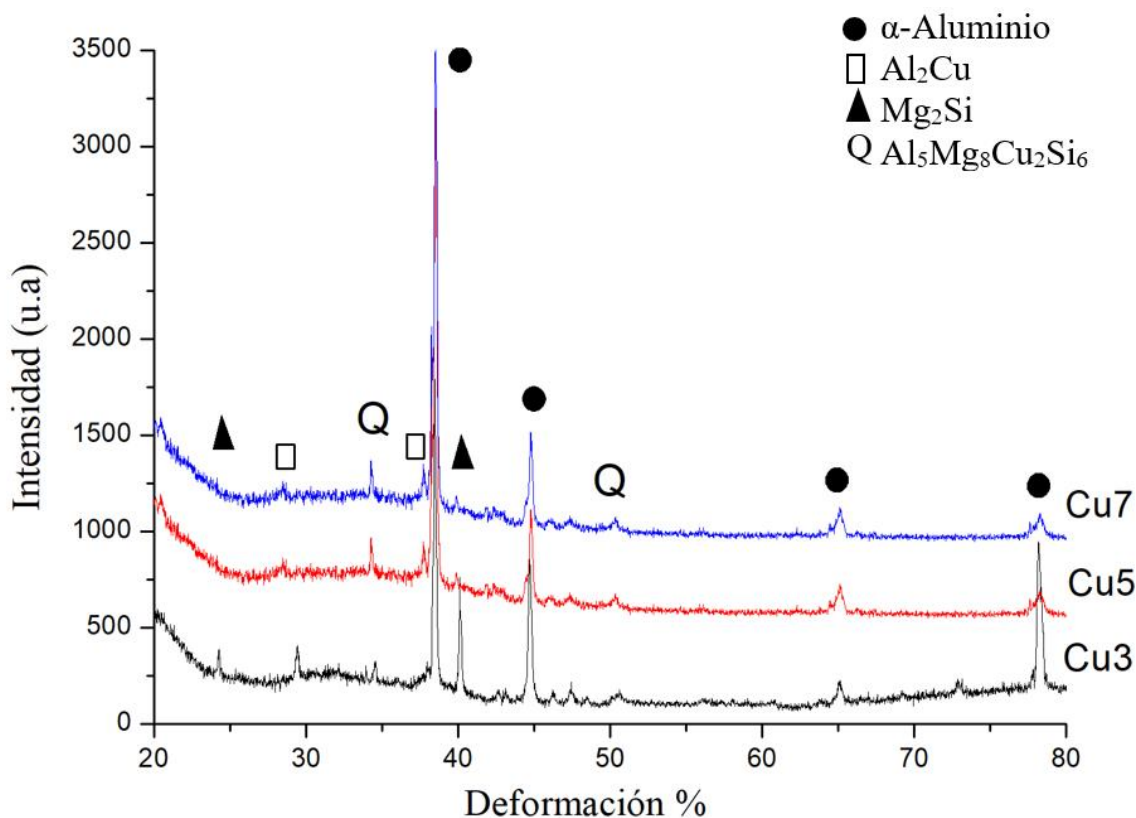


Figura 3.32 Difractograma de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7

3.3.3 Compresión.

Se obtuvieron las curvas esfuerzo-deformación de las espumas duales, las cuales se muestran en la figura 3.33. En las gráficas se observan las 3 zonas, zona elástica, zona de absorción de energía y la zona de densificación.

En la gráfica tenemos que las espumas con mayor compresión son Cu5TT y Cu3TT. Mientras que la espuma dual Cu7TT soportó menor presión debido a que es la espuma con mayor porosidad y colapsó en la zona de absorción de energía. Sin embargo, las espumas duales tienen mayor fragilidad que las espumas por infiltración debido a que tienen una porosidad dual. También es muy importante la presencia de las diferentes fases, y el menor contenido de las fases ricas en Cu después de los tratamientos térmicos.

El esfuerzo de cedencia se tiene en 1.35 MPa para la espuma dual con Cu3, 1.45 MPa para Cu5 y 1.19 en la espuma con la aleación Cu7. Mientras que la absorción de energía para Cu3 es 7.94 MPa, en la espuma con Cu5 5.93MPa y Cu7TT llegó a un 20% de deformación.

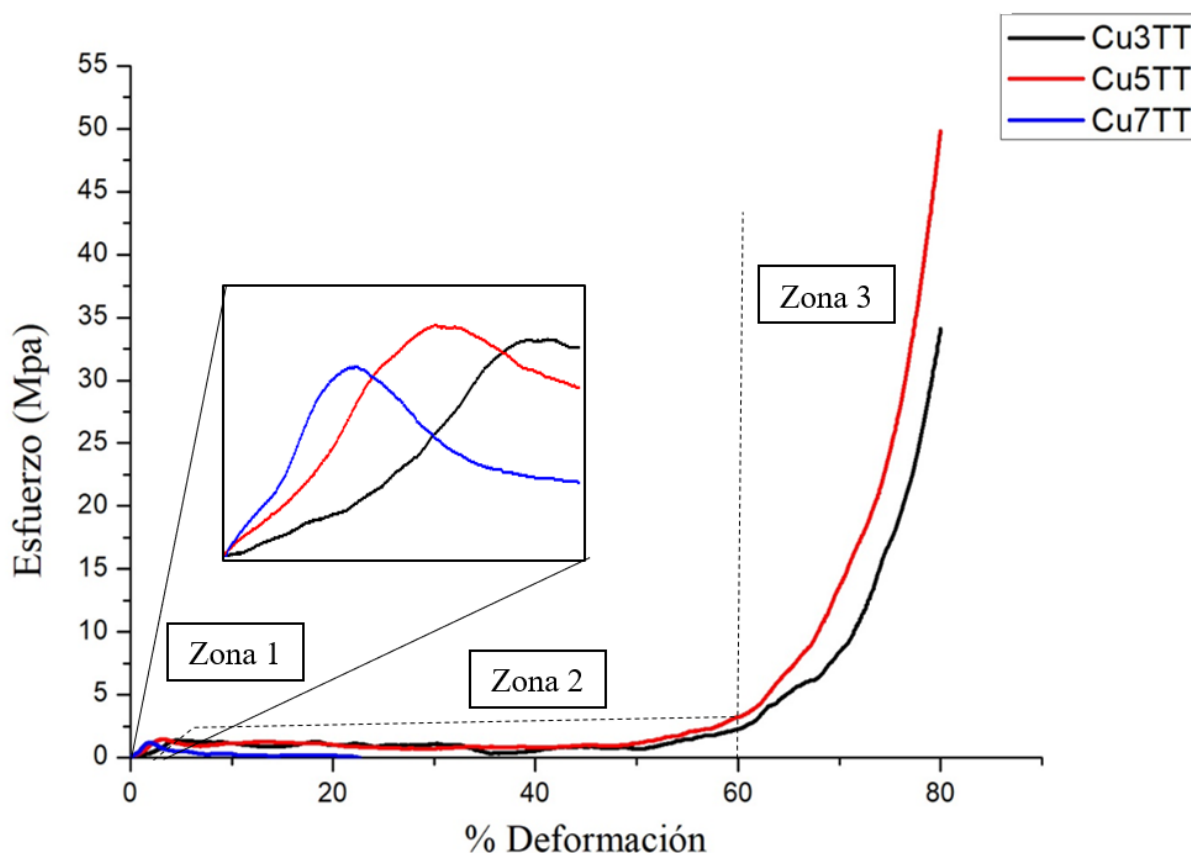


Figura 3.33 Curvas esfuerzo-deformación de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7

El módulo de Young en las espumas duales (tabla 20) aumentó con el contenido de cobre en las aleaciones, esto por la microestructura que se tienen en las espumas duales, donde para la aleación Cu3 se muestra la fase Mg₂Si en forma dispersa y menor porcentaje de fase Q lo cual le resta resistencia. En la aleación Cu7 tenemos un porcentaje mayor en la fase Q lo cual le da resistencia la espuma dual.

