



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

## TESIS

“ANÁLISIS DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASES EN  
ALEACIONES Al-Cu-Mg-Si SOMETIDAS A TRATAMIENTO TÉRMICO”

PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

DOCTORA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

PRESENTA:

M. en C. BERTHA YUNUEN CASAS HERRERA

TUTOR PRINCIPAL

DR. ISMELI ALFONSO LÓPEZ

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

MIEMBROS DEL COMITÉ TUTOR

DR. GONZALO GONZÁLES REYES

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

DR. LUIS BÉJAR GÓMEZ

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA, UMSNH

MORELIA, MICHOACÁN, MARZO 2023



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

## AGRADECIMIENTOS

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

A mi esposo Salvador Rodríguez Pintor por creer en mí, apoyarme y acompañarme en este proceso.

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 y compañeros.

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. José Gonzalo Gonzales Reyes por su apoyo a lo largo del desarrollo de este proyecto.

Agradezco al Dr. Ignacio Alejandro Figueroa Vargas, Dr. Orlando Hernández, por su apoyo en el uso de equipos, así como a proyecto SEP-CONACYT 285215 y PAPIIT-IN 102322, por los recursos para llevar a cabo el presente trabajo.

# ÍNDICE

INTRODUCCIÓN .....	11
OBJETIVOS.....	13
HIPÓTESIS .....	14
Capítulo 1 .....	16
MARCO TEÓRICO.....	17
1.1 ALUMINIO Y SUS ALEACIONES .....	17
1.2 ALEACIÓN Al-Mg-Cu-Si .....	19
1.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS .....	25
1.3.1 Tratamiento térmico en aleaciones Al-Cu-Mg-Si. ....	28
1.4 MECANISMOS DE DISOLUCIÓN.....	29
1.5 SOBRE TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE ALUMINIO..	32
1.6 ANÁLISIS DE IMÁGENES .....	34
1.6.1. Diámetro equivalente.....	35
1.6.2. Redondez.....	36
1.6.3. Factor de forma. ....	37
1.6.4. Dimensión fractal. ....	38
Capítulo 2 .....	43
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	44
2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO .....	45
2.2 CARACTERIZACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.....	46
2.3 ANÁLISIS DE IMÁGENES .....	47
2.4 ANÁLISIS TÉRMICO. ....	51
2.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	52
2.6 TRATAMIENTO TÉRMICO IN-SITU.....	53
Capítulo 3 .....	56
RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	57
3.1 CARACTERIZACIÓN DE LAS ALEACIONES CUATERNARIAS DE ALUMINIO. ....	57
3.1.1 Caracterización microestructural.....	57
3.1.1.1 Aleación Cu3.....	58



3.1.1.2 Aleación Cu5.....	60
3.1.1.3 Aleación Cu7.....	62
3.1.1.4 Aleación Mg3.....	65
3.1.1.5 Aleación Mg5.....	68
3.1.2. Comparación de los resultados de las aleaciones as-cast. ....	70
3.1.2.1 Porcentaje de las aleaciones as-cast mediante análisis de imágenes. ....	71
3.1.2.2 Porcentaje de segundas fases en las aleaciones as-cast. ....	73
3.1.2.3 Difracción de rayos-X de las aleaciones as-cast.....	76
3.1.3. Descriptores de forma para las segundas fases en las aleaciones as-cast. ....	78
3.1.3.1 Redondez.....	78
3.1.3.2. Factor de Forma.....	79
3.1.3.3 Relación de aspecto. ....	79
3.1.3.4 Dimensión fractal. ....	80
3.1.4 Análisis térmico.....	81
3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.....	83
3.2.1 Tratamientos térmicos aleación Cu3. ....	83
3.2.1.1 Difracción de rayos-X.....	88
3.2.1.2 Análisis de imágenes. ....	89
3.2.2 Tratamientos térmicos aleación Cu5. ....	91
3.2.2.1 Difracción de rayos-X.....	94
3.2.2.2 Análisis de imágenes. ....	95
3.2.3 Tratamientos térmicos aleación Cu7. ....	97
3.2.3.1 Difracción de rayos-X.....	101
3.2.3.2 Análisis de imágenes. ....	102
3.2.4 Tratamientos térmicos aleación Mg3.....	104
3.2.4.1 Rayos-X. ....	108
3.2.4.2 Análisis de imágenes. ....	109
3.2.5 Tratamientos térmicos aleación Mg5.....	111
3.2.5.1 Rayos-X. ....	115
3.2.5.2 Análisis de imágenes. ....	116
3.2.6 Tratamientos térmicos aleación Mg7.....	118
3.3 COMPARACIÓN DE LOS RESULTADOS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO. .....	118
3.3.1. Aleaciones con diferentes contenidos de Cu.....	118

3.3.2. Aleaciones con diferentes contenidos de Mg.....	122
3.4 MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN .....	125
3.5 TRATAMIENTO TÉRMICO EN PLATINA DE CALENTAMIENTO .....	128
Capítulo 4 .....	135
CONCLUSIONES .....	136
BIBLIOGRAFÍA .....	138

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Aplicaciones del aluminio [10, 11,12 y 13].....	17
Figura 1.2 Micrografía que muestra la fase Mg <sub>2</sub> Si eutéctico. a) Para una aleación Al-1.3Mg-12Si-4.40Cu [24] y b) Para una aleación Al-6.7Mg-6Si-3Cu [26]. ....	21
Figura 1.3 Micrografía que muestra la fase Al-Si a) Para una aleación Al-8Si-2Cu-0.5Mg [35] y b) Para una aleación Al-12Si [36] .....	22
Figura 1.4 Micrografía que muestra las fases Al <sub>2</sub> Cu y Q en una aleación A354 [30].....	23
Figura 1.5 Micrografía que muestra la fase Al-FeSi. [46, 47]. ....	24
Figura 1.6 Microestructura de una aleación F357 a) Sin Sr y b) Modificada con la adición de Sr. [48] .....	25
Figura 1.7 Disolución de la fase Al <sub>2</sub> Cu. [33]. ....	30
Figura 1.8 Secuencia de precipitación de una aleación Al-Mg-Cu-Si. [5]. ....	31
Figura 1.9 Esquema de disolución de la fase Si. [52]. ....	31
Figura 1.10 Disolución de la fase Q. [26]. ....	32
Figura 1.11 Diagrama de fases Al-Cu.[71] .....	33
Figura 1.12 Micrografías por microscopía electrónica de barrido a) aleación sin sobretratamiento térmico y b) Aleación con Sobre-tratamiento térmico.[74]. ....	34
Figura 1.13 Valores del factor de forma, redondez, dimensión fractal de diferentes figuras.[78] .....	35
Figura 1.14 Proyección de una partícula para el cálculo del diámetro equivalente. [45]. ...	36
Figura 1.15 Esquema para la determinación de la redondez. [82]. ....	36
Figura 1.16 Descripción de la circularidad en una partícula. [41]. ....	37
Figura 1.17 Curva de Koch. [87]. ....	39
Figura 1.18 Malla para conteo de cajas. [87]. ....	40
Figura 1.19 Conteo de cajas y gráfica de la dimensión fractal. [88]. ....	41
Figura 1.20 Ejemplo de un material discontinuo, material compuesto Mg/SiC. [89]. ....	41
Figura 1.21 Análisis de la dimensión fractal de una aleación Al-Cu-Si-Mg. [2] .....	42
Figura 2.1 Desarrollo experimental. ....	44
Figura 2.2 Materiales precursores de las aleaciones. ....	45
Figura 2.3 Proceso de fabricación de las aleaciones. ....	46
Figura 2.4 Software Image J. ....	47
Figura 2.5 Análisis de la aleación Cu5 por ImageJ. ....	48
Figura 2.6 Modificación del contraste por ImageJ. ....	48
Figura 2.7 Conversion en capas de las fases por ImageJ. ....	49
Figura 2.8 Resultado de imagen procesada por ImageJ. ....	49
Figura 2.9 Análisis de los descriptores de forma por ImageJ. ....	50
Figura 2.10 Análisis de la dimensión fractal con ImageJ. ....	50
Figura 2.11 Resultado del análisis de la dimisión fractal de una figura ya procesada por ImageJ. ....	51
Figura 2.12 Gráficas de los ciclos de tratamiento térmico. ....	52
Figura 2.13 Platina de calentamiento. ....	53
Figura 2.14 Muestra para tratamiento térmico en la platina de calentamiento. ....	53
Figura 2.15 Gráfica de los ciclos de tratamiento térmico en la platina de calentamiento. ..	54
Figura 2.16 Interfaz de Link. ....	54

Figura 2.17 Microscopio con adaptación para la platina de calentamiento. ....	55
Figura 3.1 De izquierda a derecha aleaciones Cu3, Cu5, Cu7, Mg3, Mg5 y Mg7 as-cast. .	57
Figura 3.2 Micrografías de la aleación Cu3 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido. ....	58
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 y f) Hierro en azul. ....	59
Figura 3.4 Micrografías de la aleación Cu5 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido. ....	60
Figura 3.5 Mapeo de la aleación Cu5 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado. ....	62
Figura 3.6 Micrografías de la aleación Cu7 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido. ....	63
Figura 3.7 Mapeo de la aleación Cu7 a) micrografía de MEB b) Mapeo general c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo, f) Magnesio en morado. ....	64
Figura 3.8 Micrografía de la aleación Mg3 a) Microscopía óptica, b) Microscopía electrónica de barrido. ....	65
Figura 3.9 Mapeo de la aleación Mg3 a) Micrografía por MEB, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado. ....	67
Figura 3.10 Micrografías de la aleación Mg5 a) Microscopía óptica b) Microscopía electrónica de barrido. ....	68
Figura 3.11 Mapeo de la aleación Mg5 a) Micrografía de MEB, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado. ....	69
Figura 3.12 Micrografías de las aleaciones a) Cu3, b) Cu5, c) Cu7, d) Mg3, e) Mg5 y f) Mg7. ....	71
Figura 3.13 Análisis de imagen para cada fase en las aleaciones Cu3, Cu5 y Cu7. ....	72
Figura 3.14 Análisis de imagen para cada fase de las aleaciones Mg3, Mg5 y Mg7. ....	73
Figura 3.15 Porcentaje de segundas fases y segundas fases totales a) Dependiendo del contenido de Cu y b) Dependiendo del contenido de Mg. ....	74
Figura 3.16 Difractogramas de las aleación as-cast Cu3, Cu5 y Cu7. ....	77
Figura 3.17 Difractogramas de las aleación as-cast Mg3, Mg5 y Mg7. ....	77
Figura 3.18 Gráfica de la redondez a) R vs %Cu y b) R vs %Mg. ....	78
Figura 3.19 Gráfica del factor de forma a) FF vs %Cu y b) FF vs Mg. ....	79
Figura 3.20 Gráfica de la relación de aspecto a) AR vs Cu y b) AR vs Mg. ....	80
Figura 3.21 Dimensión fractal de diferentes partículas. ....	81
Figura 3.22 Gráfica de la dimensión fractal a) Df vs %Cu y b) Df vs %Mg. ....	81
Figura 3.23 DSC de a) Aleaciones con variación de Cu, b) aleaciones con variación en el contenido de Mg. ....	82
Figura 3.24 Diagrama de fases Al-Cu[71]. ....	83
Figura 3.25 Micrografías de la aleación Cu3 después de los tratamientos térmicos, por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1 h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y h). ....	85
Figura 3.26 Gráfica del porcentaje de fases respecto al tiempo de tratamiento térmico. ....	86
Figura 3.27 Mapeo de la aleación Cu3 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado. ....	87
Figura 3.28 Difractogramas de la aleación Cu3 después de los tratamientos térmicos. ....	88

Figura 3.29 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu3, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal. ....	90
Figura 3.30 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Cu3, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.....	90
Figura 3.31 Análisis de imagen de la aleación Cu5 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f) y 24h (g y h). ....	91
Figura 3.32 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Cu5. ....	92
Figura 3.33 Mapeo de la aleación Cu5 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado. ....	93
Figura 3.34 Difractogramas de la aleación Cu5 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia. ....	94
Figura 3.35 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu5, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal .....	95
Figura 3.36 Gráficas del análisis de imagen para la aleación Cu5, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.....	96
Figura 3.37 Micrografías de la aleación Cu7 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y h).....	98
Figura 3.38 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Cu7. ....	99
Figura 3.39 Mapeo de la aleación Cu7 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado. ....	100
Figura 3.40 Difractogramas de la aleación Cu7 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia .....	101
Figura 3.41 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu7, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal .....	102
Figura 3.42 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Cu7, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.....	103
Figura 3.43 Micrografías de la aleación Mg3 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y f). ....	105
Figura 3.44 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Mg3. ....	106
Figura 3.45 Mapeo de la aleación Mg3 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado. ....	106
Figura 3.46 Difractogramas de la aleación Mg3 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia. ....	108
Figura 3.47 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Mg3, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal. ....	110

Figura 3.48 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Mg3, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.....	110
Figura 3.49 Micrografías de la aleación Mg5 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y f). ....	112
Figura 3.50 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Mg5. ....	113
Figura 3.51 Mapeo de la aleación Mg5 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.....	114
Figura 3.52 Difractogramas de la aleación Mg5 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia. ....	115
Figura 3.53 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Mg5, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal. ....	117
Figura 3.54 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Mg5, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.....	118
Figura 3.55 Micrografías de la aleación Cu3, Cu5 y Cu7; as-cast y después de cada tratamiento térmico. 1:Al <sub>2</sub> Cu, 2:Mg <sub>2</sub> Si y 3:Q. ....	120
Figura 3.56 Porcentaje de fases con la variación del % de cobre y el tiempo de tratamiento térmico. a) Al <sub>2</sub> Cu, b) Mg <sub>2</sub> Si, c) Q y d) Si. ....	122
Figura 3.57 Micrografías de la aleación Mg3, Mg5 y Mg7; as-cast y después de cada tratamiento térmico. 1:Al <sub>2</sub> Cu, 2:Mg <sub>2</sub> Si y 3:Q. ....	123
Figura 3.58 Porcentaje de fases con la variación del % de cobre y el tiempo de tratamiento térmico. a) Al <sub>2</sub> Cu, b) Mg <sub>2</sub> Si, c) Q y d) Si. ....	124
Figura 3.59 Mecanismo de disolución para la fase Al <sub>2</sub> Cu eutéctica. ....	125
Figura 3.60 Mecanismo de disolución para la fase Mg <sub>2</sub> Si bloque. ....	126
Figura 3.61 Mecanismo de disolución para la fase Mg <sub>2</sub> Si eutéctico. ....	126
Figura 3.62 Mecanismo de formación de la fase Q a partir de Mg <sub>2</sub> Si eutéctico.....	127
Figura 3.63 Mecanismo de formación de Q a partir de Mg <sub>2</sub> Si bloque. ....	127
Figura 3.64 Micrografía de la aleación Cu3 en la platina de calentamiento. a)Temperatura ambiente, b) 520°C, c)540°C, d) 550°C, e) 560°C, f) 570°C, g) 580°C, h) 590°C y i) 600°C. ....	129
Figura 3.65 Análisis In-situ de las fases en la aleación Cu3s. a) 500°C, b) 520°C, c) 540°C, d) 560°C, e) 560°C x30 s. f) 560°C x 60 s. g) 560°C x 120 s. h) 564°C. i) 568°C.....	131
Figura 3.66 Análisis In-situ de la fase Q en la aleación Cu3. ....	132
Figura 3.67 Mecanismo de disolución y fragmentación de la fase Q.....	133
Figura 3.68 Mecanismo de Crecimiento de la fase Q.....	134

## Índice de tablas

Tabla 1 Series de las aleaciones de aluminio[1] .....	18
Tabla 2 Composición química de las aleaciones. ....	45
Tabla 3 Porcentaje de fases aleación Cu3 .....	58
Tabla 4 Porcentaje de fases para la aleación Cu5 .....	61
Tabla 5 Porcentaje de fases de la aleación Cu7. ....	63
Tabla 6 Porcentaje de fases de la aleación Mg3 .....	66
Tabla 7 Porcentaje de fases de la aleación Mg5 .....	68
Tabla 8 Porcentajes de las fases presentes en las aleaciones con variación en el contenido de Cu y Mg. ....	74
Tabla 9 Relaciones entre elementos de aleación y fases formadas .....	75

## INTRODUCCIÓN

El aluminio es uno de los elementos más abundantes de la corteza terrestre, es económico y por su variedad de propiedades es muy usado en diferentes industrias [1]. Algunas de estas propiedades son su baja densidad, facilidad de manufactura, resistencia a la corrosión, altas conductividades térmica y eléctrica, reciclabilidad y bajo punto de fusión. Para modificar las propiedades del aluminio, este es aleado con diferentes elementos como Cu, Mg, Si y Zn, los cuales otorgan las propiedades específicas al aluminio para diferentes aplicaciones. Una de las aleaciones más utilizadas en las áreas automotriz, aeronáutica y estructural, es la aleación Al-Mg-Si-Cu por ser fácilmente manufacturada por fundición, maleable y sus propiedades mecánicas elevadas. Las aleaciones cuaternarias, como es el caso de las anteriormente mencionadas, contienen mayor número de segundas fases comparadas con las aleaciones binarias o ternarias. Para las aleaciones con estos elementos de aleación se tienen reportadas fundamentalmente las siguientes fases [2,3]:

- $\alpha$ -Aluminio
- $Mg_2Si$
- $Al_2Cu$
- Al-Si eutéctico
- Q- $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$
- $Al_2CuMg$
- $\beta$ - $Al_5FeSi$

A este tipo de aleación comúnmente se le aplican diferentes tratamientos térmicos, como el caso del T6, para obtener una combinación en propiedades tales como resistencia y ductilidad[4]. Este tratamiento térmico T6 consiste en solubilizado y enfriamiento rápido (temple), seguido de un envejecido artificial. Después de la primera etapa del tratamiento térmico, las fases se disuelven en la matriz de aluminio en diferentes proporciones, lo cual depende de su composición química, su morfología y su estructura cristalográfica. Uno de



los parámetros más destacados que afectan la velocidad de disolución de las fases ricas en cobre es la temperatura, e incluso para un aumento de 10 °C en la temperatura es muy apreciable el efecto que se genera, obteniendo tiempos de solución y propiedades mecánicas óptimas.

Convencionalmente, el tratamiento térmico de solubilizado para aleaciones Al-Si-Mg se realiza evitando llegar al punto de fusión localizada de algunas segundas fases, que se encuentra a una temperatura de 550 °C. Para el caso de aleaciones que también contienen Cu se restringen a una temperatura menor a 495 °C, ya que funden las fases ricas en este elemento [3]. Gracias a esta fusión localizada se han reportado nuevos procesos de fabricación de espumas metálicas utilizando tratamientos térmicos a temperaturas mayores a las convencionales [5]. Varios ciclos, con diferentes combinaciones de tiempo y temperatura, son usados dependiendo del método de fabricación de la aleación de aluminio, de la composición y las propiedades mecánicas deseadas.

Para el análisis de estas modificaciones, así como de la morfología de las segundas fases, se utilizan diferentes descriptores de forma, tales como la redondez, relación de aspecto, factor de forma y diámetro equivalente. El uso de la dimensión fractal para analizar fases con morfologías complejas podría ser una herramienta que facilite el estudio de estas aleaciones, por lo cual lo sumaremos en nuestro trabajo.

Esta investigación se enfocará en la obtención de aleaciones cuaternarias Al-Cu-Mg-Si, obtenidas por fundición convencional, y en el efecto del contenido de Cu y Mg sobre la microestructura. Dentro del trabajo de investigación se plantean realizar tratamientos térmicos a las aleaciones, sometiéndolas a temperaturas por debajo y por encima del punto de fusión localizada. Se prestará especial atención al análisis in-situ de las fases presentes. De esta forma se analizarán los mecanismos de transformación para cada fase, incluyendo la fusión localizada en tiempo real. Una vez realizados los tratamientos térmicos se llevará a cabo la caracterización de las aleaciones, principalmente de las fases y de los poros generados. El uso de descriptores de forma, incluida la dimensión fractal, facilitará el análisis de estos fenómenos.

## **OBJETIVOS**

### OBJETIVO GENERAL

El objetivo general del presente proyecto es analizar in-situ las transformaciones de segundas fases con el aumento de temperatura en aleaciones Al-Cu-Mg-Si.

### OBJETIVOS ESPECÍFICOS

-Analizar el efecto de la variación del contenido de Cu sobre la microestructura de aleaciones Al-Cu-Mg-Si.

-Analizar el efecto de la variación de Mg sobre la microestructura de aleaciones Al-Cu-Mg-Si.

-Analizar las transformaciones de segundas fases con la variación del tiempo del tratamiento térmico.

-Caracterizar las aleaciones sometidas a los diferentes tratamientos térmicos, incluyendo análisis convencionales y fractales.

-Analizar los mecanismos de transformación de las segundas fases y su fusión localizada.

## **HIPÓTESIS**

Para las aleaciones Al-Cu-Mg-Si se han estudiado ampliamente las segundas fases presentes, las temperaturas a las cuales se transforman, sus morfologías y algunos datos sobre sus procesos de transformación. La mayoría de los estudios utilizan diferentes temperaturas y tiempos de tratamientos térmicos, seguidos de temple para conservar las microestructuras, las cuales se analizan. Tomado en cuenta esto, se tienen tres hipótesis para este trabajo, la primera es:

- El cambio en el contenido de Cu y Mg en estas aleaciones origina importantes modificaciones microestructurales y diferentes efectos al aplicar tratamientos térmicos.
- Mediante el uso de una platina de calentamiento acoplada a un microscopio sería posible observar y analizar, en tiempo real, los procesos ocurridos durante los tratamientos térmicos.

Debido a nuevas aplicaciones de aleaciones de aluminio con diferentes porosidades, se desarrollan investigaciones llevando a cabo sobre-tratamiento térmico en las mismas, el cual sobrepasa el punto de fusión localizada, provocando porosidad. De acuerdo con esto, la segunda hipótesis del presente trabajo es:

- Con la metodología propuesta de estudio in-situ, se podrá realizar un análisis del proceso de formación de poros por medio de tratamientos térmicos, originado debido a la fusión localizada de segundas fases. Este estudio habitualmente se realiza comparando microestructuras iniciales y finales.

Por último, derivado del estudio de estas aleaciones, se espera contar con un análisis más detallado de las fases presentes en la aleación, ya que las microestructuras son más complejas con el aumento de segundas fases. De acuerdo con esto, la tercera hipótesis de esta tesis es:

- Con las micrografías obtenidas ya sea en tiempo real como después de tratamientos térmicos, se puede llevar a cabo un análisis de la microestructura mediante descriptores de forma y mecánica fractal.

## **JUSTIFICACIÓN**

Las aleaciones cuaternarias de aluminio son de las más usadas en diferentes industrias como la aeroespacial y automotriz, esto debido a la versatilidad que poseen. Generalmente se les aplican diferentes tipos de tratamientos térmicos para modificar su estructura y a su vez las propiedades mecánicas, por lo cual es importante el estudio de las transformaciones de fases que generan estos tratamientos. Farahany et al., 2014 reportan un esquema representativo del mecanismo de solidificación de una aleación cuaternaria [5], en base a eso se pretende obtener microestructuras similares y en diferentes porcentajes de sus componentes debido a la variación de sus componentes.

De acuerdo con la bibliografía [6, 7, 8] sobrepasando las temperaturas convencionales de los tratamientos térmicos, se llegará al punto de fusión localizada, produciendo porosidad en la aleación, lo cual generalmente se busca evitar. Sin embargo, en trabajos recientes se ha utilizado este método para la producción de materiales porosos[9]. Por lo anterior, también es importante el estudio de las aleaciones, cuando se llega al punto de fusión localizada de las segundas fases presentes.

Estos estudios facilitarían el uso de este tipo de aleaciones, ya que ahondaría en su caracterización para facilitar el análisis de la correlación entre microestructura y propiedades mecánicas.

# Capítulo 1 .

# MARCO TEÓRICO

## 1.1 ALUMINIO Y SUS ALEACIONES

El aluminio es el segundo elemento metálico más abundante en la tierra, el cual 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 al uso 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 y en 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: su densidad de  $2.7 \text{ g/cm}^3$ , punto de fusión  $660^\circ\text{C}$ , módulo de elasticidad 62 GPa, así como su apariencia, ligereza, reciclabilidad, facilidad de manufactura, y resistencia a la corrosión, entre otras propiedades físicas y mecánicas[1].

El aluminio es uno de los metales más usados en diferentes industrias (figura 1.1), como aeronáutica [10], automotriz [11], construcción [12], embalaje, elaboración de utensilios domésticos, eléctrica, etc. [13].



*Figura 1.1 Aplicaciones del aluminio [10, 11,12 y 13].*

Es conveniente dividir las aleaciones de aluminio en dos grandes grupos: aleaciones de fundición y aleaciones de forja, siendo la principal característica por lo cual se separan en estos dos grupos el comportamiento mecánico que se obtiene de las aleaciones [14]. Estas se denotan con un número de serie de 4 cifras, donde el primer número indica el principal aleante, el segundo dígito indica los límites de impurezas y los dos últimos identifican la aleación o la pureza del metal. En el caso de las aleaciones para forja, la serie 1xxx es aluminio puro y va hasta la serie 7xxx, que corresponde al zinc como mayor aleante, como se muestra en la Tabla 1. Las aleaciones para forja pueden subdividirse en dos grandes grupos, las tratadas térmicamente y las que no se tratan. Las aleaciones no tratadas térmicamente no pueden ser endurecidas por precipitación y solo pueden trabajarse en frío para aumentar su resistencia. Las aleaciones tratadas térmicamente son un grupo importante ya que pueden endurecerse por la formación de precipitados. Estas aleaciones son las que contienen Cu, Zn, Si y Mg que pertenecen a la serie 2000 de Al-Cu y Al-Cu-Mg, la 6000 de Al-Si-Mg y la serie 7000 de Al-Zn-Mg.

*Tabla.1 Series de las aleaciones de aluminio[1]*

<b>Forja</b>	
<b>Elemento</b>	<b>Serie</b>
<b>Aluminio</b>	1xxx
<b>Cobre</b>	2xxx
<b>Manganeso</b>	3xxx
<b>Silicio</b>	4xxx
<b>Magnesio</b>	5xxx
<b>Magnesio y silicio</b>	6xxx
<b>Zinc</b>	7xxx
<b>Otros</b>	8xxx

<b>Fundición</b>	
<b>Elemento</b>	<b>Serie</b>
<b>Aluminio</b>	1xx.x
<b>Cobre</b>	2xx.x
<b>Silicio con cobre y/o magnesio</b>	3xx.x
<b>Silicio</b>	4xx.x
<b>Magnesio</b>	5xx.x
<b>Zinc</b>	7xx.x
<b>Titanio</b>	8xx.x
<b>Otros</b>	9xxx

Las aleaciones de aluminio para fundición se caracterizan por sus cualidades de colabilidad, fluidez y moldeabilidad. El silicio es el elemento aleante más importante dentro de estas aleaciones, y su contenido va del 5 al 12%. En cuanto a su denotación es similar a las aleaciones de forja, siendo la serie 1xx.x aluminio puro y va hasta la serie 8xx.x que corresponde al titanio como mayor aleante. Todas las series se muestran en la Tabla 1 [15].

Las propiedades del aluminio son modificadas al ser aleado con diferentes elementos, y estas van a variar debido a diferentes factores como son: composición química, solubilidad del metal, velocidad de solidificación y tratamientos térmicos. A continuación se mencionarán algunos de estos elementos de aleación y su función en las aleaciones.

## 1.2 ALEACIÓN Al-Mg-Cu-Si

La aleación cuaternaria Al-Mg-Si-Cu se caracteriza por su relación resistencia-peso. Tiene una resistencia media entre las aleaciones de Al-Si y las Al-Cu, lo cual hace que sean útiles en aplicaciones donde la resistencia requerida no sea muy alta, por lo cual son utilizadas en industria automotriz en la sustitución de autopartes tradicionalmente hechas con acero [16], en la industria de la construcción [17], industria aeronáutica [18] y la electrónica [19]. La función de los elementos aleantes se describe a continuación:

*Cobre.* En las aleaciones aluminio-cobre comerciales, una porción del cobre se combina con el aluminio y el hierro para formar durante la solidificación, partículas de  $Al_7Cu_2Fe$  tetragonal, o de fase  $\alpha$  (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 de magnesio), precipita la fase  $Al_2Cu$  como la fase endurecedora [6, 22]. 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.



*Silicio.* Este elemento se presenta generalmente como una impureza en todas las aleaciones de aluminio comerciales. A bajos contenidos de silicio, casi todo el hierro está presente como  $\text{Al}_3\text{Fe}$ . A medida que aumenta el contenido de silicio, aparece primero la fase  $\alpha$  ( $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ) y luego la fase  $\beta$  ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) [21-22]. En grandes cantidades de silicio, este elemento mejora la colabilidad y la fluidez de la aleación líquida. En las aleaciones para fundición, el contenido de silicio varía de aproximadamente 5 a 20%. Aleaciones hipereutécticas se utilizan para monoblocks de motores 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  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , aumentando aún más el contenido de magnesio, sólo estará presente la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Con la adición de cobre, se forma una fase compleja cuaternaria  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ .

*Magnesio.* Mejora notablemente la resistencia y la dureza en las aleaciones Al-Si tratadas térmicamente o en aquellas más complejas que tienen más elementos aleantes como el Cu, Ni y otros. La fase responsable de la mejora de la dureza es  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y exhibe una alta solubilidad hasta un máximo de 0.7% Mg. Por encima de esta concentración no ocurre endurecimiento posterior, por efecto del ablandamiento de la matriz de aluminio. Las composiciones recomendadas para aluminios varían en el rango de 0.40 a 0.70%. Las aleaciones binarias Al-Mg se utilizan ampliamente cuando se requiera un acabado superficial brillante, buena resistencia a la corrosión y una excelente combinación entre resistencia y ductilidad. Las composiciones entre 4 a 10% Mg, así como aquellas que contienen más de 7% Mg son tratables térmicamente, pero tiene una desventaja principal es la inestabilidad en las características de envejecimiento a temperatura ambiente. Las aleaciones Al-4Cu-1Mg se caracterizan por precipitar el compuesto  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , responsable del endurecimiento por precipitación de dichas aleaciones[23].

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  $\text{Al}_2\text{Cu}$  es el encargado de aumentar la dureza, pero al adicionar Mg precipita el  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , el cual, junto con el  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , origina mayores aumentos en la dureza y la resistencia. Una pequeña variación en el porcentaje de Cu y/o Mg en las aleaciones cuaternarias puede provocar modificaciones significativas en el contenido de las fases y sus diferentes morfologías. El método de fabricación igualmente origina modificaciones significativas.

Dentro de estas aleaciones cuaternarias se han reportado como segundas fases principales las que comentaremos a continuación. Primero, la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  de forma primaria o partículas irregulares, o eutéctica en forma de láminas, como se muestra en la figura 1.2a[24]; o en forma eutéctica, también conocida como carácter chino [25] que se muestra en la figura 1.2b señalado con el numero 1[23, 26]. Esta fase se caracteriza por tener una tonalidad muy oscura, casi negra, siendo la más oscura de las fases presentes en estas aleaciones, lo cual facilita diferenciarla. Se tiene en la literatura que esta fase tiene una dureza entre 4.41 GPa[27, 28] y 4.62 HV [29] así como un módulo de Young desde 76 hasta 120 GPa [30, 31].

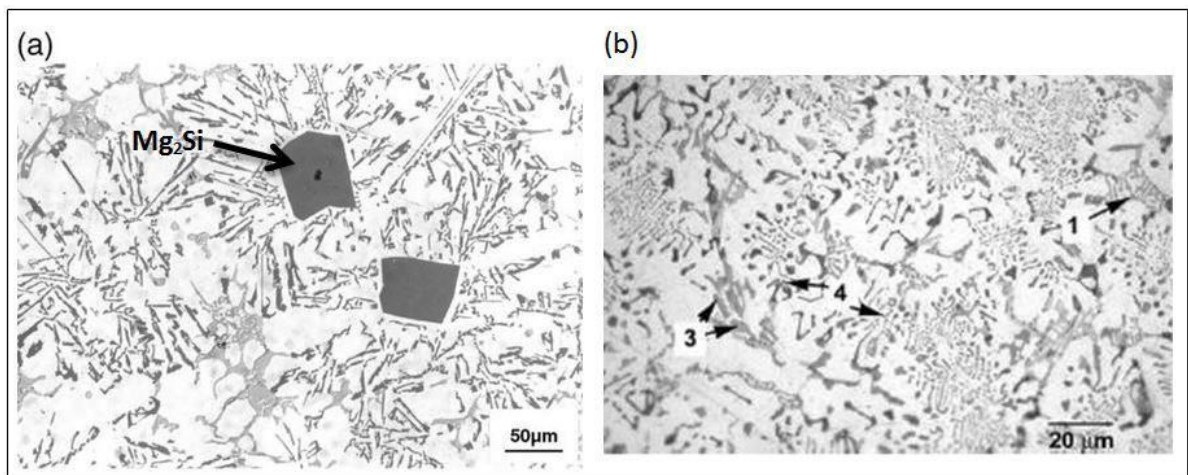


Figura 1.2 Micrografía que muestra la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  eutéctico. a) Para una aleación Al-1.3Mg-12Si-4.40Cu [24] y b) Para una aleación Al-6.7Mg-6Si-3Cu [26].

De la misma manera, se reporta la fase Al-Si eutéctico [32], con una dureza de 11.5-12.9 GPa [33, 34] y un módulo de Young de 160-165 GPa [33]. En la figura 1.3a se muestra la fase en forma de partículas cortas y redondeadas, con una tonalidad gris, menos oscura que el Mg<sub>2</sub>Si [35]. En la figura 1.3b se puede observar la micrografía de una aleación Al-Si donde se aprecia la fase Al-Si primaria con una morfología de cuboides marcadas con flechas rojas [36]. Tanto la fase Al-Si como la Mg<sub>2</sub>Si pueden estar presentes en diferentes morfologías, como son en forma de agujas, bloques, láminas, partículas irregulares, entre otras, lo cual depende, entre otros aspectos, de los elementos de aleación y del proceso de manufactura empleado.

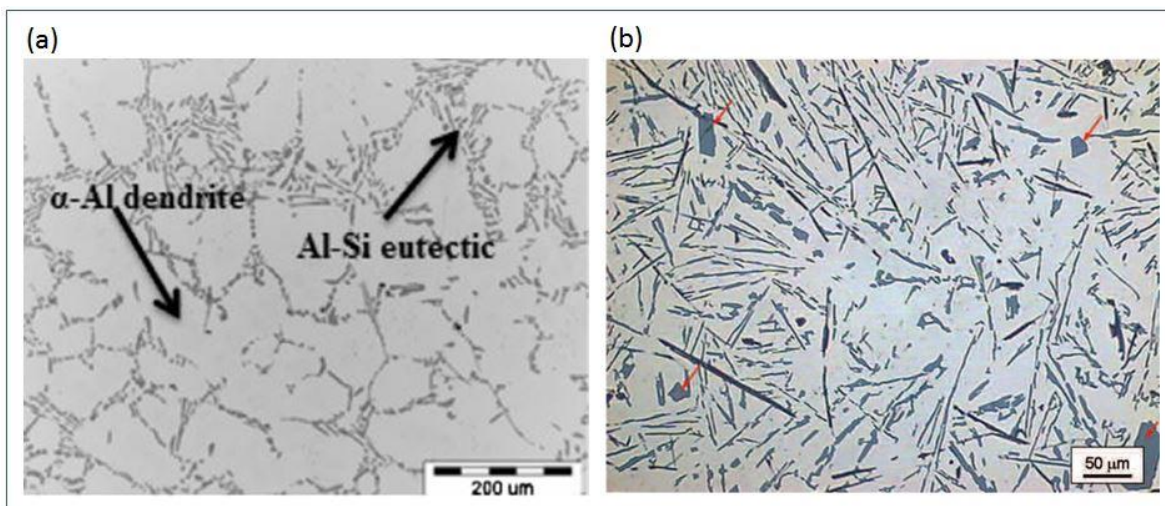


Figura 1.3 Micrografía que muestra la fase Al-Si a) Para una aleación Al-8Si-2Cu-0.5Mg [35] y b) Para una aleación Al-12Si [36]

Por otra parte, en la figura 1.4 se pueden observar las fases ricas en cobre, destacándose la fase  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu y la fase cuaternaria Q; la composición estequiométrica de esta fase varía de Al<sub>4</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>7</sub>, Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>, Al<sub>4</sub>Cu<sub>1</sub>Mg<sub>5</sub>Si<sub>4</sub> hasta Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>9</sub>Si<sub>7</sub>, sin embargo la composición mayormente aceptada y usada en la mayoría de las bases de datos termodinámicos es Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>[37]. La fase cuaternaria Q se observa en la figura 1.4a y c marcada con una Q, la fase Al<sub>2</sub>Cu está presente de forma de bloque en la figura 1.4a marcada como  $\theta_b$  y en forma eutéctica en la figura 1.4b marcado como  $\theta_e$ [30, 31].

La fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  es gris clara, pudiéndose confundir con la matriz, mientras que la fase Q presenta una escala de grises más oscura, pero en menor grado que el Si observado en la figura 1.4a. En ocasiones es difícil identificar estas fases, sobre todo por la presencia de otros intermetálicos con escalas de grises y morfologías similares.

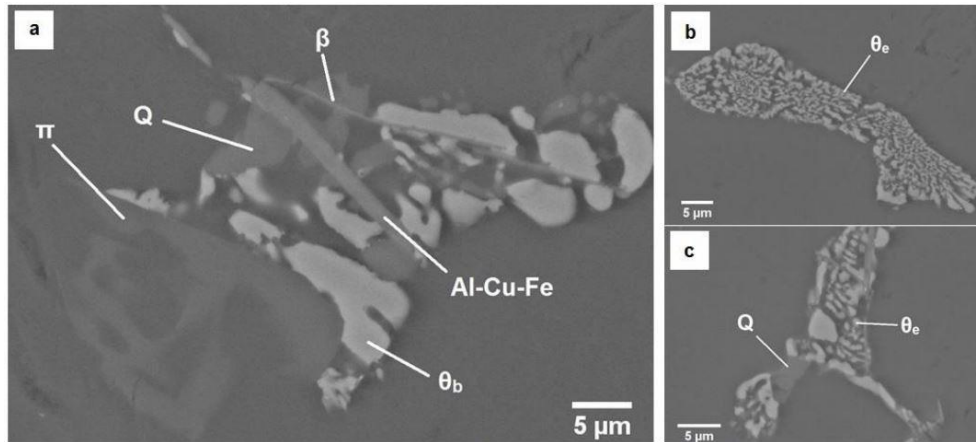


Figura 1.4 Micrografía que muestra las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y Q en una aleación A354 [30].

Algunas de las propiedades mecánicas de estos intermetálicos se reportan en la literatura como son la dureza Vickers de 6-7 GPa y el módulo de Young de 120-130 GPa [32, 33, 34, 35] para la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . Respecto a la fase Q se tiene poca información, sin embargo Chen et al. reportan una dureza de  $6.51 \pm 1.42$  GPa y un módulo de Young  $117.76 \pm 12.51$  GPa [44].

Otras fases reportadas en estas aleaciones son las fases intermetálicas ricas en Fe, como son  $\alpha\text{-Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$  y  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ , con una dureza de 11.48 y 10.39 GPa, así como un módulo de Young de 183 y 174 GPa [45], respectivamente. Estas fases se observan con una morfología alargada y delgada con forma de aguja, como se muestra en la figura 1.5a [46]. Estas fases se presentan en este tipo de aleaciones debido a que el Fe y el Si se encuentran como impurezas en el aluminio. El Hierro es la impureza más común presente en las aleaciones de aluminio el cual se añade de manera no intencional debido al uso de herramientas de acero, crisoles de hierro, fundición de chatarra y refundición de metales. Sin embargo también se llega a adicionar como elemento aleante ya que mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y

disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. Un aumento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases.

En ocasiones se confunden con las fases ricas en Cu por sus tonalidades similares como se muestra en la figura 15b[47]. Para una adecuada identificación y caracterización de estas fases es necesario combinar imágenes de MO y MEB, incluyendo el uso de EDS para confirmar sus composiciones químicas. La confirmación mediante XRD es imprescindible.

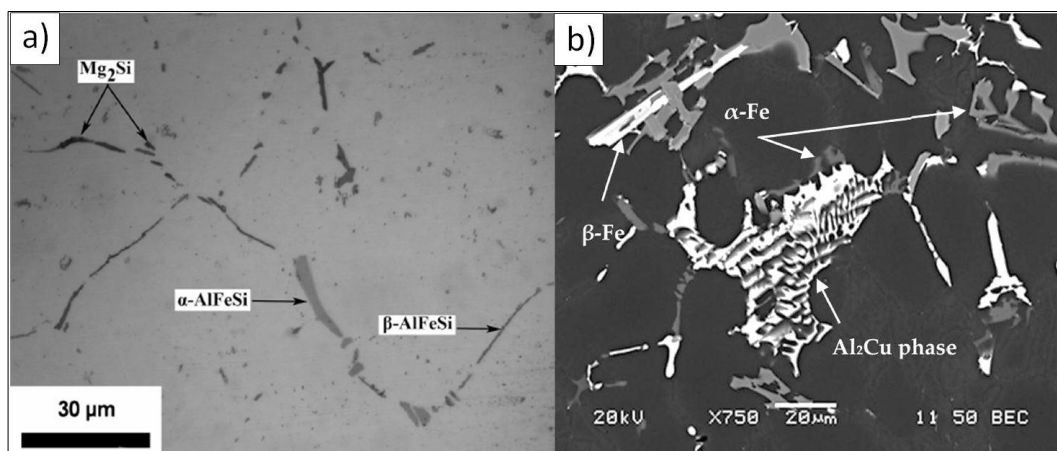


Figura 1.5 Micrografía que muestra la fase Al-FeSi. [46, 47].

Las modificaciones de las fases arriba mostradas, presentes en las aleaciones cuaternarias Al-Cu-Mg-Si, generalmente conllevan a transformaciones de fases en forma de láminas o agujas, alargadas, con relaciones de aspecto altas, en fases redondeadas, más pequeñas. Entre los elementos químicos que provocan estas transformaciones para el Si y el  $Mg_2Si$  está el Sr; estas fases eutécticas se encuentran presentes como microestructuras gruesas con una morfología de láminas en aleaciones as-cast. Estas fases son refinadas y modificadas resultando una estructura de finas fibras con las adición Sr como se muestra en la figura 1.6[48]. M. A. Mohamed menciona un cambio en la microestructura pasando de una morfología acicular a fibras con la adición de Sr, esto descrito con un cambio en la relación de aspecto disminuyendo un 18%, la redondez aumenta de 57% a 74%, la longitud de las partículas disminuye un 59% así como el área en un 72% [47].

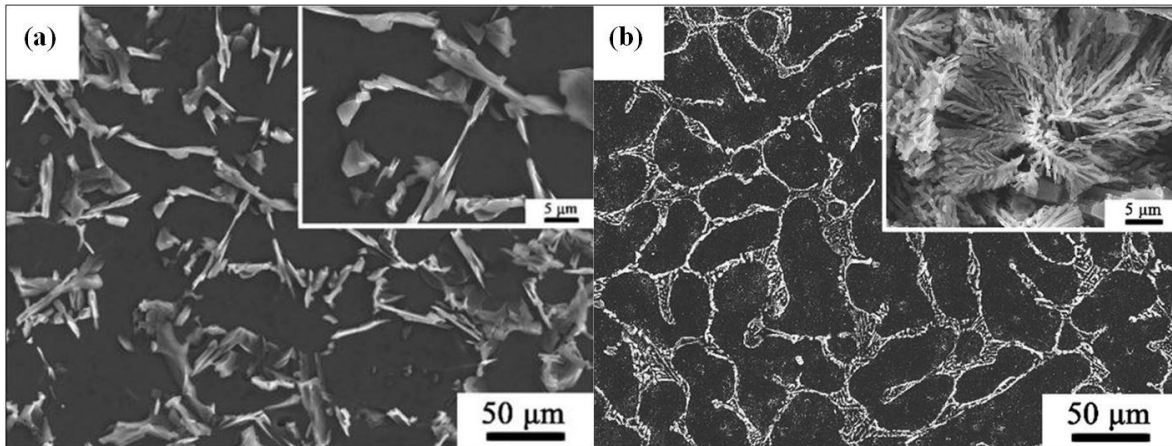


Figura 1.6 Microestructura de una aleación F357 a) Sin Sr y b) Modificada con la adición de Sr. [48]

### 1.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Como pudo observarse con anterioridad, diferentes factores afectan la formación de las segundas fases en las aleaciones de aluminio, lo cual también influye significativamente sobre las propiedades mecánicas [49]. Los factores más importantes son: composición química [50], solubilidad de los elementos de aleación en el Al y velocidad de solidificación [32, 33, 34]. Además, una vez formada la aleación su microestructura y propiedades mecánicas pueden ser modificadas mediante diferentes tratamientos térmicos, sobresaliendo aquellos que modifican las segundas fases, como es el caso de la solubilización o solución.

Un tratamiento térmico se refiere a la modificación de las propiedades mecánicas y la estructura metalográfica de un metal, a partir de aumentos y descensos controlados de temperatura. Los tratamientos térmicos principales a los cuales se somete el aluminio y sus aleaciones son los tratamientos térmicos de recocido, disolución, temple y envejecimiento o revenido. Estos son analizados brevemente a continuación.

Recocido: Es un proceso que, utilizando una temperatura y unos tiempos de enfriamiento controlados, permite reducir la dureza del aluminio y lo prepara para el proceso de disolución y posterior envejecimiento. Existen dos tipos de recocido: parcial y total; en el primero, el proceso se realiza a menor temperatura y el enfriamiento es más rápido,

mientras que el recocido total requiere de un enfriamiento controlado en el horno. En ambos casos hay reducción de la dureza y de las propiedades mecánicas, pero en el proceso parcial, se eliminan tensiones y su efecto es menor en el material, que en el caso del recocido total.

Disolución o solubilizado: Se hace a temperatura elevada del orden de 530 °C, esta temperatura es más elevada cuando la aleación contiene elementos aleantes como magnesio, silicio y zinc. El tiempo del tratamiento térmico a esa temperatura depende del espesor de la aleación. Durante largos tiempos de permanencia a temperaturas elevadas, los compuestos intermetálicos del tipo Mg, Si, Cu, Zn, se redisuelven y la aleación forma entonces una solución sólida homogénea. La temperatura de este tratamiento térmico para las aleaciones de aluminio de endurecimiento estructural deben ser controladas con precisión para no alcanzar las temperaturas eutécticas que producen una fusión local de los compuestos intermetálicos [54].

Temple: Se trata de un enfriamiento muy rápido del metal que se hace normalmente por inmersión en agua fría a la salida del horno. El enfriamiento brutal del metal tiene por efecto impedir la precipitación de los compuestos intermetálicos. Es inmediatamente después del temple cuando las aleaciones de endurecimiento estructural (AlCu-AlMgSi-AlZn) son fácilmente deformables. La velocidad de temple es un parámetro muy importante del que dependen ciertas propiedades, como son las características mecánicas de tracción, la tenacidad, el comportamiento a la corrosión. Existe para cada aleación una velocidad crítica de temple. El temple es susceptible de producir tensiones internas sobre todo en las piezas de formas complejas o de grandes secciones [55].

Envejecido: También conocido como revenido o maduración, es un proceso que puede ocurrir a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a temperaturas en el orden de los 120 °C (envejecimiento artificial), en donde, de manera controlada, se produce la formación de precipitados, bien distribuidos y con morfología controlada. Este proceso es el encargado de dar la resistencia final y la dureza requerida. Para aumentar la dureza y la resistencia a la tensión de la aleación 2024, por ejemplo, es necesario exponerla luego de la

disolución y posterior temple a un proceso de envejecimiento natural, hasta el valor máximo posible. A diferencia de la aleación 2024, aleaciones como la 7075 requieren de un envejecimiento artificial por lo que debe ingresar en un horno de atmósfera o de sales a una temperatura de 120 °C por 24 horas para alcanzar la dureza y resistencia a la tensión máxima [56].

No todos estos procesos pueden utilizarse en todos los tipos de aleaciones de aluminio, ya que esto dependerá de las modificaciones que se busquen en la aleación [37, 38]. La combinación de diferentes temperaturas y tiempos de tratamiento térmico para las aleaciones de aluminio ha sido estandarizado por “Aluminium Associations” [59], y se muestran a continuación con su respectiva nomenclatura:

- T1. Enfriado desde una temperatura elevada seguido de un proceso de conformado y envejecido natural.
- T2. Enfriado desde temperatura elevada seguido de un proceso de conformado, trabajado en frío y envejecido natural.
- T3. Tratamiento térmico de solubilizado, trabajado en frío y envejecido naturalmente.
- T4. Tratamiento térmico de solubilizado y envejecido natural.
- T5. Enfriado desde una temperatura elevada, conformado y envejecido artificialmente.
- T6. Tratamiento térmico de solubilizado y envejecido artificial.
- T7. Tratamiento térmico de solubilizado y envejecido artificial.
- T8. Tratamiento térmico de solubilizado, trabajado en frío y envejecido artificial.
- T9. Tratamiento térmico de solubilizado, envejecido artificial y después trabajado en frío.
- T10. Enfriado desde una elevada temperatura, conformado, trabajado en frío y envejecido artificial.

Se ha reportado que se sugieren algunos de los siguientes tratamientos térmicos para aleaciones cuaternarias de aluminio: T4-temple que consiste en un solubilizado entre 500-510° C con una permanencia de 8 h seguido de un enfriamiento en agua caliente y envejecido al aire; T5-temple llevado a cabo por un solubilizado a 205° C con permanencia entre 7 a 9 h con un enfriamiento en aire y T6-temple el cual consiste en un solubilizado de



500-510° C por 8 h, después se enfría en agua caliente seguido de un calentamiento a menor temperatura entre 150 y 160° C con permanencia de 2-5 h enfriando en aire[60].

La característica de estos tratamientos térmicos es que se realizan por debajo de la temperatura eutéctica, ya que si se sobrepasa esta temperatura se producen defectos en la aleación como porosidad o fracturas [8, 34, 35, 37]. A continuación analizaremos más a detalle los tratamientos térmicos para las aleaciones cuaternarias,

### **1.3.1 Tratamiento térmico en aleaciones Al-Cu-Mg-Si.**

Uno de los tratamientos térmicos mayormente utilizados en aleaciones del tipo Al-Cu-Mg-Si es el solubilizado [64], el cual es llevado a cabo a altas temperaturas, cerca de la eutéctica [20]. El propósito de este tratamiento es:

- Disolución de fases formadas durante la solidificación. No todas las fases formadas durante la solidificación se disuelven durante el tratamiento térmico. Por ejemplo, las fases  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si y  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu son relativamente fáciles de disolver, en cambio las fases  $\pi$ -Al<sub>8</sub>Mg<sub>3</sub>FeSi<sub>6</sub> y Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub> son difíciles de disolver, así como las fases ricas en Fe. Sin embargo, la fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi en plaquetas, se fragmenta y se disuelve gradualmente después de mucho tiempo a alta temperatura.
- Homogenizar los elementos aleantes. Se disminuye el gradiente de concentración, formando una solución sólida homogénea. El tiempo necesario para homogenizar es determinado por la naturaleza de la difusión de átomos y la temperatura del tratamiento térmico de solubilizado.
- Esferoidizar las partículas eutécticas, como es el caso del silicio y/o Mg<sub>2</sub>Si. La morfología del silicio eutéctico tiene un gran impacto en las propiedades mecánicas de la aleación. Durante el tratamiento térmico las partículas de Si primero se fragmentan y se esferoidizan, seguido de un engrosamiento de partículas. Si éstas tienen una morfología fibrosa será más fácil su fragmentación y esferoidización

durante el tratamiento térmico, disminuyendo el tiempo del mismo. El tiempo de esferoidización dependerá de la temperatura a la cual se lleve a cabo el tratamiento térmico, de la morfología y el tamaño de las partículas[65].

Para este tipo de aleaciones se han reportado diferentes ciclos de solubilizado, Shivkumar et. al [66]. Recomiendan un tratamiento térmico de 8 h a una temperatura de 510 ° C. Ouellet et al. [67]. Realizan tratamientos térmicos a 500° C con 8 h de permanencia y resaltan que el aumento de la temperatura de solubilizado por encima de 505° C aumenta la velocidad de disolución, pero ocurre la fusión localizada de segundas fases. También se reporta el uso de una temperatura de 500° C en una aleación cuaternaria en la cual no ocurren cambios de la microestructura de la fase Q, incluso sometiendo a la aleación a 24 h de tratamiento térmico[24]. La fase Al<sub>2</sub>Cu se disuelve con este tratamiento térmico y Li et. al.[68] muestran que esta fase es complicada de disolver por completo y que solo después de 100 h de tratamiento térmico se disuelve totalmente.

Samuel et. al [69] muestran que las fases Q y Al<sub>2</sub>Cu son las más críticas en cuanto a la elección de la temperatura de solubilización, ya que si se sobrepasa la temperatura ocurre la fusión localizada de estas fases.

## **1.4 MECANISMOS DE DISOLUCIÓN**

Como se mencionó anteriormente, las aleaciones cuaternarias Al-Cu-Mg-Si son sometidas a diferentes tratamientos térmicos, donde se da la disolución de ciertas fases presentes. Para esta disolución, se han reportado diferentes secuencias o modelos, dependiendo de la morfología en la que se presentan las fases. Samuel et al. [20] reportan la disolución de la fase Al<sub>2</sub>Cu por medio de tratamiento térmico. Si la fase se encuentra en forma eutéctica en primera instancia, ésta se fragmentará en pequeños segmentos. Después, estos segmentos se van a esferoidizar, y por último se disolverá el cobre dentro de la matriz. El esquema de disolución de la fase Al<sub>2</sub>Cu eutéctica se muestra en la parte izquierda de la figura 1.7. Por otra parte, la fase Al<sub>2</sub>Cu en forma de bloque es más complicada de disolver comparada con la fase eutéctica, la cual no se fragmenta, y se disuelve de otra manera. Primero se va esferoidizando y difunde, pero esto requiere de alto tiempo de permanencia del tratamiento

térmico [33, 34]. La forma de disolución de la fase  $Al_2Cu$  en forma de bloque se muestra en la parte derecha de la figura 1.7.

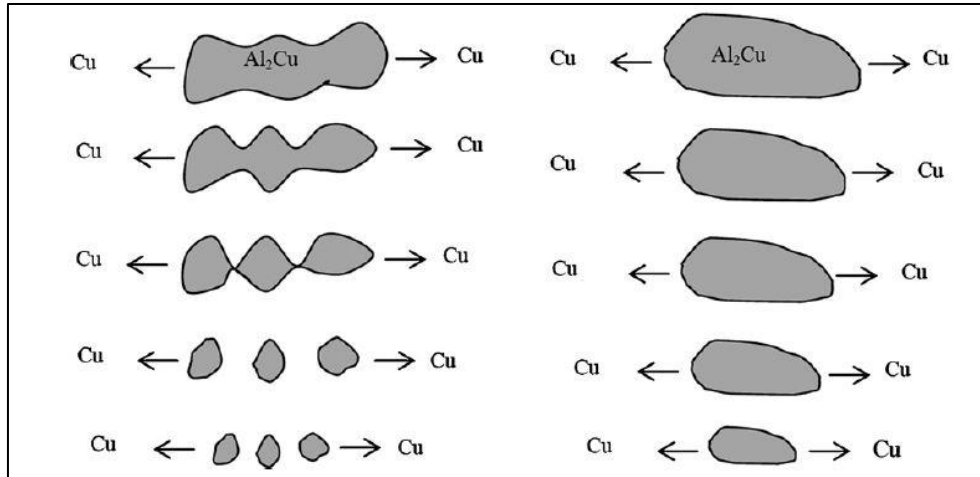


Figura 1.7 Disolución de la fase  $Al_2Cu$ . [33].

La temperatura tiene un efecto decisivo sobre la velocidad de disolución. Un incremento de apenas  $10^{\circ} C$  causa efectos muy apreciables en las aleaciones de aluminio con alto contenido de cobre.

En base a las reglas convencionales para tratamientos térmicos de solución, se evita llegar al punto de fusión localizada a  $550^{\circ} C$  en aleaciones de Al-Si-Mg sin cobre. Sin embargo, para aleaciones Al-Si-Mg-Cu con altos contenidos de cobre, generalmente se restringe aún más la temperatura de tratamiento térmico de solución por debajo de  $495^{\circ} C$  [2]. Esto se debe a la secuencia de precipitación desde el estado sólido de estas fases, como puede verse a continuación en la figura 1.8, la gráfica muestra la secuencia de solidificación desde el estado líquido a una temperatura mayor a  $680^{\circ}C$ , y con la disminución de la temperatura se comienza a precipitar  $Mg_2Si$  primario y después eutéctico, seguido de la fase  $Al_5FeSi$  y por ultimo las fases ricas en cobre, Q y  $Al_2Cu$ [5].

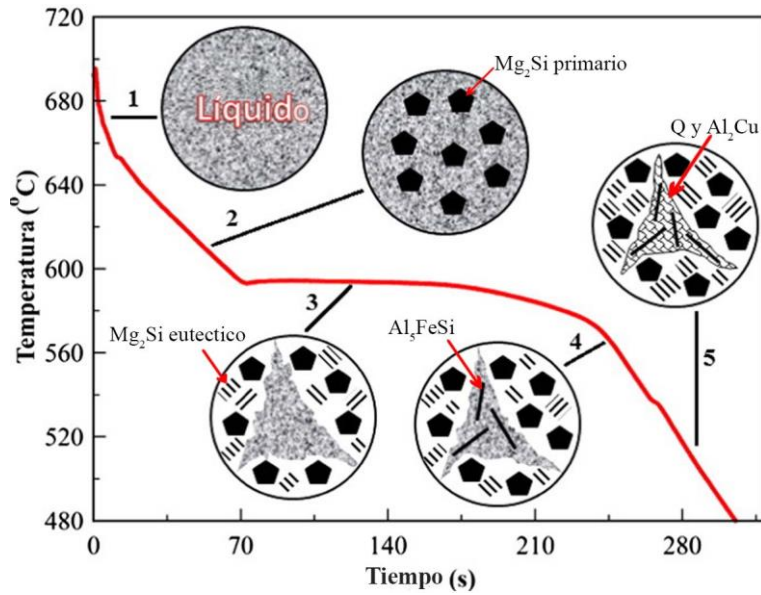


Figura 1.8 Secuencia de precipitación de una aleación Al-Mg-Cu-Si. [5].

Por medio de tratamiento térmico gran parte de la fase  $Al_2Cu$  se disuelve en la matriz de aluminio, sin embargo, se reporta un pequeño porcentaje de esta fase que no se puede disolver aun después de 64 h de tratamiento térmico a  $500^\circ C$ , quedando partículas pequeñas.

Otras de las fases donde se reporta un mecanismo de disolución son las fases con Si. Estas pueden estar presentes en forma de placas o fibras. Al ser sometidas a tratamiento térmico se fragmentan, después se esferoidizan y por último se engrosan [52], como se muestra en la figura 1.9.

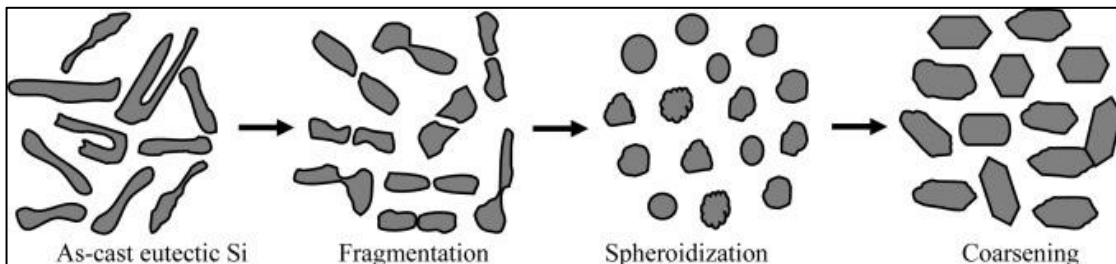


Figura 1.9 Esquema de disolución de la fase Si. [52].

Se reportan temperaturas de 480° C para el tratamiento térmico de las aleaciones cuaternarias con tiempos de permanencia hasta de 72 h lapso en el cual se lleva a cabo este proceso[26].

La fase cuaternaria Q no se ha investigado tanto como las fases anteriormente mencionadas, pero también se reporta la fragmentación después de un tratamiento térmico a 480° C durante 12 h (figura 1.8a-b), seguido de la esferoidización después de 30 h (figura 1.8c), y el crecimiento para tiempos más largos (figura 1.10d) [26].

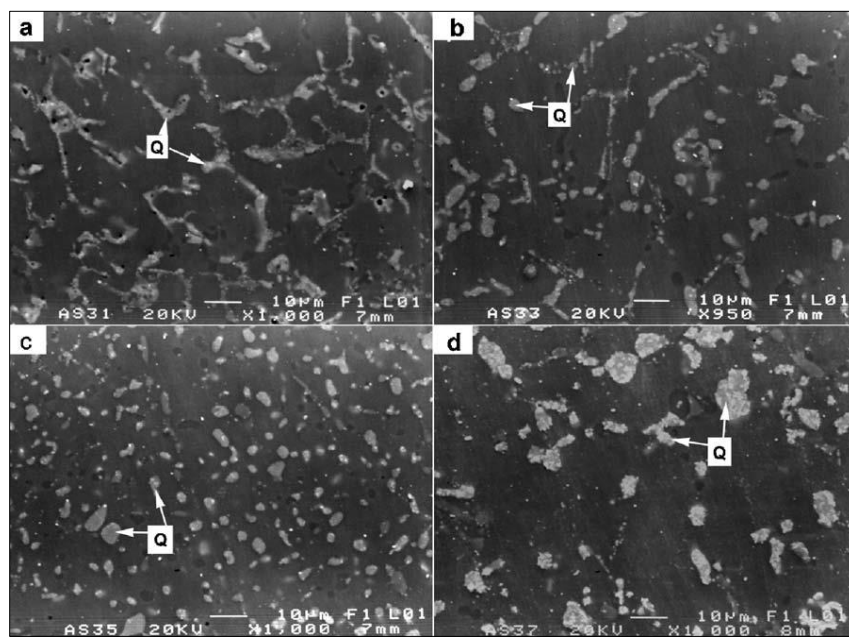


Figura 1.10 Disolución de la fase Q. [26].

## 1.5 SOBRE TRATAMIENTO TÉRMICO EN ALEACIONES DE ALUMINIO

En las aleaciones Al-Cu, los tratamientos térmicos se llevan a cabo por debajo de la temperatura eutéctica, como se muestra en el diagrama de fases de la figura 1.11 [71]. Sin embargo, se han realizado nuevos estudios para llevar estas aleaciones por encima de las temperaturas convencionales y así obtener materiales porosos. Estas temperaturas sobrepasan la temperatura eutéctica (línea roja en la figura 1.11) sin pasar la línea liquidus (línea azul figura 1.11). Mediante el tratamiento térmico de aleaciones de aluminio

cuaternarias el proceso es similar, pero la temperatura utilizada es significativamente menor, pues como pudo apreciarse en la secuencia de precipitación anteriormente mostrada, desde una temperatura cercana a los 500° C ocurre la fusión de fases ricas en Cu. Cuando se sobrepasan estas temperaturas, ocurre no solo la disolución de las fases, donde los elementos de la aleación pasan a formar parte de la solución sobresaturada, sino que también las fases van fundiendo de manera localizada, originando la aparición de un alto grado de porosidades, obteniéndose espumas metálicas con porosidad máxima reportada de 40 % [8, 22, 38, 39].

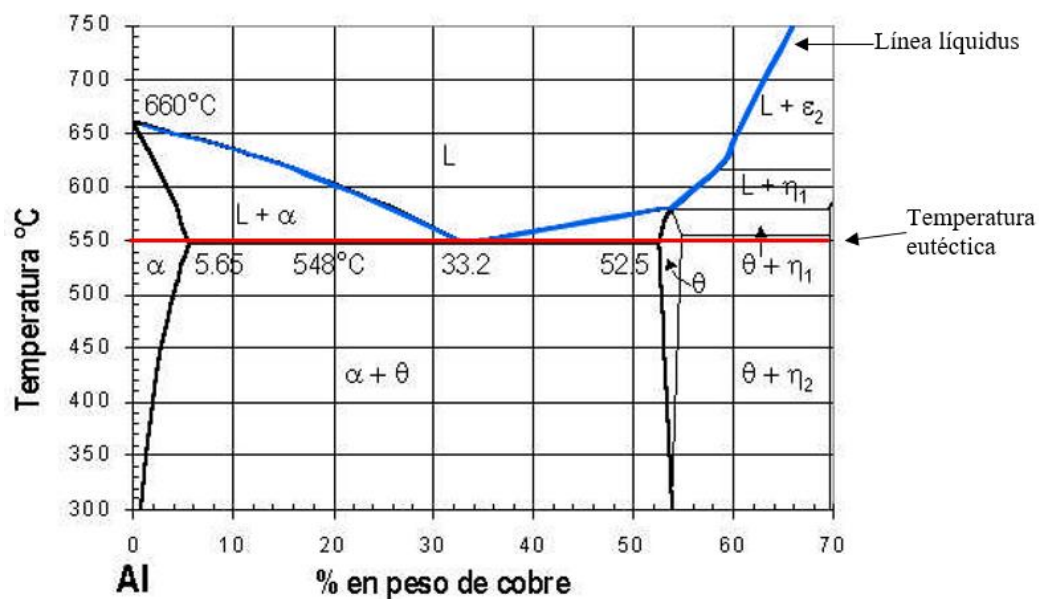


Figura 1.11 Diagrama de fases Al-Cu.[71]

Estudios previos muestran la fusión de estas segundas fases en aleaciones del tipo Al-Mg-Cu-Si [24,69,20,72]. Samuel et al. reportan la fusión localizada de la fase Q a 507° C. Al ocurrir su fusión, seguido de un temple, se obtienen porosidades debido a la contracción. También se ha reportado la fusión de estas segundas fases para la producción de espumas metálicas [73] en donde se reportan aleaciones cuaternarias Al-Mg-Cu-Si con tratamiento térmico a 520° C con una permanencia de 3hrs[73]. Wang et. al.[3] encontraron fusión parcial de Q en las fronteras de grano a temperaturas de aproximadamente 507° C.

En la figura 1.12a se muestra un ejemplo de las porosidades producidas. En el inciso (a) se aprecia una imagen de MEB de la aleación Al-3Cu-7Mg-6Si antes del tratamiento térmico, donde se observan las segundas fases representativas, mientras que la figura 1.12b corresponde a la aleación después del tratamiento térmico, donde además de las segundas fases se detectan poros [74]. Las fases que llegan a la fusión localizada son las fases ricas en cobre. En esta figura también se aprecia el cambio de forma del  $Mg_2Si$  debido al tratamiento térmico.

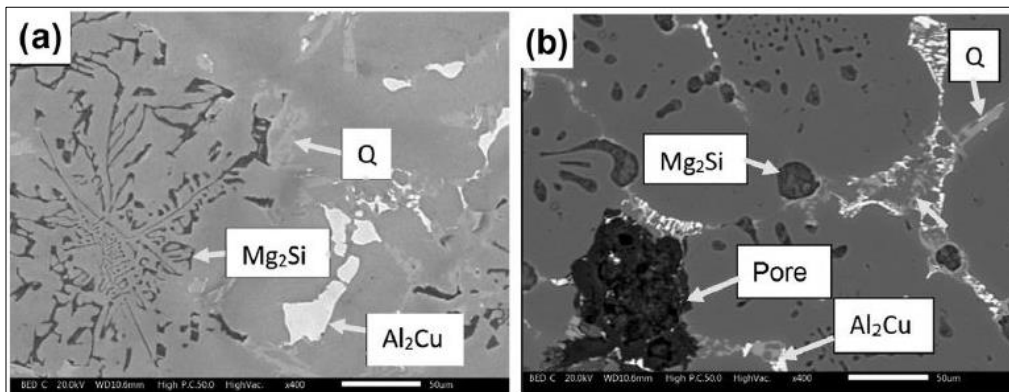


Figura 1.12 Micrografías por microscopía electrónica de barrido a) aleación sin sobretratamiento térmico y b) Aleación con Sobre-tratamiento térmico.[74].

## 1.6 ANÁLISIS DE IMÁGENES

Las partículas con formas regulares son sencillas de caracterizar determinando su tamaño y su forma, sin embargo, cuando se tienen fases con formas más complicadas de caracterizar se puede hacer uso de algunos descriptores de forma. Algunos de estos parámetros son: diámetro equivalente, redondez, factor de forma y dimensión fractal [41, 42, 43]. En la figura 1.13 se muestran los valores de diferentes descriptores de forma para algunas fases o formas. Como puede apreciarse, existen cambios importantes dependiendo de qué tan cercana o alejada es la figura de un círculo perfecto, además de sus irregularidades y otros aspectos, necesarios para poder comparar las fases. Como puede apreciarse, un círculo

perfecto tiene una redondez y un factor de forma de 1, mientras que su dimensión fractal es 2. A continuación, se describe cada una de estas características[78].

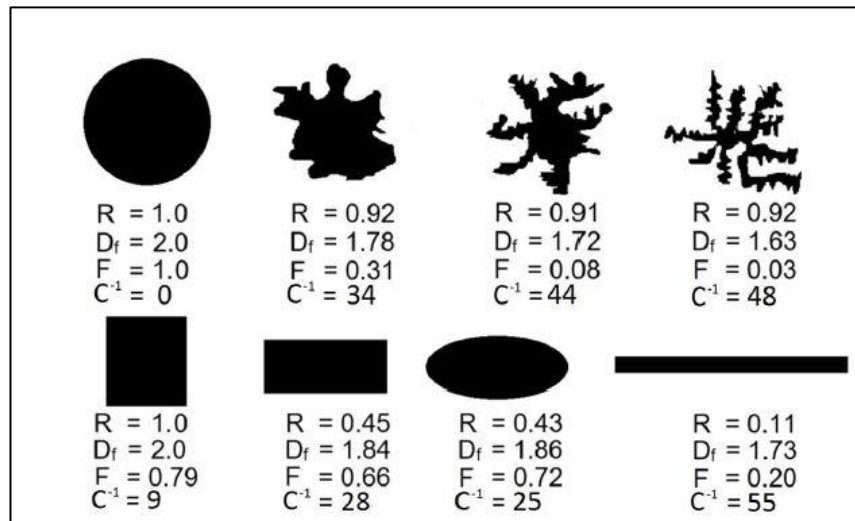


Figura 1.13 Valores del factor de forma, redondez, dimensión fractal de diferentes figuras.[78]

### 1.6.1. Diámetro equivalente.

El diámetro equivalente es la descripción de una partícula irregular, la cual se asemeja lo más posible a un círculo en el cual se puede calcular el diámetro equivalente [79]. Está dado por la siguiente ecuación (Ec. 1) [78]:

$$D_e = \left( \frac{4A_p}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \dots\dots\dots(\text{Ec. 1})$$

Donde:

D<sub>e</sub>=Diámetro equivalente

A<sub>p</sub>=Área equivalente

En la figura 1.14 se muestra la proyección de una partícula irregular con una línea azul, y se marca con rojo un círculo que establece una aproximación del área de la proyección de la partícula, en donde se puede estimar el diámetro equivalente [45, 46].



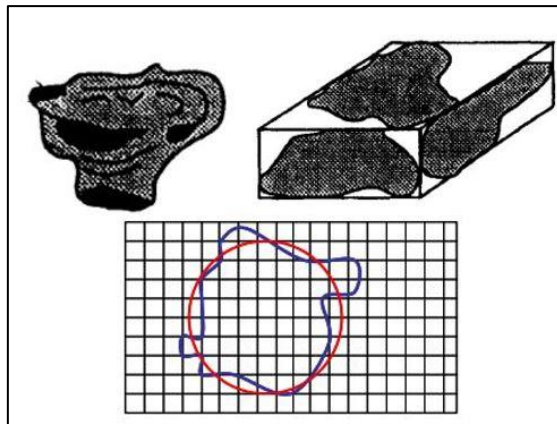


Figura 1.14 Proyección de una partícula para el cálculo del diámetro equivalente. [45].

### 1.6.2. Redondez.

La redondez está definida como la agudeza de las aristas de los vértices. En la figura 1.15 se muestra un esquema de clasificación de partículas muy angulosas hasta partículas muy redondeadas[82].

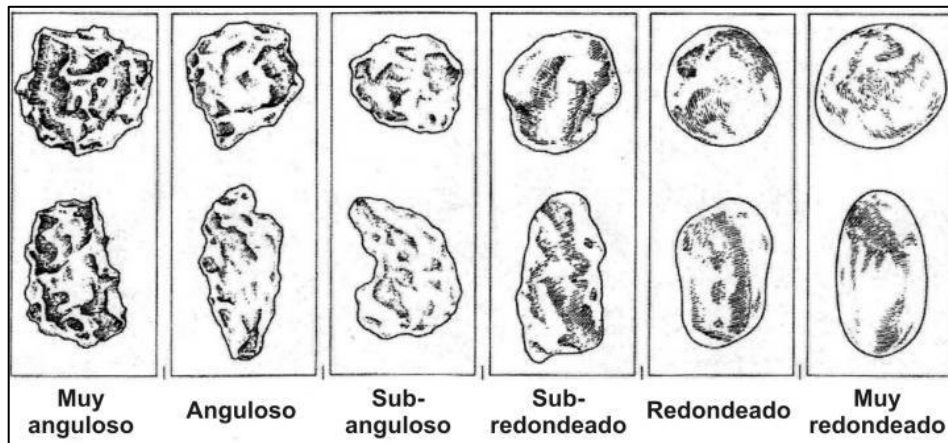


Figura 1.15 Esquema para la determinación de la redondez. [82].

Este parámetro está dado por el inverso de la relación de aspecto (RA), que es la relación entre largo y ancho de la partícula. La redondez se expresa en la siguiente ecuación (Ec. 2) [78]:

$$R = \frac{1}{RA} = \frac{4A_p}{\pi L_p^2} \dots\dots\dots (Ec. 2)$$

Dónde:

RA=Relación de aspecto

A<sub>p</sub>= Área de la partícula

L<sub>p</sub>= Largo de la partícula

### 1.6.3. Factor de forma.

Este parámetro también es conocido como circularidad y analiza a la partícula en cuanto a su semejanza con un círculo perfecto (figura 1.16), siendo el círculo designado con un valor de 1 para el factor de forma y un 0 para lo más alejado de un círculo, una partícula alargada o irregular [41, 47].

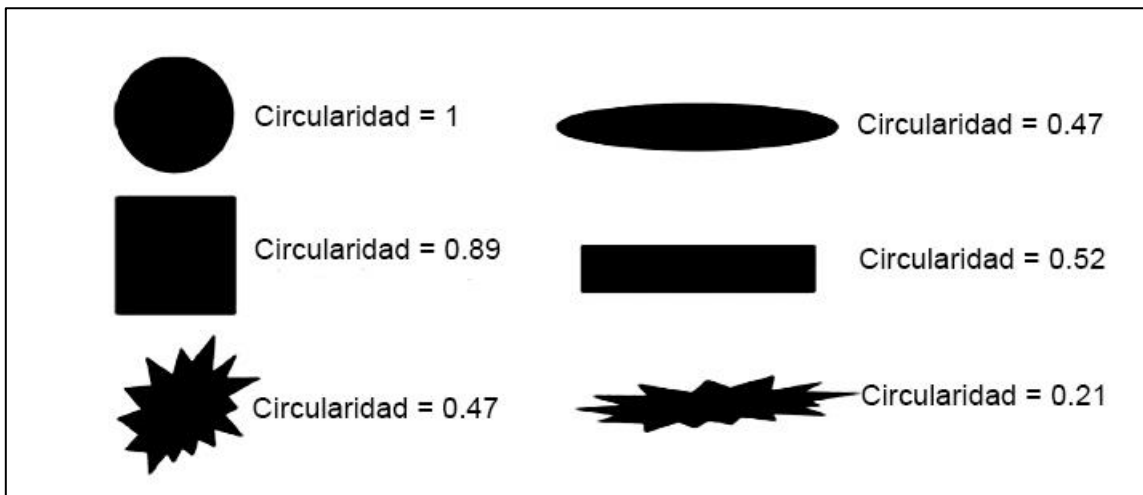


Figura 1.16 Descripción de la circularidad en una partícula. [41].

El factor de forma se expresa con la siguiente ecuación [78]:

$$F = \frac{4\pi A_p}{P_p^2} \dots\dots\dots (Ec. 3)$$

Dónde:

F=Factor de forma

A<sub>p</sub>= Área de la partícula

P<sub>p</sub>= Perímetro de la partícula

#### **1.6.4. Dimensión fractal.**

La geometría euclidiana describe objetos ordenados como lo son puntos, curvas, superficies y cubos usando dimensiones enteras 0, 1, 2 y 3. Un objeto fractal es un objeto irregular, fragmentado y a menudo discontinuo, con formas que se repiten en diferentes escalas, las cuales no siguen la descripción euclidiana. La dimensión fractal se puede cuantificar con un número que representa el grado de irregularidad [83][84]. La medición de formas fractales ha obligado a introducir conceptos nuevos que van más allá de los conceptos geométricos clásicos. Dado que un fractal está constituido por elementos cada vez más pequeños, el concepto de longitud no está claramente definido. Cuando se quiere medir una línea fractal con una unidad, o con un instrumento de medida determinado, siempre habrá objetos más finos que escapan a la sensibilidad de la regla o el instrumento utilizado, y también a medida que aumenta la sensibilidad del instrumento aumenta la longitud de la línea[85].

Existen diferentes modelos para definir a los fractales así como varios métodos para calcular la dimensión fractal [86]. La curva de Koch es una forma matemática fractal definida por Niels Helge von Koch en 1904 también llamada estrella de Koch; es una curva cerrada continua pero no diferenciable en ningún punto. La curva de Koch (figura 1.17) parte de un segmento, el cual se divide en tres partes iguales; se reemplaza la parte central por dos partes de igual longitud haciendo un ángulo de 60 grados. Luego, con los cuatro segmentos, se procede de la misma manera, lo que da lugar a 16 segmentos más pequeños en la tercera iteración. Y así sucesivamente.

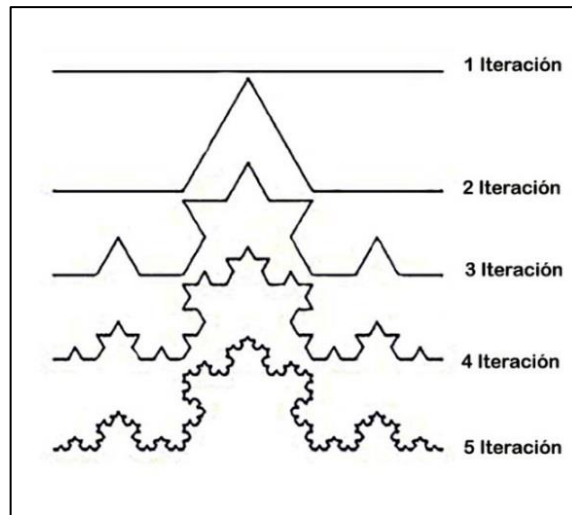


Figura 1.17 Curva de Koch. [87].

Los objetos autosimilares son de fácil manejo, la curva de Koch, el conjunto de Cantor, etc. Pero en la naturaleza existen objetos con alto grado de autosimilitud, que no son exactamente iguales, esto es lo que se denomina autosimilitud estadística [87]. En estos casos también se puede hablar de una dimensión fractal en los objetos naturales. El algoritmo de conteo de cajas viene a generalizar en objetos naturales el método de cálculo de la dimensión fractal en objetos autosimilares, mediante generalizaciones apropiadas.

El método de conteo de cajas es uno de los más utilizados para determinar la dimensión fractal; este método consiste en trazar sobre un fractal plano una malla formada con cuadros de tamaño  $r$ , se cuentan cuántos de estos cuadrados son necesarios para cubrir el fractal estudiado. Se denota  $N(r)$  a dicho número de cuadrados, que evidentemente depende del tamaño  $r$ .

A continuación, se reitera el proceso con una malla cada vez más fina. En la figura 1.18, del lado izquierdo se muestra el objeto con un mallado con cuadros de escala más grande y del lado derecho el mismo objeto con un mallado de cuadros con escala más pequeños, es decir, con cuadrados cuyo lado  $r$  sea cada vez más pequeña.