Tabla 20 Módulo de Young de las espumas duales

Aleación	Módulo de Young (GPa)
Cu3	6.4
Cu5	8.9
Cu7	11.9

3.3.4 Densidad y porosidad.

Las densidades de las espumas duales se muestran en la tabla 21, las cuales van alrededor de 0.8 g/cm³, y la porosidad va de 21 % hasta 28 %. Esta densidad es menor que las aleaciones y las espumas metálicas obtenidas del proceso de infiltración. Por lo tanto, se obtuvieron porosidades mayores también, 72 % para la espuma dual Cu3 76 % para la espuma dual Cu5 y 77 % para Cu7, que fueron determinadas por la ecuación de la porosidad dual anteriormente mostrada.

Tabla 21 Densidad y porosidad de las espumas duales con Cu3, Cu5 y Cu7

Aleación	Densidad (g/cm³)	Densidad relativa (g/cm³)	Microporosidad (%)	Porosidad (%)
Cu3	0.84	0.30	21	72
Cu5	0.82	0.29	28	76
Cu7	0.83	0.28	26	77

3.3.5 Caracterización de la gota.

Como se mencionó anteriormente, después del proceso de sobretratamiento térmico, las espumas presentaron gotas en la superficie de la matriz (figura 3.34), esto debido a la fusión localizada de segundas fases, las cuales se derramaron por gravedad en los canales de la espuma metálica porosa, dejando como consecuencia una gota de metal fuera de la espuma metálica. Para el análisis del proceso de generación de porosidad dual es imprescindible el estudio de esta gota. En este caso se muestra la gota para la aleación Cu5.

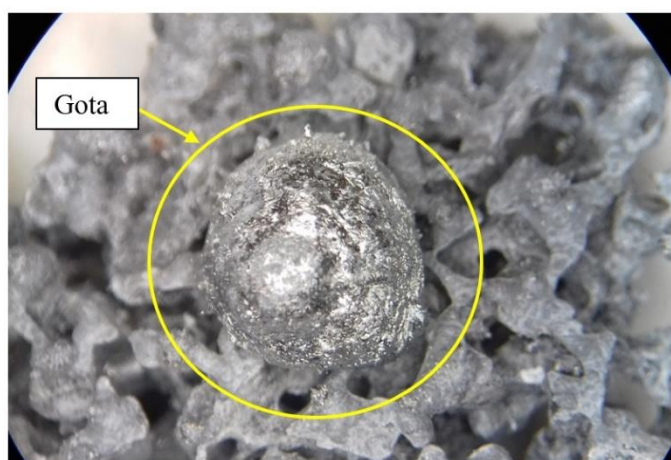


Figura 3.34 Gota en la superficie de la espuma metálica dual Cu5

La gota se caracterizó, por lo cual se preparó metalográficamente con lijas y se pulió con pasta de diamante de $3\mu\text{m}$ para poder observar en el microscopio electrónico de barrido, así mismo se realizó un mapeo para identificar los elementos presentes en la muestra.

En la figura 3.35 se observan las fases Al_2Cu y la fase Q en su mayoría, en el mapeo podemos ver estos elementos representados de diferentes colores. Con el mapeo también se identificó la fase Al-Si en gran porcentaje figura 3.35. Como puede verse no se presenta la fase Mg_2Si , lo cual es una muestra de que la gota se forma por la fusión de otras fases.