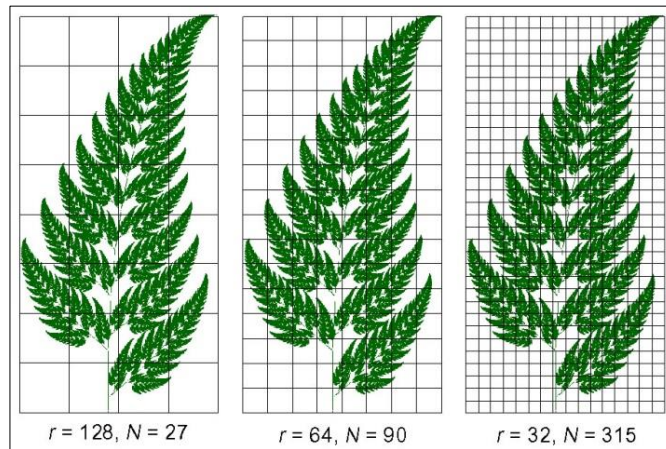


Figura 1.18 Malla para conteo de cajas. [87].

La dimensión fractal por conteo de cajas se obtiene por medio de la siguiente ecuación[78]:

$$D_f = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\log N(r)}{\log \frac{1}{r}}$$

Dónde:

$r$  = escala de la caja

$N_r$ =Numero de cajas

En una gráfica de doble logaritmo se grafican los valores de  $\log N_r$  contra  $\log 1/r$ , y la pendiente asíntota, si es que existe, de la curva, es el resultado de la dimensión fractal. En la figura 1.19 [88], del lado izquierdo se muestra un ejemplo de la dimensión fractal de una figura irregular con conteo de cajas y del lado derecho la gráfica correspondiente dando un valor para la dimensión fractal de 1.19.

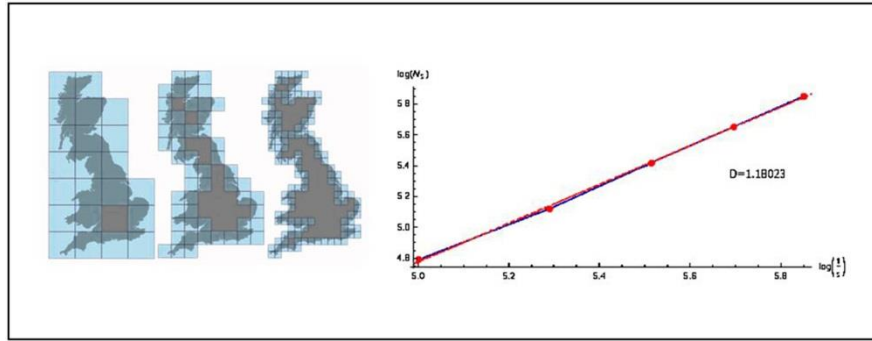


Figura 1.19 Conteo de cajas y gráfica de la dimensión fractal. [88].

Una de las aplicaciones de la dimensión fractal, es el análisis de materiales discontinuo. Un material discontinuo se refiere a un material con alguna discontinuidad que hace que su estructura este formada por más de una fase. Estas fases pueden ser sólidas, como partículas, precipitados, segundas fases, reforzantes, etc; o gaseosas, por ejemplo porosidades. En la figura 1.20 [89] se observa un material compuesto de magnesio con partículas de carburo de silicio, lo cual ejemplifica un material discontinuo.

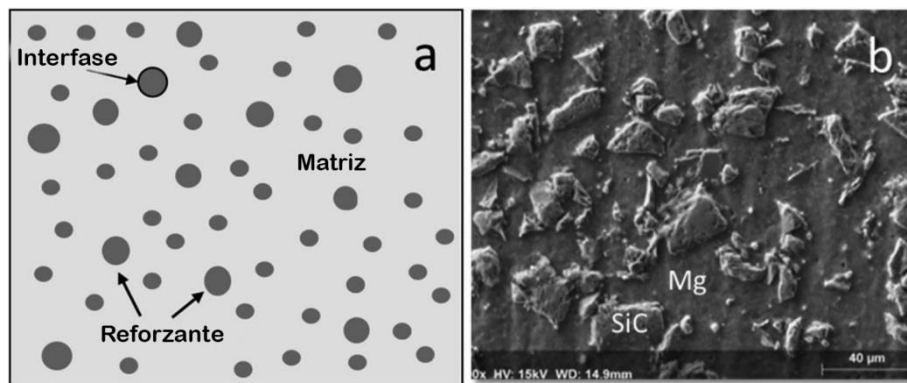


Figura 1.20 Ejemplo de un material discontinuo, material compuesto Mg/SiC. [89].

En la figura 1.21 se muestra el uso de la dimensión fractal para analizar la microestructura de una aleación Al-Si-Cu-Mg con variación en el contenido de magnesio. Se observa con el análisis que a mayor contenido de magnesio la microestructura es más compleja y por tanto la dimensión fractal aumenta.

La figura 1.21a muestra la micrografía de la aleación con menor porcentaje de magnesio y de lado derecho la dimensión fractal de 1.57, mientras que en la figura 1.21.c se observa la microestructura de la aleación con mayor contenido de magnesio con una dimensión fractal de 1.70[2].

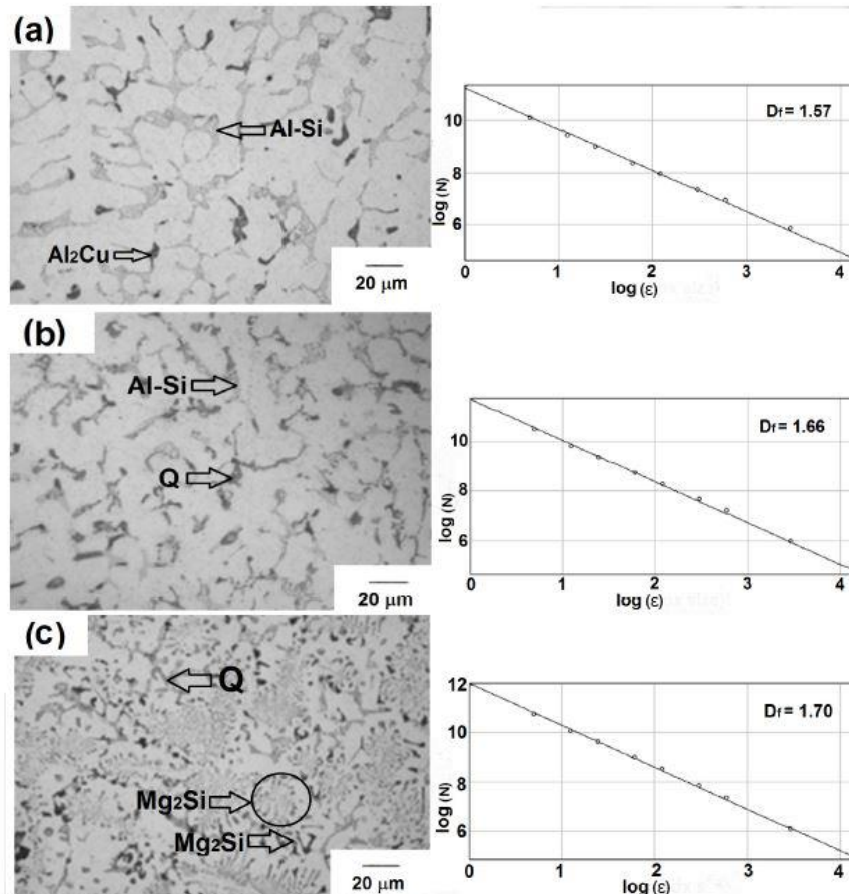


Figura 1.21 Análisis de la dimensión fractal de una aleación Al-Cu-Si-Mg. [2]

Por todo lo anteriormente mostrado, en este trabajo de tesis se realizarán investigaciones enfocadas a analizar las segundas fases formadas en aleaciones de aluminio con diferentes contenidos de elementos de aleación. Para lograrlo, a continuación se mostrará el procedimiento experimental utilizado para fabricar las aleaciones, así como los tratamientos térmicos utilizados para lograr la modificación o fusión localizada de las fases, y su caracterización utilizando tanto descriptores de forma convencionales como la dimensión fractal.

# Capítulo 2



## DESARROLLO EXPERIMENTAL

En el segundo capítulo se describirá el desarrollo experimental de la investigación (figura 2.1), el cual consistió en obtener las aleaciones cuaternarias, y caracterizarlas por medio de microscopías óptica y electrónica de barrido, difracción de rayos-X y análisis térmico. Seguido a esto se llevaron a cabo tratamientos térmicos in-situ, seguidos de la caracterización de las aleaciones tratadas térmicamente para analizar las modificaciones generadas en las fases. El análisis de imagen de la microestructura de las aleaciones permitió dar seguimiento a estos cambios para así llegar a resultados, discutirlos, y plantear algunas conclusiones significativas sobre los mecanismos de modificación de cada fase, y la generación de poros debido a sus fusiones localizadas.



*Figura 2.1 Desarrollo experimental.*

El desarrollo experimental se llevó a cabo en el Instituto de Investigaciones en Materiales, Unidad Morelia, con la ejecución de algunas técnicas experimentales en el Instituto de Investigaciones en Materiales, en la Ciudad de México.

## 2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO

Las aleaciones de aluminio se fabricaron en el Instituto de Investigaciones en Materiales. Para esto se utilizaron como materiales precursores aluminio, cobre, silicio y magnesio con purezas de 99.9 % (figura 2.2). Los materiales se cortaron y pesaron en base al porcentaje en peso requerido para cada aleación. Se fabricaron 6 aleaciones diferentes variando los contenidos de cobre y magnesio, manteniendo los demás elementos aleantes constantes como se muestra en la Tabla 2.



Figura 2.2 Materiales precursores de las aleaciones.

Tabla 2 Composición química de las aleaciones.

Elemento Aleación	Si	Cu	Mg	Al
Cu3	6%	3%	7%	Balance
Cu5		5%		Balance
Cu7		7%		Balance
Mg3		7%	3%	Balance
Mg5			5%	Balance
Mg7			7%	Balance

La fabricación de las aleaciones se llevó a cabo en un horno de inducción Leybold-Heraeus tipo IS1/EM, con atmósfera controlada de Ar, en un crisol de grafito. El vaciado fue en un molde convencional y se obtuvieron lingotes cilíndricos de 11x6 cm. El esquema se presenta a continuación en la figura 2.3.



*Figura 2.3 Proceso de fabricación de las aleaciones.*

## **2.2 CARACTERIZACIÓN DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.**

Las aleaciones se caracterizaron por medio de diferentes métodos, para comprobar los elementos presentes en la aleación, así como su distribución en las diferentes fases. Para esto se utilizó Difracción de Rayos-X (DRX) mediante un equipo D2PHASER marca Bruker con un detector LYNXEYE XE-T, con los siguientes parámetros: radiación  $K\alpha_{Cu}$  de 1.54 Å, ángulo  $2\theta$  de 20 a 80° y paso de 0.2. También se usó un Microscopio Electrónico de Barrido (MEB) JEOL JSM-IT300, éste último cuenta con un detector de Espectroscopía de Energía Dispersiva (EDS) OXFORD INSTRUMENTS X-MAXN.

Lo anterior se complementó con un análisis microscópico por medio de un Microscopio óptico marca LABOMED modelo MET400, 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. El uso de estos dos microscopios se debe a las composiciones químicas semejantes de varias fases, y sus contrastes, las cuales complican

su diferenciación, como es el caso de las fases ricas en Cu, que presentan tonalidades de gris semejantes a la matriz de aluminio en microscopía óptica [9].

Para la caracterización de las muestras, estas se prepararon metalográficamente hasta acabado espejo, por medio del desbaste con lijas de 80, 200, 600, 800, 1200,1500, 2000 y pulido con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$ . Se observaron en el microscopio a diferentes magnificaciones con la finalidad de analizar todas las fases, su forma y distribución [90].

Por especificaciones del equipo de difracción de rayos-X se utilizaron muestras con espesores no mayores de 2 cm, las cuales se pulieron y desbastaron para obtener una superficie plana.

## 2.3 ANÁLISIS DE IMÁGENES

Se caracterizó la microestructura por medio de análisis de imagen con ayuda del software ImageJ (figura 2.4) para determinar el porcentaje de fase, su dimensión fractal, su factor de forma, su redondez y su relación de aspecto[91].

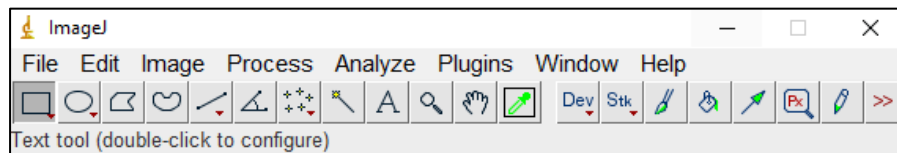


Figura 2.4 Software Image J.

Se seleccionaron diferentes micrografías obtenidas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, de las 6 aleaciones diferentes a diferentes aumentos. Teniendo seleccionadas las micrografías, estas se analizan por medio del software ImageJ.

El procedimiento para el análisis de imagen se describe a continuación:

El primer paso consiste en convertir la imagen en una imagen de 8bits lo cual da como resultado una imagen en escala de grises. En la figura 2.5 se muestra el análisis para la micrografía de la aleación Cu5 as-cast obtenida por SEM ya que ejemplifica el análisis.

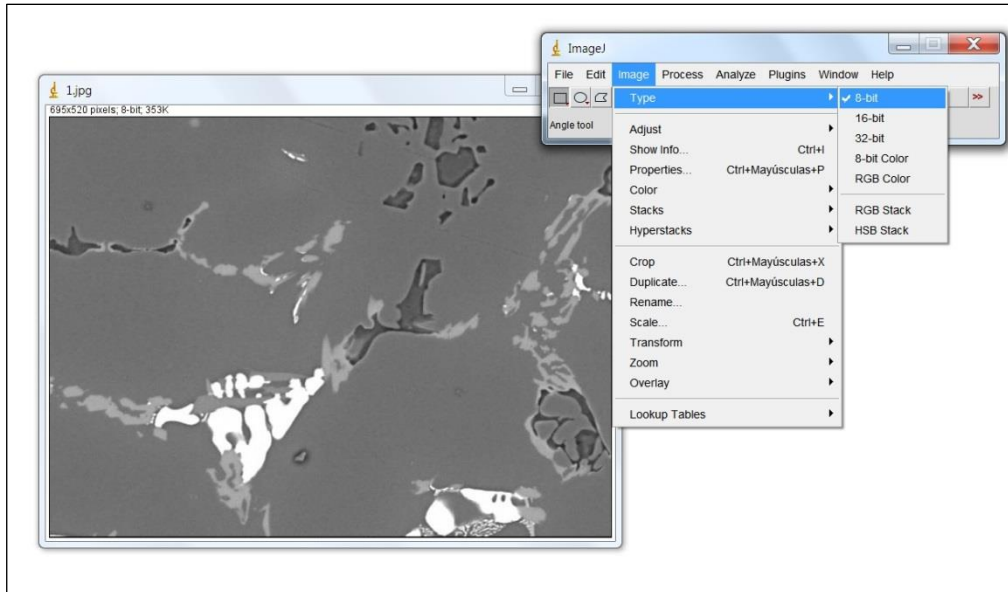


Figura 2.5 Análisis de la aleación Cu5 por ImageJ.

Después se maximiza el contraste de la imagen para apreciar con mayor facilidad la fase que se quiere analizar. En la figura 2.6 se modificó el contraste de tal manera que observara la fase  $Al_2Cu$  de color blanco.

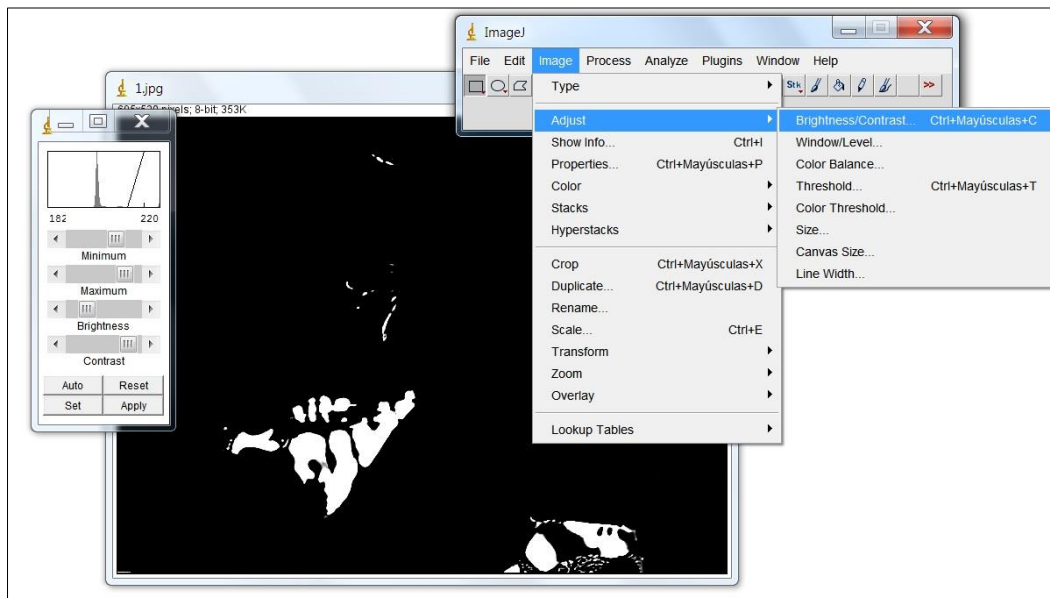


Figura 2.6 Modificación del contraste por ImageJ.

Una vez determinando la fase a analizar se procede a convertir en capas la fase y la matriz, en la figura 2.7 se observa de color negro la matriz y de color rojo la fase  $Al_2Cu$  que es la fase que se estaba analizando.

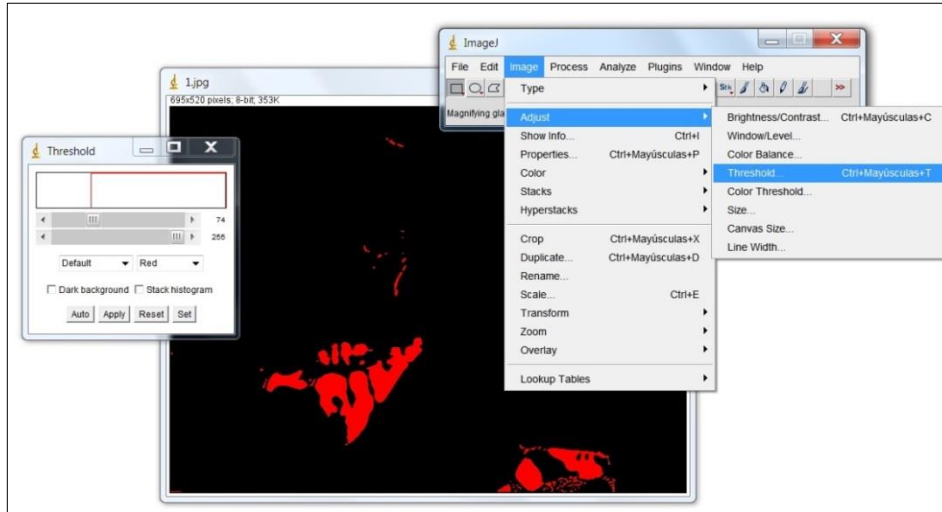


Figura 2.7 Conversion en capas de las fases por ImageJ.

En la figura 2.8 se muestra la imagen final después de ser procesada de manera correcta, se observa en color negro la fase seleccionada que es la fase  $Al_2Cu$ .



Figura 2.8 Resultado de imagen procesada por ImageJ.

Teniendo la imagen ya procesada el software tiene la opción para obtener los valores de los descriptores de forma, la dimensión fractal, así como el porcentaje de la fase.

En la figura 2.9 se observa la interfaz de ImageJ para la obtención de los descriptores de forma como son circularidad (Circ), relación de aspecto (AR), redondez (Round) y el porcentaje del área seleccionada, que en este caso corresponde a la fase que se va analizar. (%Área).

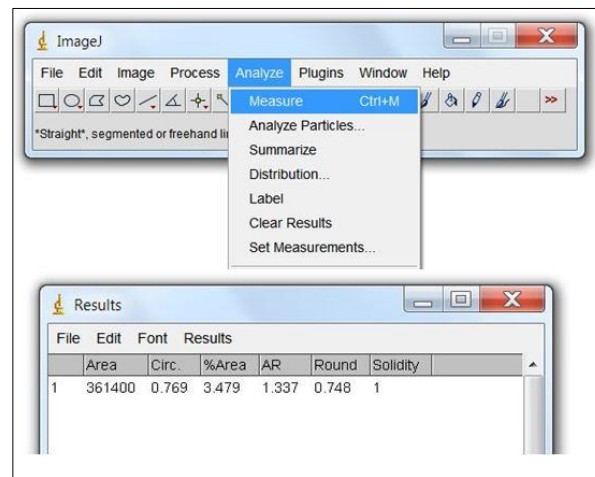


Figura 2.9 Análisis de los descriptores de forma por ImageJ.

Para la obtención de la dimensión fractal se procesa la imagen como ya se mencionó; el software utiliza el método del conteo por cajas para calcular la dimensión fractal y arroja el resultado en automático (figura 2.10).

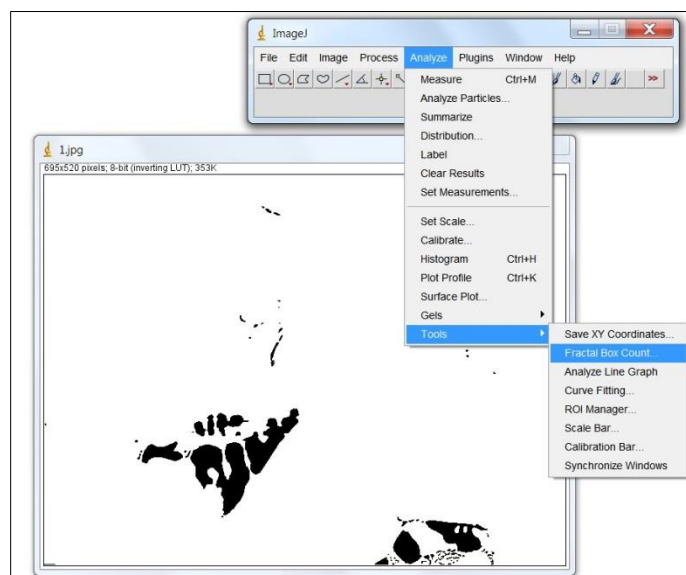


Figura 2.10 Análisis de la dimensión fractal con ImageJ.



ImageJ despliega dos ventanas como resultado de este análisis. Una ventana consta de una tabla con la cantidad de datos que cae en cada una de las cajas, la otra ventana muestra una gráfica log-log donde se despliega el valor de  $D_f$  (pendiente de la gráfica) y se muestra en la figura 2.11.

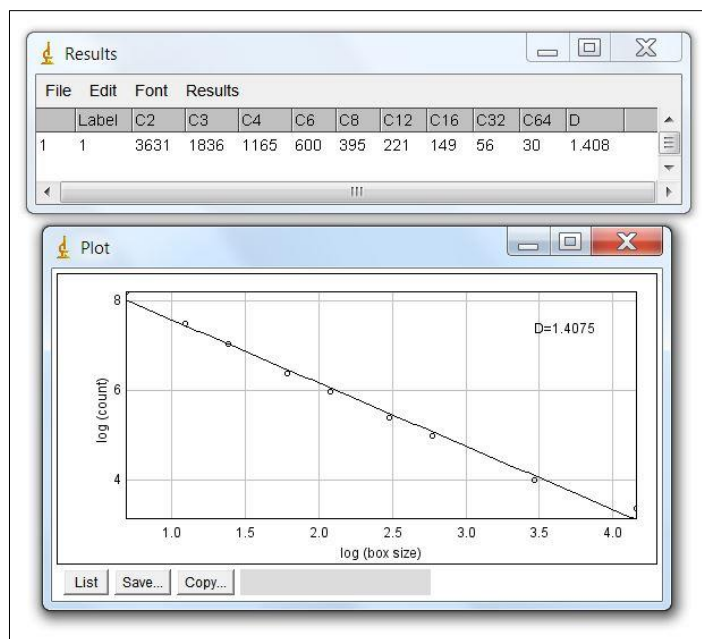


Figura 2.11 Resultado del análisis de la dimensión fractal de una figura ya procesada por ImageJ.

Este procedimiento se repitió para cada de una de las aleaciones as-cast, para cada fase presente en las aleaciones.

## 2.4 ANÁLISIS TÉRMICO.

Se realizaron análisis térmicos a las 6 diferentes aleaciones para determinar las temperaturas donde se da la transformación de fase o la fusión de una segunda fase. El análisis térmico se llevó a cabo en el instituto de investigaciones de materiales, en un equipo de Análisis Térmico Simultaneo DSC TGA - SDT Q600 de TA Instruments. Se utilizaron muestras de 8 mg con una velocidad de calentamiento de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$  hasta  $700^{\circ}\text{C}$ .



## 2.5 TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Se realizaron tratamientos térmicos a las aleaciones Cu3, Cu5, Cu7, Mg3, Mg5 y Mg7 en una mufla marca Prefinsa modelo FB1315M. El procedimiento fue el siguiente: las muestras fueron colocadas en la mufla, enseguida se aumentó la temperatura hasta 490 °C con una velocidad de calentamiento de 50°C/min, con diferentes horas de permanencia 1, 6, 12 y 24 h. Al terminar el tiempo de permanecía las muestras se sacaron de la mufla y se templaron en agua (figura 2.12).

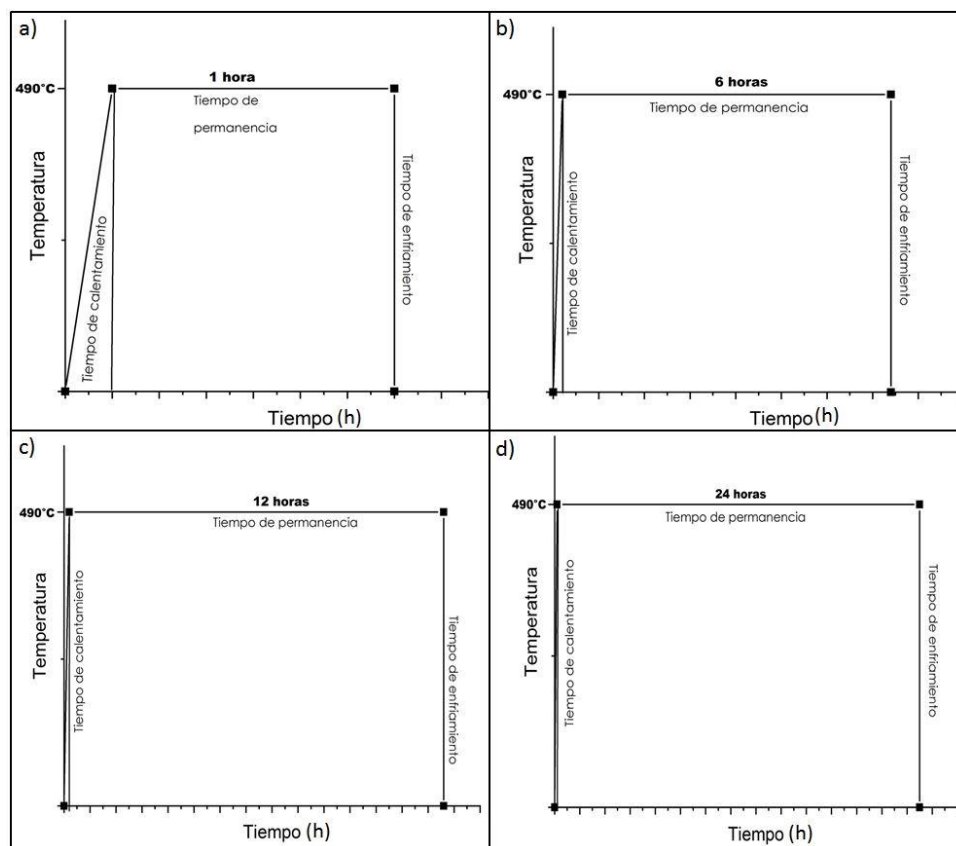


Figura 2.12 Gráficas de los ciclos de tratamiento térmico.

Las aleaciones tratadas térmicamente se prepararon mediante el proceso de metalografía convencional hasta acabado espejo para analizar la microestructura por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, así como difracción de rayos-x y análisis de imagen.

## 2.6 TRATAMIENTO TÉRMICO IN-SITU.

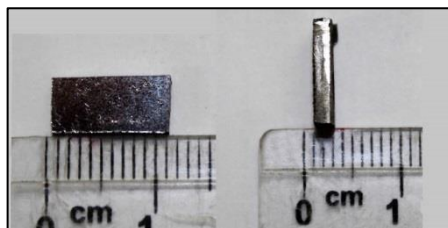
Los tratamientos térmicos in-situ se llevaron a cabo en una platina de calentamiento THMS600 High Temperature Stage Marca Linkam que se muestra en la figura 2.13[63].

La platina de calentamiento cuenta con un porta muestras de aproximadamente 16 mm de diámetro, soporta un peso de 0.62 kg y calienta a una velocidad máxima de 150 °C/min. Cuenta con una ventana que permite observar las muestras en tiempo real a la hora de aumentar la temperatura. La temperatura máxima que alcanza la platina de calentamiento es de 600 °C y está conectada a una bomba la cual hace circular el agua por la platina para enfriarla.



*Figura 2.13 Platina de calentamiento.*

Para llevar a cabo los tratamientos térmicos en la platina de calentamiento fue necesario cortar muestras de  $\sim 0.5 \times 10 \text{ mm}$  y 0.2 mm de espesor (figura 2.14), estas se prepararon metalográficamente hasta acabado espejo. La muestra se coloca en el portamuestras y se coloca un vidrio encima de la muestra para asegurar que no exista pérdida de calor y llegar a la temperatura deseada.



*Figura 2.14 Muestra para tratamiento térmico en la platina de calentamiento.*

Los ciclos de los tratamientos térmicos en la platina de calentamiento se muestran en la figura 2.15 se llevaron a una temperatura de 560°C y 600°C con una velocidad de calentamiento de 40°C/min.

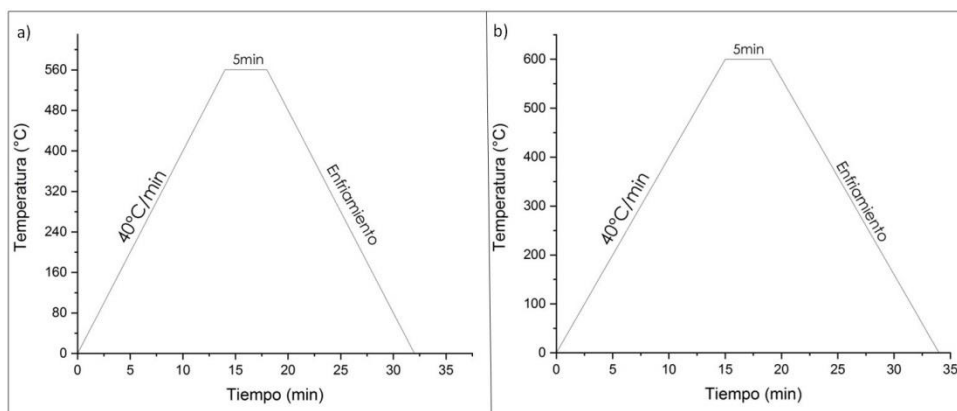


Figura 2.15 Gráfica de los ciclos de tratamiento térmico en la platina de calentamiento.

La platina de calentamiento se acopla a un equipo el cual va conectado a una computadora que con la ayuda de un software llamado Link, programa la platina de calentamiento para que aumente la temperatura a la velocidad que se requiere hasta una temperatura determinada, este programa se muestra en la figura 2.16. Primero se conecta el equipo por medio de un puerto usb (figura 2.16a), después se seleccionan los parámetros del tratamiento térmico y por último se lleva a cabo el tratamiento térmico.

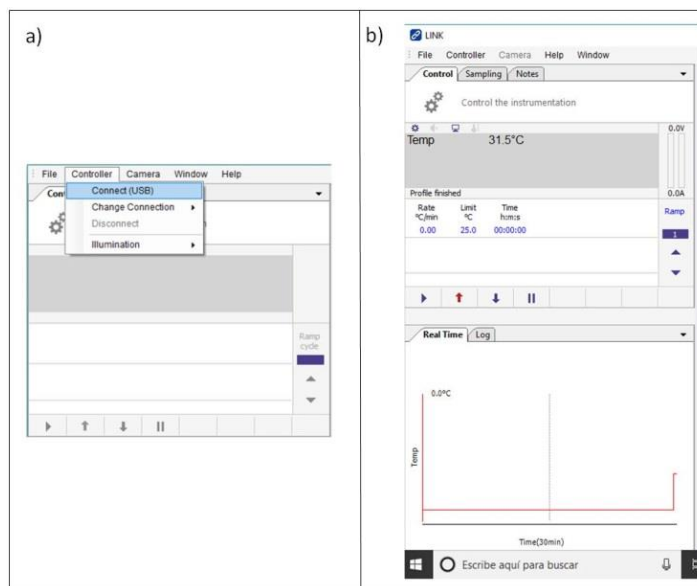
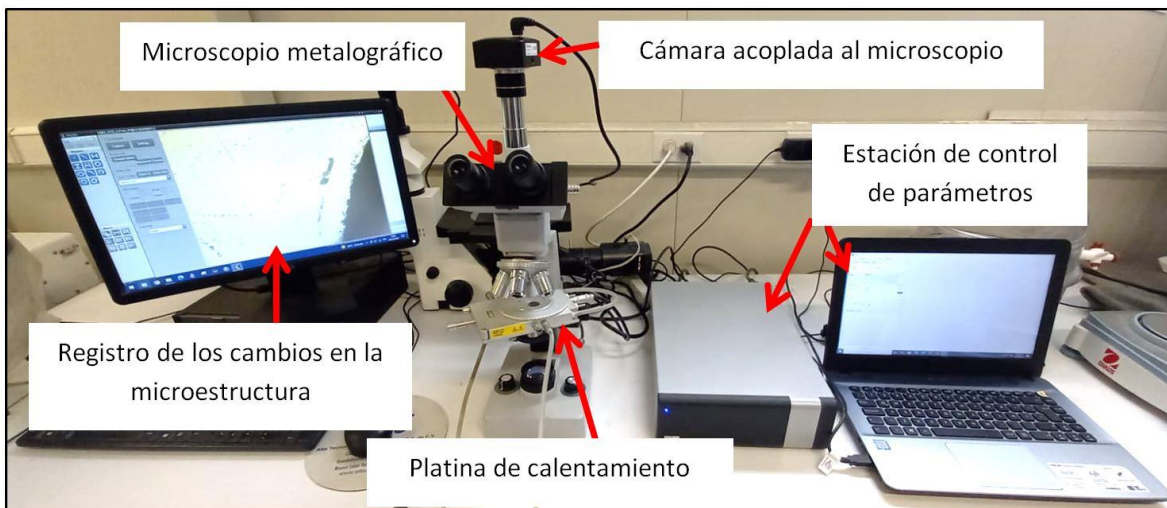


Figura 2.16 Interfaz de Link.

Se utilizó un microscopio 40X-640X EPI Metallurgical el cual cuenta con una cámara acoplada en la parte superior, con la cual se registran los cambios en la microestructura para posteriormente analizar dichos cambios. En la figura 2.17 se muestra un esquema de los equipos utilizados para llevar a cabo el tratamiento térmico in situ. En el esquema se observa la estación de control de parámetros, el microscopio metalográfico, la cámara acoplada al microscopio el cual está conectado a una computadora y utiliza un software que ayuda a grabar los cambios de la microestructura con el cambio de la temperatura en tiempo real, así como la platina de calentamiento.



*Figura 2.17 Microscopio con adaptación para la platina de calentamiento.*

# Capítulo 3

## **RESULTADOS EXPERIMENTALES**

### **3.1 CARACTERIZACIÓN DE LAS ALEACIONES CUATERNARIAS DE ALUMINIO.**

De la fabricación de las aleaciones de aluminio con diferente contenido de cobre y magnesio denominados Cu3, Cu5, Cu7, Mg3, Mg5 y Mg7, se obtuvieron lingotes cilíndricos 11x6 cm con los que se realizó el presente trabajo. Estos se cortaron en muestras de 3x3 cm aproximadamente, para su posterior caracterización, como se muestra en la figura 3.1.



*Figura 3.1 De izquierda a derecha aleaciones Cu3, Cu5, Cu7, Mg3, Mg5 y Mg7 as-cast.*

#### **3.1.1 Caracterización microestructural.**

Como se mencionó en el capítulo anterior, las aleaciones con diferente contenido de cobre y magnesio fueron caracterizadas utilizando diferentes técnicas. Se analizaron por microscopías óptica y electrónica de barrido, de donde se obtuvieron micrografías representativas. En estas se pueden observar las diferentes fases características de cada aleación, como se muestra a continuación.

### 3.1.1.1 Aleación Cu3.

Para la muestra Cu3 se observó en las micrografías del microscopio óptico (figura 3.2a), la fase  $Mg_2Si$  tanto en forma primaria como eutéctica, así como la fase Q. La fase  $Al_2Cu$ , que es de tonalidad muy clara, no se alcanzó a apreciar tan fácilmente, 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 bajo porcentaje y  $Al_2Cu$  en una tonalidad clara que resalta de la matriz lo cual nos permite visualizarla.

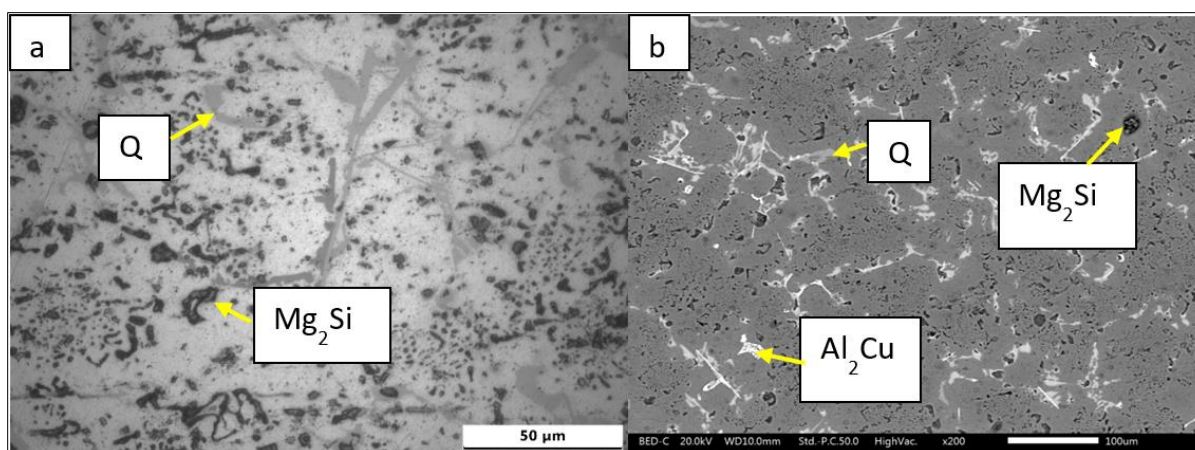


Figura 3.2 Micrografías de la aleación Cu3 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido.

Por medio del programa ImageJ se realizó el análisis de imagen donde se obtuvo el porcentaje de fases para la aleación Cu3 (tabla 3). En la tabla 3 se destaca la fase  $Mg_2Si$  como la fase predominante, lo que comprueba lo observado en las micrografías de la figura 3.2. Esta es la aleación con menor porcentaje de cobre, por lo cual tiene menor cantidad de fases ricas en este elemento y por lo tanto se destaca la fase  $Mg_2Si$ . Para esta aleación, la relación Mg/Cu es alta (2.33), explicando la formación de  $Mg_2Si$  de manera preferencial.

Tabla 3 Porcentaje de fases aleación Cu3

Fase	Porcentaje
$Al_2Cu$	0.46 %
$Mg_2Si$	8.16 %
Q	4.04 %
Si	0.8 %
<b>Total</b>	<b>13.46%</b>



En la tabla 3 se observa que la fase con menor porcentaje es la fase Silicio, cuyo análisis fue posible mediante mapeo elemental, como se muestra en la figura 3.3. Con el mapeo se observaron las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Q, además se pudo detectar la fase eutéctica Al-Si [92], y la  $\text{Al}_3\text{FeSi}$ , pero en pequeños porcentajes.