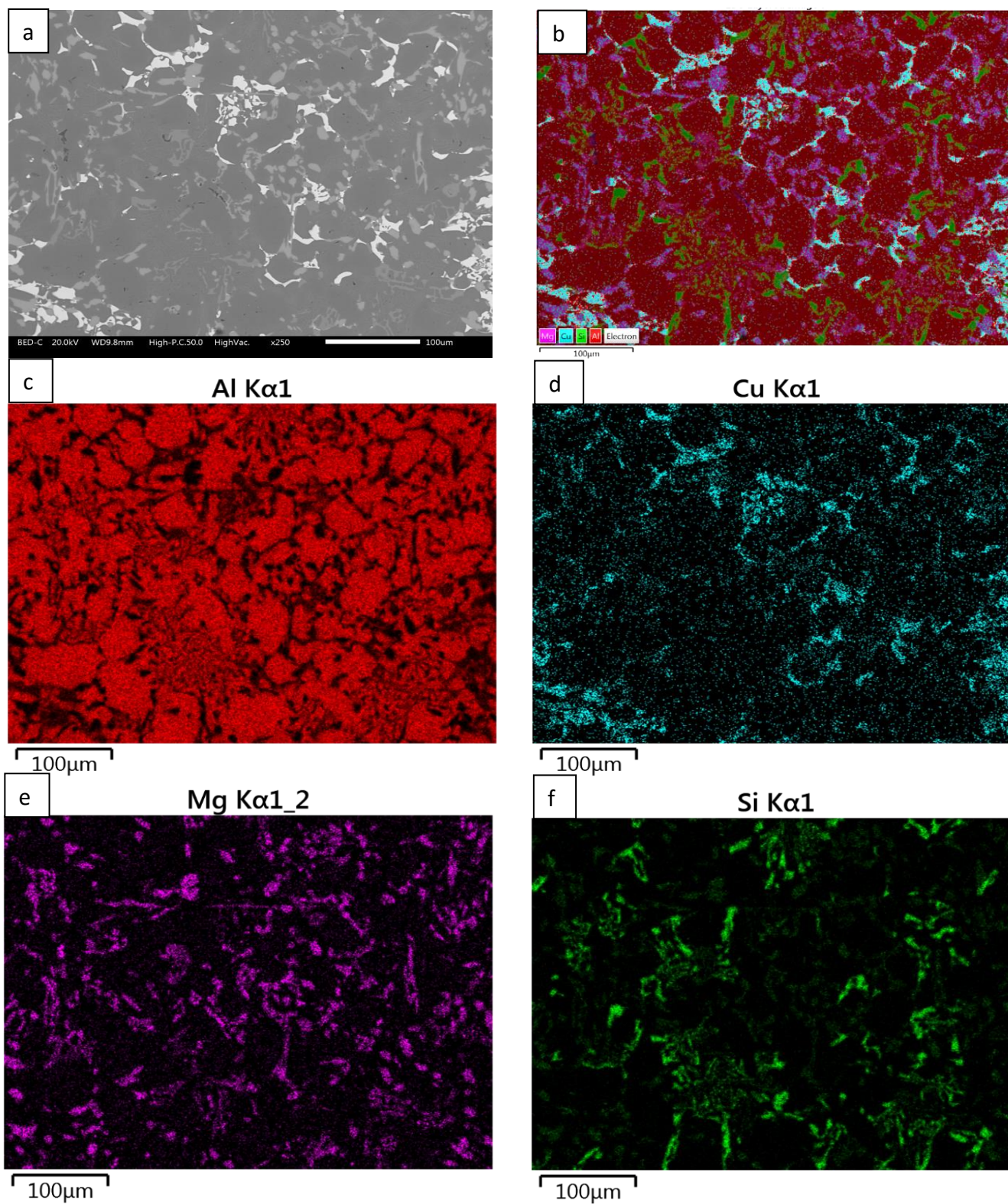


Figura 3.35 Mapeo de la gota a) Micrografía b) Mapeo general c) Aluminio en rojo d) Cobre en azul e) Magnesio en morado f) Silicio en verde

3.3.6. Difracción de rayo-X.

Como parte de este trabajo también se analizó mediante DRX al material de la gota obtenido en la superficie de las espumas con porosidad dual, para comprobar las fases observadas en las micrografías. En este caso, y como se aprecia en la Figura 3.36, las fases mayoritarias son las fases ricas en cobre, Al_2Cu y Q. La cantidad de fases ricas en Cu se debe a que es la fase que se fundió en la espuma, se derramó y se unió en la superficie de la espuma con porosidad dual, creando una gota. Se observó en la gota y se comprobó con la difracción las fases Al_2Cu , Q, matriz de aluminio y Al-Si.

La fase Al-Si se observa con gran intensidad comparado con los demás difractogramas, donde ni siquiera es perceptible.

En el difractograma se detectó otra fase que de acuerdo con el artículo “Production of Al-Cu-Fe metallic foams without foaming agents or space holders” [63] se tiene que es la fase AlCu.

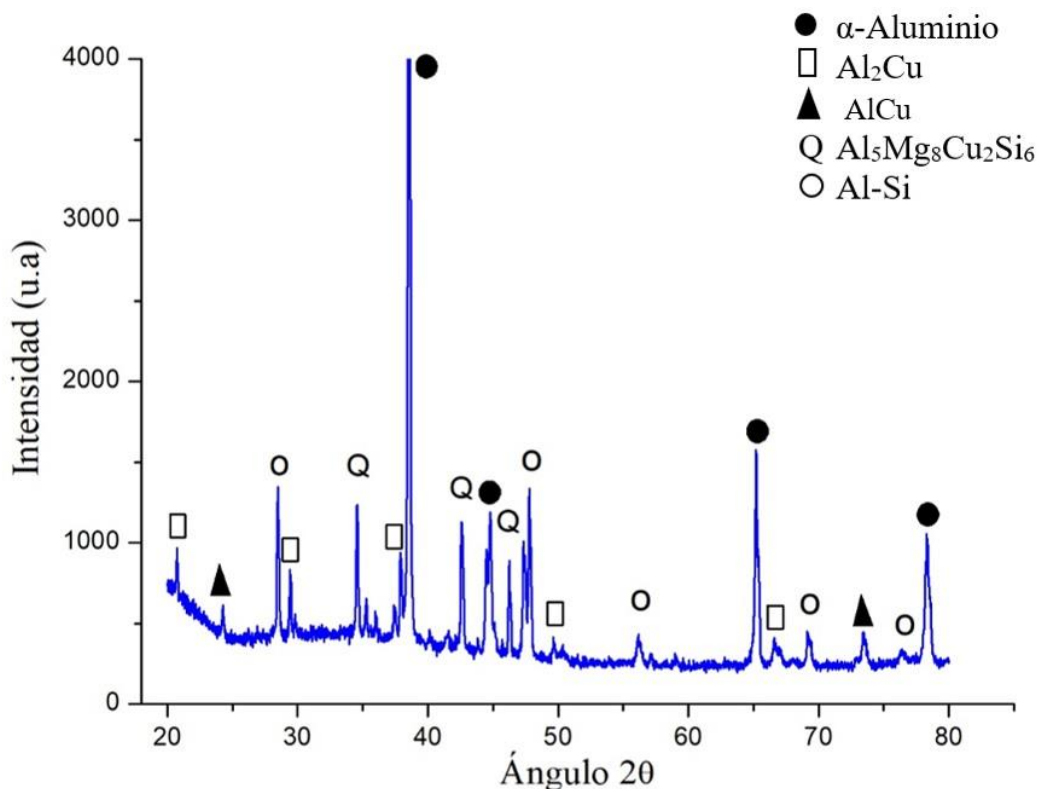


Figura 3.36 Difractograma de la gota

3.4 Comparación.

3.4.1 Microestructura.

Con la finalidad de colocar en una sola imagen las microestructuras obtenidas mediante los diferentes procesos, y facilitar su comparación, en la figura 3.37 se muestran imágenes de MEB de las aleaciones, las espumas obtenidas por infiltración, y las espumas con porosidad dual. Como se había mencionado, los cambios fundamentales son en la microestructura.

La fase Mg_2Si en las aleaciones se muestra principalmente en forma primaria, para las de espumas de infiltración se observa un cambio en la microestructura, la fase se encuentra en forma eutéctica en mayor porcentaje y en las espumas con porosidad dual está en menor porcentaje, en forma esferoidal y más dispersa, debido a la fragmentación.

La fase Al_2Cu se observa en porcentajes parecidos en las aleaciones y en las espumas por infiltración, mientras que ya en las espumas con porosidad dual se muestra una disminución de esta fase debido a la fusión localizada en el tratamiento térmico, lo cual creó la microporosidad.

Por último, para la fase Q de la misma manera que la fase Al_2Cu se observan similar en las aleaciones y en las espumas por infiltración, donde se muestran más cambios es en las espumas con porosidad dual, sin embargo, es notorio el aumento de esta fase con el aumento de contenido de cobre. En la figura 3.37c se muestra la espuma dual Cu3 que, con muy poco contenido de esta fase, ya que es la espuma dual con menor contenido de cobre y gran parte de las fases se fundieron como se analizó en la gota que se formó en la superficie de las espumas metálicas duales. En las espumas metálicas duales con Cu5 y Cu7 quedó un porcentaje importante de fase Q, por presentar mayor contenido de cobre. A la temperatura empleada para el tratamiento térmico, algunas de las fases presentes no son remanentes de la microestructura, sino que se forman después de la fundición y posterior solidificación del material líquido.

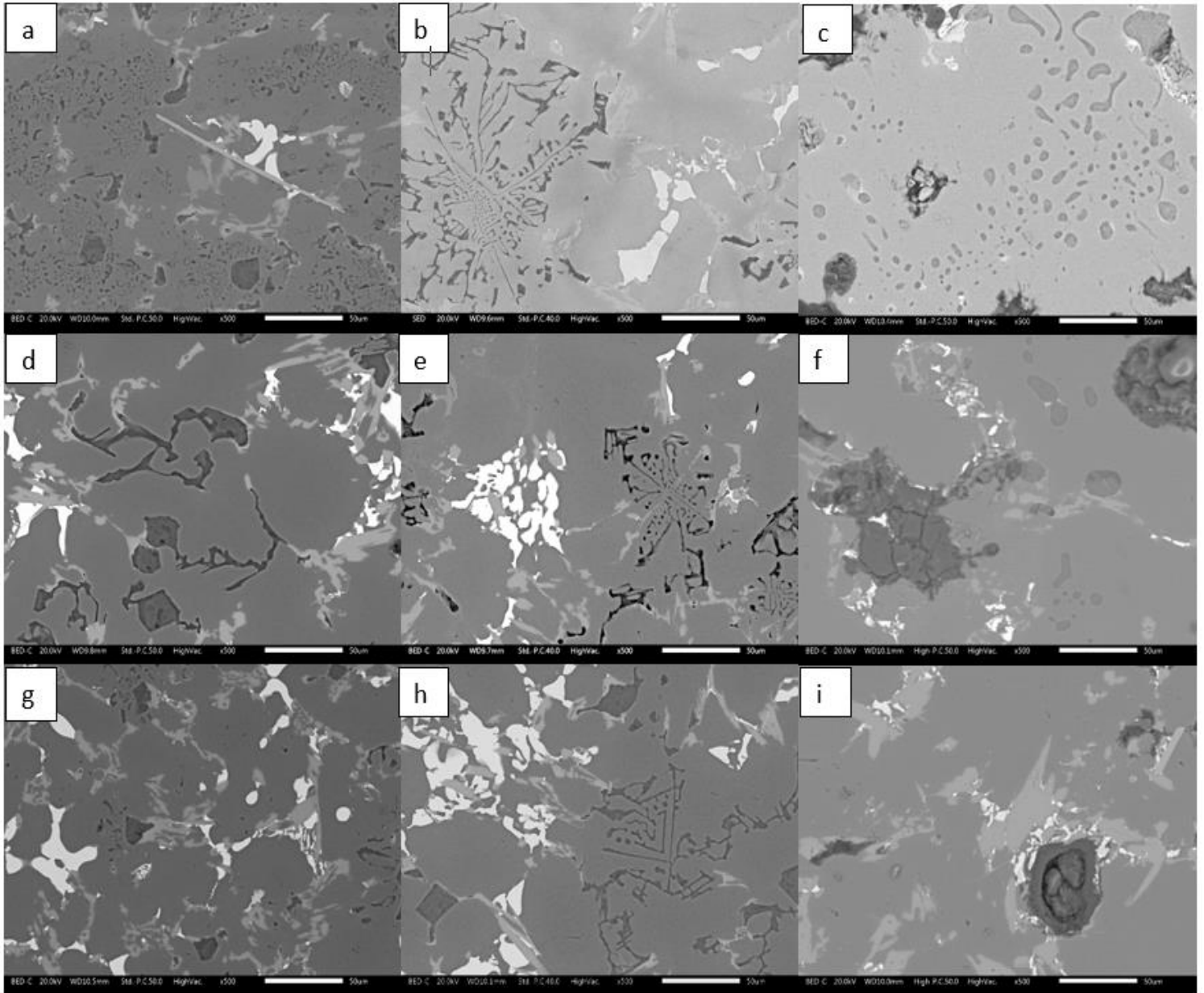


Figura 3.37 Micrografías de las aleaciones (a,b,c) Cu₃, (d,e, f) Cu₅, (g,h,i) Cu₇. Micrografías de las espumas por infiltración (b,e,h). Micrografías de las espumas duales (c,f,i)

3.4.2 Difracción de rayos-X.

En las figuras 3.38, 3.39 y 3.40 se tiene una comparación de los diferentes difractogramas obtenidos de las aleaciones, las espumas por infiltración y las espumas duales.

En la aleación Cu3 en todos los procesos (figura 3.38) se identifican las fases Al_2Cu , Mg_2Si , Q y la matriz de aluminio. Los picos más intensos pertenecen al aluminio ya que es la base de las aleaciones. En general se muestra una disminución de todas las fases, pero es más perceptible en el difractograma de las espumas metálicas con porosidad dual, comprobando la fusión de las fases ricas en cobre. Para los difractogramas de las aleaciones, espumas metálicas y de porosidad dual con Cu5 (figura 3.39), las fases que se muestran son la matriz de aluminio, la fase Mg_2Si , la fase Al_2Cu y Q. En donde se observa una disminución de las fases Al_2Cu y Q entre las espumas por infiltración y las espumas duales, debido a la disolución y la fusión localizada durante el tratamiento térmico. Lo mismo para la aleación Cu7, que se muestra en la figura 3.40.

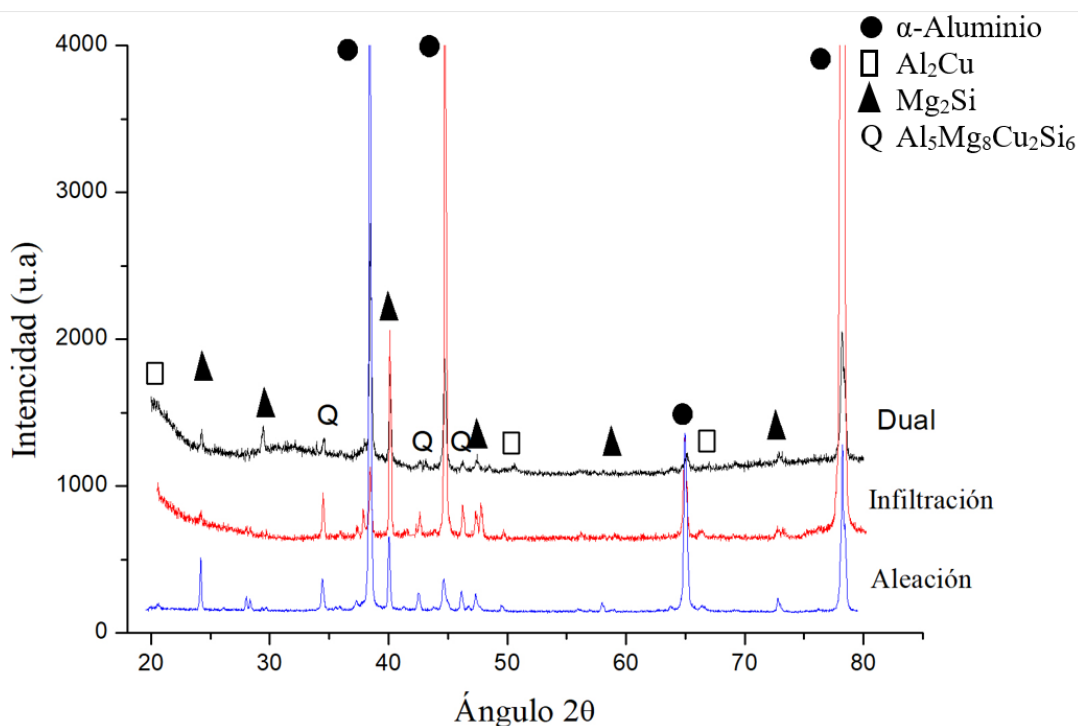


Figura 3.38 Difractogramas de la aleación Cu3 en todos los procesos.