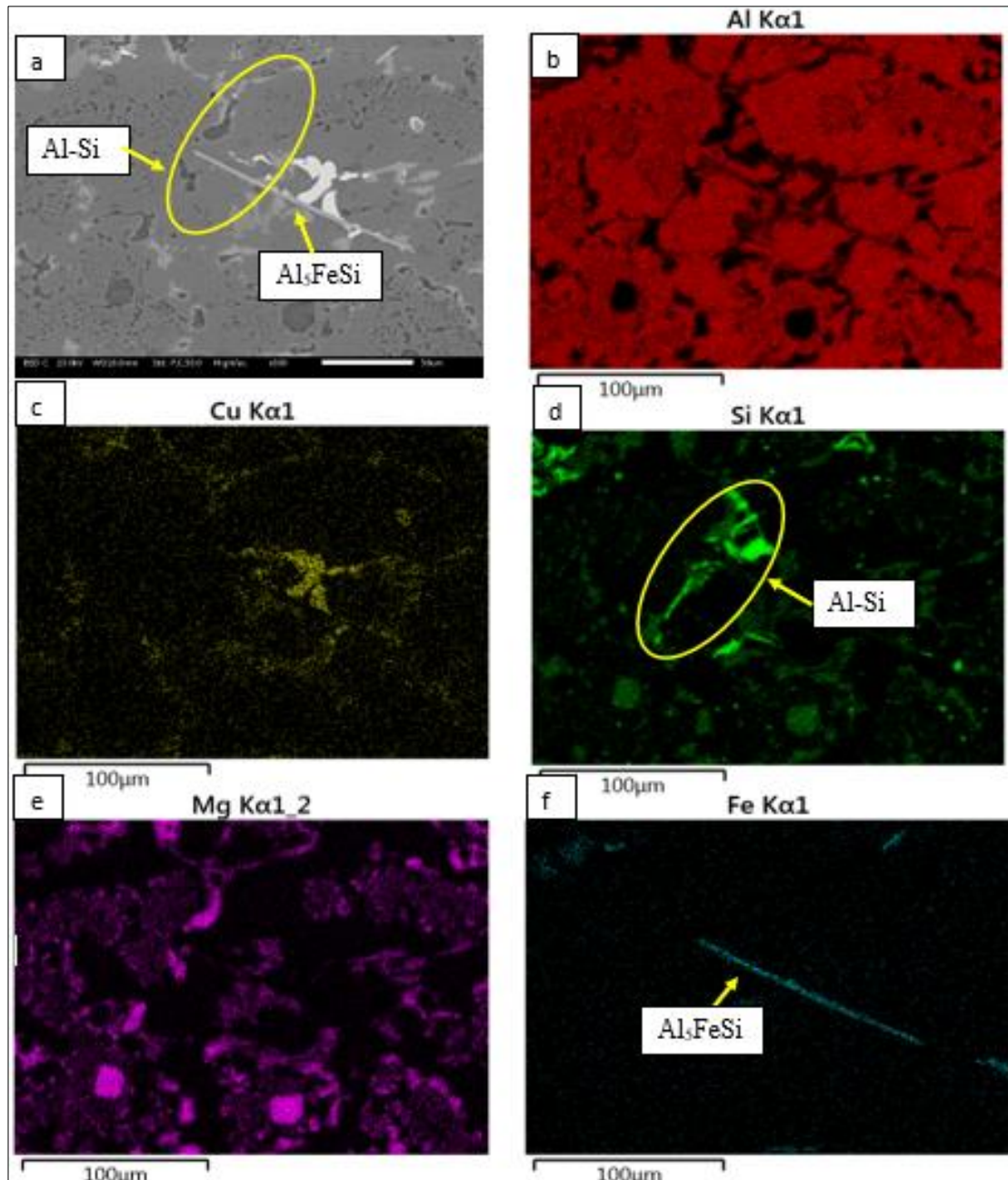


Figura 3.3 Mapeo de la aleación Cu3 a) Micrografía, b) Aluminio en rojo, c) Cobre en amarillo, d) Silicio en verde e) Magnesio en morado y f) Hierro en azul.



En la figura 3.3d se observa la presencia del silicio en color verde. Donde se resalta con mayor intensidad de verde se encuentra la fase Al-Si marcada con un círculo amarillo, esta fase es poco perceptible por microscopía electrónica de barrido debido al poco contraste de la fase con la matriz de aluminio como se muestra en la figura 3.3a marcado con un círculo amarillo. En la figura 3.3a se observa también una fase en forma de aguja, la cual corresponde a la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  [93], lo cual se corrobora con la intensidad del hierro en esa zona de la figura 3.3f. Estas fases se hacen presentes en este tipo de aleaciones de Al, generalmente debido a las impurezas presentes como el Fe [94].

### 3.1.1.2 Aleación Cu5.

Para la muestra Cu5 se logró observar en las micrografías obtenidas del microscopio óptico (figura 3.4a), la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en forma primaria, la fase Q y también la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ . 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), la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en forma primaria y eutéctica, en menor porcentaje. Para esta aleación la relación Mg/Cu ya es menor (1.4) que para la aleación Cu3 (2.33), aumentando la formación de Q, aunque la formación de  $\text{Al}_2\text{Cu}$  todavía es baja.

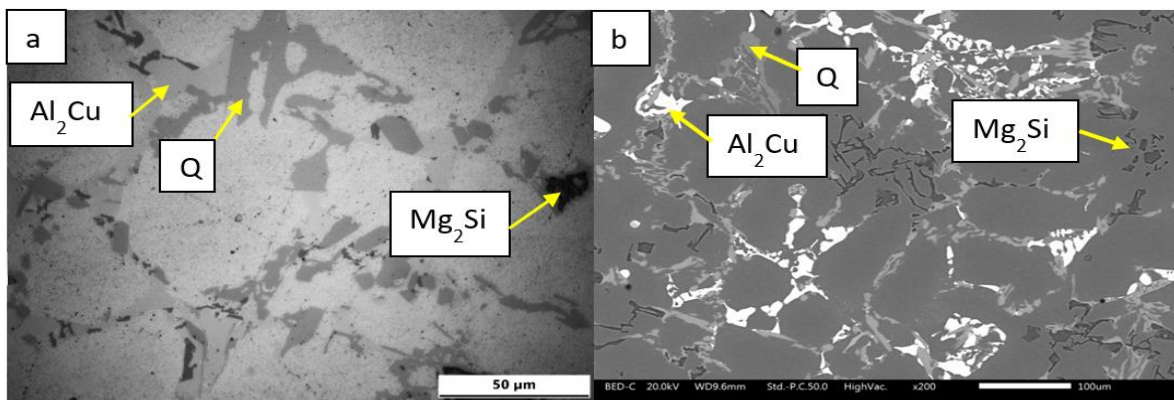


Figura 3.4 Micrografías de la aleación Cu5 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido.

Se realizó el análisis de imagen para conocer el porcentaje de fases de la aleación Cu5 (tabla 4) para así verificar el aumento o la disminución de fases observadas en las micrografías. En mayor porcentaje se tiene la fase Q y en menor porcentaje la fase Al<sub>2</sub>Cu, en base a lo que se observó en las micrografías y la tabla 4. También se tiene un aumento en el contenido de fases ricas en cobre comparadas con la aleación Cu3 (tabla 3)

*Tabla 4 Porcentaje de fases para la aleación Cu5*

<b>Fase</b>	<b>Cu5</b>
<b>Al<sub>2</sub>Cu</b>	3.15 %
<b>Mg<sub>2</sub>Si</b>	5.75 %
<b>Q</b>	7.92 %
<b>Si</b>	0.2 %
<b>Total</b>	17.02 %

Se realizó un mapeo a la aleación Cu5 para poder observar con mayor facilidad las fases que conforman la aleación. Las figuras 3.5a y b muestran una micrografía general de la aleación donde se distinguen diferentes fases. En la figura 3.5c se aprecia el aluminio de color rojo que conforma la matriz de la aleación por lo cual abarca la mayor parte de la micrografía. En color amarillo (figura 3.5e) se observa el cobre presente en la microestructura así como el magnesio en morado (figura 3.5f) y el silicio en verde (figura 3.5d). Por lo tanto el mapeo de la figura 3.5 nos ayudan a rectificar que se tienen las fases Al<sub>2</sub>Cu, Mg<sub>2</sub>Si y la fase Q presentes en la aleación Cu5.

En esta aleación no se observaron fases como Al-Si o Al<sub>5</sub>FeSi debido al aumento de cobre lo cual dio la posibilidad a la formación de más fases ricas en cobre y disminuyeron las fases con silicio; y la fase Al<sub>5</sub>FeSi es una fase que se da por las impurezas de hierro presentes en la aleación, por lo cual puede estar esparcida en un porcentaje muy pequeño lo cual dificulta obsérvala.

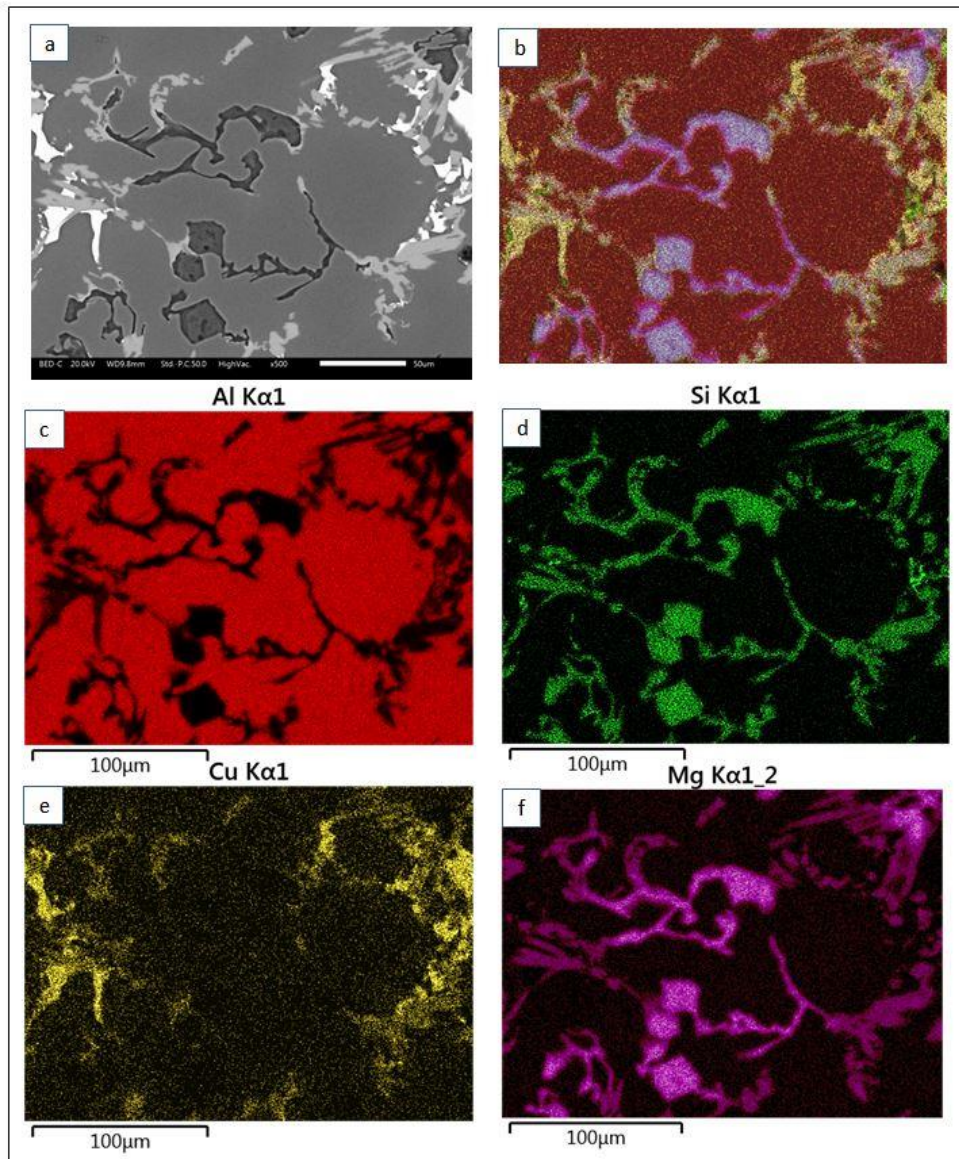


Figura 3.5 Mapeo de la aleación Cu5 a) Micrografía, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado.

### 3.1.1.3 Aleación Cu7.

La microestructura de la aleación Cu7 se observó por medio de las micrografías del microscopio óptico y microscopio electrónico de barrido (figura 3.6). En 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 presenta en tono gris. Comparando con las aleaciones Cu3 y Cu5, se tiene un aumento en el contenido de las fases ricas en cobre

Al<sub>2</sub>Cu y Q. En cuanto a la fase Mg<sub>2</sub>Si, cambia su morfología ya que se muestra en mayor porcentaje en forma primaria para la aleación Cu7. La fase Silicio no se observó en la aleación Cu7 en las micrografías de la figura 3.6

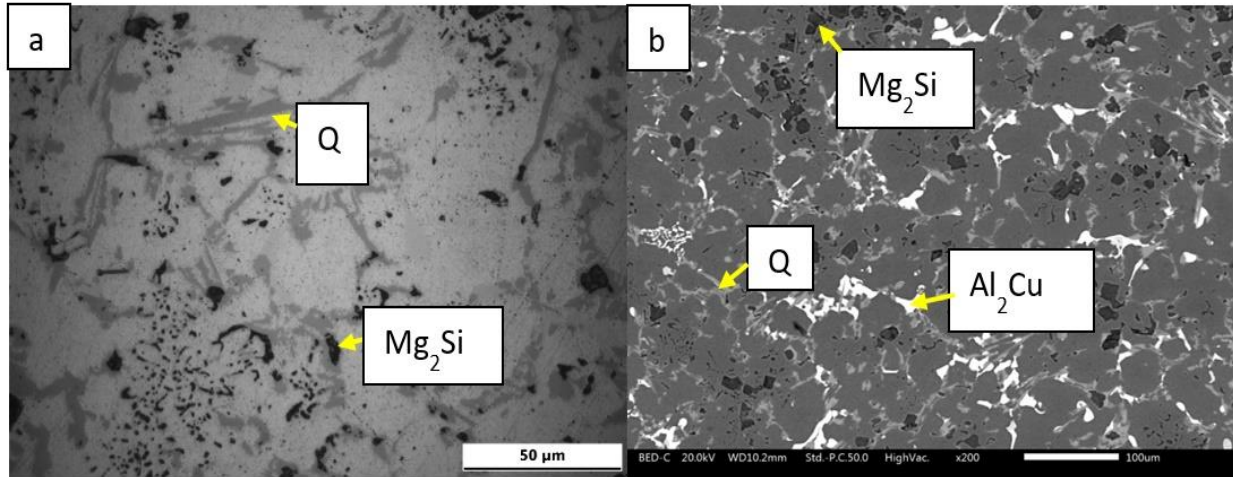


Figura 3.6 Micrografías de la aleación Cu7 a) Microscopía óptica y b) Microscopía electrónica de barrido.

Tabla 5 Porcentaje de fases de la aleación Cu7.

Fase	Cu7
Mg <sub>2</sub> Si	5.07 %
Al <sub>2</sub> Cu	5.46 %
Q	11.36 %
<b>Total</b>	<b>21.89 %</b>

Se realizó un análisis de imagen de donde se obtuvieron los porcentaje de las fases (tabla 5), teniendo como mayor porcentaje la fase Q y de menor la fase Mg<sub>2</sub>Si. Para este caso, la relación Mg/Cu es 1, aumentando aún más la formación de la fase Q.

Se realizó un mapeo a la aleación Cu7 (figura 3.7) para visualizar los elementos y las fases presentes en esta; se observan los elementos aluminio, cobre, silicio y magnesio (figura 3.7d, e y f), que confirman las fases así como su morfología: Mg<sub>2</sub>Si en forma eutéctica y



primaria, que es fácil distinguir en la figura 3.7d y f, la fase  $Al_2Cu$  en forma primaria (figura 3.7 e) y Q en forma primaria. No se detecta la fase Al-Si ni  $Al_5FeSi$ .

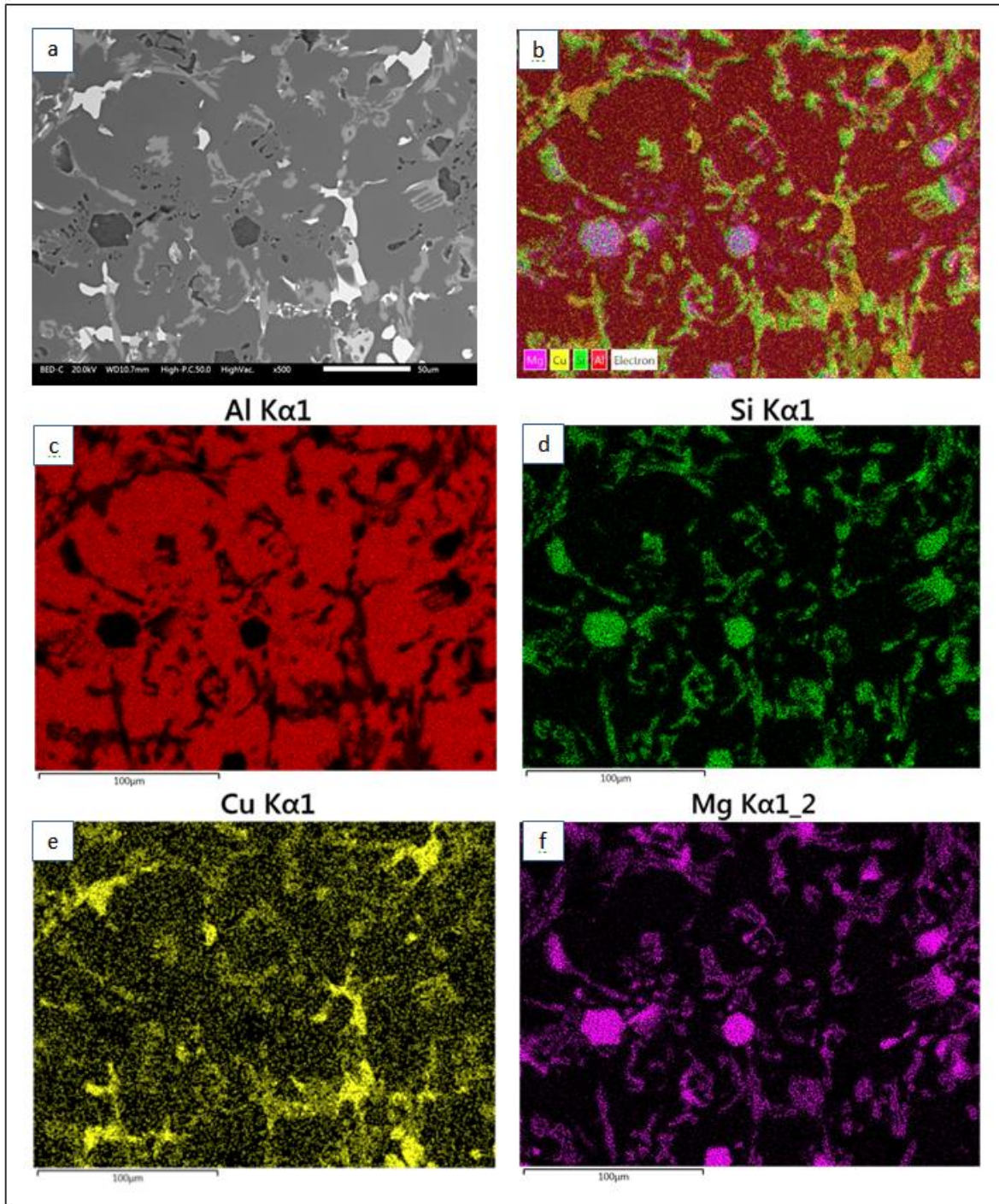


Figura 3.7 Mapeo de la aleación Cu7 a) micrografía de MEB b) Mapeo general c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo, f) Magnesio en morado.

### 3.1.1.4 Aleación Mg3.

En la figura 3.8 se muestran las micrografías de la aleación Mg3 obtenidas por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se puede observar la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  en una tonalidad clara en la figura 3.8a, esto dificulta distinguirla por lo cual se analizó esta fase en microscopía electrónica de barrido (figura 3.8b) donde se puede apreciar con mayor facilidad, ya que se muestra en un color blanco, resaltando de la matriz. En ambas micrografías se observa con mayor facilidad la fase Q, en color gris claro, en forma primaria y de igual manera se identifica la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en forma eutéctica fibrilar en una tonalidad oscura. También en esta aleación se pudo observar el Si eutéctico en un gris oscuro en la figura 3.8a en forma de láminas alargadas [95].

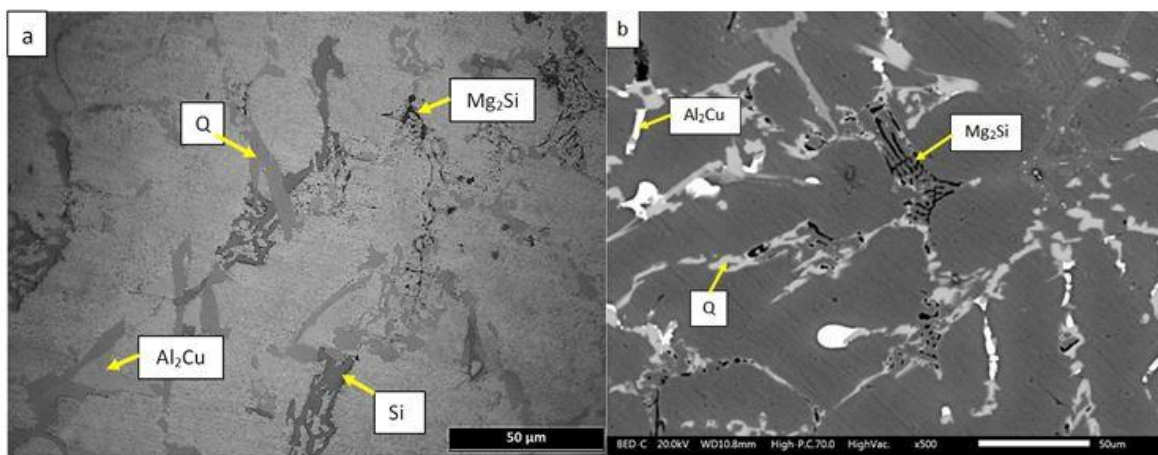


Figura 3.8 Micrografía de la aleación Mg3 a) Microscopía óptica, b) Microscopía electrónica de barrido.

Se realizó el análisis de imagen para conocer y comparar el porcentaje de segundas fases, porcentajes que se muestran en la tabla 6, donde se puede observar que la fase que se presenta en menor porcentaje es la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , seguida de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y la de mayor porcentaje es la fase Q. Esto se puede explicar por el aumento del contenido de cobre al 7 %, con solo 3 % de Mg, lo cual favorece la presencia de la fase silicio, disminuyendo el porcentaje de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  comparado con las aleaciones Cu3, Cu5 y Cu7, quedando entonces Cu y Mg para formar la fase cuaternaria. Hay que recordar que las relaciones entre los

elementos de aleación llevan a la formación de diferentes fases:  $Mg_2Si$  se forma para altas relaciones Mg/Cu, mientras que una relación baja promueve la formación de  $\theta$  y Q. Para relaciones Mg/Cu constantes, al aumentar simultáneamente el Cu y el Mg aumenta la formación de las dos fases ricas en Cu. Para esta aleación Mg3 la relación Mg/Cu es baja (0.43), favoreciendo la formación de las fases ricas en Cu.

*Tabla 6 Porcentaje de fases de la aleación Mg3*

<b>Fase</b>	<b>Mg3</b>
<b><math>Al_2Cu</math></b>	4.62 %
<b><math>Mg_2Si</math></b>	0.87 %
<b>Q</b>	7.08 %
<b>Si</b>	2.61 %
<b>Total</b>	15.2 %

Se realizó el mapeo a la aleación Mg3 para confirmar las fases que se observan por microscopía. El mapeo se muestra en la figura 3.9, en la cual se tiene la micrografía obtenida por microscopía electrónica de barrido (figura 3.9a) y el mapeo general (figura 3.9b) donde se confirman las fases mencionadas anteriormente. En la figura 3.9d se observa el silicio en verde, presente en las fases  $Mg_2Si$  y la fase cuaternaria, también se detectó la fase Silicio eutéctica marcado con un círculo amarillo ya que esta fase tiene una tonalidad similar a la de la matriz por lo cual se dificulta su observación por microscopía electrónica de barrido como se marca en la figura 3.9a (círculo amarillo), donde se encuentra la fase Silicio eutéctica, sin embargo esta fase se observó por microscopía óptica (figura 3.8a) y se confirmó con el mapeo.

La figura 3.9c corresponde al aluminio, que en mayor porcentaje corresponde a la matriz de la aleación, mientras que la figura 3.9e muestra el cobre en color amarillo, donde se corrobora la presencia de las fases ricas en cobre así como el magnesio confirma el análisis de la fase  $Mg_2Si$  y la fase cuaternaria Q (figura 3.9f).



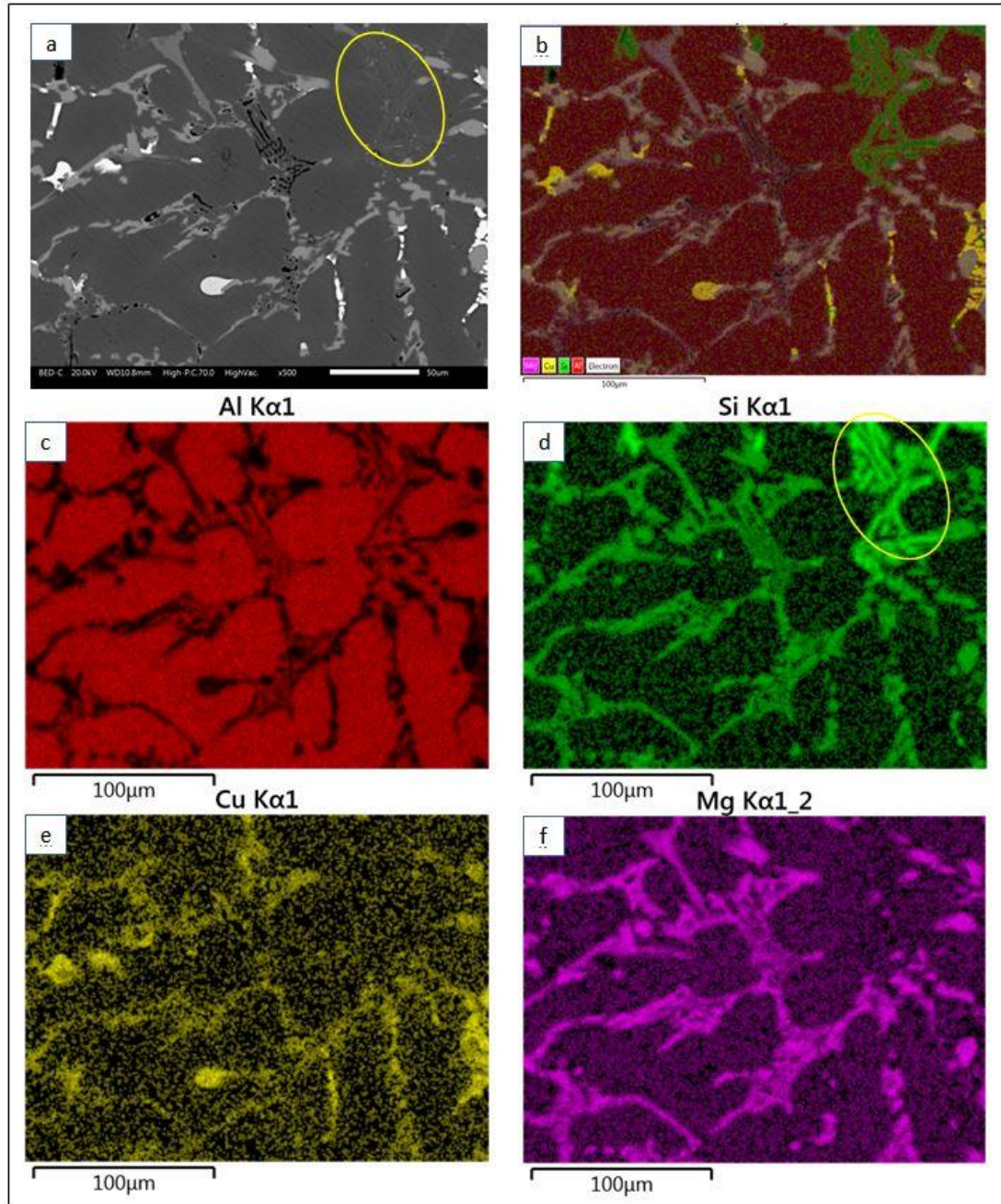


Figura 3.9 Mapeo de la aleación Mg3 a) Micrografía por MEB, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado.



### 3.1.1.5 Aleación Mg5.

En la aleación Mg5 se muestra la microestructura en las micrografías de la figura 3.10 que se obtuvieron por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido.

En la microestructura de la aleación Mg5 se observa la fase  $Al_2Cu$  de forma muy clara en forma primaria. La fase Q se destaca de color gris en forma primaria y en menor contenido comparado con la aleación Mg3 (figura 3.10). La fase  $Mg_2Si$  se visualiza en partículas negras, pequeñas y en forma eutéctica conocida como carácter chino; se nota un aumento considerable de esta fase con el aumento del contenido de magnesio. La fase Silicio se observó en la figura 3.10a en un gris oscuro y de forma de escama gruesa.

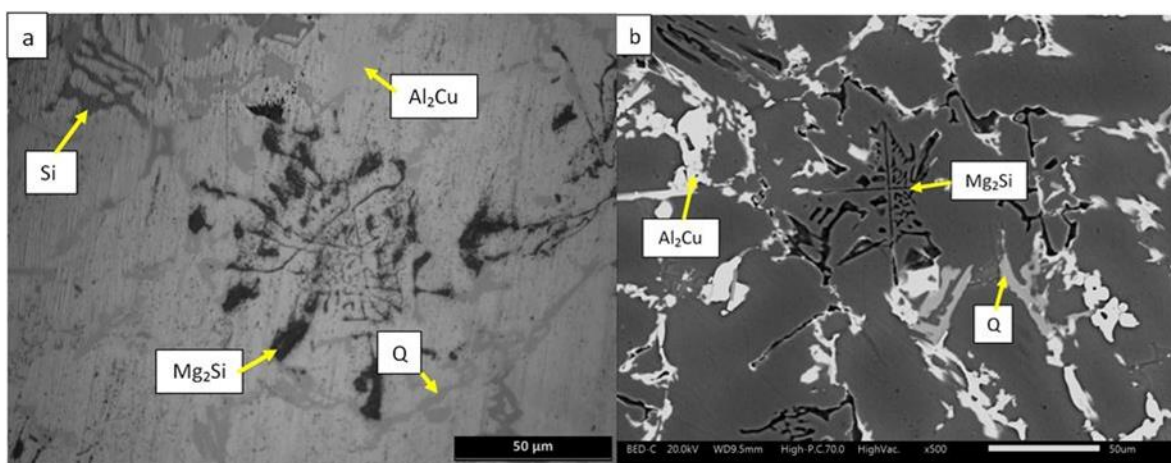


Figura 3.10 Micrografías de la aleación Mg5 a) Microscopía óptica b) Microscopía electrónica de barrido.

Tabla 7 Porcentaje de fases de la aleación Mg5

Fase	Mg5
$Mg_2Si$	3.51 %
$Al_2Cu$	7.82 %
Q	5.8 %
Si	0.93 %
Total	18.07 %

En la tabla 7 se muestran los porcentajes de las segundas fases predominando la fase  $Al_2Cu$  y siendo la fase silicio la de menor porcentaje. En este caso, la relación Mg/Cu es de 0.71.

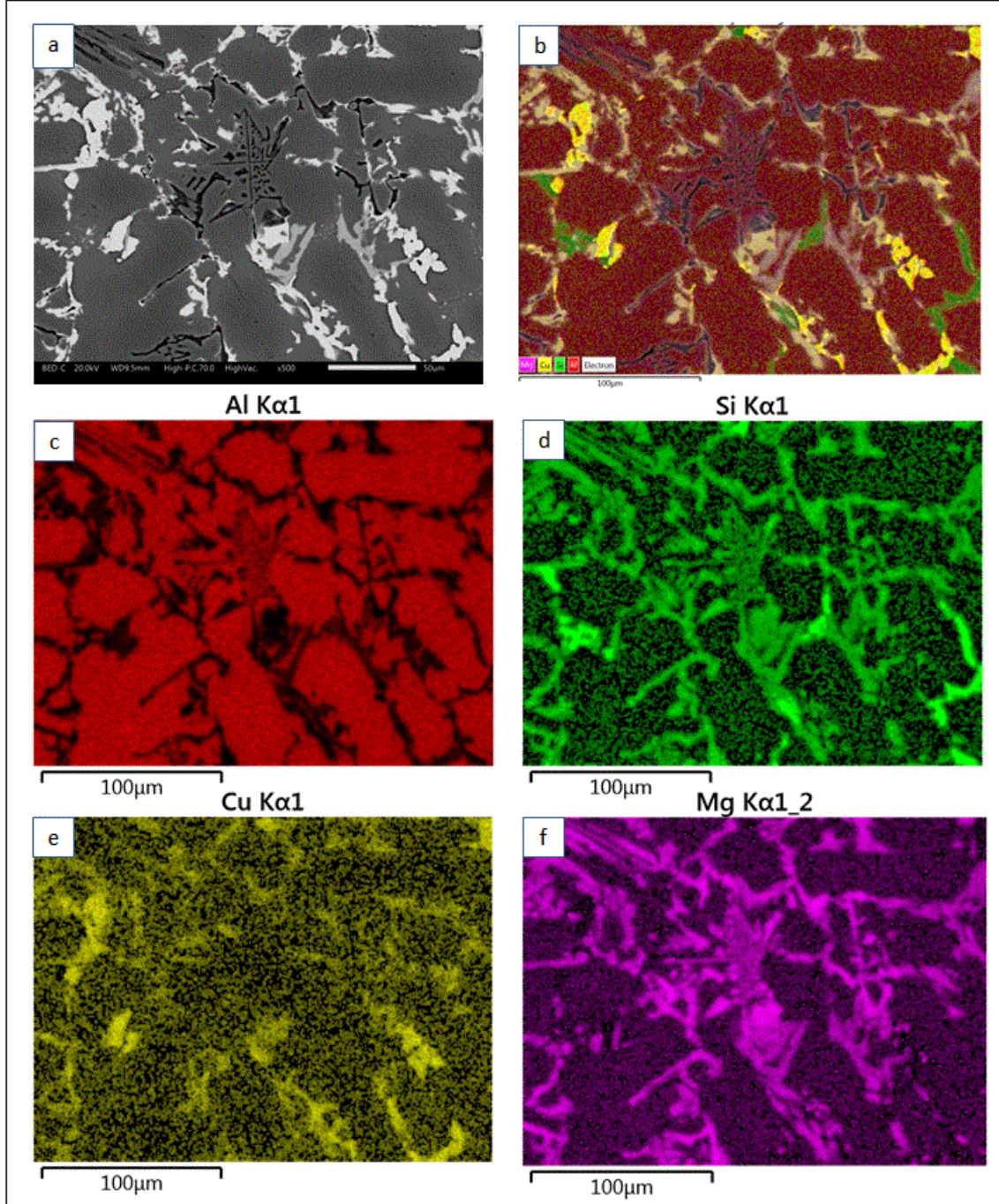


Figura 3.11 Mapeo de la aleación Mg5 a) Micrografía de MEB, b) Mapeo general, c) Aluminio en rojo, d) Silicio en verde, e) Cobre en amarillo y f) Magnesio en morado.

El mapeo de la aleación Mg5 se muestra en la figura 3.11 donde se puede observar el mapeo general (3.11b), así como el mapeo del aluminio en color rojo (figura 3.11c) que muestra principalmente la matriz de la aleación. El análisis en de la misma zona permite vizualizar el silicio presente en la aleación, así como la presencia de la fase Si eutéctica. De la misma manera se observó el cobre y el magnesio que corresponden a la figura 3.11e y 3.11c, lo cual confirma las fases analizadas por microscopía.

### **3.1.2. Comparación de los resultados de las aleaciones as-cast.**

Con la finalidad de realizar una comparación entre los resultados anteriormente mostrados, en la Figura 3.12a-f se pueden apreciar imágenes obtenidas mediante MEB de las seis aleaciones experimentales. Las figuras 3.12a-c se muestran las micrografías con el aumento de cobre y las figuras 3.12d-f corresponden al aumento del contenido de magnesio. 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 3.12a); además, el tamaño de las fases aumentó con el incremento del Cu.

Para las aleaciones con variación en el contenido de Mg se puede ver que con el aumento del contenido de Mg se incrementa el contenido de la fase  $Mg_2Si$ , así como un cambio en su morfología; a menor contenido de magnesio se observa la fase  $Mg_2Si$  en forma eutéctica, con el aumento de magnesio, la fase aumenta su tamaño. En la aleación con el mayor contenido de magnesio se observa la fase en forma primaria además del eutéctico. También se da el aumento de la fase cuaternaria con el aumento de magnesio. La fase Si eutéctico se presentó en la aleación con menor contenido de magnesio[23].

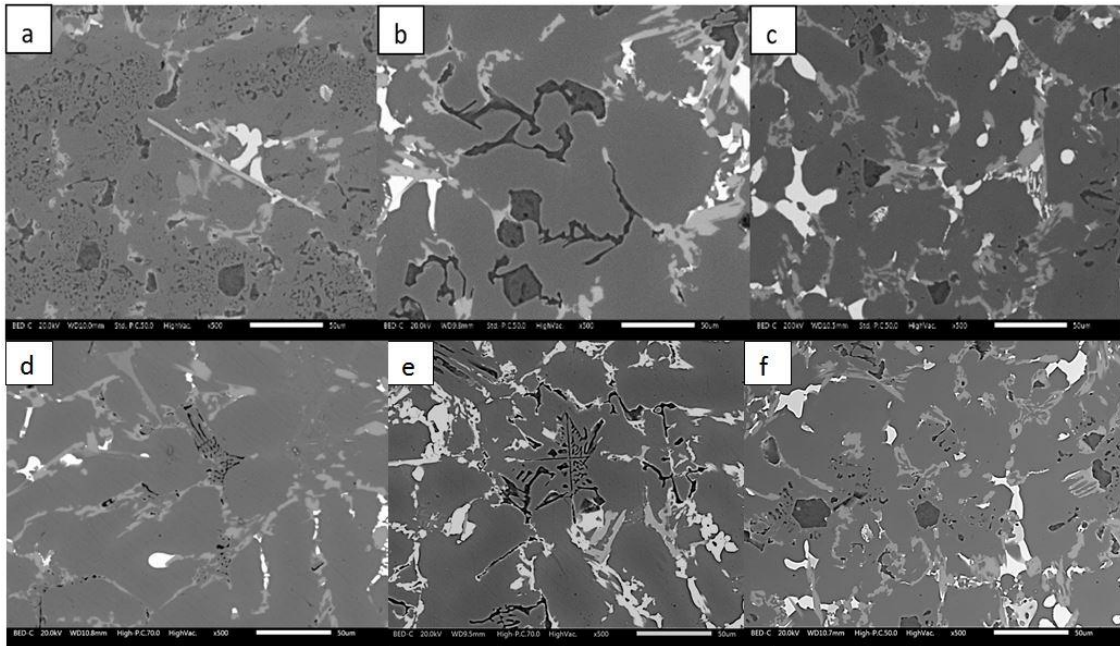


Figura 3.12 Micrografías de las aleaciones a) Cu3, b) Cu5, c) Cu7, d) Mg3, e) Mg5 y f) Mg7.

### 3.1.2.1 Porcentaje de las aleaciones as-cast mediante análisis de imágenes.

El análisis de imágenes se realizó en las micrografías obtenidas por Microscopía electrónica de barrido y con ayuda del software ImageJ. Se obtuvieron diferentes resultados que varían con el aumento de Cu (figura 3.13) y Mg (figura 3.14). En general se observa un aumento de las segundas fases con el aumento de contenido de cobre o magnesio lo cual favorece la formación de la fase cuaternaria.



	$Al_2Cu$	$Mg_2Si$	Q
Cu <sub>3</sub>	a	b	c
Cu <sub>5</sub>	d	e	f
Cu <sub>7</sub>	g	h	d

Figura 3.13 Análisis de imagen para cada fase en las aleaciones Cu<sub>3</sub>, Cu<sub>5</sub> y Cu<sub>7</sub>.