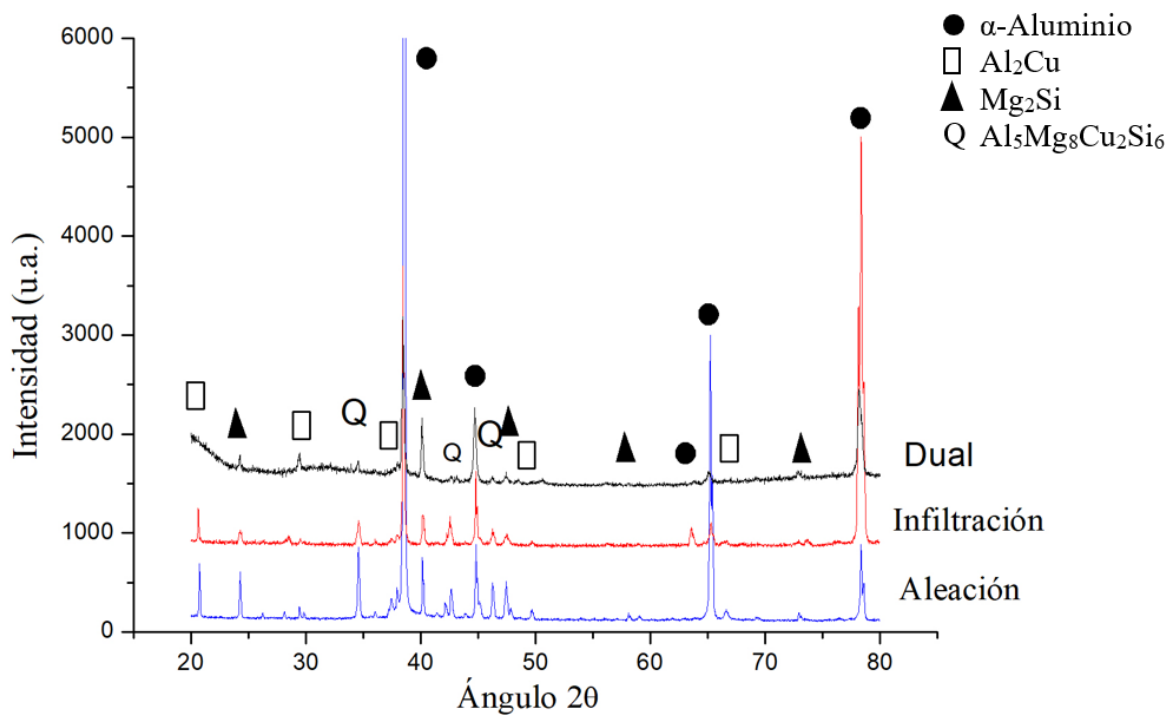


Figura 3.39 Difractograma de la aleación Cu5, aleación, espumas por infiltración y espuma con porosidad dual

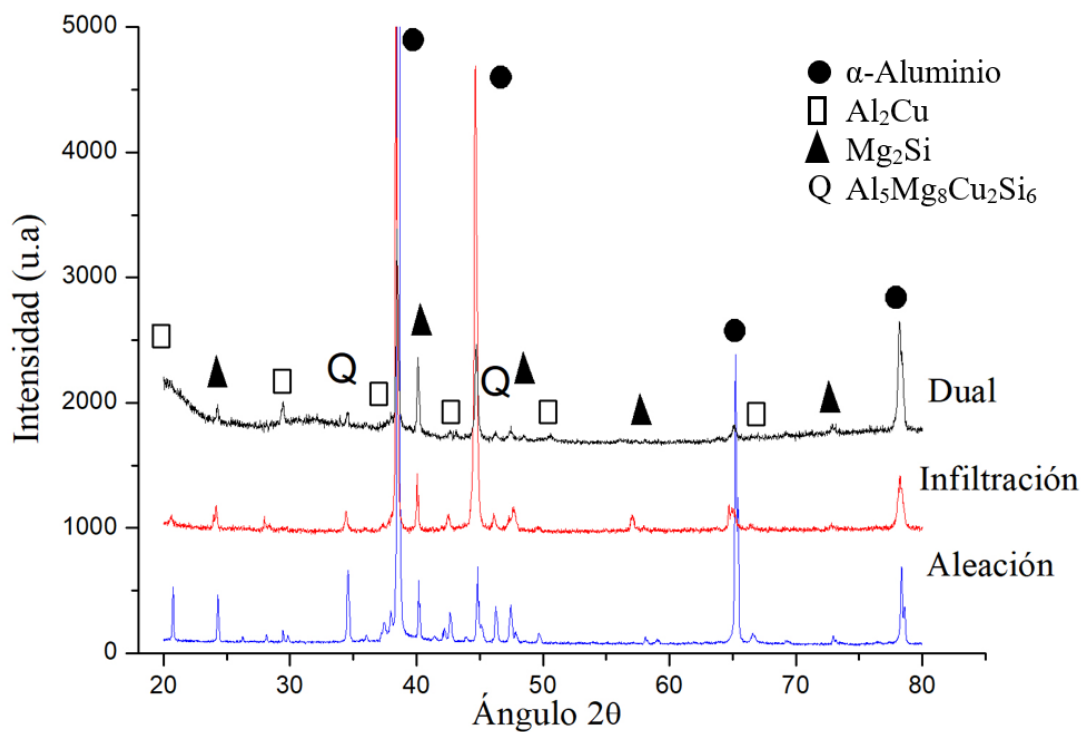


Figura 3.40 Difractograma de la aleación Cu7, aleación, Espumas por infiltración y espumas con porosidad dual

3.4.3 Compresión.

Con el propósito de comparar las espumas por infiltración y las espumas con porosidad dual se tienen las gráficas de las figuras 3.41, 3.42 y 3.43, donde se observa la disminución en las propiedades mecánicas para las espumas con porosidad dual, ya que contienen un porcentaje de porosidad más elevado que el de las espumas por infiltración, además de los cambios en sus microestructuras. Otro aspecto de las espumas con porosidad dual es que se les generó microporosidad en la matriz de la espuma metálica lo cual también ejerce un mayor efecto al tener mayor porosidad, disminuyendo los tamaños de la pared de la celda de los poros. El esfuerzo de cedencia es mayor en las espumas por infiltración y la absorción de energía igual. Comparando estos resultados se detecta que a mayor porosidad las espumas metálicas disminuyen sus propiedades de manera significativa, siendo las espumas con mayor disminución la dual con la aleación Cu7.

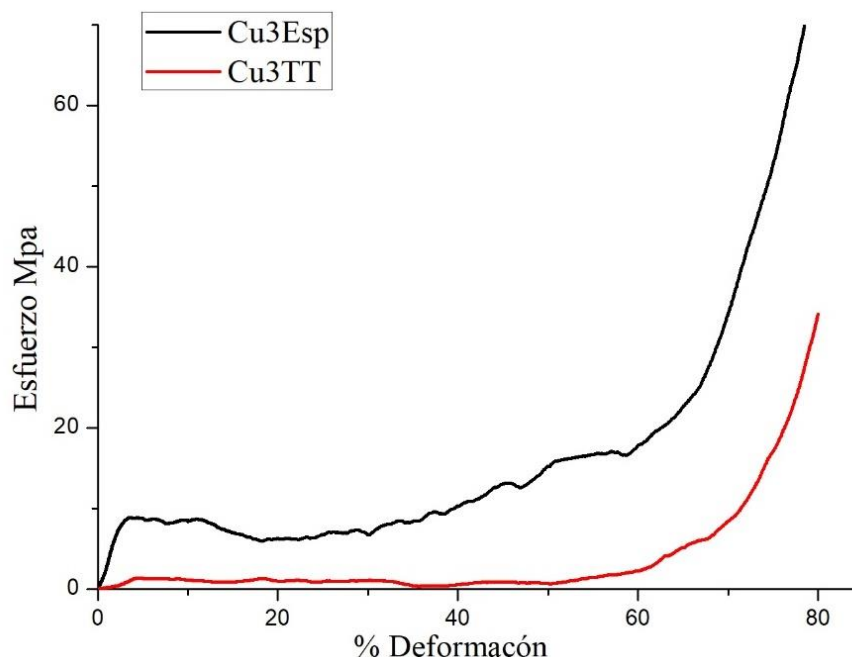


Figura 3.41 Curvas de deformación de las espumas metálicas con Cu3

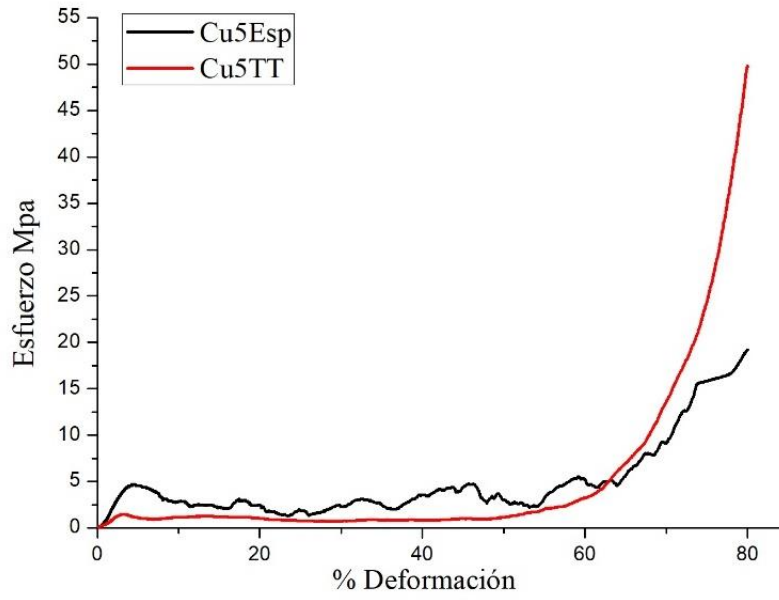


Figura 3.42 Curva esfuerzo-deformación de las espumas con Cu5

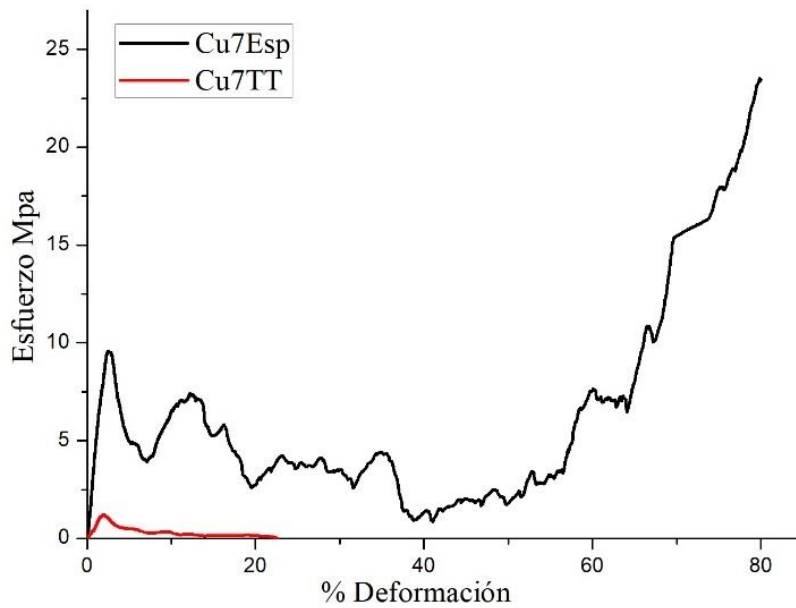


Figura 3.43 Curvas de deformación de las espumas metálicas con Cu7

3.4.4 Densidad y porosidad.

En la tabla 22 se tiene una comparación de las densidades de las diferentes aleaciones después de los diferentes procesos. En esta tabla se observa que la densidad aumentó con el contenido de cobre en las aleaciones, también se detecta que hay una disminución en la densidad de más de la mitad en las espumas por el proceso de infiltración comparada con las aleaciones y aun menor la densidad de las espumas duales.

Tabla 22 Comparación de densidades

Aleación	ρ As-cast (g/cm ³)	ρ espuma (g/cm ³)	ρ dual (g/cm ³)
		ρ relativa	ρ relativa
Cu3	2.75	0.93	0.85
		0.34	0.31
Cu5	2.76	0.85	0.82
		0.31	0.30
Cu7	2.95	0.86	0.83
		0.29	0.28

En la tabla 23 tenemos la comparación de la porosidad, se observa una porosidad de 65-69% en las espumas obtenidas por el proceso de infiltración, para las espumas duales se obtuvo microporosidad que va desde 21 a 28 %, con lo cual da una porosidad total de 72 % para la espuma dual con Cu3, 76 % para la espuma dual Cu5 y 77 % en la espuma dual Cu7, teniendo un aumento de porosidad entre las espumas por infiltración y las espumas duales de 7 y 8 %.

Tabla 23 Comparación de las porosidades de las espumas metálicas

Aleación	Porosidad espuma infiltración, %	Microporosidad, %	Porosidad espuma dual, %	Aumento de la porosidad, %
Cu3	65	21	72	7
Cu5	68	28	76	8
Cu7	69	26	77	8

CONCLUSIONES

Después del estudio de las aleaciones experimentales con diferentes contenidos de Cu, la fabricación y caracterización de las espumas por infiltración utilizando estas aleaciones, y la generación de porosidad dual mediante el proceso de sobre-tratamiento térmico, se pudo llegar a las siguientes conclusiones:

- El aumento del contenido de cobre en las aleaciones de aluminio aumentó el porcentaje de fases ricas en cobre, así como su morfología. Se localizaron las fases Mg_2Si , Al_2Cu , Q Al-Si y Al_3FeSi .
- El incremento en el contenido del Cu también originó un aumento en la densidad de las aleaciones. Estas modificaciones originaron que el comportamiento mecánico fuera diferente, dependiendo de aspectos tales como el contenido relativo de las fases, su tamaño y distribución.
- Se obtuvieron espumas metálicas por medio del proceso de infiltración, sin sinterizar la preforma y sin el uso de vacío en el proceso. La distribución de la porosidad fue uniforme, alcanzando valores de entre 65 y 69 %, mientras que el tamaño de poros fue cercano a 2 mm.
- Las microestructuras de las aleaciones después de ser fundidas para obtener las espumas presentaron pocos cambios significativos comparados con las aleaciones as-cast.
- Se determinaron las condiciones óptimas para llevar a cabo el sobretratamiento térmico de las aleaciones, correspondiendo a 520 °C por 3 horas.
- Los tratamientos térmicos provocaron la formación de poros con tamaño de 90 μ m en la espuma dual con aleación Cu3, 80 μ m en la espuma dual con Cu5 y 113 μ m en Cu7, con una porosidad de entre 21 y 28 %.