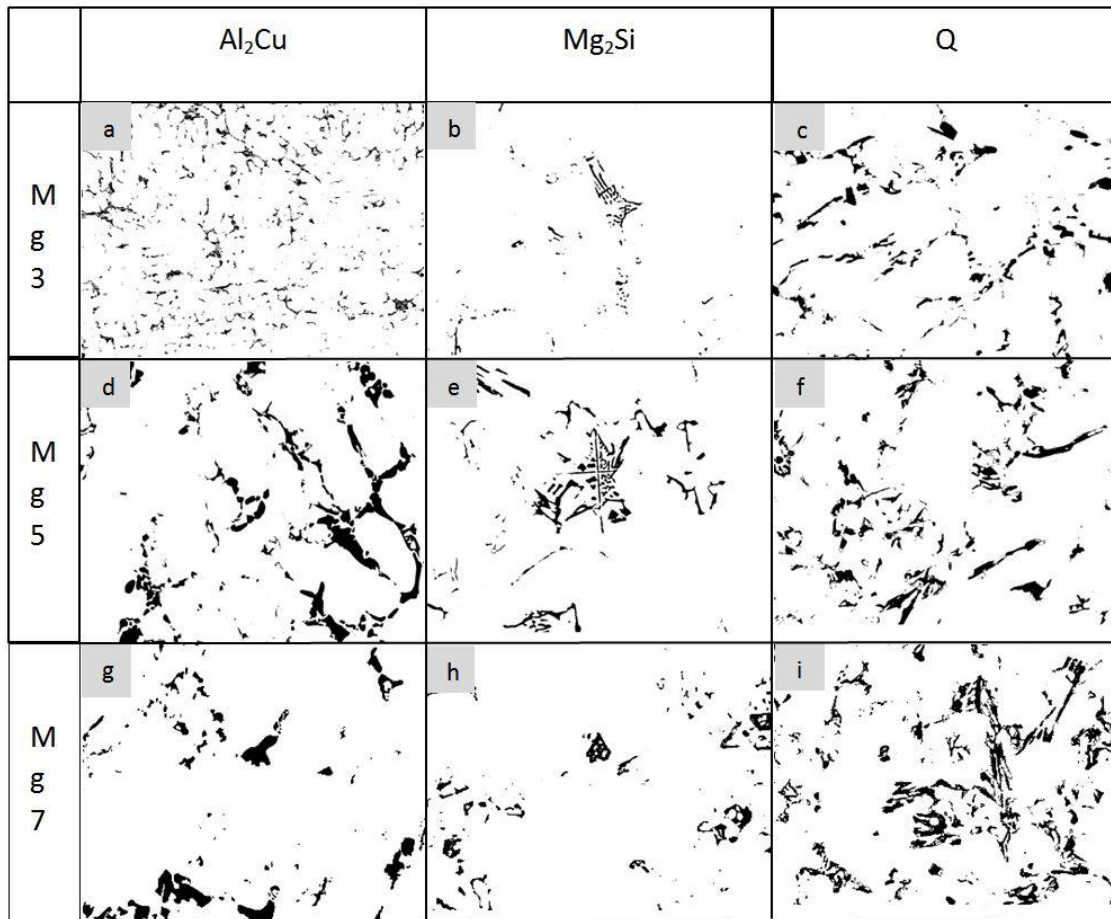


Figura 3.14 Análisis de imagen para cada fase de las aleaciones Mg<sub>3</sub>, Mg<sub>5</sub> y Mg<sub>7</sub>.

### 3.1.2.2 Porcentaje de segundas fases en las aleaciones as-cast.

En la tabla 8 se hace una comparación del porcentaje de fases en las aleaciones con variación en el contenido de cobre y magnesio, donde se observa el cambio del porcentaje de las fases Mg<sub>2</sub>Si, Al<sub>2</sub>Cu y Q que se calcularon para las aleaciones.

Para las aleaciones Cu<sub>3</sub>, Cu<sub>5</sub> y Cu<sub>7</sub> la fase Mg<sub>2</sub>Si es similar, las fases ricas en cobre (Al<sub>2</sub>Cu y Q), aumentaron sus porcentajes con el aumento del contenido de cobre[96]. Respecto a las aleaciones Mg<sub>3</sub>, Mg<sub>5</sub> y Mg<sub>7</sub> se muestra un aumento significativo de la fase Mg<sub>2</sub>Si así

como la fase cuaternaria; para la fase  $Al_2Cu$  los porcentajes son similares. En los dos casos se tiene un aumento de segundas fases siendo las aleaciones Cu7 y Mg7 las de mayor porcentaje de segundas fases.

Tabla 8 Porcentajes de las fases presentes en las aleaciones con variación en el contenido de Cu y Mg.

Fase	Cu3	Cu5	Cu7	Mg3	Mg5	Mg7
$Mg_2Si$	8.16	5.75	5.07	0.87	3.51	5.07
$Al_2Cu$	0.46	3.15	5.46	4.62	7.82	5.46
Q	4.04	7.92	11.36	7.08	5.8	11.36
Si	0.8	0.2	0	2.61	0.93	0
<b>Total</b>	<b>13.46</b>	<b>17.02</b>	<b>21.89</b>	<b>15.2</b>	<b>18.07</b>	<b>21.89</b>

En la figura 3.15 se muestran las gráficas comparativa del porcentaje de fases donde se muestra con mayor claridad que con el aumento del contenido de cobre se da un aumento en el contenido de segundas fases ricas en cobre, así como una disminución en el contenido de la fase  $Mg_2Si$  (gráfica 3.15a). De la misma manera, en la figura 3.15b se analiza que con el aumento de magnesio se da el aumento de la fase  $Mg_2Si$  así como de la fase cuaternaria.

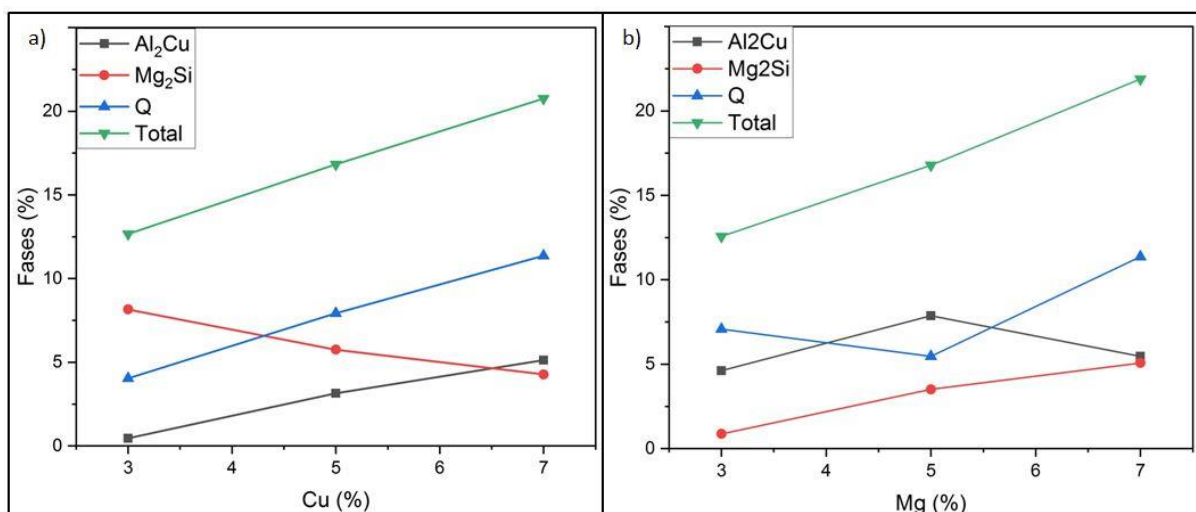


Figura 3.15 Porcentaje de segundas fases y segundas fases totales a) Dependiendo del contenido de Cu y b) Dependiendo del contenido de Mg.

En la tabla 9 se muestran las relaciones Si/Cu, Mg/Cu y Si/Mg para las aleaciones experimentales y las fases presentes, en orden decreciente. Esta tabla muestra la importancia de las relaciones para la formación de las fases. La formación de Mg<sub>2</sub>Si, que es la primera fase en precipitar, conlleva a la disminución de Mg y Si en el líquido que está enfriándose, favoreciendo la formación de Al<sub>2</sub>Cu en lugar de la fase Q. El aumento de magnesio en la aleación provoca la formación de la fase Q también. En la aleación con 3% la relación Si:Mg es cercana a 1, pero las relaciones Si:Cu y Mg:Cu fueron ~2, favoreciendo la formación de Mg<sub>2</sub>Si debido a la poca cantidad de Cu. En esta aleación se da una relación de 17.7 Mg<sub>2</sub>Si:Al<sub>2</sub>Cu, lo cual comprueba que se favorece la formación de Mg<sub>2</sub>Si por encima de las demás fases. Relaciones Si:Cu y Mg:Cu ≥ 2 favorecen la formación de Mg<sub>2</sub>Si. Para las aleaciones Cu3, Cu5 y Cu7 se muestra una relación Si/Mg de 0.86 para las 3 aleaciones y a mayor contenido de cobre va disminuyendo la relación de Si/Cu y Mg/Cu dando como resultado una relación de formación igual para Mg<sub>2</sub>Si y Al<sub>2</sub>Cu. Respecto a las aleaciones con aumento del contenido de magnesio la relación Si/Cu es 0.86. La relación Mg/Cu aumenta de 0.43 hasta 1 y la relación Si/Mg disminuye de 2 hasta 0.86. La relación Si/Cu y Mg/Cu ≤ 1 favorece la formación de Al<sub>2</sub>Cu.

*Tabla 9 Relaciones entre elementos de aleación y fases formadas*

<b>Aleación</b>	<b>Si:Cu</b>	<b>Mg:Cu</b>	<b>Si:Mg</b>	<b>Si:Cu:Mg</b>	<b>Fases formadas</b>
<b>Cu3</b>	2	2.33	0.86	2: 1: 2.33	Mg <sub>2</sub> Si > Q > Si > Al <sub>2</sub> Cu 17.7: 8.7: 1.7: 1
<b>Cu5</b>	1.2	1.4	0.86	1.2: 1: 1.4	Q > Mg <sub>2</sub> Si > Al <sub>2</sub> Cu 2.5: 1.8: 1
<b>Cu7</b>	0.86	1	0.86	1: 1.16 : 1.16	Q > Mg <sub>2</sub> Si = Al <sub>2</sub> Cu 2.2: 1 : 1
<b>Mg3</b>	0.86	0.43	2	2: 2.33: 1	Q > Al <sub>2</sub> Cu > Si > Mg <sub>2</sub> Si 8.1: 5.3: 3: 1
<b>Mg5</b>	0.86	0.71	1.2	1.2: 1.4: 1	Al <sub>2</sub> Cu > Q > Mg <sub>2</sub> Si > Si 8.4: 6.2: 3.77: 1
<b>Mg7</b>	0.86	1	0.86	1: 1.16: 1.16	Q > Mg <sub>2</sub> Si = Al <sub>2</sub> Cu 2.2: 1 : 1



### 3.1.2.3 Difracción de rayos-X de las aleaciones as-cast.

Con el análisis mediante difracción de rayos-X se pudieron comparar difractogramas, de cada una de las aleaciones anteriormente analizadas, para comprobar las fases mencionadas. En la figura 3.16 se comparan las aleaciones con variación en el contenido de cobre: Cu<sub>3</sub>, Cu<sub>5</sub> y Cu<sub>7</sub>, donde se pueden apreciar los picos para las fases presentes en las aleaciones: Al<sub>2</sub>Cu, Mg<sub>2</sub>Si, Q y la matriz de aluminio. Esto corresponde con lo observado mediante microscopía (figura 3.12).

En la gráfica de la figura 3.16 los picos más intensos se detectan en los ángulos 38.74°, 44.9°, 65.5° y 78.9° que son representativos del aluminio y se ven con mayor intensidad ya que este elemento es la base de las aleaciones, siendo la fase predominante, también conocida como fase  $\alpha$  o matriz, estos picos corresponden a los índices (111), (200), (202) y (311); y su estructura cristalina es cubica con un parámetro de red de 4.04600 Å.

Respecto a la fase Al<sub>2</sub>Cu se observa un aumento de su contenido con el aumento del contenido de cobre. Los picos que corresponden a esta fase están en los ángulos 20.6°, 29.4° y 42.6°, con índices (111), (200) y (112) respectivamente. La celda cristalina de la fase Al<sub>2</sub>Cu es tetragonal centrada en el cuerpo con parámetros de  $a= 6.06$  Å y  $c= 4.87$  Å. También se muestra un aumento en el contenido de la fase Q, en los índices representativos de los ángulos 35° y 48°. La estructura cristalina de la fase Q es hexagonal con parámetros de red de  $a= 10.35$  Å,  $c=4.02$  Å y  $\gamma=120^\circ$ [97].

Por otro lado, la fase Mg<sub>2</sub>Si tiene una estructura cúbica centrada en la caras con una constante  $a = 6.35$  Å y los picos representativos de la fase Mg<sub>2</sub>Si se localizan en los ángulos 24.2°, 40.1°, 47.9°, 58° y 72.9 con índices (110), (202), (311), (400) y (422) respectivamente. Estos resultados coinciden con lo previamente reportado en la Tabla 9 donde se observaron los contenidos de cada una de las fases para las tres aleaciones.

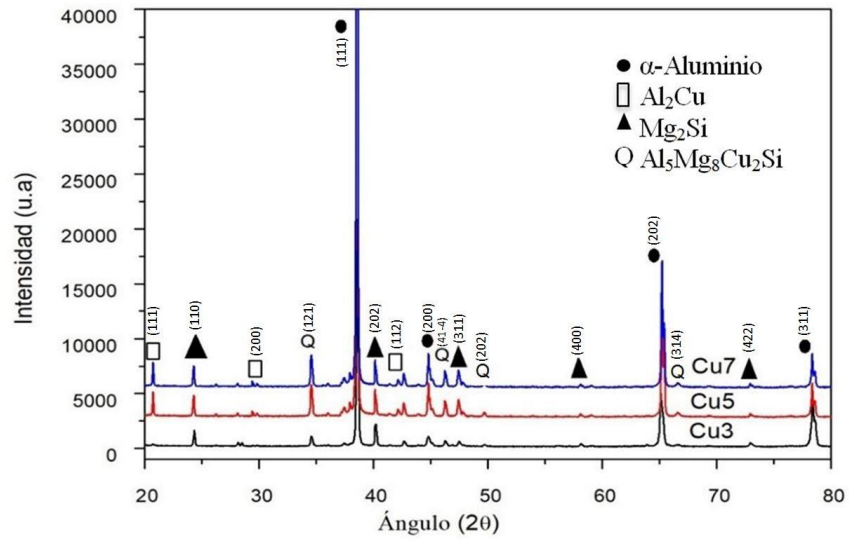


Figura 3.16 Difractogramas de las aleación as-cast Cu3, Cu5 y Cu7.

Para el caso de las aleaciones con variación en el contenido de Mg se observan en la gráfica de la figura 3.17 donde se tienen las mismas fases representativas de la aleación,  $\alpha$ -aluminio,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Q. Se detectan los mismos picos intensos representativos del aluminio en los ángulos  $38^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $65^\circ$  y  $79^\circ$ . También se muestra un cambio de intensidad en los picos de la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  con el aumento de contenido de magnesio en el ángulo  $25^\circ$  y  $40^\circ$ . De la misma manera, se observa un aumento en el contenido de la fase Q en los picos correspondientes a los ángulos  $35^\circ$ ,  $46^\circ$  y  $50^\circ$ .

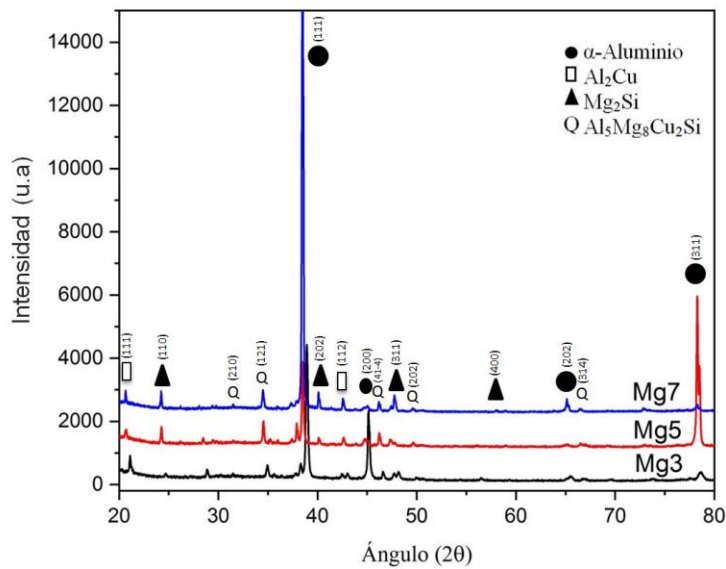


Figura 3.17 Difractogramas de las aleación as-cast Mg3, Mg5 y Mg7.

### 3.1.3. Descriptores de forma para las segundas fases en las aleaciones as-cast.

Se calcularon diferentes descriptores de forma como son: factor de forma, redondez, relación de aspecto y dimensión fractal, en las 6 diferentes aleaciones para cada segunda fase presente en cada micrografía. Los resultados se muestran y se comparan a continuación.

#### 3.1.3.1 Redondez.

La redondez es un parámetro obtenido del análisis de imagen, estos resultados nos describen la morfología de las segundas fases para poder compararlas. En la gráfica de la figura 3.18 se puede observar la variación de este parámetro con el aumento de los contenidos de cobre (a) y magnesio (b). Las segundas fases muestran un comportamiento similar con el aumento del contenido de cobre, como se puede apreciar en la gráfica de la figura 3.18a, donde se tiene una disminución y luego un aumento en la redondez de las fases. Respecto a la figura 3.18b, las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y  $\text{Mg}_2\text{Si}$  muestran un aumento en la redondez con el aumento de magnesio sin embargo la fase cuaternaria aumenta y después disminuye su redondez. También se puede observar que la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  es la fase con mayor redondez con el mayor contenido de Cu y Mg.

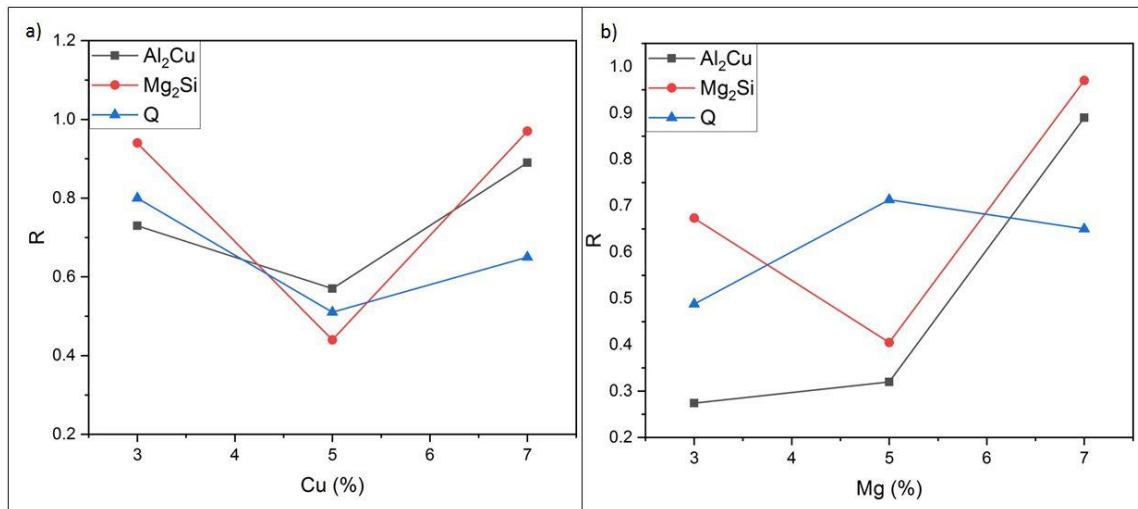
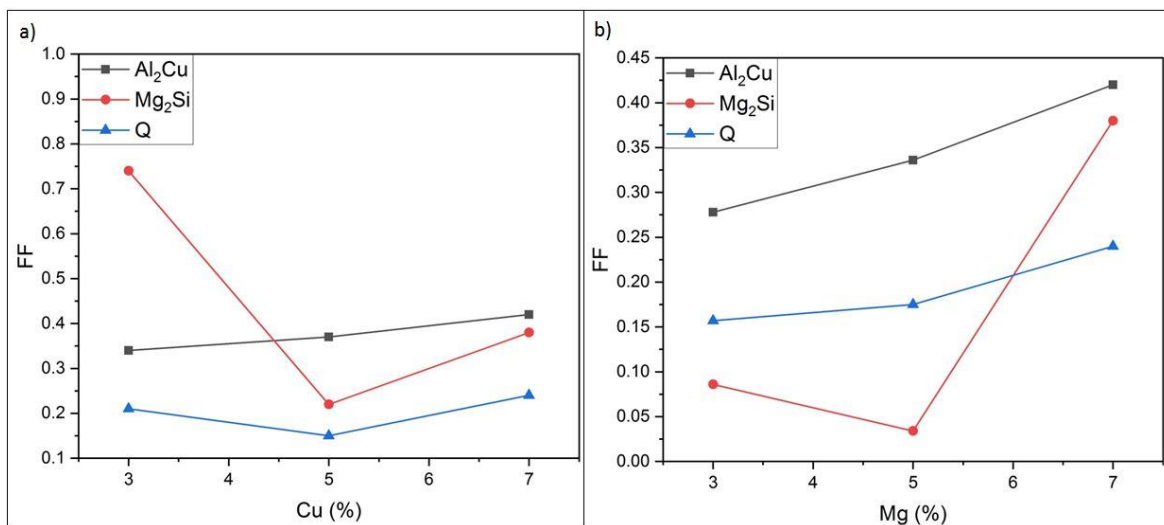


Figura 3.18 Gráfica de la redondez a) R vs %Cu y b) R vs %Mg.

### 3.1.3.2. Factor de Forma.

El factor de forma se puede observar en la gráfica 3.19, donde se pueden comparar las fases con el aumento del contenido de cobre y magnesio. El factor de forma para las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y Q son casi constantes, con la variación de contenido de cobre y se muestra un ligero aumento del factor de forma con el aumento de magnesio. La fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  tiene una disminución significativa cuando se aumentó 5 por ciento de cobre y después un aumento en el factor de forma cuando se aumenta el cobre a un 7 por ciento. Por otra parte, con la variación de magnesio la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  disminuye su factor de forma y después tienen un aumento significativo, correspondiente al cambio de la forma de la fase. También podemos observar que la fase con mayor factor de forma es  $\text{Mg}_2\text{Si}$  cuando se tiene un bajo contenido de cobre.



### 3.1.3.3 Relación de aspecto.

En la figura 3.20 se muestran las gráficas que comparan la relación de aspecto de cada fase con la variación en el contenido de cobre (figura 3.20a) y también se observan los cambios de las fases con variación en el contenido de magnesio (figura 3.20b). Como se mencionó anteriormente la relación de aspecto es la relación entre largo y ancho de la partícula; de acuerdo a la gráfica 3.20a la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  tiene un ligero aumento de la relación de aspecto

con el aumento del contenido de cobre, esto debido al aumento de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  con el aumento del contenido de cobre. Sin embargo, en la figura 3.20b la misma fase tiene una disminución de la relación de aspecto con el aumento del contenido de magnesio. La fase Q aumenta y después disminuye la relación de aspecto con la variación en el contenido de cobre y magnesio, esta fase es la que mayor relación de aspecto presenta con variación en el contenido de cobre, con un 5% de cobre. La fases ricas en cobre se comportan similar cuando se tiene un aumento en el contenido de magnesio, ya que la fase con mayores cambios con la variación de magnesio es la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  como se muestra en la gráfica de la figura 3.20b. La fase con mayor relación de aspecto con variación de magnesio es la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  con 5% de magnesio.

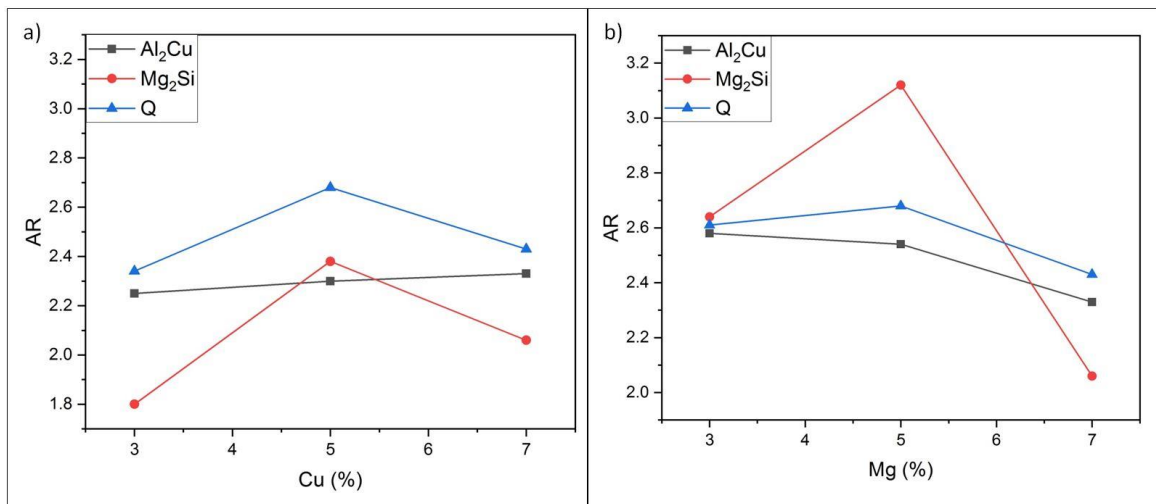


Figura 3.20 Gráfica de la relación de aspecto a) AR vs Cu y b) AR vs Mg

### 3.1.3.4 Dimensión fractal.

La dimensión fractal se analiza en las gráficas de la figura 3.22 donde podemos observar el cambio de la dimensión fractal con respecto al cambio del contenido de cobre (3.22a) y magnesio (3.22b). A mayor contenido de cobre y magnesio se da un aumento en la dimensión fractal de cada segunda fase. A mayor dimensión fractal la fase presenta mayores áreas y centro de masa más compacta, lo cual se ejemplifica en la figura 3.21, donde se observan partículas con diferentes morfologías tanto regulares como irregulares.

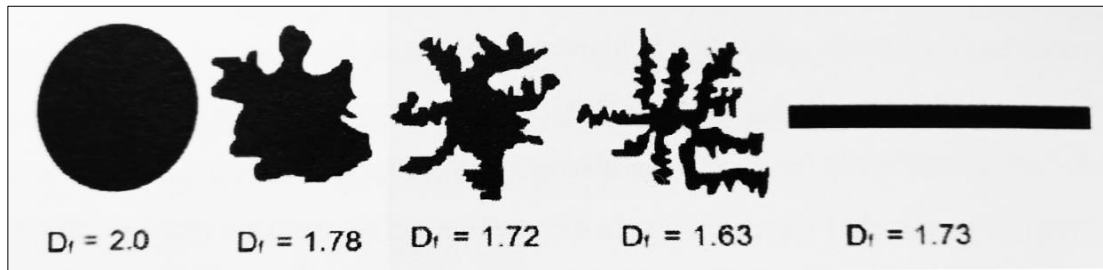


Figura 3.21 Dimensión fractal de diferentes partículas.

De acuerdo con las gráficas de la figura 3.22, la fase con mayores cambios en la dimensión fractal corresponde a la fase  $Mg_2Si$  con el aumento del contenido de cobre. Esto debido a la morfología de la fase, que puede presentarse en partícula o en fase eutéctica.

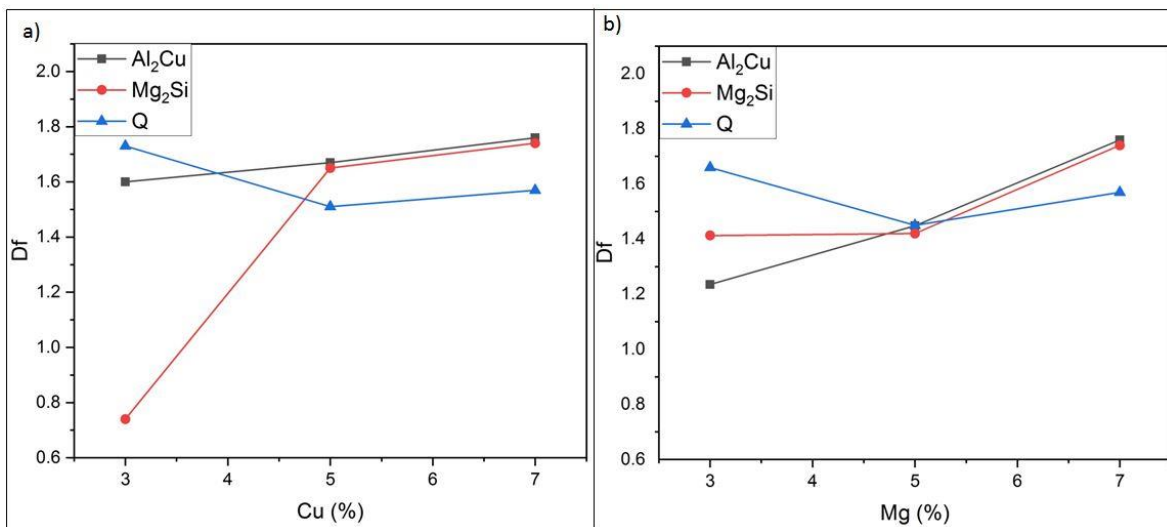


Figura 3.22 Gráfica de la dimensión fractal a)  $D_f$  vs %Cu y b)  $D_f$  vs %Mg.

### 3.1.4 Análisis térmico.

Los análisis térmicos se comparan en la figura 3.23 donde se pueden observar las gráficas de las 6 aleaciones utilizadas en esta investigación. En las gráficas se muestran los cambios

de la microestructura con el aumento de la temperatura. Estos cambios se dan donde se localizan los picos endotérmicos, los cuales corresponden a las siguientes reacciones:

Reacción del pico 1:  $\alpha$  (Al) + Si ( +Al<sub>5</sub>SiFe + . . . )  $\rightarrow$  Liq. 580-595°C

Reacción del pico 2:  $\alpha$  (Al) + CuAl<sub>2</sub>+Si  $\rightarrow$  Liq. 550-563°C

Reacción del pico 3:  $\alpha$  (Al) + CuAl<sub>2</sub> + Si +Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub> Si<sub>6</sub>Al<sub>5</sub>  $\rightarrow$  Liq. 505-510°C

De acuerdo con estas reacciones se tiene la fusión localizada de las fases ricas en cobre cerca de los 500°C y por encima de esta temperatura se da la fusión de las demás fases, sin embargo, si se lleva la aleación a temperatura muy por encima de los 600°C la aleación puede llegar a su punto de fusión.

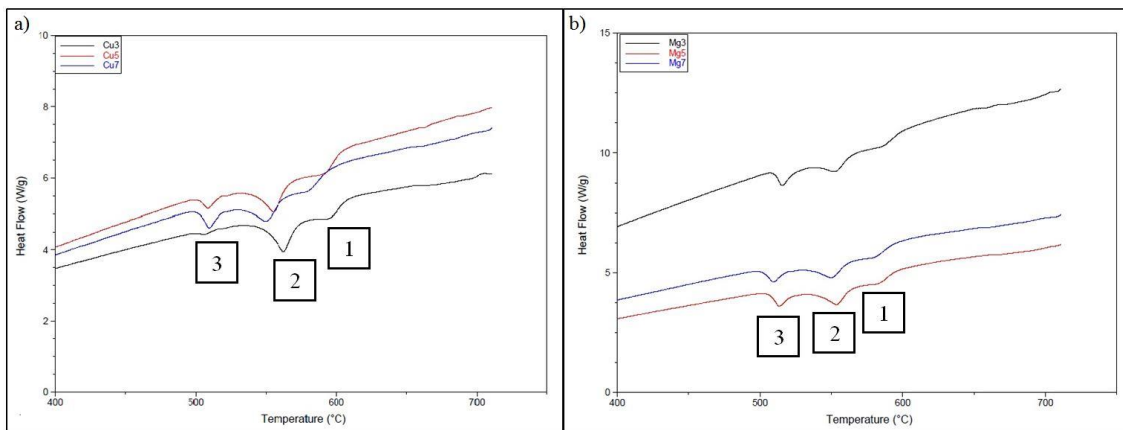


Figura 3.23 DSC de a) Aleaciones con variación de Cu, b) aleaciones con variación en el contenido de Mg.

Se tiene un cambio en el pico 2, pues con el aumento del contenido de cobre este pico se recorre indicando una disminución en la temperatura de la reacción. También se ve este efecto en el pico 1 pero con menor desfase. Esto se explica con el diagrama Al-Cu[71] de la figura 3.24 donde se observa que a menor contenido de cobre la temperatura para pasar a la fase L+ $\alpha$  es más alta y como aumenta el contenido de cobre esta temperatura disminuye. Por lo anterior la aleación Cu7 es la muestra que da como resultado del análisis térmico una gráfica mayormente recorrida hacia la derecha.

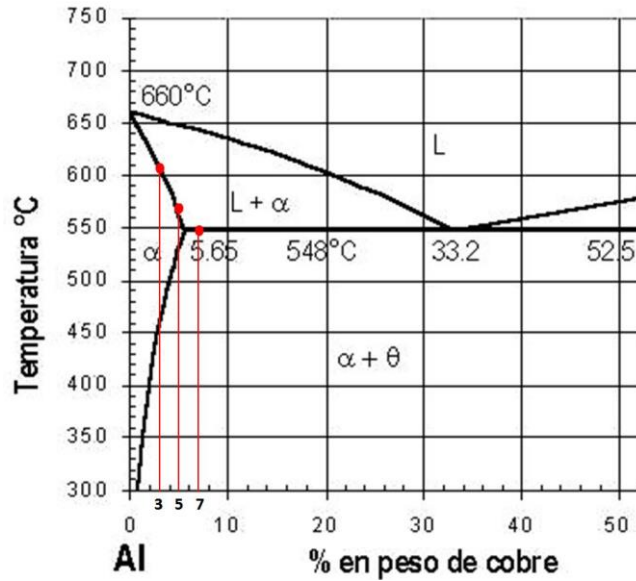


Figura 3.24 Diagrama de fases Al-Cu[71].

La gráfica 3.23a muestra los picos correspondientes a las mismas reacciones de la figura 3.23b en este caso las reacciones se dan a temperaturas similares en las 3 diferentes aleaciones.

## 3.2 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

En base a los análisis térmicos, la temperatura a la cual se da la primera fusión localizada de las segundas fases es a 500°C, por lo cual se determinó la temperatura de 490°C para realizar los tratamientos térmicos a diferentes tiempos de permanencia y observar los cambios en la microestructura sin provocar la fusión localizada.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos de los tratamientos térmicos y el análisis de imagen de las microestructuras.

### 3.2.1 Tratamientos térmicos aleación Cu3.

Las aleaciones se sometieron a tratamientos térmicos con diferentes tiempos de permanencia: 1, 6, 12 y 24 h, para observar el cambio en la microestructura. Se obtuvieron micrografías por microscopías óptica y electrónica de barrido.



En la figura 3.25 del lado izquierdo se muestran las micrografías obtenidas por microscopía óptica y del lado derecho por microscopía electrónica de barrido, de la aleación Cu3 después del tratamiento térmico con los diferentes tiempos de permanencia.

La fase  $Mg_2Si$  se observaba de forma eutéctica en la aleación as-cast (figura 3.2). Con el aumento del tiempo del tratamiento térmico se comenzó a fragmentar quedando partículas pequeñas, las partículas pequeñas que ya se tenían presentes comenzaron a esferoidizarse y engrosarse, hasta obtener partículas grandes y en fase primaria. Por otra parte, la fase  $Al_2Cu$  se encontraba en forma de bloque, y al aplicarle tratamiento térmico, después de 12 h se comenzó a disolver lentamente y las partículas más alargadas se fragmentaron (figura 3.25f) dando lugar a partículas más pequeñas y menos alargadas después de 24 h (figura 3.25h).

En la figura 3.25b correspondiente a la fase Q con 1 h de tratamiento térmico, se observan fases muy alargadas y delgadas. Con el aumento del tiempo del tratamiento térmico estas fases se fragmentaron, pero incluso para tiempos largos quedó un importante porcentaje sin disolver. Además, la fragmentación de esta fase no fue tan significativa como la que ocurrió para las fases  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$ .

Se ha reportado que la fase Q muestra un mecanismo de disolución y fragmentación después de 12 h de tratamiento térmico a  $480^\circ C$ ; a 30 h se observa que se esferoidiza y a 72 h la fase Q se engrosa[26]. En la figura 3.27 se observa un mecanismo similar, a 12 h la fase Q se fragmenta y se esferoidiza, a 24 h esta fase se engrosa. Lo anterior se debe a que las fases  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$  y el poco contenido de fase Si se disuelven favoreciendo la formación de Q.

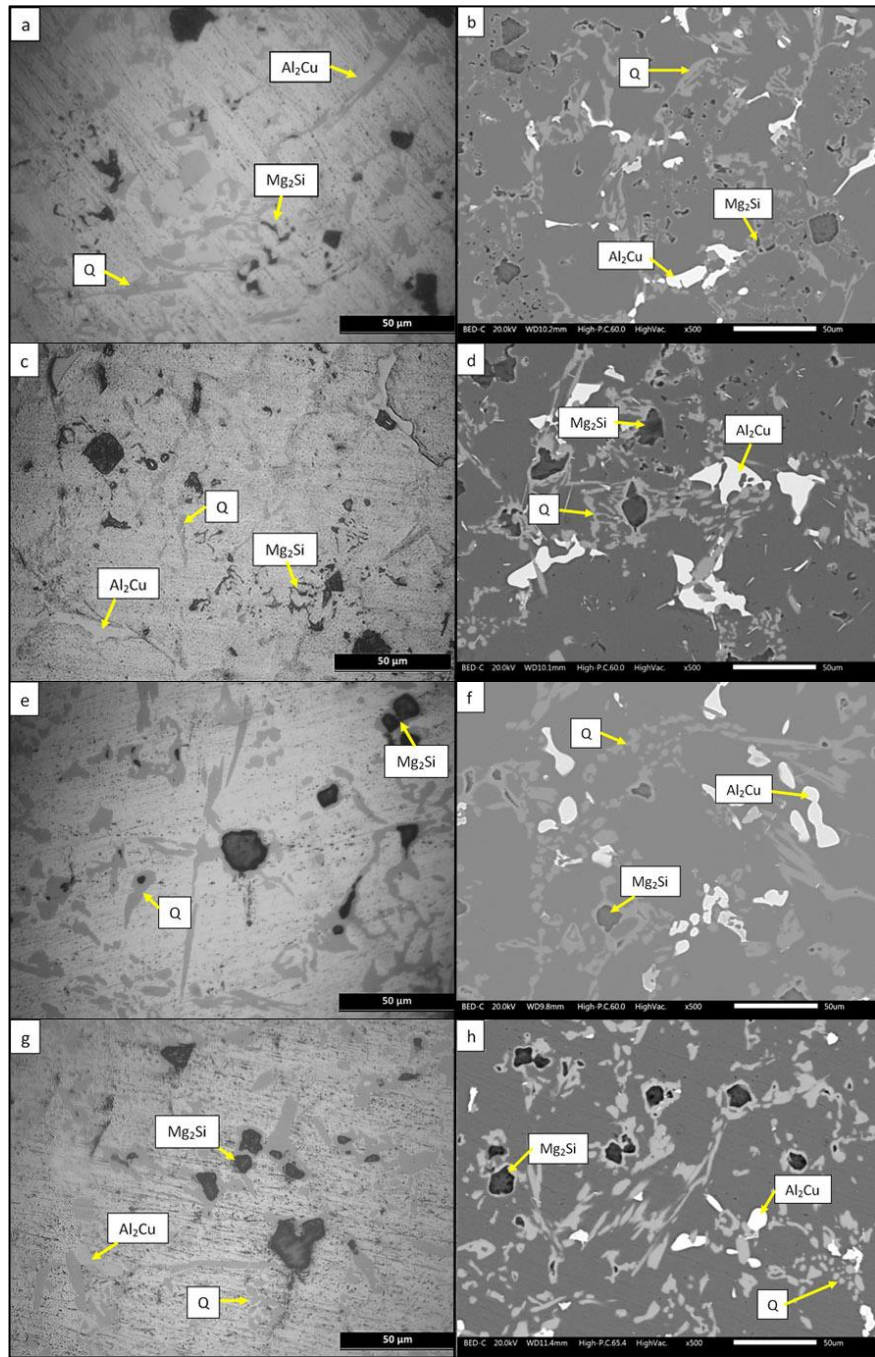


Figura 3.25 Micrografías de la aleación Cu3 después de los tratamientos térmicos, por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1 h (a y b,) 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y h).