- Se obtuvieron espumas con porosidades duales, con tamaño de macroporos interconectados de ~ 2 mm y una porosidad de 65-69 % y una microporosidad de 21-28 % de poros de 0.08-0.1 mm, logrando que la porosidad dual llegue hasta un 77%.
- Se propone como proceso de obtención de la porosidad dual la fusión localizada de las segundas fases ricas en cobre y su posterior solidificación y contracción del material fundido al solidificar.
- Los tratamientos térmicos de las espumas provocaron la disolución de todas las fases, y la fusión de las fases de bajo punto de fusión, modificándose la microestructura por la fragmentación y esferoidización de las segundas fases.
- La generación de la porosidad dual y las modificaciones microestructurales provocaron la disminución significativa de las propiedades mecánicas de las espumas.

RECOMENDACIONES

Algunas recomendaciones para trabajos futuros son:

- Medir la microdureza de las fases presentes en la aleación Al-Mg-Cu-Si.
- Mejorar el proceso de fabricación por el método de infiltración, teniendo un mejor control de la inyección de gas en el dispositivo y menor pérdida de material.
- Variar el tamaño de la NaCl en la preforma en el proceso de infiltración, para obtener espumas metálicas con diferente tamaño de poro y conocer sus propiedades.
- Fabricar espumas metálicas por medio del proceso de tratamiento térmico de solubilización sin variaciones en la aleación, a diferentes tiempos y temperaturas para conocer más de la obtención de poros por este método obtención de espumas metálicas.
- Ampliar la caracterización de las espumas duales, midiendo sus propiedades térmicas, propiedades acústicas o propiedades eléctricas.
- Continuar con el estudio de las espumas metálicas con doble porosidad modificando las variables del proceso, para obtener los mejores resultados.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] H.-P. Degischer and B. Kriszt, *Handbook of cellular metals*. Wiley-vch Weinheim, 2002.
- [2] N. Dukhan, *Metal foams: fundamentals and applications*. DEStech Publications, Inc, 2013.
- [3] E. J.C, “Patent US 2751 289,” 1956.
- [4] J. Banhart and J. Baumeister, “Production methods for metallic foams,” in *MRS Proceedings*, 1998, vol. 521, p. 121.
- [5] L. J. Gibson, M. F. Ashby, and C. Solids, “Structure and properties,” *Cell. Solids*, pp. 307–308, 1997.
- [6] I. Alfonso, C. Maldonado, G. Gonzalez, and A. Bedolla, “Effect of Mg content and solution treatment on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 7, pp. 1945–1952, 2006.
- [7] I. Alfonso, C. Maldonado, J. G. González, and A. Medina, “Effect of the experimental variables on the Al-6Si-3Cu-xMg T6 microhardness alloy,” *Matéria (Rio Janeiro)*, vol. 13, no. 1, pp. 110–118, 2008.
- [8] I. Alfonso, G. González, C. Maldonado, A. Medina, and L. Bejar, “Nanostructure and grain size characterization in Al₈₄Si₆Cu₃Mg₇ ribbons and ingots,” *Rev. Mex. Fis. S*, vol. 55, no. 1, pp. 81–84, 2009.
- [9] 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.
- [10] 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.
- [11] J. Banhart, “Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 6, pp. 559–632, 2001.
- [12] J. G. R. Ismeli Alfonso López, Ignacio Alejandro Fuigueroa Vargas, Gabriel Ángel Lara Rodríguez, “Espumas metálicas de Al-Si-Cu-Mg y su procedimiento de obtención,” MX/E/2015/073252, 2015.
- [13] S. Z. G.J. Davies, “Review Metallic foams: their production, properties and applications,” vol. 18, pp. 1899–1911, 1983.
- [14] A. Sosnik, “US Patent 2434 775,” 1948.
- [15] F. V Lenel, “Powder Metallurgy Principles and Applications,” *Met. Powder Ind. Fed. Princeton, New York*, p. 287, 1980.
- [16] S. Akiyama *et al.*, “Patent US 4713277 A,” 15-Dec-1987.
- [17] B. Bugnet and D. Doniat, “US 4882232 A,” 21-Nov-1989.
- [18] R. Surace, L. A. C. De Filippis, A. D. Ludovico, and G. Boghetich, “Influence of processing parameters on aluminium foam produced by space holder technique,” *Mater. Des.*, vol. 30, no. 6, pp. 1878–1885, 2009.

- [19] P. R. Onck, E. W. Andrews, and L. J. Gibson, "Size effects in ductile cellular solids. Part I: modeling," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 43, no. 3, pp. 681–699, 2001.
- [20] E. W. Andrews, G. Gioux, P. Onck, and L. J. Gibson, "Size effects in ductile cellular solids. Part II: experimental results," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 43, no. 3, pp. 701–713, 2001.
- [21] L. Gong, S. Kyriakides, and W.-Y. Jang, "Compressive response of open-cell foams. Part I: Morphology and elastic properties," *Int. J. Solids Struct.*, vol. 42, no. 5, pp. 1355–1379, 2005.
- [22] C. San Marchi and A. Mortensen, "Deformation of open-cell aluminum foam," *Acta Mater.*, vol. 49, no. 19, pp. 3959–3969, 2001.
- [23] M. F. Ashby, T. Evans, N. A. Fleck, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, and L. J. Gibson, *Metal foams: a design guide*. Elsevier, 2000.
- [24] G. A. Lara-Rodriguez, I. A. Figueroa, M. A. Suarez, O. Novelo-Peralta, I. Alfonso, and R. Goodall, "A replication-casting device for manufacturing open-cell Mg foams," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 243, pp. 16–22, 2017.
- [25] T. J. Lim, B. Smith, and D. L. McDowell, "Behavior of a random hollow sphere metal foam," *Acta Mater.*, vol. 50, no. 11, pp. 2867–2879, 2002.
- [26] C. Tojal, J. Devaud, V. Amigó, and J. a. Calero, "Caracterización mecánica de aleaciones porosas, base Ti, producidas mediante la técnica de sinterización con espaciador," *Rev. Metal.*, vol. 46, no. Extra, pp. 26–32, 2010.
- [27] J. A. G.-V. y J. Oñoro, "Espumas de aluminio. Fabricación, propiedades y aplicaciones.," *Rev. Metal.*, vol. 44, no. 5, pp. 457–476, 2008.
- [28] M. F. Ashby and L. J. Gibson, "Cellular solids: structure and properties," in *Cambridge University Press*, Cambridge New York, 1997.
- [29] L. Jing, Z. Wang, J. Ning, and L. Zhao, "The dynamic response of sandwich beams with open-cell metal foam cores," *Compos. Part B Eng.*, vol. 42, no. 1, pp. 1–10, 2011.
- [30] U. Ramamurty and A. Paul, "Variability in mechanical properties of a metal foam," *Acta Mater.*, vol. 52, no. 4, pp. 869–876, 2004.
- [31] J. Banhart and D. Weaire, "On the road again: metal foams find favor," *Phys. Today*, vol. 55, no. 7, pp. 37–42, 2002.
- [32] G. Gioux, T. M. McCormack, and L. J. Gibson, "Failure of aluminum foams under multiaxial loads," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 42, no. 6, pp. 1097–1117, 2000.
- [33] E. Andrews, W. Sanders, and L. J. Gibson, "Compressive and tensile behaviour of aluminum foams," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 270, no. 2, pp. 113–124, 1999.
- [34] R. Goodall and A. Mortensen, "Microcellular Aluminium," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 9, no. 11, pp. 951–954, 2007.
- [35] R. Goodall, A. Marmottant, L. Salvo, and A. Mortensen, "Spherical pore replicated microcellular aluminium: Processing and influence on properties," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 465, no. 1, pp. 124–135, 2007.