Lo anteriormente mencionado puede cuantificarse mediante la determinación del porcentaje de las fases para los diferentes tiempos de tratamientos térmicos, lo cual se muestra en la figura 3.26. Es de resaltar que hubo una disminución de las fases  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$ , debido a la disolución de las fases, así como un aumento significativo en la fase Q, cuya cantidad aumenta gracias al aumento del contenido de elementos de aleación necesarios para su formación. Habitualmente, las aleaciones de Al reportadas presentan menor contenido de segundas fases [98], y en particular de la fase Q. Este comportamiento (aumento de la fase Q) no ha sido reportado.

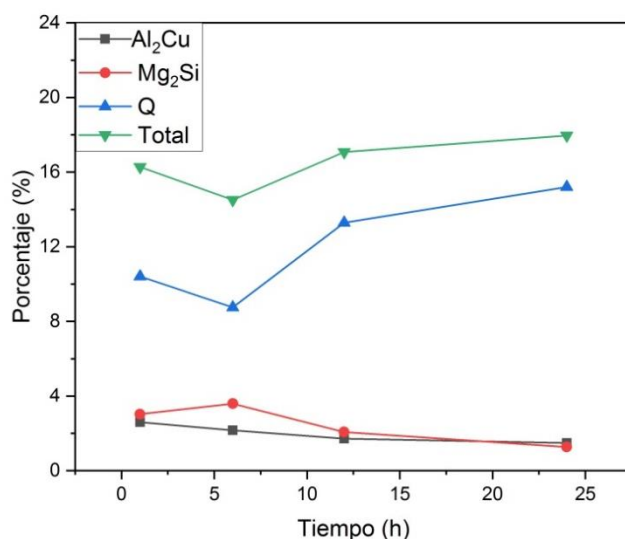


Figura 3.26 Gráfica del porcentaje de fases respecto al tiempo de tratamiento térmico.

Cabe destacar que el bajo contenido que existía de la fase Si eutéctico se disolvió después de la primera hora de tratamiento térmico. Para confirmar las fases presentes después de cada tratamiento térmico se realizó un análisis EDS de cada muestra tratada térmicamente. En todos se obtuvieron resultados similares confirmando las fases de la aleación y la disolución del Si eutéctico, en la figura 3.27 se muestra el mapeo de la aleación  $Cu_3$  después del tratamiento térmico con un tiempo de permanencia de 24 h, el cual ejemplifica el mapeo obtenido después de todos los tratamientos térmicos.

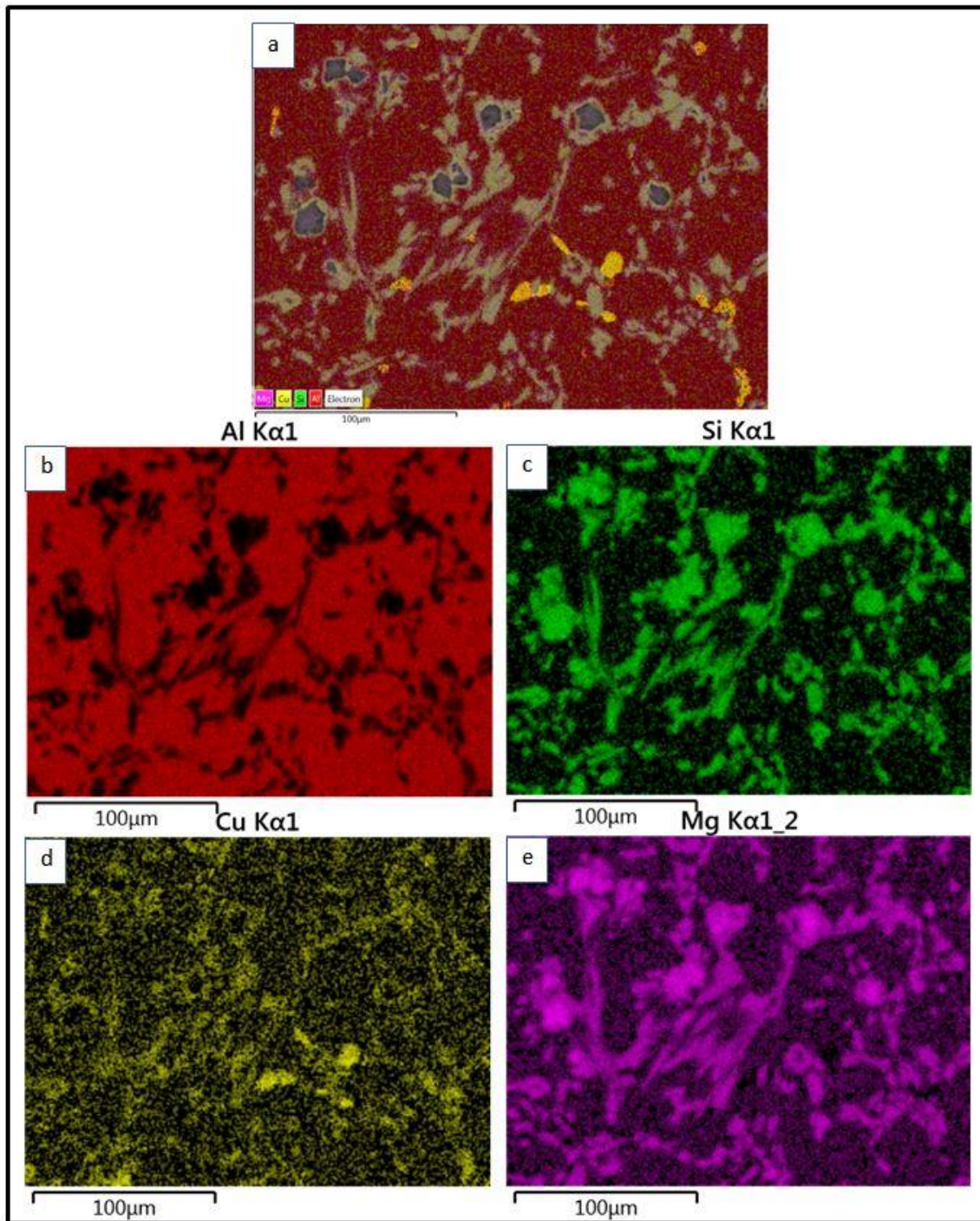


Figura 3.27 Mapeo de la aleación Cu3 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.



### 3.2.1.1 Difracción de rayos-X.

Los difractogramas obtenidos de la aleación Cu3 después de los tratamientos térmicos, se presentan en la figura 3.28. Los resultados obtenidos muestran la presencia de las fases analizadas en la aleación as-cast, correspondiendo a  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Q. De la misma manera, se detectaron los picos correspondientes a la matriz de aluminio. La fase Si eutéctico solo se alcanza a percibir en la aleación as-cast para un valor de 2 thetas de  $28^\circ$ ; este pico no se observa en ninguna de las demás gráficas debido a la disolución de esta fase.

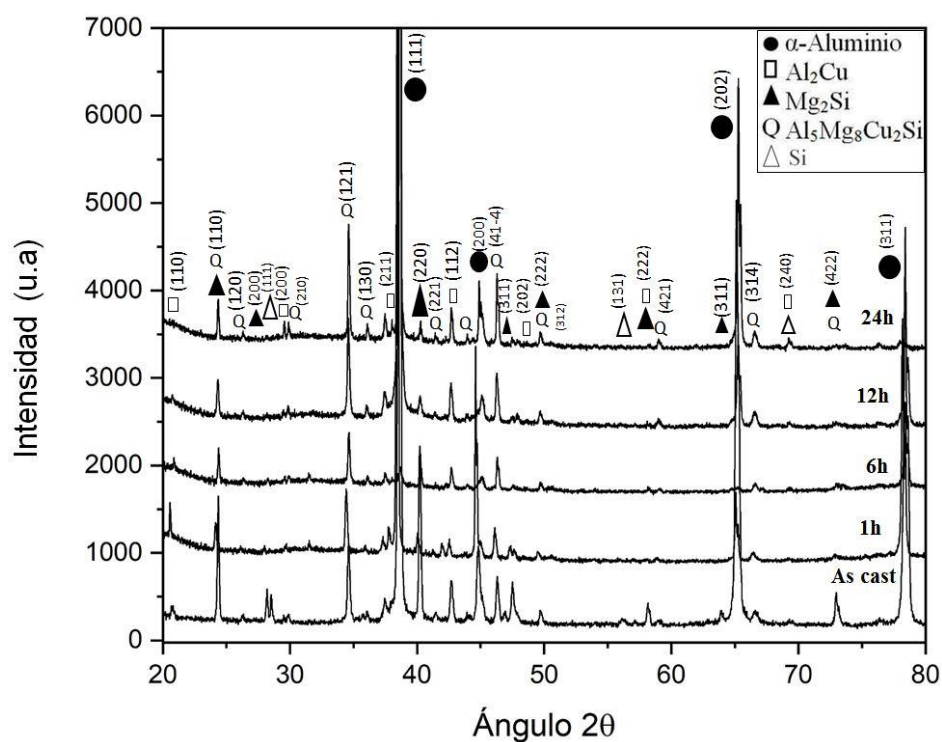


Figura 3.28 Difractogramas de la aleación Cu3 después de los tratamientos térmicos.

### 3.2.1.2 Análisis de imágenes.

El análisis de imágenes se realizó por medio del software ImageJ y las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido, donde se analizó cada fase a los diferentes tiempos de permanencia. Se analizó la redondez, el factor de forma, la relación de aspecto y la dimensión fractal en cada fase. Se muestran los resultados en la figura 3.29.

El análisis mostró que las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y Q tienen una transformación que va de una fase irregular a fases en forma de partícula, lo que se ve reflejado en el factor de forma, que va de 0.28 a 0.82 para  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , y 0.07 a 0.51 para Q.

Respecto a la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  se tienen menos transformaciones, esto debido a que se parte de una fase en forma de partícula con un factor de forma elevado, de 0.75 con apenas 1 hora de permanencia en el tratamiento térmico y un factor de forma de 0.79 después de 24 horas de tratamiento térmico. La redondez de esta fase solo varió de 0.84 a 0.79, la relación de aspecto de 1.17 a 1.58, y la dimensión fractal en promedio fue de 1.85, no encontrándose una variación significativa de este parámetro, debido a la morfología no tan compleja que presenta la fase, con el aumento del tiempo en el tratamiento térmico la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  se disuelve y después se engrosa en forma de partícula lo cual se acerca a una morfología simétrica cercana a un círculo. Por esta razón, la dimensión fractal muestra un valor cercano a 2.

La figura 3.29 muestra que la fase con mayor redondez es la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  con TT 1 h, la fase con mayor factor de forma es la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  con TT 24 h y la fase con mayor relación de aspecto es la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  con TT 12 h. Esto puede apreciarse en la figura 3.30, donde se grafican estos resultados y se comparan con los descriptores de forma. La figura 3.30a, b, c y d, muestra la redondez, el factor de forma, la relación de aspecto y la dimensión fractal de cada fase, con el cambio del tiempo en la permanencia del tratamiento térmico.

TT	Al <sub>2</sub> Cu	Mg <sub>2</sub> Si	Q
TT1h	R = 0.56 F = 0.28 AR = 1.76 Df = 1.87	R = 0.84 F = 0.75 AR = 1.17 Df = 1.95	R = 0.44 F = 0.07 AR = 2.23 Df = 1.65
TT6h	R = 0.51 F = 0.24 AR = 1.93 Df = 1.72	R = 0.62 F = 0.39 AR = 1.58 Df = 1.88	R = 0.56 F = 0.51 AR = 1.76 Df = 1.59
TT12h	R = 0.27 F = 0.35 AR = 3.69 Df = 1.95	R = 0.82 F = 0.72 AR = 1.22 Df = 1.83	R = 0.50 F = 0.21 AR = 1.96 Df = 1.73
TT24h	R = 0.73 F = 0.82 AR = 1.36 Df = 1.79	R = 0.79 F = 0.79 AR = 1.25 Df = 1.71	R = 0.48 F = 0.51 AR = 2.07 Df = 1.74

Figura 3.29 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu3, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal.

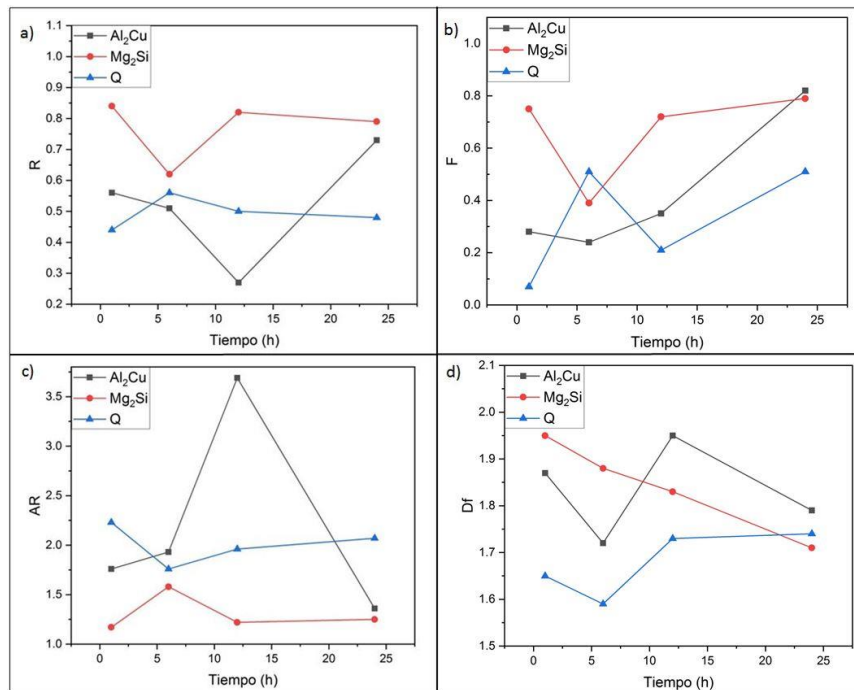


Figura 3.30 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Cu3, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.

### 3.2.2 Tratamientos térmicos aleación Cu5.

En la figura 3.31 se observan las micrografías de la aleación Cu5 después del tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia. En esta aleación se observó una transformación significativa de las fases.

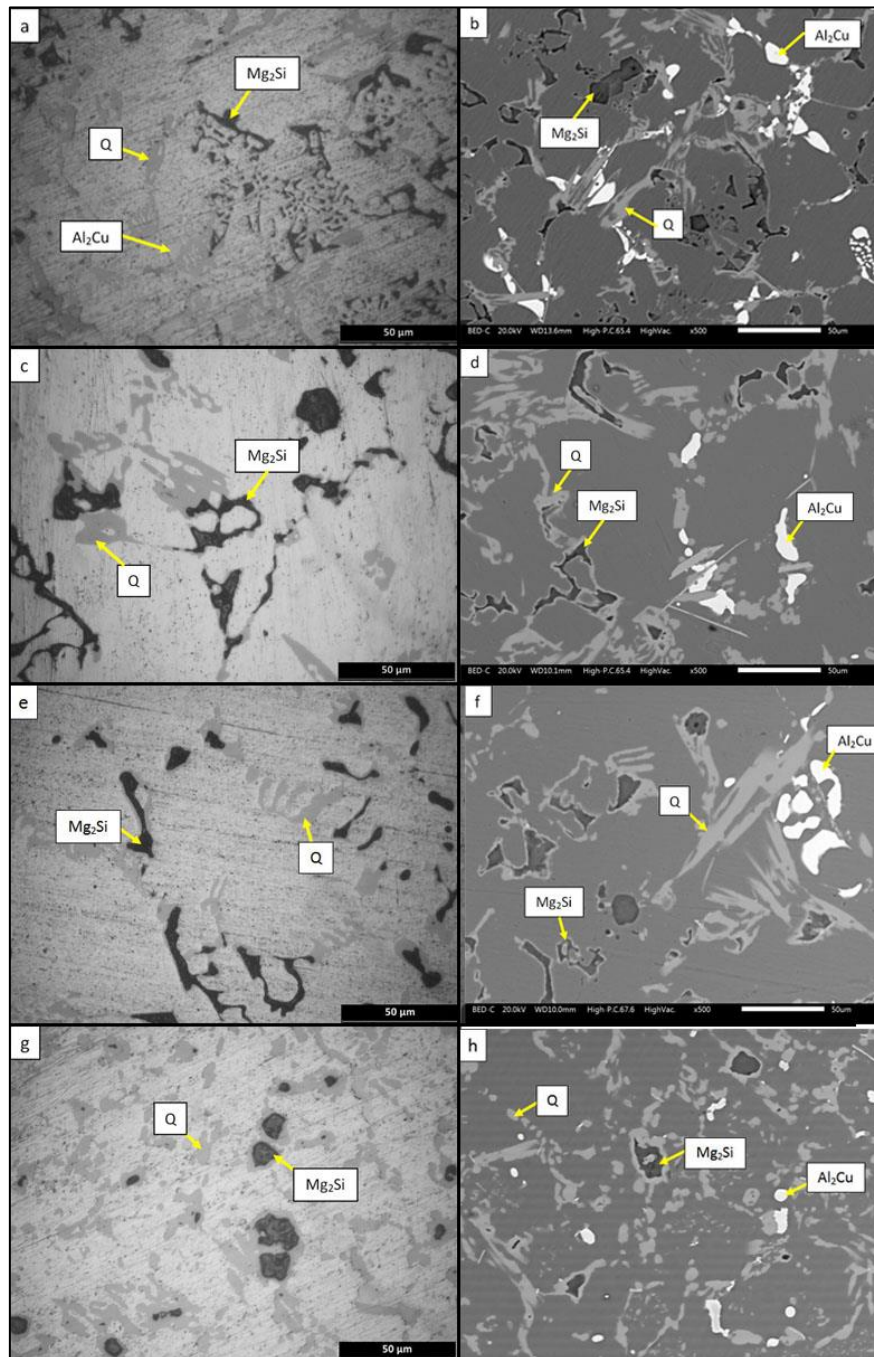


Figura 3.31 Análisis de imagen de la aleación Cu5 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f) y 24h (g y h).



La fase  $Mg_2Si$ , que estaba presente mayormente en forma eutéctica en la aleación as-cast, se muestra en fases más grandes y esferoidizadas (figura 3.31c,d,e y f) después del TT, lo cual se debió a que las fases comenzaron a fracturarse para dar paso a partículas menos alargadas (figura 3.31g y f). La fase  $Al_2Cu$  se encontraba en forma de bloque, y con el aumento del tiempo de permanencia en el tratamiento térmico esta fase se disuelve significativamente, lo cual es más notable después de 24 h de tratamiento térmico. Respecto a la fase cuaternaria, después de 1 h de tratamiento térmico aún se muestran fases alargadas y conectadas, pero con el aumento del tiempo la fase comienza a hacerse más grande (figura 3.31 f), para después de 24 h fragmentarse en partículas más pequeñas y menos alargadas.

Se analizó el porcentaje de cada fase para conocer el comportamiento con el aumento de tiempo en el tratamiento térmico. Para visualizar estos datos se muestra la gráfica de la figura 3.32. Se aprecia un comportamiento similar al de la aleación Cu3 con tratamiento térmico, pues disminuye el contenido de las fases  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$ , mientras que la fase cuaternaria tuvo un aumento significativo. Esto se pudo observar en las micrografías de la figura 3.32.

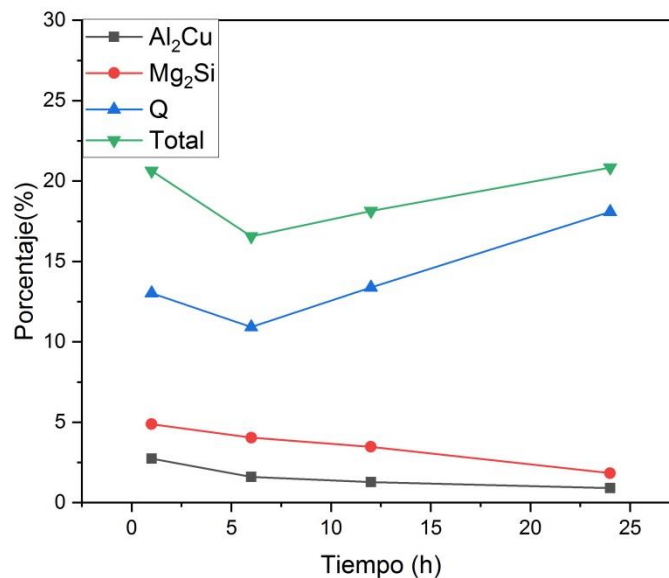


Figura 3.32 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Cu5.

Para comprobar las fases observadas en las micrograffías de la aleación después de los tratamientos térmicos se realizó un estudio mediante EDS para cada tiempo de TT. En todos los mapeos se obtuvieron resultados similares; a continuación se muestra el mapeo de la aleación Cu5 después de 24 horas de tratamiento térmico (figura 3.33), el cual es representativo.

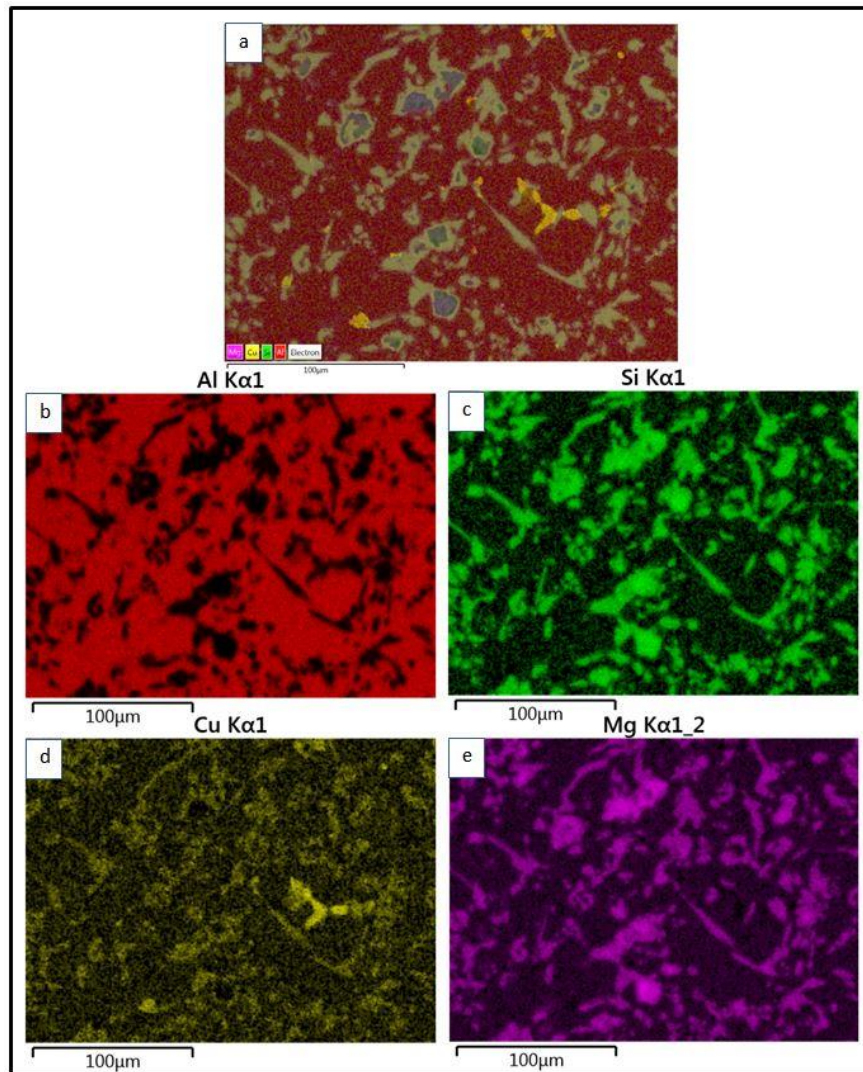


Figura 3.33 Mapeo de la aleación Cu5 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.

El mapeo de la figura 3.33 muestra los elementos de la aleación, en rojo se observa lo que corresponde a la matriz de aluminio (figura 3.33b), el silicio se resalta en verde y el magnesio en morado (figura 3.33 c y e) con lo cual se puede identificar la fase  $Mg_2Si$  y para la fase  $Al_2Cu$  se resalta el cobre en amarillo en la figura 3.33d.

### 3.2.2.1 Difracción de rayos-X.

Los difractogramas de la aleación Cu5 sometidas a tratamientos térmicos se muestran en la figura 3.34. Se puede confirmar la presencia de las fases ya mencionadas, así como el cambio del contenido de fases en cada aleación. Los picos más intensos se muestran en los valores tales para 2 theta de 38°, 45°, 65° y 78°, que corresponden a la matriz de aluminio. También se observa un aumento en la intensidad de los picos correspondientes a la fase Q en los valores de 2 theta de 35°, 42° y 46°. De la misma manera se tiene una disminución en la intensidad de los picos correspondientes a las fases Al<sub>2</sub>Cu y Mg<sub>2</sub>Si. Esto confirma la información analizada por microscopía y en el análisis de imagen donde se determinaron los porcentajes de fases.

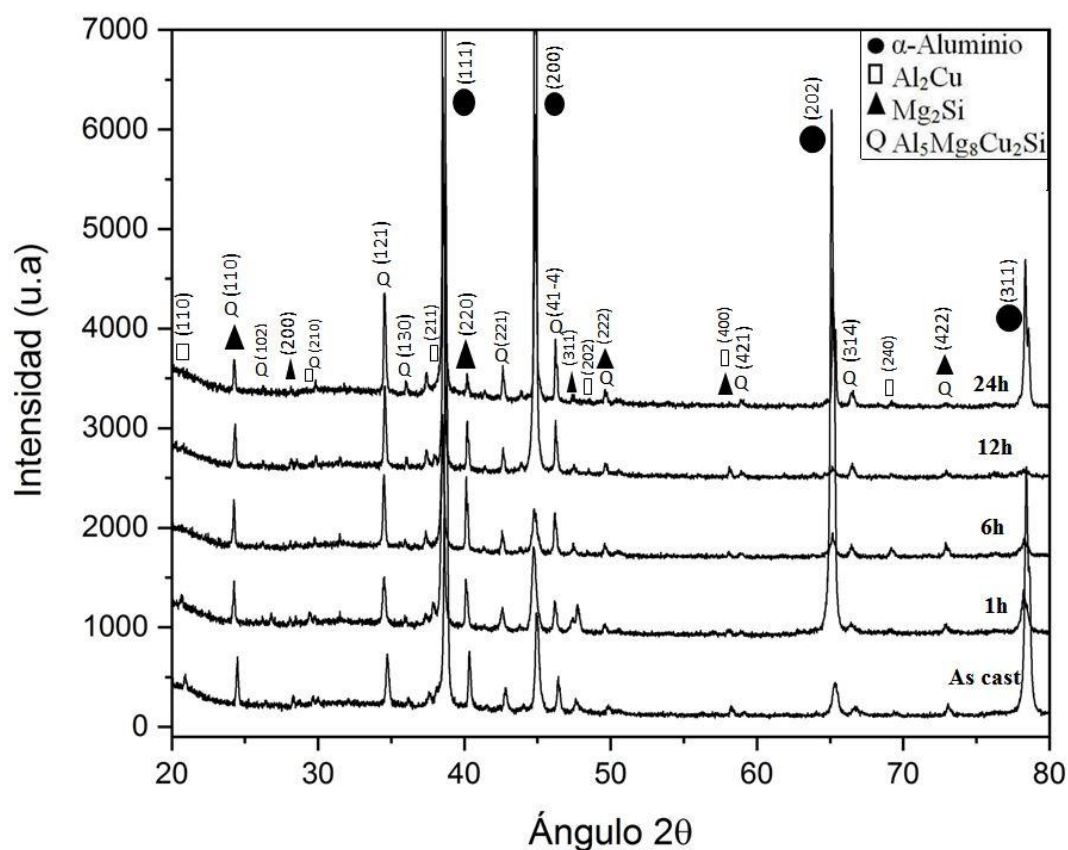


Figura 3.34 Difractogramas de la aleación Cu5 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia.

### 3.2.2.2 Análisis de imágenes.

El análisis de imágenes para la aleación Cu5 se presenta en la figura 3.35, donde se observa que la redondez, la relación de aspecto, así como la dimensión fractal para la fase  $Al_2Cu$  es muy similar tanto para 1 h de tratamiento térmico como después de 24 h. Sin embargo se ven cambios en la morfología de la fase, ya que esta pasa por el proceso de fragmentación dejando fases pequeñas y esferoidizadas, lo cual se refleja en el cambio del factor de forma que va de 0.14 a 0.52. Respecto a la fase Q, va variando la relación de aspecto de 2.92 a 1.74, debido a que se parte de fases alargadas las cuales se disuelven y se fragmentan, dando como resultado fases en forma de partícula.

TT	$Al_2Cu$	$Mg_2Si$	Q
TT1h			
	R = 0.34	R = 0.31	R = 0.85
	F = 0.14	F = 0.04	F = 0.85
	AR = 2.97	AR = 3.22	AR = 1.16
	Df = 1.82	Df = 1.58	Df = 1.73
TT6h			
	R = 0.85	R = 0.36	R = 0.79
	F = 0.12	F = 0.07	F = 0.49
	AR = 1.17	AR = 2.75	AR = 1.26
	Df = 1.68	Df = 1.51	Df = 1.86
TT12h			
	R = 0.32	R = 0.36	R = 0.91
	F = 0.18	F = 0.11	F = 0.66
	AR = 3.11	AR = 2.77	AR = 1.09
	Df = 1.70	Df = 1.67	Df = 1.88
TT24h			
	R = 0.38	R = 0.33	R = 0.76
	F = 0.52	F = 0.43	F = 0.76
	AR = 2.62	AR = 2.99	AR = 1.31
	Df = 1.82	Df = 1.71	Df = 1.85
			Df = 1.84

Figura 3.35 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu5, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal

El factor de forma se modifica de 0.04 a 0.63 así como la dimensión fractal que va de 1.66 a 1.84 lo cual representa los cambios morfológicas mencionados de la fase Q. Respecto a la fase  $Mg_2Si$  se parte de dos fases con diferente morfología, una forma eutéctica con un factor de forma de 0.04, una relación de aspecto de 3.22 y una redondez de 0.31 después de una hora de tratamiento térmico; la otra morfología de la fase  $Mg_2Si$  es en partícula teniendo un factor de forma y redondez alto de 0.85 y una relación de aspecto de 1.16 lo cual representa una fase más geométrica que la fase eutéctica, sin embargo esta fase presenta parámetros similares tanto después de 1 hora de tratamiento térmico como después de 24 horas de tratamiento térmico. En la figura 3.36 se pueden observar estos valores de redondez, factor de forma, relación de aspecto y dimensión fractal en gráficas (figura 3.36a, b, c y d) que comparan estos resultados; principalmente se observa la diferencia entre la fase  $Mg_2Si$  eutéctica denominado  $Mg_2Si$  Eu (gráfica azul) y la fase  $Mg_2Si$  primaria denominada  $Mg_2Si$  P (gráfica roja), la redondez y el factor de forma (gráfica 3.36 a y b) presentan valores altos para la fase  $Mg_2Si$  P y valores bajos para la fase  $Mg_2Si$  Eu. Los valores para la relación de aspecto que se muestra en la gráfica de la figura 3.36c se observa que se invierten siendo  $Mg_2Si$  Eu la fase con mayor relación de aspecto comparada con  $Mg_2Si$  que tiene menor relación de aspecto. Estos valores muestran las diferencias de las morfologías que presenta esta fase.

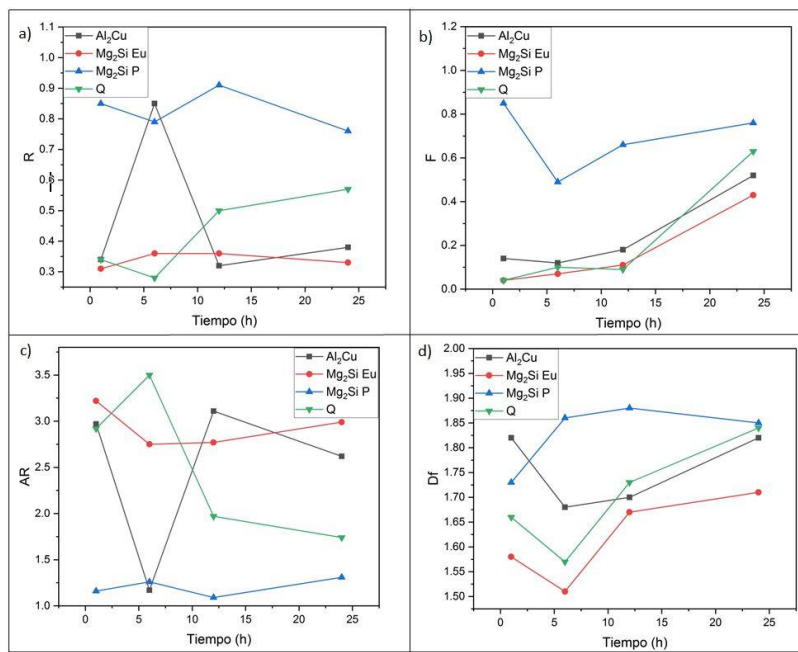


Figura 3.36 Gráficas del análisis de imagen para la aleación Cu5, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.

### 3.2.3 Tratamientos térmicos aleación Cu7.

En la figura 3.37 se muestran las micrografías de la aleación Cu7 después de los tratamientos térmicos a 490 °C con tiempos de permanencia de 1, 6, 12 y 24 h. En las micrografías 3.37 a y b se pueden observar las fases  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Cu$  y Q en forma primaria de bloque, y la fase Q en forma de fases alargadas. Con el aumento del tiempo de TT, la fase  $Mg_2Si$  se disuelve de manera significativa, dando como resultado partículas pequeñas y con relación de aspecto muy cercano a 1, como se muestra en la figura 3.37 g y h. Como se mencionó anteriormente, la fase  $Al_2Cu$  es complicada de visualizar por microscopía óptica por el poco contraste que existe entre esta fase y la matriz, por lo cual se analizan los cambios de esta fase en las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido (lado derecho de la figura 3.37). Para esta fase también se observa que con el aumento del tiempo del tratamiento térmico ocurre una disolución significativa, disminuyendo su tamaño y dando paso a partículas pequeñas y redondeadas.

En cuanto a la fase Q, se observaron formas grandes y alargadas en el estado as-cast (50  $\mu m$  de largo y 10  $\mu m$  de ancho,  $AR=5$ ). Esta fase presenta un comportamiento similar al observado para las aleaciones Cu3 y Cu5, donde a 1 h de tratamiento térmico se da la fragmentación en una parte de la fase, después de 6 h la fase Q aumenta su tamaño, para 12 h de tratamiento térmico se ve un mayor porcentaje de fase Q fragmentada y esferoidizada y para 24 h de tratamiento térmico se observan partículas pequeñas (5-10 $\mu m$ ) producto de la fragmentación y esferoidización, así como otro porcentaje de fase mas grandes (50 $\mu m$ ) por la formación que se da de esta fase.

Lo anterior se puede apreciar en la Figura 3.37, donde variaron de manera significativa los valores de R, F y AR para para la fase Q. Este resultado se podría explicar por el alto contenido de Cu, que origina una mayor sobresaturación de la matriz. También se puede observar que a medida que se van disolviendo las fases  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$  se va formando fase Q alrededor de la fase  $Mg_2Si$ . Así, después de 24 horas de tratamiento térmico se puede observar fase Q tanto en forma de partículas pequeñas y como formas grandes y alargadas.



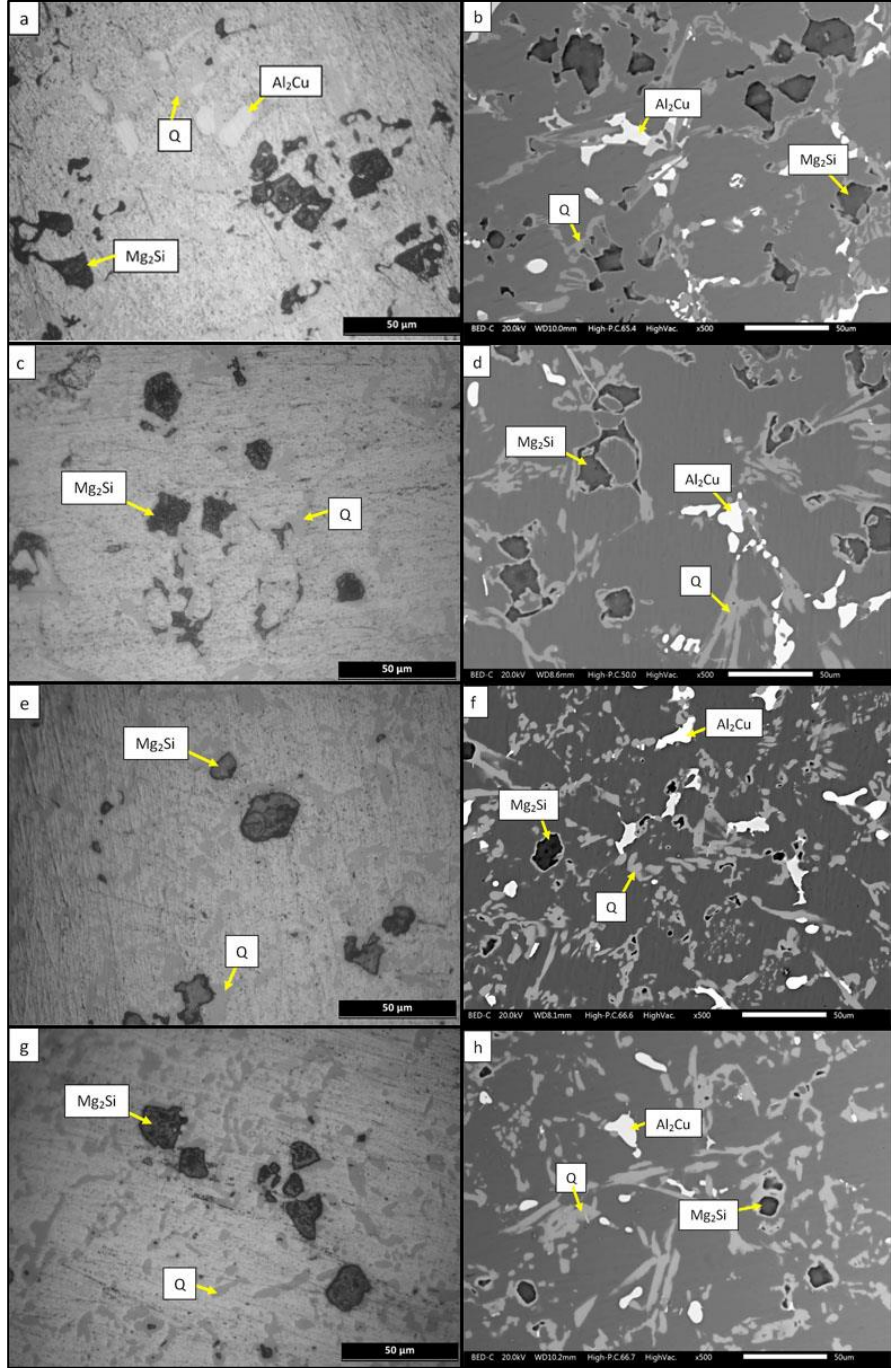


Figura 3.37 Micrografías de la aleación Cu7 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y h).

La variación del porcentaje de fases con el cambio de tiempo del tratamiento térmico se muestra en la figura 3.38, donde es perceptible la disminución del porcentaje de la fase  $Al_2Cu$ , debido a la disolución de la misma hasta las 6 horas de tratamiento térmico ya que después de ese tiempo la disolución es menor y lenta. Algo similar sucede con la fase  $Mg_2Si$  la cual se disuelve en mayor porcentaje hasta 12 horas de tratamiento térmico. De la misma manera se observa un aumento de la fase Q a mayor tiempo de tratamiento térmico.