- [36] R. Goodall, J.-F. Despois, A. Marmottant, L. Salvo, and A. Mortensen, “The effect of preform processing on replicated aluminium foam structure and mechanical properties,” *Scr. Mater.*, vol. 54, no. 12, pp. 2069–2073, 2006.
- [37] V. Gergely, D. C. Curran, and T. W. Clyne, “The FOAMCARP process: foaming of aluminium MMCs by the chalk-aluminium reaction in precursors,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, no. 16, pp. 2301–2310, 2003.
- [38] L. E. G. Cambroner, J. M. Ruiz-Roman, F. A. Corpas, and J. M. R. Prieto, “Manufacturing of Al–Mg–Si alloy foam using calcium carbonate as foaming agent,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 4, pp. 1803–1809, 2009.
- [39] V. Gnyloskurenko, Svyatoslav, T. Koizumi, K. KITA, and T. Nakamura, “Aluminum Metallic Foams Made by Carbonate Foaming Agents,” *Resour. Process.*, vol. 60, no. 1, pp. 5–12, 2013.
- [40] P. Fernández, L. J. Cruz, and J. Coletto, “Manufacturing processes of cellular metals. Part I: Liquid route processes,” *Rev. Metal.*, vol. 44, no. 6, pp. 540–555, 2008.
- [41] C. Körner *et al.*, “Influence of processing conditions on morphology of metal foams produced from metal powder,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 16, no. 7–8, p. 781–784(4), 2000.
- [42] I. Alejandro, F. Vargas, L. Rodr, O. N. Peralta, O. David, and M. Ram, “Manual para fabricación de espumas metálicas por infiltración .,” pp. 1–43.
- [43] K.-S. Chou and M.-A. Song, “A novel method for making open-cell aluminum foams with soft ceramic balls,” *Scr. Mater.*, vol. 46, no. 5, pp. 379–382, 2002.
- [44] M. I. R. Romero, “Desarrollo de un proceso para obtener espumas de aleación a356, mediante la ruta de fundición, empleando como agente espumante TiH₂ tratado térmicamente,” Centro de Investigación en materiales avanzados, S.C., 2012.
- [45] A. H. Brothers, R. Scheunemann, J. D. DeFouw, and D. C. Dunand, “Processing and structure of open-celled amorphous metal foams,” *Scr. Mater.*, vol. 52, no. 4, pp. 335–339, 2005.
- [46] P. Fernández, L. J. Cruz, and J. Coletto, “Procesos de fabricación de metales celulares. Parte II: Vía sólida, deposición de metales, otros procesos,” *Rev. Metal.*, vol. 45, no. 2, pp. 124–142, 2009.
- [47] I. Alfonso *et al.*, “Characterization of Al-Si-Cu-Mg foams manufactured in-situ,” *J. Alloys Compd.*, vol. 722, pp. 797–808, 2017.
- [48] “Record.” [Online]. Available: <http://www.record.com.mx/tendencias/inferno-exotic-car-el-auto-ultradeportivo-mexicano>. [Accessed: 18-May-2017].
- [49] “No Title.” [Online]. Available: <https://www.unocero.com/2015/12/08/conoce-a-inferno-un-exotico-y-poderoso-auto-mexicano6/>. [Accessed: 18-May-2017].
- [50] R. Pomar, M. Fernández, and P. Sánchez, “Metales celulares para aplicaciones acústicas,” 2012.
- [51] T. Miyoshi, M. Itoh, S. Akiyama, and A. Kitahara, “ALPORAS aluminum foam: production process, properties, and applications,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 2, no. 4, pp. 179–183, 2000.

- [52] F. García-Moreno, “Commercial applications of metal foams: Their properties and production,” *Materials (Basel)*, vol. 9, no. 2, p. 85, 2016.
- [53] “Aerospace corporation.” 2011. [Online]. Available: <http://www.ergaerospace.com/Capabilities.html>. [Accessed: 22-May-2017].
- [54] “Metal foam.” [Online]. Available: http://www.wikiwand.com/en/Metal_foam. [Accessed: 23-May-2017].
- [55] V. 2 ASM International Handbook, “Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials,” *ASM Met. Handb.*, vol. 2, p. 1300, 1990.
- [56] E. Gustavo Maffia, “Aluminio y sus aleaciones,” *Alum. y sus propiedades las aleaciones*, 2013.
- [57] I. Alfonso, C. Maldonado, J. G. Gonzáles, and A. Medina, “Efecto de las variables experimentales sobre la microdureza en aleaciones Al-6Si-3Cu-xMg T6,” *Rev. Matéria*, vol. 13, no. 1, pp. 110–118, 2008.
- [58] D. G. Eskin, “Hardening and precipitation in the Al-Cu-Mg-Si alloying system,” in *Materials Science Forum*, 2002, vol. 396, pp. 917–922.
- [59] A. E. Markaki and T. W. Clyne, “The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminium-based foams,” *Acta Mater.*, vol. 49, no. 9, pp. 1677–1686, 2001.
- [60] O. D. M. Ramírez, “Caracterización microestructural y mecánica de espumas metálicas de aluminio fabricadas por un nuevo proceso de infiltración,” Universidad Nacional Autónoma de México., 2015.
- [61] S. Farahany *et al.*, “The sequence of intermetallic formation and solidification pathway of an Al-13Mg-7Si-2Cu in-situ composite,” *Mater. Charact.*, vol. 98, pp. 119–129, 2014.
- [62] F. S. Anselmetti, S. Luthi, and G. P. Eberli, “Quantitative characterization of carbonate pore systems by digital image analysis,” *Amer. Ass. Pet. Geol. Bull.*, vol. 82, no. 10, pp. 1815–1836, 1998.
- [63] 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.