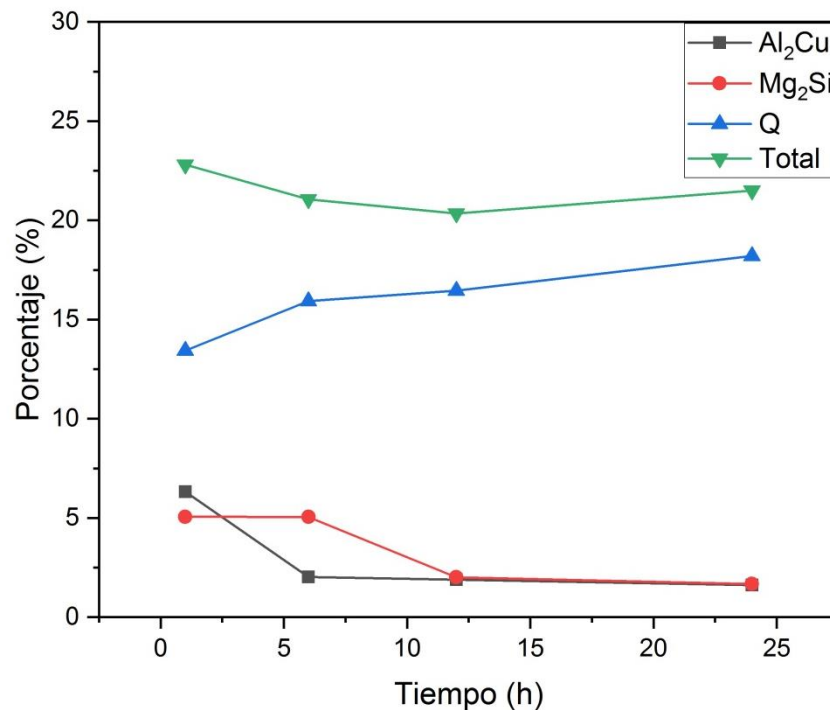


Figura 3.38 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Cu7.

El cambio de porcentaje de fases que se muestra la gráfica 3.38 se comprueba con las micrografías que se analizaron de la figura 3.37.

Para complementar el análisis de fases, se realizó un EDS de la aleación Cu7 después de cada tratamiento térmico. Los EDS mostraron resultados similares por lo cual solo se analiza en la figura 3.39 el mapeo de la aleación Cu7 después de 24 horas de tratamiento térmico, el cual es representativo de todos los EDS obtenidos. En el mapeo se resalta en rojo el aluminio, en verde el silicio, en amarillo el cobre y en morado el magnesio.



En la figura 3.39a se observa el mapeo general donde se comprueba la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  en las partículas que resaltan en amarillo, la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  en las partículas oscuras, mientras que la fase Q que se representa en una mezcla de colores amarillo, verde y morado, y en rojo la matriz de aluminio.

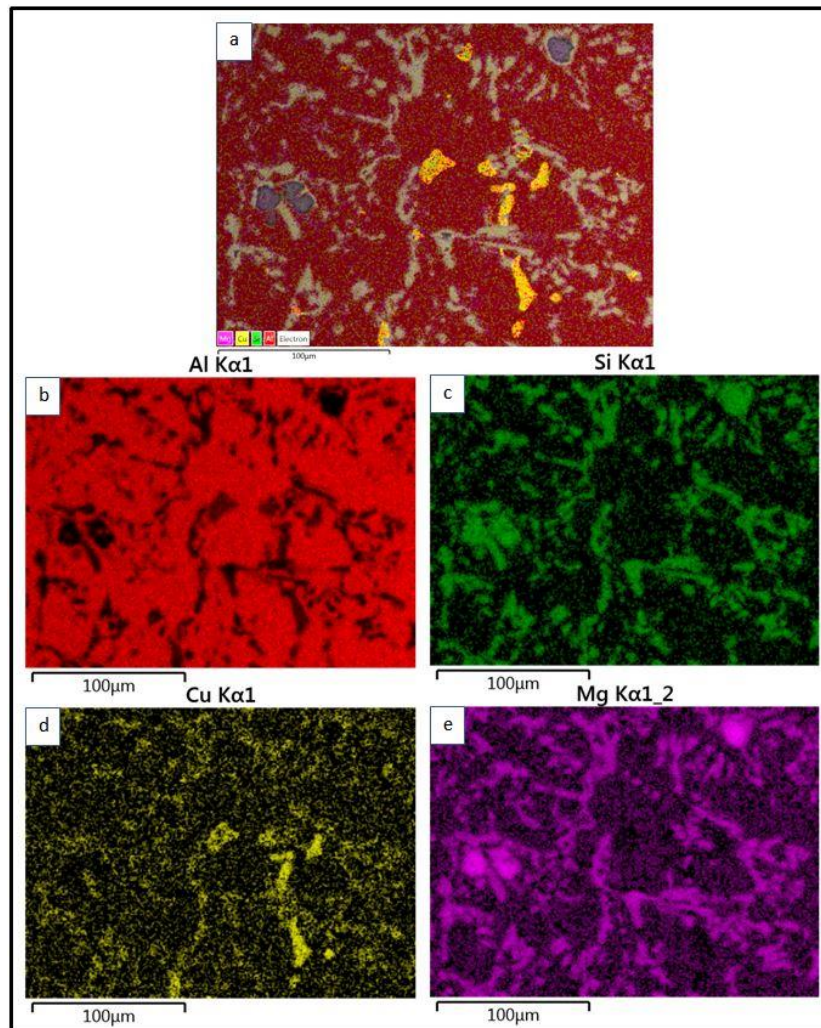


Figura 3.39 Mapeo de la aleación Cu7 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.

### 3.2.3.1 Difracción de rayos-X.

La difracción de rayos-X comprueba la presencia de las fases observadas por microscopía (figura 3.40) para la aleación Cu7, las cuales son  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Q. Las mismas fases se detectaron en los difractogramas obtenidos después de cada tratamiento térmico. Los difractogramas se muestran en la figura 3.42 donde se observa que en los valores para 2 theta de  $38^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $65^\circ$  y  $78^\circ$  se tienen los picos correspondientes al aluminio, el cual es la matriz de la aleación. En los ángulos  $25^\circ$ ,  $40^\circ$  y  $50^\circ$  se muestra la presencia de la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y en los ángulos  $20^\circ$  y  $38^\circ$  el  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

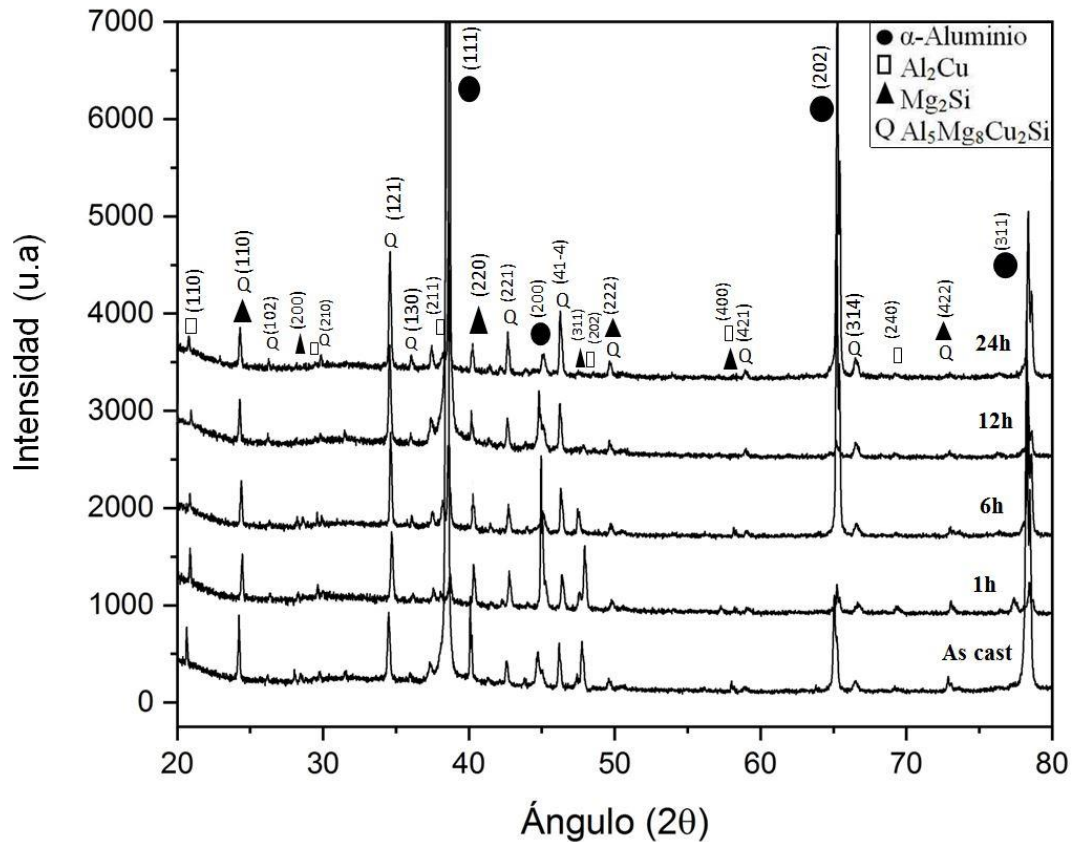


Figura 3.40 Difractogramas de la aleación Cu7 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia

### 3.2.3.2 Análisis de imágenes.

Se realizó el análisis de imagen de cada fase después de cada tratamiento térmico, lo cual se muestra en la figura 3.41. Los resultados muestran una transformación de fase significativa en la aleación Cu7 con 24 horas de tratamiento térmico. Los valores correspondientes al factor de forma, la redondez y la dimensión fractal son 0.15, 0.54 y 1.82 respectivamente, y describen la fase  $Al_2Cu$  con 1 hora de tratamiento térmico. Estos valores aumentan con el aumento del tiempo del tratamiento térmico teniendo como resultado un factor de forma de 0.86, redondez de 0.90 y una dimensión fractal de 1.90 después de 24 horas de tratamiento térmico. Respecto a la fase Q se tiene una transformación similar a la fase  $Al_2Cu$ , pues tiene una redondez de 0.19 a 1 hora de tratamiento térmico y de 0.34 después de 24 horas de tratamiento térmico, el factor de forma varía de 0.02 a 0.41, y la relación de aspecto de 5.11 a 2.88. Esto debido a que a mayor tiempo de tratamiento térmico se da oportunidad a la fase larga de disolverse y fragmentarse dando como resultado fases con morfologías cercanas a una figura geométrica.













TT	$Al_2Cu$	$Mg_2Si$	Q
TT1h			
	R = 0.54	R = 0.82	R = 0.19
	F = 0.15	F = 0.34	F = 0.02
	AR = 1.82	AR = 1.21	AR = 5.11
TT6h			
	R = 0.34	R = 0.80	R = 0.20
	F = 0.09	F = 0.48	F = 0.13
	AR = 2.90	AR = 1.24	AR = 4.90
TT12h			
	R = 0.37	R = 0.62	R = 0.32
	F = 0.32	F = 0.59	F = 0.41
	AR = 2.69	AR = 1.60	AR = 3.03
TT24h			
	R = 0.90	R = 0.90	R = 0.34
	F = 0.86	F = 0.80	F = 0.41
	AR = 1.10	AR = 1.10	AR = 2.88
	Df = 1.90	Df = 1.91	Df = 1.86

Figura 3.41 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Cu7, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal

La fase  $Mg_2Si$  también muestra diferentes morfologías a 1 y 24 horas de tratamiento térmico, pero menos drásticas comparadas con  $Al_2Cu$  y Q. Esto debido a que la fase se encuentra en forma primaria antes del tratamiento térmico y a mayor tiempo de tratamiento térmico la fase solo se va disolviendo, disminuyendo su tamaño.

Las gráficas con la comparación de los valores obtenidos para los descriptores de forma se muestran en la figura 3.42. Las gráficas 3.42a y 3.42b muestran la redondez así como el factor de forma respectivamente, la gráfica del  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$  muestran los valores más altos después de 24hrs de tratamiento térmico, esto por el proceso de disolución y esferoidización que ocurrió con estas fases. La relación de aspecto se observa en la figura 3.42c donde la fase Q muestra mayores modificaciones. Como ya se mostró en la figura 3.39 la fase Q a 1 h de tratamiento térmico está presente con morfologías alargadas y gruesas, con el aumento del tiempo la fase se disuelve, se fragmenta y se esferoidiza; a 24 h se observaron partículas esféricas y otras más alargadas, estas se dan por la formación de la fase, por lo cual la gráfica de la relación de aspecto para la fase Q muestra ese comportamiento de disminuir con el aumento del tiempo.

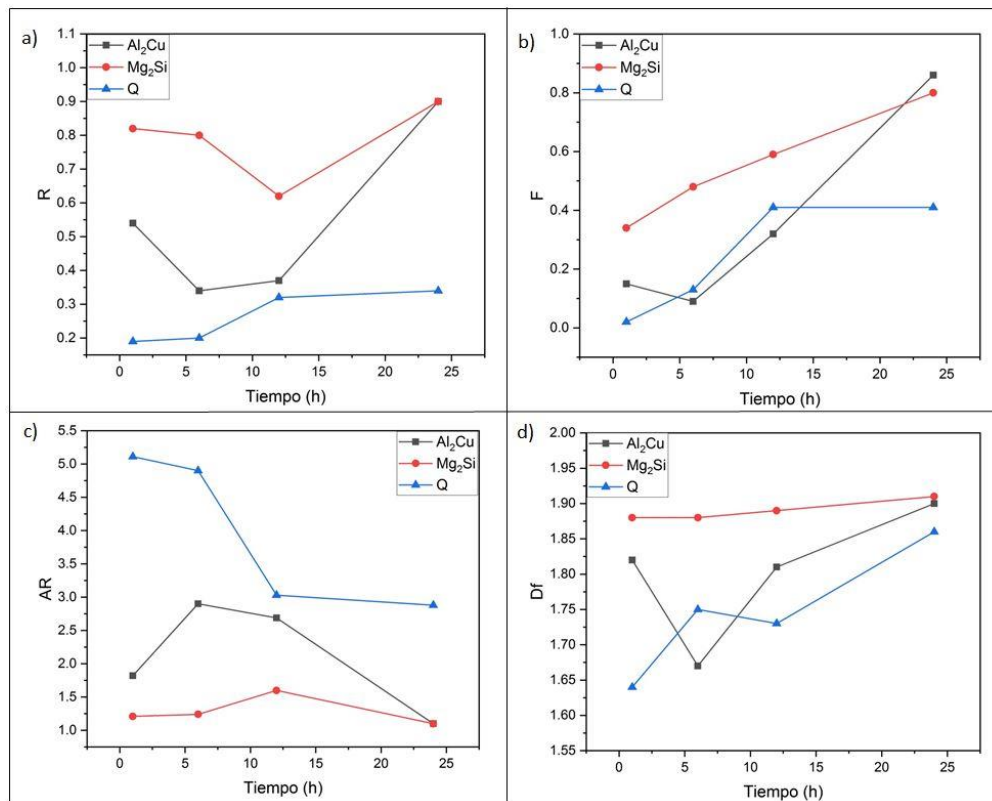


Figura 3.42 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Cu7, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.

### 3.2.4 Tratamientos térmicos aleación Mg3.

Para la aleación Mg3 se obtuvieron las micrografías por microscopías óptica y electrónica de barrido después de cada tratamiento térmico a 1, 6, 12 y 24 horas, las cuales se presentan en la figura 3.43, donde se observan las fases características de estas aleaciones. Como se había mencionado, estas fases son  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ , Q y Si.

En las micrografías de figuras 3.43a y b se observan las fases con 1 h de tratamiento térmico; la micrografía del lado izquierdo es obtenida por microscopía óptica, en la cual es poco perceptible la fase  $Al_2Cu$  debido al poco contraste con la matriz. En la micrografía de lado derecho, obtenida por microscopía electrónica de barrido, en color blanco se observa esta fase con morfologías grandes y alargadas. Con el aumento de tiempo del tratamiento térmico esta fase comienza a aumentar su tamaño, como se analizará más adelante, pero incluso para 24 h aun su morfología es alargada, aunque menos que para tiempos cortos.

En cuanto a la fase  $Mg_2Si$ , esta se observa en forma eutéctica con 1 h de tratamiento térmico y al aumentar el tiempo del tratamiento térmico ésta se va disolviendo hasta hacerla casi indetectable en las micrografías (figura 3.43 g y h).

La fase Q presenta un comportamiento similar a la  $Al_2Cu$ , estando presente en formas alargadas y conectadas, pero después de 12 h de tratamiento térmico comienza a disolverse y fragmentarse dejando fases más redondeadas. En esta aleación se observa un mayor porcentaje de silicio comparando con las demás aleaciones analizadas en esta investigación, esta fase es difícil de analizar por microscopía electrónica de barrido por lo cual se utiliza la microscopía óptica para observarla, esto se muestran de lado derecho de la figura 3.43. La fase se tiene presente después de todos los tratamientos térmicos y a mayor tiempo de tratamiento térmico el silicio eutéctico se disuelve, fragmenta y esferoidiza.



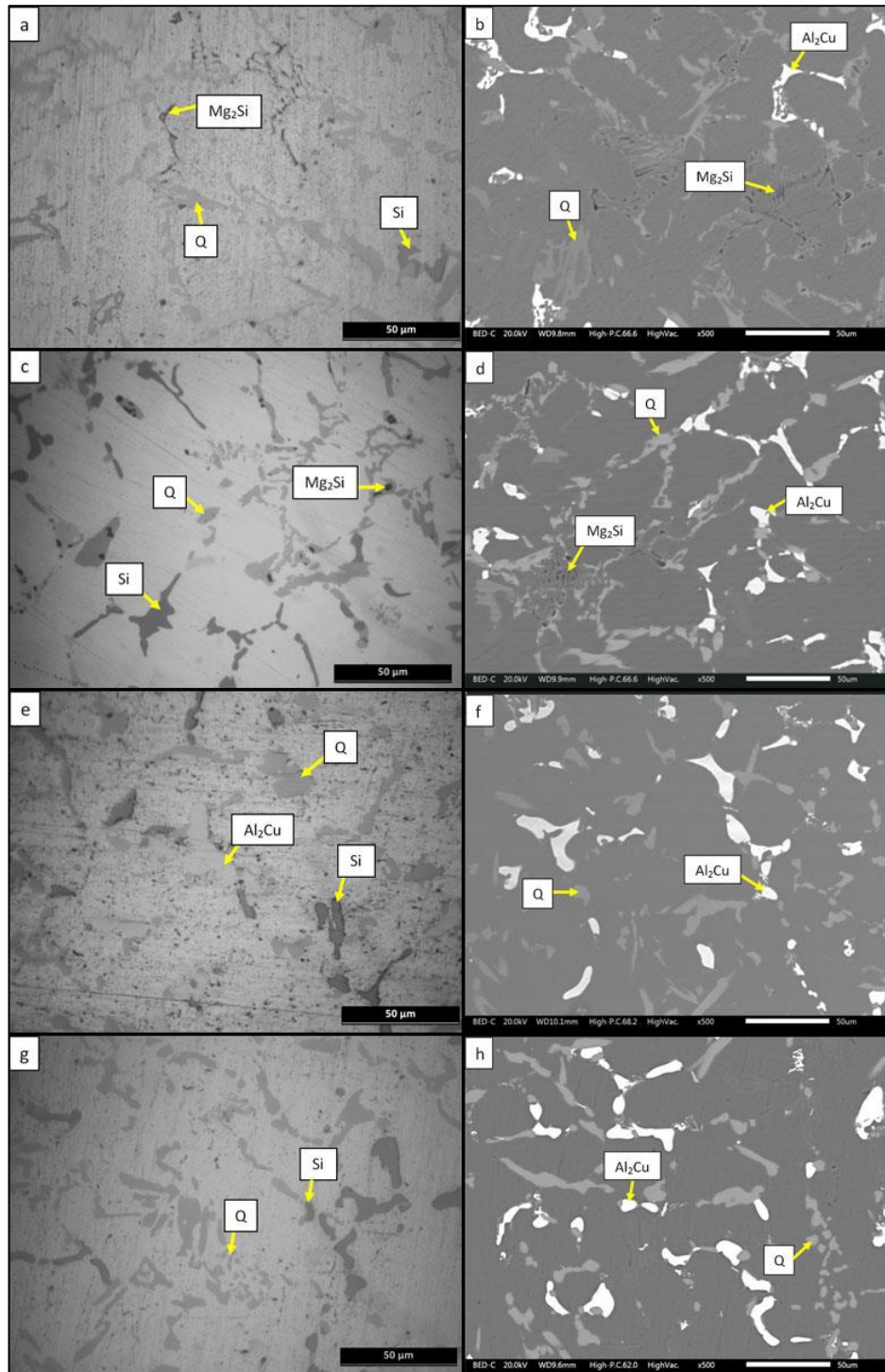


Figura 3.43 Micrografías de la aleación Mg3 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y h).

Los porcentajes de cada fase con el aumento de tiempo de tratamiento térmico se analizan en la gráfica de la figura 3.44, donde se aprecia la disminución del porcentaje de  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Si, así como un aumento el porcentaje de la fase cuaternaria. Las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y Si muestran una disolución en porcentaje similar, mientras que la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  es la de menor porcentaje, estando prácticamente en cero después de 12 horas por su disolución completa.

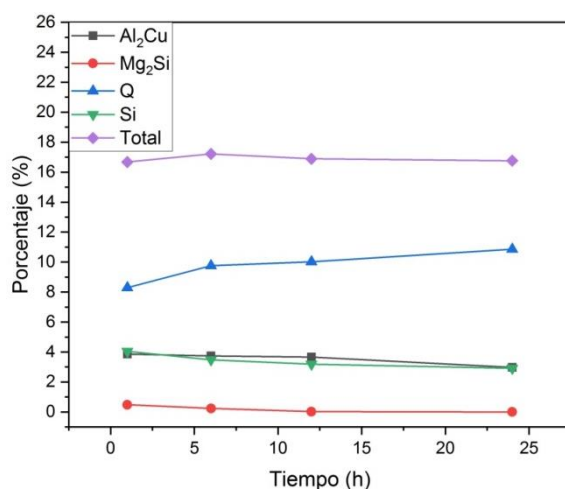


Figura 3.44 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Mg3.

Para confirmar las fases presentes en la aleación se analizó después de cada tratamiento térmico por EDS, se obtuvieron resultados similares en todos los mapeos por lo cual se muestra en la figura 3.45 el mapeo de la aleación Mg3 después de 24 horas de tratamiento térmico, el cual es representativo.

En la figura 3.45a se analiza el mapeo general de la aleación donde se observa con mayor facilidad la presencia de la fase silicio, la cual resalta en verde (mayormente perceptible en la figura 3.45c de color verde más intenso). También se complica la visualización de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  por microscopía óptica, la presencia de esta fase se comprueba con el mapeo de la figura 3.45d, resaltándola de forma brillante en amarillo. La fase Q es una mezcla de colores amarillo, verde, morado y rojo que se observa en el mapeo general de la figura 3.45a, al igual que en las micrografías de la figura 3.45c, d y e.

La única fase que no se detectó en el mapeo de la aleación Mg3 después de 24 horas es la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , la cual si está presente después de los demás tratamientos térmicos sin embargo

para comprobar la presencia de esta fase se profundizó el análisis por microscopía electrónica de barrido, microscopía óptica y difracción de Rayos-x.

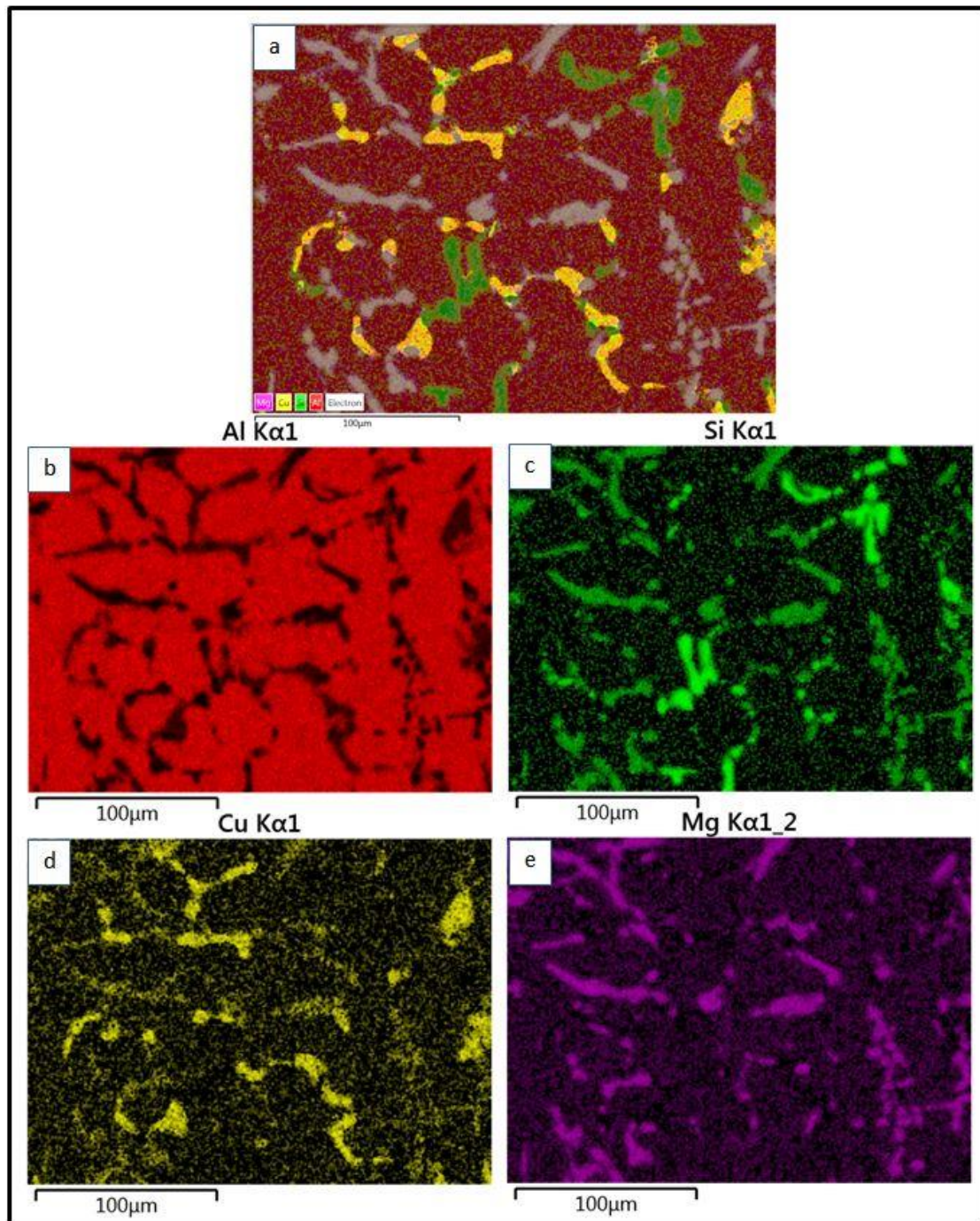


Figura 3.45 Mapeo de la aleación Mg3 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.



### 3.2.4.1 Rayos-X.

La aleación Mg3 después de cada tratamiento térmico fue analizada por difracción de Rayos-X, y los difractogramas obtenidos se muestran en la figura 3.46. Se observan los picos indexados para la fase aluminio- $\alpha$  en los ángulos  $38^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $65^\circ$  y  $78^\circ$ . Para la fase  $Mg_2Si$  se observan en los valores de  $2\theta$  de  $25^\circ$ ,  $40^\circ$  y  $50^\circ$  y en los ángulos  $20^\circ$  y  $38^\circ$  el  $Al_2Cu$ . En esta aleación se observó la fase silicio, la cual se comprueba con los difractogramas en los ángulos  $28.5^\circ$  y  $56^\circ$ . En el ángulo  $28.5$  se traslapan 2 picos, uno correspondientes a la fase del silicio y el otro a la fase cuaternaria. Se aprecia que para tiempos largos de tratamiento térmico ya no se detectaron los picos para el  $Mg_2Si$ , debido a su disolución y en correspondencia con lo observado mediante microscopía.

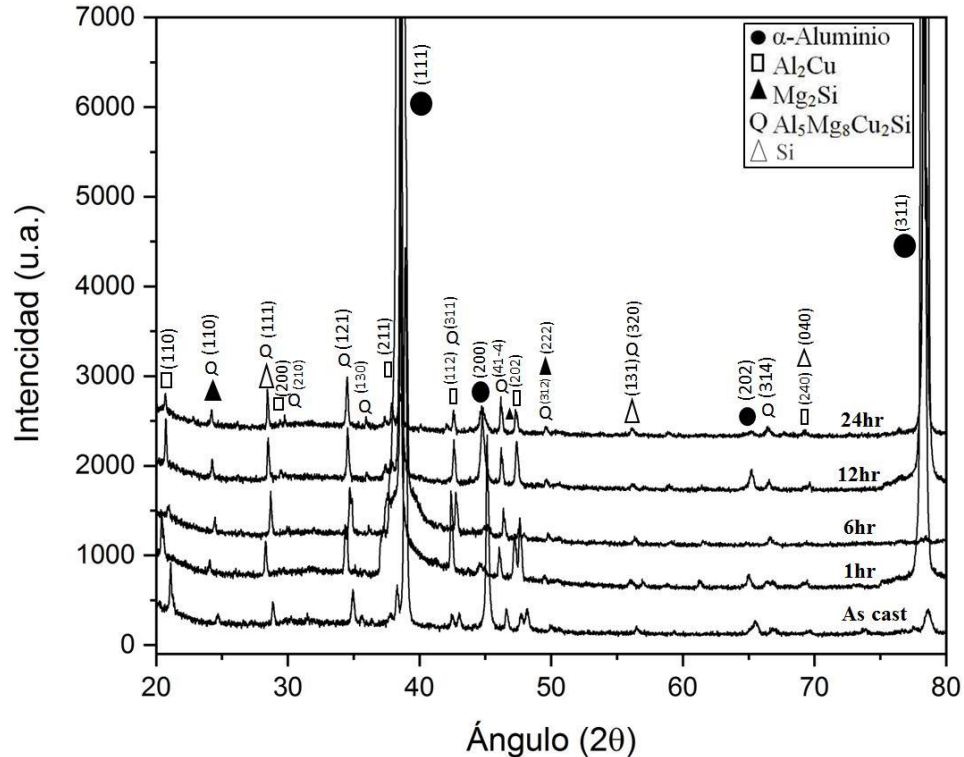


Figura 3.46 Difractogramas de la aleación Mg3 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia.

### 3.2.4.2 Análisis de imágenes.

Las fases presentes en la aleación Mg3 después de los tratamientos térmicos, se analizaron por ImageJ, resultados que se muestran en la figura 3.47. Las fases  $Al_2Cu$  y Q se describen de forma similar con 1 hora de tratamiento térmico, teniendo una redondez de 0.25 para ambas, un factor de forma de 0.03 y 0.01 respectivamente, así como una relación de aspecto de 1.57 y 1.59. Estas mismas fases muestran una morfología similar después de 24 horas de tratamiento térmico, describiéndose con una redondez de 0.93, un factor de forma de 0.71, y una relación de aspecto de 1.07. La dimensión fractal es diferente en estas fases después de 24 horas de tratamiento térmico siendo de 1.91 para la fase  $Al_2Cu$  y 1.69 para la fase Q; lo anterior debido a la morfología de Q que es alargada si se compara con la fase  $Al_2Cu$  ya que la esta fase se disuelve y se esferoidiza mientras que la fase Q muestra dos mecanismos, uno de disolución y esferoidización y otro de solo crecimiento.

La fase  $Mg_2Si$  tiene una redondez de 0.72, un factor de forma de 0.04, una relación de aspecto de 1.38 y una dimensión fractal de 1.64; estos valores describen una fase eutéctica que se presenta después de 1 hora de tratamiento térmico. Hasta antes de las 12 horas de tratamiento térmico esta fase se fragmenta y se comienza a esferoidizar mostrando una redondez de 0.34, factor de forma de 0.42, relación de aspecto de 2.87 y una dimensión fractal de 1.80. En el análisis de la fase  $Mg_2Si$  con 24 horas de tratamiento térmico ya no se detectó la presencia de esta, debido a su disolución ya que antes del tratamiento térmico se tenía en poco porcentaje.

Para esta aleación se realizó el análisis de la fase silicio la cual se muestra a 1 hora de tratamiento térmico en forma eutéctica descrita por lo valores de redondez de 0.39, factor de forma de 0.05, relación de aspecto de 2.53 y una dimensión fractal de 1.72.

Los valores de la redondez, el factor de forma, la relación de aspecto y la dimensión fractal de la aleación Mg3 con cambio en la temperatura de permanencia en el tratamiento térmico, se comparan en las gráficas de la figura 3.48, lo cual complementa lo ya discutido.

TT	Al <sub>2</sub> Cu	Mg <sub>2</sub> Si	Q	Si
TT1h	R = 0.25 F = 0.03 AR = 3.87 Df = 1.57	R = 0.72 F = 0.04 AR = 1.38 Df = 1.64	R = 0.25 F = 0.01 AR = 3.98 Df = 1.59	R = 0.39 F = 0.05 AR = 2.53 Df = 1.72
TT6h	R = 0.75 F = 0.09 AR = 1.32 Df = 1.77	R = 0.31 F = 0.06 AR = 3.22 Df = 1.63	R = 0.26 F = 0.04 AR = 3.79 Df = 1.57	R = 0.39 F = 0.07 AR = 2.54 Df = 1.82
TT12h	R = 0.35 F = 0.15 AR = 2.81 Df = 1.65	R = 0.34 F = 0.42 AR = 2.87 Df = 1.80	R = 0.12 F = 0.03 AR = 7.81 Df = 1.57	R = 0.21 F = 0.18 AR = 4.77 Df = 1.71
TT24h	R = 0.93 F = 0.71 AR = 1.07 Df = 1.91	R = -- F = -- AR = -- Df = --	R = 0.32 F = 0.24 AR = 3.04 Df = 1.69	R = 0.37 F = 0.50 AR = 2.67 Df = 1.85

Figura 3.47 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Mg3, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal.

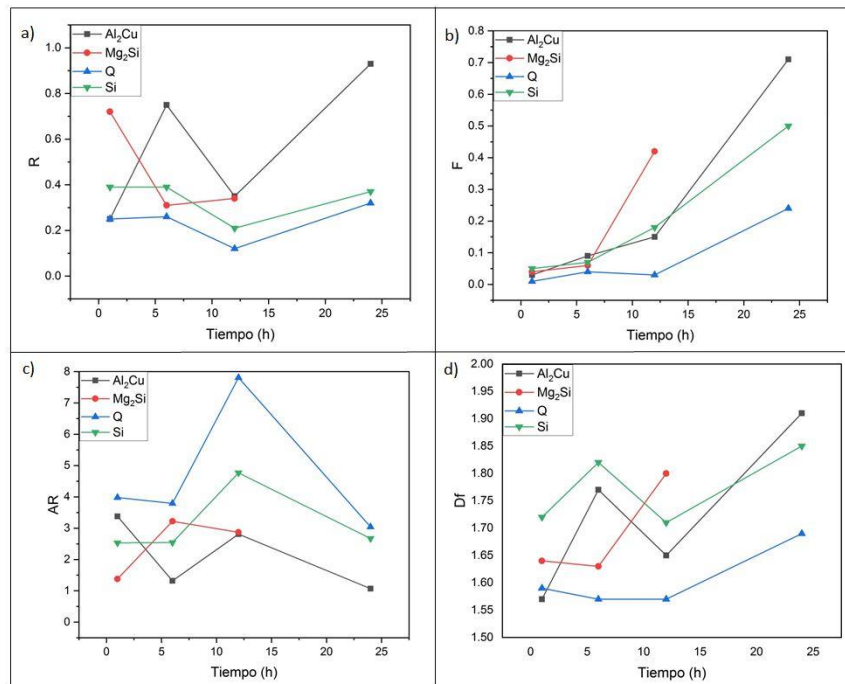


Figura 3.48 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Mg3, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.

### 3.2.5 Tratamientos térmicos aleación Mg5.

La aleación Mg5 se caracterizó después de cada tratamiento térmico a 1, 6, 12 y 24 h. Las micrografías obtenidas por microscopía óptica se muestran en la figura 3.49 del lado izquierdo y del lado derecho las obtenidas por microscopía electrónica de barrido. Después de una hora de tratamiento térmico, se observa la fase  $Mg_2Si$  eutéctica en forma de caracteres chinos en la figura 3.49a y b. La fase  $Al_2Cu$  se dificulta visualizarla por microscopía óptica (figura 3.49a), por lo cual se analiza con la micrografía de la figura 3.49b, donde se observa esta fase en forma de bloque de  $50\mu$  aproximadamente. La fase Q esta presente en forma alargada, mientras que la fase silicio se analizó por microscopía óptica en la figura 3.49a debido a que por microscopía electrónica de barrido (3.49b) no se distingue. La cual esta presente en forma eutéctica despues de 1 hora de tratamiento térmico.

Despues de 24 horas de tratamiento térmico la fase  $Al_2Cu$  se disuelve pero no por completo (figura 3.49h), pues aun se observan fases pequeñas y esféricas, así como algunos fragmentos alargados. La fase  $Mg_2Si$  se disuelve casi totalmente después de 24 horas de tratamiento térmico, ya que se pueden observar fases pequeñas y esféricas.

La fase  $Mg_2Si$  por su morfología es más fácil disolver comparada con las fase ricas en cobre que se muestran en formas gruesas y alargadas lo cual complica que se disuelvan. A medida que se va disolviendo la fase  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$  se observa la formación de la fase Q, en la figura 3.49h correspondiente a la aleación Mg5 después de 24 h de tratamiento térmico se tiene una cantidad mayor de la fase Q que de la fase  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$ .

La fase Q se disuelve y se fragmenta, pero debido a la disolución de las fases  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$  se favorece su formación, por lo que para tiempos tan largos como 24 h aún existe fase Q alargada.

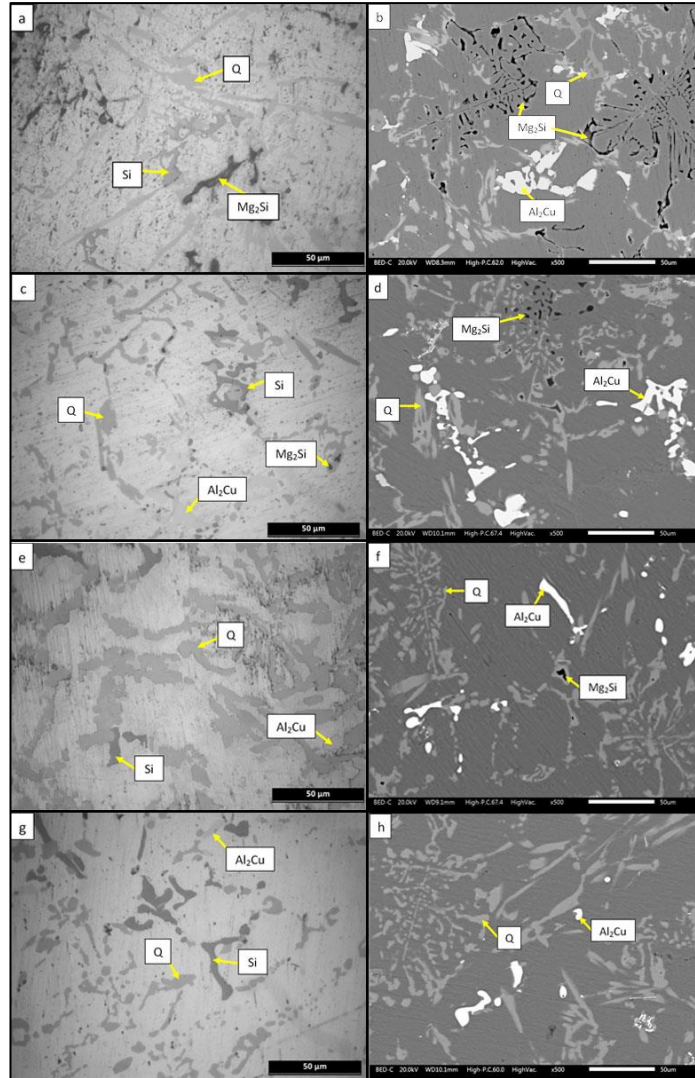


Figura 3.49 Micrografías de la aleación Mg5 después de los tratamientos térmicos por microscopía óptica (lado izquierdo) y microscopía electrónica de barrido (lado derecho). 1h (a y b), 6h (c y d), 12h (e y f), 24h (g y f).

La variación del porcentaje de fases con el aumento del tiempo de tratamiento térmico se muestra en la gráfica de la figura 3.50. Se observó una disminución de las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Si, esto como consecuencia de su disolución. La fase que se disolvió en mayor porcentaje fue la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , como se observó en las micrografías de la figura 3.50 que coincide con la información presente en la gráfica de la figura 3.50 donde se representa con una línea rojo la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y después de 24hrs es la fase en menor porcentaje. También se observa, con la disminución en porcentaje de las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y Si, un aumento en el porcentaje de la fase Q, siendo esta la que está presente en mayor porcentaje después de 24 horas de tratamiento térmico.

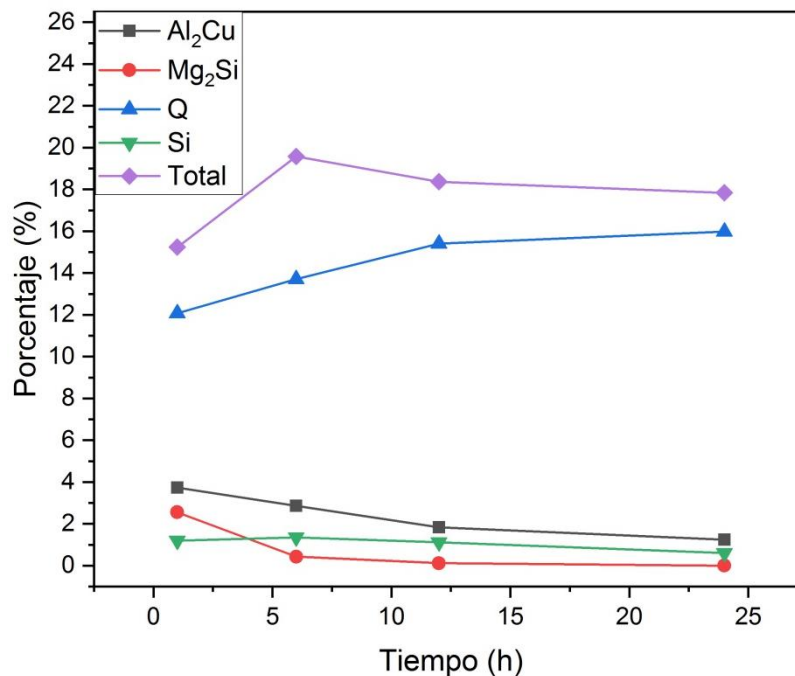


Figura 3.50 Gráfica de la variación del porcentaje de fases respecto al tiempo de permanencia en el tratamiento térmico para Mg5.

Se realizó un EDS a la aleación Mg5 después de cada tratamiento térmico. En todos los EDS se obtuvieron resultados similares, por lo cual solo se observa en la figura 3.51 el mapeo de la aleación Mg5 después de 24 h, ya que es representativo de los EDS realizados. El mapeo muestra en color rojo el aluminio, en verde el silicio, el cobre en amarillo y el magnesio en morado (figura 3.51b, c, d y e). Esto permite distinguir la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  que es la que resalta en amarillo, la fase cuaternario Q que se presenta como una mezcla de colores,



la matriz de aluminio en rojo y la fase Si resaltada en verde (mapeo general de la figura 3.51a). Gran porcentaje de la fase  $Mg_2Si$  se disuelve después de 24 h de tratamiento térmico, dejando solo partículas muy pequeñas que no se distinguen en el mapeo.

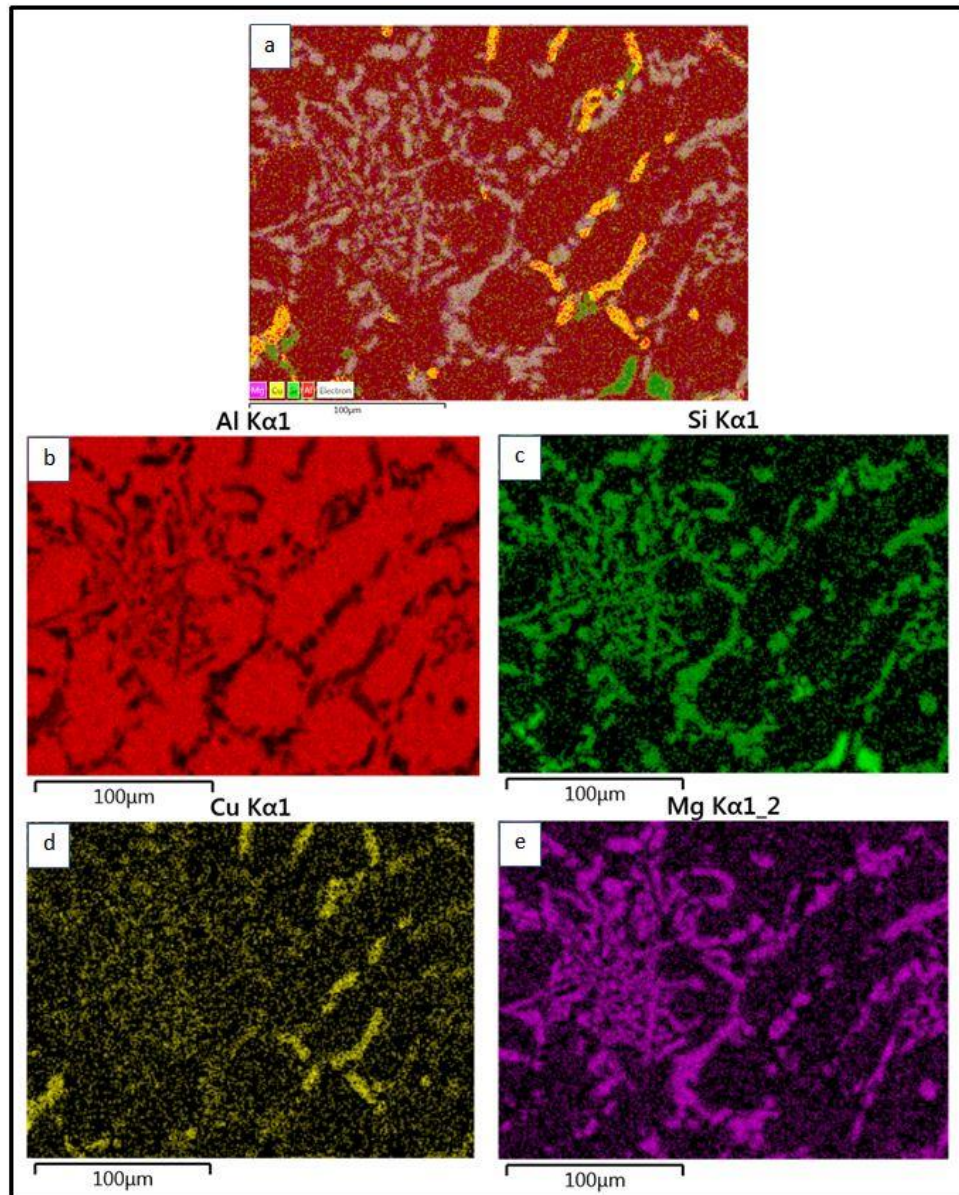


Figura 3.51 Mapeo de la aleación Mg5 después de TT 24h, a) Mapeo general, b) Aluminio en rojo, c) Silicio en verde, d) Cobre en amarillo y e) Magnesio en morado.



### 3.2.5.1 Rayos-X.

Los difractogramas obtenidos del análisis de Rayos-X después de cada tratamiento térmico para la aleación Mg5 se muestran en la figura 3.52, donde se observa la identificación de las fases analizadas. La fase  $\alpha$ -Aluminio se observa en los picos más intensos debido a que la base de la aleación es aluminio. Se identificó la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  en los valores de  $2\theta$  de  $20^\circ$ ,  $29.49^\circ$  y  $42^\circ$ . Los picos de los ángulos  $25^\circ$ ,  $40^\circ$  y  $50^\circ$  corresponde a la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , la fase Q está en los ángulos  $30^\circ$ ,  $35^\circ$  y  $46^\circ$  y la fase Si en los ángulos  $28.5^\circ$  y  $56^\circ$ . Con los difractogramas se confirma la presencia de las fases analizadas después de cada tratamiento térmico.

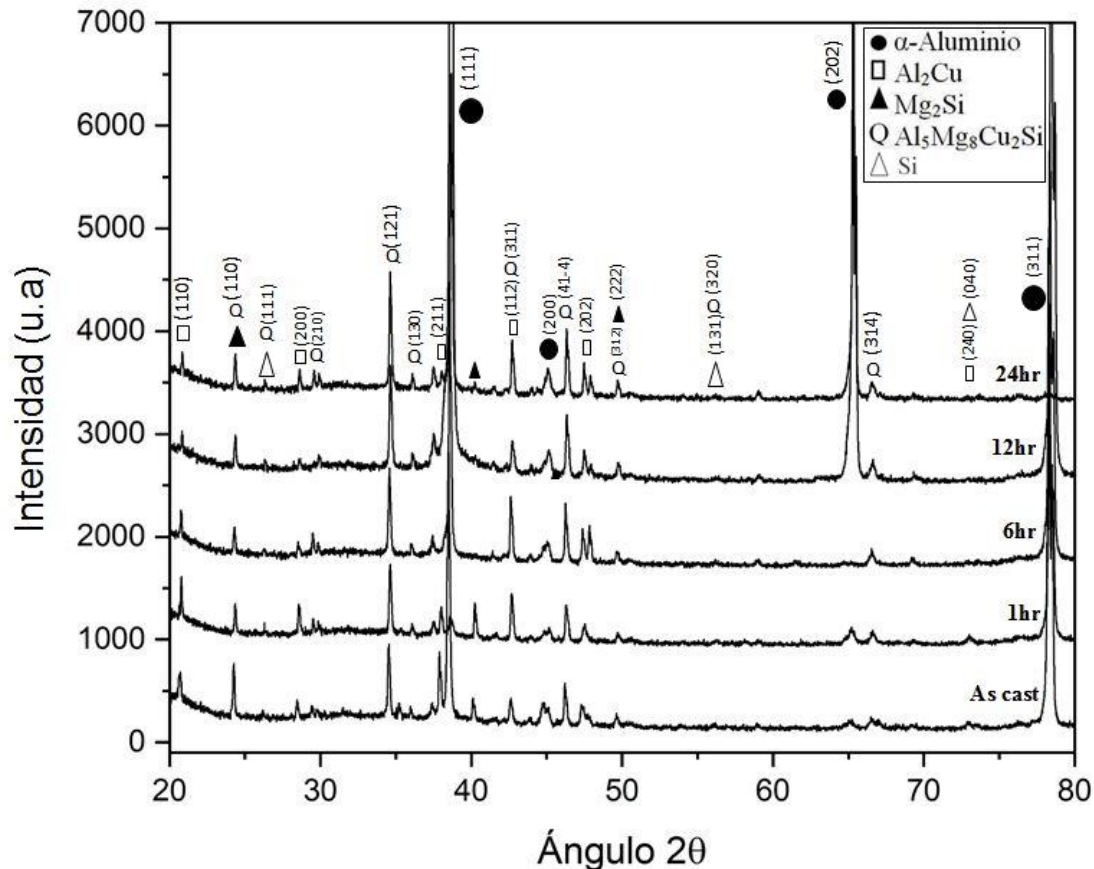


Figura 3.52 Difractogramas de la aleación Mg5 con tratamiento térmico a diferentes tiempos de permanencia.

### 3.2.5.2 Análisis de imágenes.

Se realizó el análisis de fases en la aleación Mg5 después de cada tratamiento térmico, por medio del software ImageJ, y los resultados se muestran en la figura 3.53. Se observa que la fase  $Al_2Cu$  después de 1 hora de tratamiento térmico se encuentra presente en forma gruesa y alargada, descrita con un factor de forma de 0.07 y una relación de aspecto de 2.08.

Estos parámetros se modifican con el aumento de tiempo del tratamiento térmico debido a que la fase se disuelve y las partes delgadas llegan a fragmentarse dando como resultado una fase esférica con un factor de forma de 0.88 y una relación de aspecto de 1.16 después de 24 horas de tratamiento térmico. La fase Q se muestra en forma delgada y alargada, con un factor de forma de 0.01 y dimensión fractal de 1.59 a 1 hora de tratamiento térmico, sin embargo a mayor tiempo de tratamiento térmico esta fase se disuelve y fragmenta, dejando fases más pequeñas, a 24 horas de tratamiento térmico continuaba disolviéndose por lo cual se observó una fase no esférica sino en forma de elipse con un factor de forma de 0.51 y una dimensión fractal de 1.87, esto debido a que se tenía un alto porcentaje de esta fase, mientras una parte se disolvía en otros puntos esa misma fase se comenzaba a formar como consecuencia de la disolución de las otras fases.

Respecto a la fase  $Mg_2Si$  se observó de forma eutéctica a 1 hora de tratamiento térmico con una redondez de 0.48, un factor de forma de 0.02, una relación de aspecto de 2.04 y una dimensión fractal de 1.51. Con el aumento del tiempo del tratamiento térmico se disolvió casi por completo debido a que se tenía bajo porcentaje de esta fase. Después de 24 horas de tratamiento térmico se observó muy poco porcentaje de esta fase y solo quedaron pequeñas partículas esféricas con una redondez de 0.82, un factor de forma 0.86, una relación de aspecto de 1.20 y una dimensión fractal de 1.87.

La fase Silicio se observa en la figura 3.56 a 1 hora de tratamiento térmico de forma gruesa e irregular la cual con el aumento de tiempo en el tratamiento térmico se disuelve dando paso a una fase más delgada y alargada después de 24 horas de tratamiento térmico. Sin embargo sigue siendo una fase irregular ya que su dimensión fractal no varía de 1 hora a 24

horas, esto debido a la disolución de las demás y a la falta de tiempo para que siguiera disolviéndose el silicio.

La figura 3.54a muestra las gráficas del cambio de redondez con el aumento del tiempo del tratamiento térmico, donde se observa que las fases  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y  $\text{Mg}_2\text{Si}$  aumentan la redondez con el aumento del tiempo a  $490^\circ\text{C}$  debido a que estas fases después de 24 h de tratamiento térmico se observan con morfologías de partículas. La fase Q y Si muestran un comportamiento contrario ya que disminuye su redondez debido a que unas partículas de la fase Q se disuelven y otras se van formando o engrosando aumento el porcentaje de esta fase.

TT	$\text{Al}_2\text{Cu}$	$\text{Mg}_2\text{Si}$	Q	Si
TT1h	R = 0.48 F = 0.07 AR = 2.08 Df = 1.73	R = 0.48 F = 0.02 AR = 2.04 Df = 1.51	R = 0.59 F = 0.01 AR = 1.68 Df = 1.59	R = 0.61 F = 0.21 AR = 1.62 Df = 1.75
TT6h	R = 0.36 F = 0.17 AR = 2.73 Df = 1.79	R = 0.31 F = 0.19 AR = 3.14 Df = 1.71	R = 0.77 F = 0.02 AR = 1.28 Df = 1.60	R = 0.93 F = 0.11 AR = 1.06 Df = 1.77
TT12h	R = 0.37 F = 0.15 AR = 2.66 Df = 1.78	R = 0.53 F = 0.66 AR = 1.86 Df = 1.88	R = 0.50 F = 0.05 AR = 1.97 Df = 1.68	R = 0.41 F = 0.17 AR = 2.40 Df = 1.74
TT24h	R = 0.85 F = 0.88 AR = 1.16 Df = 1.89	R = 0.82 F = 0.86 AR = 1.20 Df = 1.87	R = 0.47 F = 0.51 AR = 2.12 Df = 1.87	R = 0.40 F = 0.17 AR = 2.48 Df = 1.74

Figura 3.53 Análisis de imagen de las segundas fases de la aleación Mg5, donde R es redondez, F factor de forma, AR relación de aspecto y Df dimensión fractal.

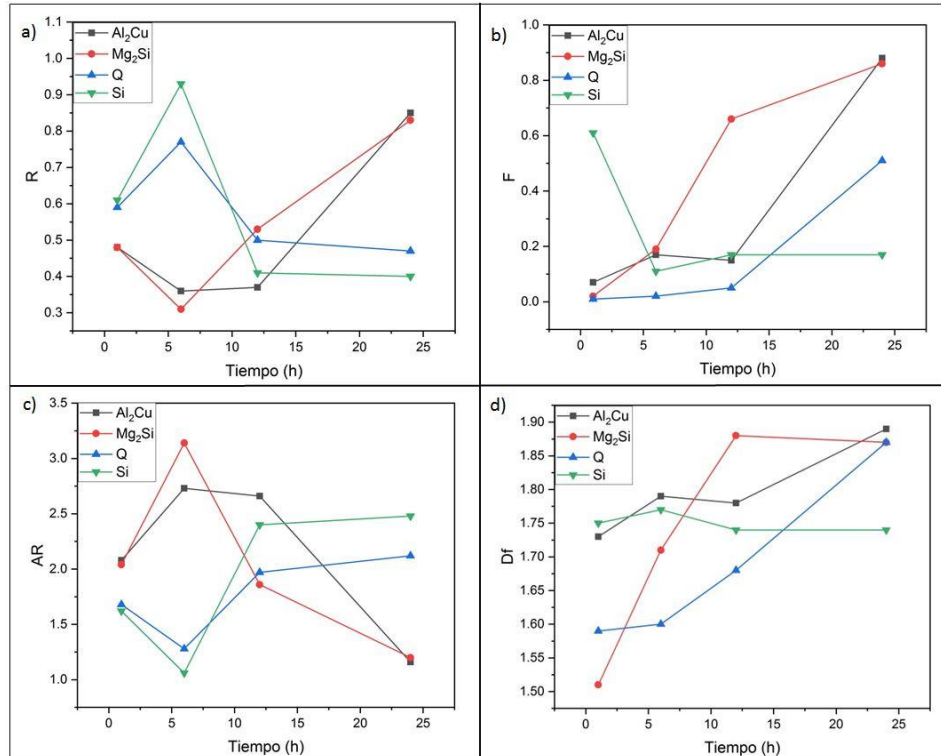


Figura 3.54 Gráficas del análisis de imagen par a la aleación Mg5, con el cambio del tiempo en cada fase. a) Redondez, b) Factor de forma, c) Relación de aspecto y d) Dimensión fractal.

### 3.2.6 Tratamientos térmicos aleación Mg7.

La aleación Cu7 y Mg7 tienen la misma composición química, por lo cual muestra los mismos resultados de todos los análisis, por ese motivo no se reportan resultados para la aleación Mg7, ya están reportados en la sección correspondiente a la aleación Cu7.

## 3.3 COMPARACIÓN DE LOS RESULTADOS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO.

### 3.3.1. Aleaciones con diferentes contenidos de Cu.

Con el objetivo de comparar los resultados descritos anteriormente, a continuación se muestran imágenes y gráficas de las aleaciones analizadas en esta investigación. En la figura 3.58 se observan las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido para las aleaciones experimentales, con variación en el porcentaje de cobre as-cast y

después de cada tratamiento térmico. Para complementar se muestran los porcentajes de fases con la variación del contenido de cobre y el tiempo del tratamiento térmico en las gráficas de la figura 3.55.

Se muestra un cambio en la microestructura y en el porcentaje de cada fase, con la variación del porcentaje del cobre y la variación del tiempo en el tratamiento térmico como describió Shijiao Zhang et col. [99].

Para fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  se observa un aumento del porcentaje con el aumento del contenido de cobre y en todos los casos se lleva a cabo el proceso de disolución, sin embargo como va aumentando el tiempo del tratamiento térmico la disolución se da más lenta [23, 58]. La aleación  $\text{Cu}_3$  as-cast (figura 3.55-1a) y  $\text{Cu}_7$  as-cast (figura 3.55-1c) muestran el menor porcentaje y mayor porcentaje de esta fase respectivamente.

La fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  a menor porcentaje de cobre se presentó de forma eutéctica (figura 3.55-1a) y a mayor porcentaje de cobre se observó en forma primaria (figura 3.55-1c). Dependiendo de la fase presente antes del tratamiento térmico se observó el proceso de disolución, fragmentación y engrosamiento de esta fase. En la aleación  $\text{Cu}_3$  observa con facilidad el proceso de engrosamiento de esta fase comparando la aleación as-cast (figura 3.55-1a) y la aleación después de 24hrs de tratamiento térmico (figura 3.55-5a)[101]. En la aleación  $\text{Cu}_5$  y  $\text{Cu}_7$  se da la fragmentación y la disolución. En todos los casos la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  después de 24hrs de tratamiento térmico se observa en forma de partícula, esférica (figura 3.55-5a, 5b y 5c) y en un porcentaje similar como se muestra en la gráfica de la figura 3.56b en color morado, una línea casi horizontal.

La fase cuaternaria Q describe 2 mecanismos, uno donde se comienza a disolverse y con el aumento de tiempo del tratamiento térmico disminuye su tamaño.

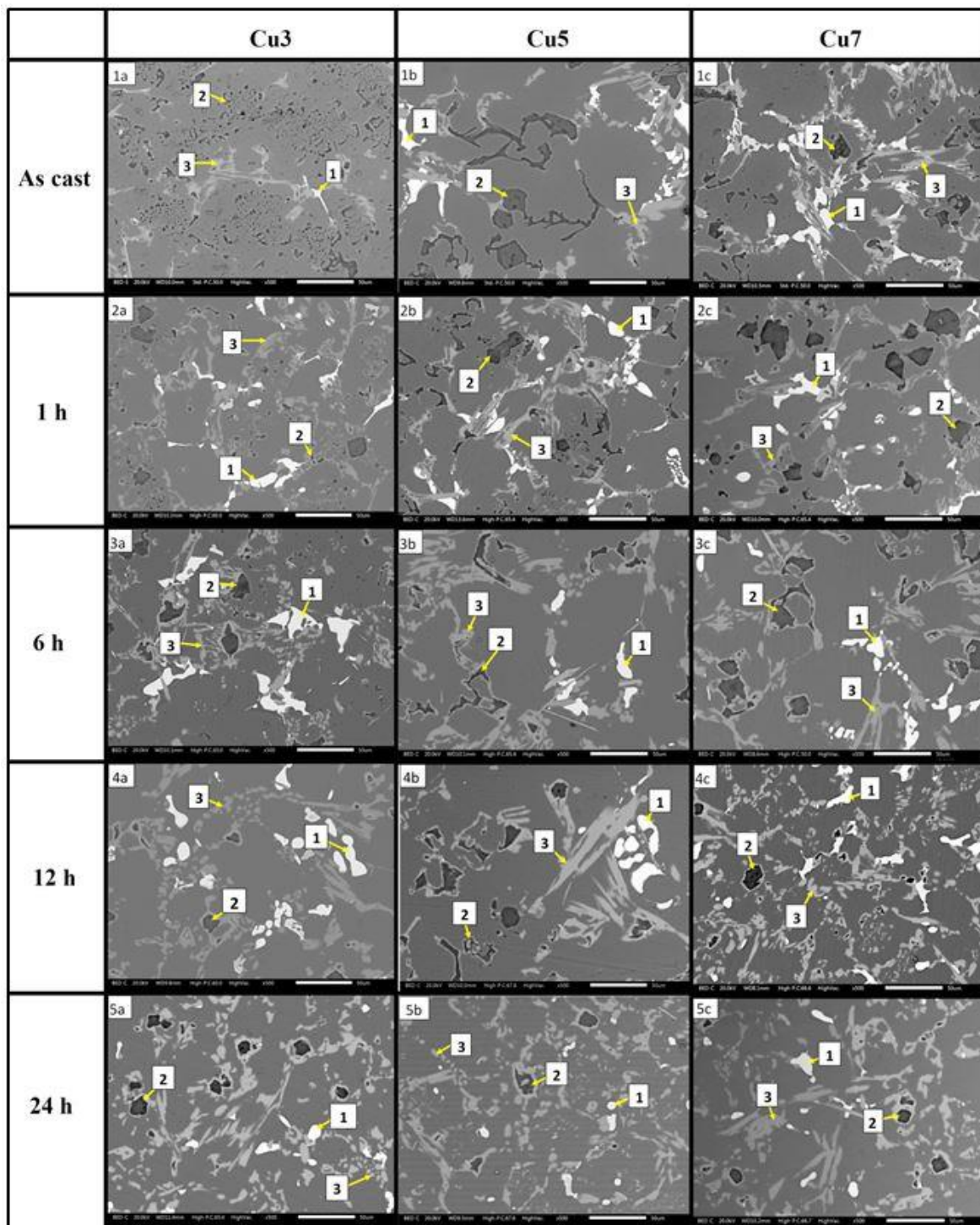


Figura 3.55 Micrografías de la aleación Cu3, Cu5 y Cu7; as-cast y después de cada tratamiento térmico. 1:Al<sub>2</sub>Cu, 2:Mg<sub>2</sub>Si y 3:Q.

Al mismo tiempo por la disolución de las demás fases se da la formación y crecimiento de la fase cuaternaria, principalmente donde se observaban presencia de la fase  $Mg_2Si$ . Por este mecanismo se da un aumento de porcentaje de la fase cuaternaria Q en todos los casos (figura 3.56c). En la figura 3.55 se observó que los 2 mecanismos suceden al mismo tiempo con el aumento del tiempo del tratamiento térmico. Este mecanismo se observó para las 3 aleaciones a los diferentes tiempos de tratamiento térmico.

El mismo mecanismo se observa en la tesis “Influencia del Mg y del ciclo térmico sobre la precipitación en una aleación de aluminio A319” del Dr Ismeli Alfonso López, donde una aleación similar con diferente composición sometida a tratamiento térmico a  $500^{\circ}C$  por 4 h hasta 72 h, muestra un mecanismo similar, a 4 h se disuelve la fase Q disminuyendo su tamaño, a 12 h y hasta 20 h se da la formación de esta fases y a 72 h de tratamiento térmico la fase se engrosa[102].

En esta investigación no se alcanza apreciar el engrosamiento de la fase debido a que según los datos reportados se requieren de tiempos más largos de permanencia del tratamiento térmico.

Se dificulta visualizar la fase de silicio en las micrografías de la figura 3.55. Sin embargo los resultados ya discutidos anteriormente y la gráfica de la figura 3.56d muestran que las aleaciones tienen un bajo porcentaje de la fase silicio. A mayor contenido de cobre menor porcentaje de fase silicio y este poco porcentaje se disuelve en el tratamiento térmico.

Las gráficas de la figura 3.56 se observa que la fase Q aumenta con el contenido de cobre así como que existe un aumento en el porcentaje de Q con el aumento del tiempo del tratamiento térmico siendo la aleación Cu7 con tratamiento térmico de 24 h la que contiene mayor porcentaje de la fase Q.



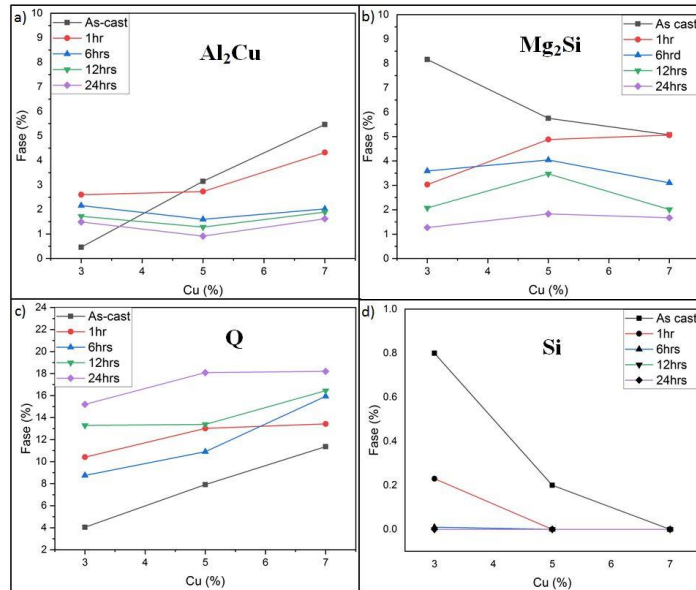


Figura 3.56 Porcentaje de fases con la variación del % de cobre y el tiempo de tratamiento térmico. a) Al<sub>2</sub>Cu, b) Mg<sub>2</sub>Si, c) Q y d) Si.

### 3.3.2. Aleaciones con diferentes contenidos de Mg.

En la figura 3.57-1a, 1b y 1c, se observan cambios de morfología y porcentaje con el aumento del contenido de magnesio de las fases Mg<sub>2</sub>Si y Q. La aleación Mg3 as-cast tiene poco porcentaje de Mg<sub>2</sub>Si y está presente en forma eutéctica, una fase delgada y en pequeñas partículas. Por esta razón con el aumento de tiempo de tratamiento térmico se favorece la disolución de la fase, de tal manera que a 12 horas de tratamiento térmico se disuelve casi por completo (figura 3.57-5a).

A mayor contenido de magnesio la fase Mg<sub>2</sub>Si cambia su morfología pasando de partículas pequeñas y delgadas a fases en bloque y gruesas, así como parte eutéctica. Para este tipo de morfología es más complicada su disolución, por lo cual en la aleación Mg7 se observa el proceso de disolución, fragmentación y engrosamiento de esta fase.

La fase Al<sub>2</sub>Cu se presenta en bloque en las 3 aleaciones, y en todos los casos se observa la disolución de esta fase. Sin embargo, a medida que va aumentando el tiempo del tratamiento térmico el porcentaje de fase disminuye lentamente. Se observó un proceso de disolución y esferoidización para esta fase en las tres aleaciones.

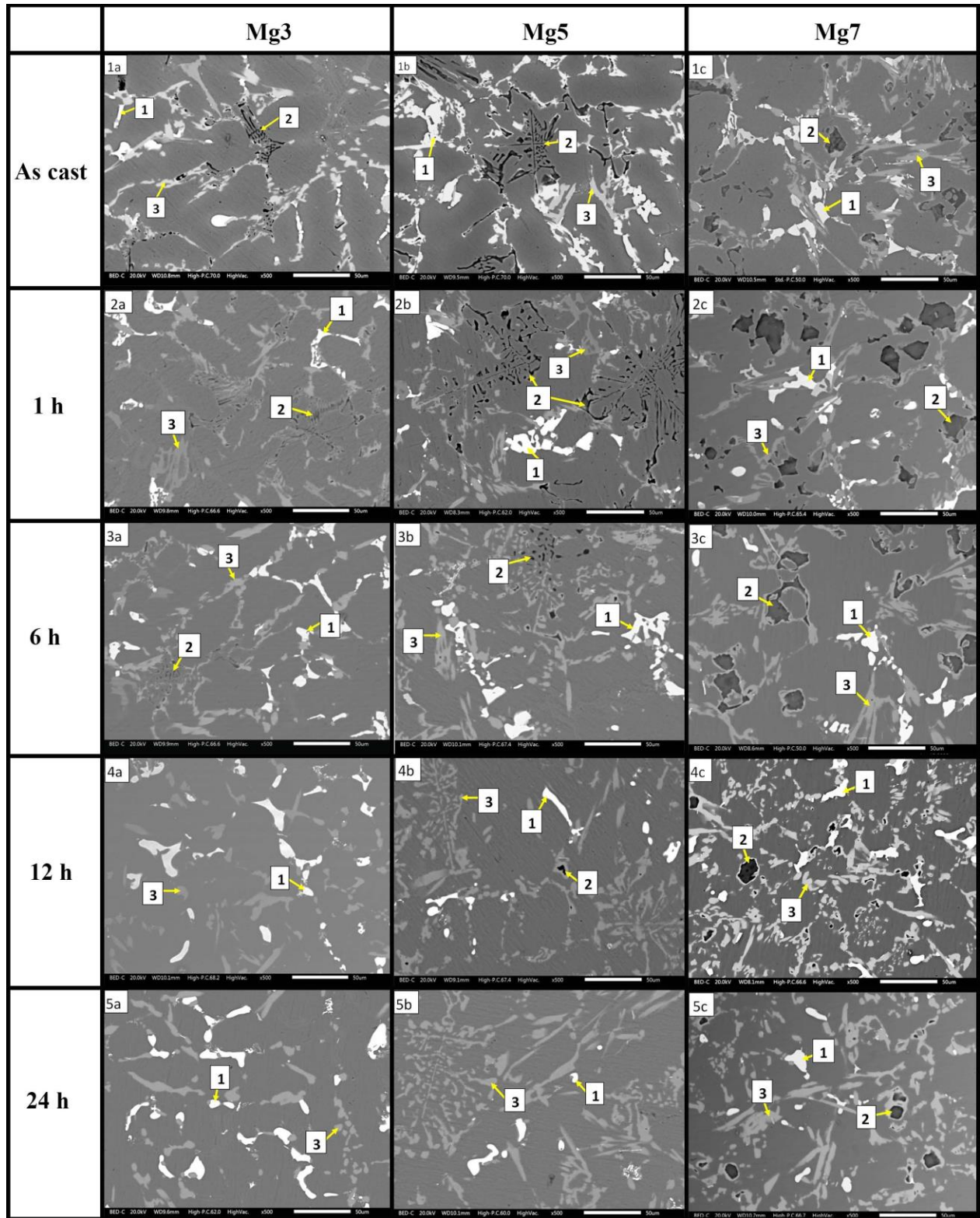


Figura 3.57 Micrografías de la aleación Mg3, Mg5 y Mg7; as-cast y después de cada tratamiento térmico. 1:Al<sub>2</sub>Cu, 2:Mg<sub>2</sub>Si y 3:Q.

La fase Q muestra un mecanismo de disolución y crecimiento con el aumento del tiempo del tratamiento térmico similar al observado en las aleaciones con diferente contenido de cobre.

Respecto a los resultados obtenidos de las aleaciones con variación en el contenido de magnesio, en la figura 3.58 las gráficas muestran la variación de porcentaje de fases para diferentes tiempos de permanencia a 490 ° C. Los resultados muestran que a mayor contenido de magnesio se da un aumento de porcentaje de fases que contienen magnesio, como lo son  $Mg_2Si$  y Q. Sin embargo, la fase cuaternaria Q es la que aumenta de una manera significativa, como se muestra en la gráfica de la figura 3.58c con una línea negra correspondiente a la aleación as-cast. También se observa un aumento de la fase Q con el aumento del tiempo de tratamiento térmico, ya que las aleaciones as-cast (figura 3.58-1 a, b y c) muestran bajo contenido de Q. Con el proceso de disolución de las demás fases se va dando paso a la formación de la fase Q, como se observa en la figura 3.57-5 a, b y c, así como en la gráfica de la figura 3.58c.

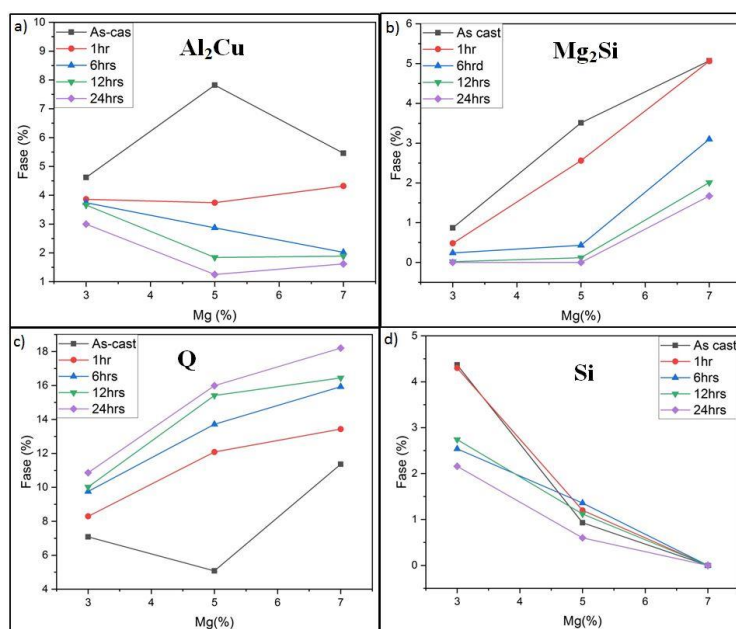


Figura 3.58 Porcentaje de fases con la variación del % de cobre y el tiempo de tratamiento térmico. a)  $Al_2Cu$ , b)  $Mg_2Si$ , c) Q y d) Si.

### 3.4 MECANISMOS DE TRANSFORMACIÓN

A continuación se muestran los mecanismos de transformación para cada fase presente en las aleaciones estudiadas.

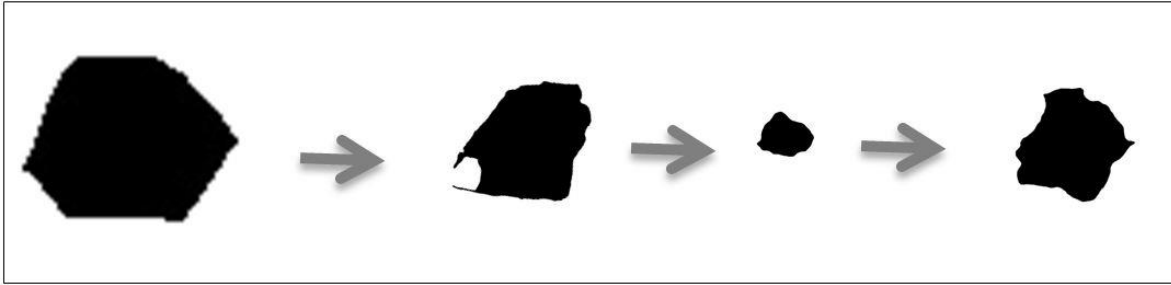
En la figura 3.59 se muestra el mecanismo observado para la fase  $Al_2Cu$ . Esta fase se presentó en forma eutéctica y de bloque en las aleaciones as-cast, con diferentes tamaños y porcentajes dependiendo de la variación del cobre y el magnesio. En todos los casos, como se observó en el análisis de imágenes de las figuras 3.29, 3.35, 3.41, 3.47 y 3.53, las fases en forma eutéctica se disolvieron con el aumento del tiempo de tratamiento térmico y donde se presentaban uniones muy delgadas terminaba por fragmentarse la fase hasta llegar a partículas pequeñas, sin llegar a disolverse por completo. Esto se observa en la figura 3.59 con un círculo rojo.



Figura 3.59 Mecanismo de disolución para la fase  $Al_2Cu$  eutéctica.

Respecto a la fase en forma de bloque, se describe un mecanismo similar a la fase  $Mg_2Si$  block, donde la fase se disuelve y disminuye su tamaño (figura 3.60).

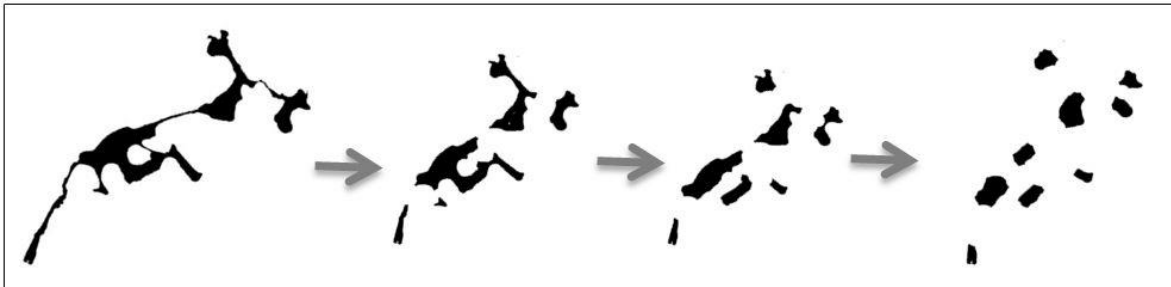
La fase  $Mg_2Si$  se observó en dos morfologías diferentes en las aleaciones as-cast, la primera en forma de bloque o primaria. Esta fase se disuelve y se esferoidiza con el aumento del tiempo del tratamiento térmico, seguido por el engrosamiento de la fase como se muestra en la figura 3.60. Este mecanismo ocurre de manera similar para la fase  $Al_2Cu$  cuando está presente en forma de bloque.



*Figura 3.60 Mecanismo de disolución para la fase Mg<sub>2</sub>Si bloque.*

La segunda morfología observada para la fase Mg<sub>2</sub>Si es la fase eutéctica, que son fases grandes y delgadas comparadas con las demás fases. El mecanismo observado para la fase eutéctica en el tratamiento térmico con aumento del tiempo, se muestra en la figura 3.61.

Esta fase se disuelve y se fragmenta, hasta llegar a partículas esféricas más pequeñas comparadas con la fase inicial, como se observa en la figura 3.61.



*Figura 3.61 Mecanismo de disolución para la fase Mg<sub>2</sub>Si eutéctico.*

El mecanismo para la fase Q no se ha reportado. De acuerdo a lo observado en las micrografías de la figura 3.55 y 3.57, y a lo reportado en la tesis “Influencia del Mg y del ciclo térmico sobre la precipitación en una aleación de aluminio A319”[102] se puede proponer el siguiente mecanismo para esta fase (figura 3.62):

- Primero, la fase Q se presenta en formas alargadas y fibrosas, como se analizó en las figuras 3.29, 3.35, 3.41, 3.47 y 3.53 donde se muestran los cambios de la fase con el aumento del tiempo del tratamiento térmico. Con el paso del tiempo esta fase se disuelve, dando como resultado la disminución del tamaño de la fase.



- El segundo mecanismo consiste en la formación y crecimiento de la fase Q, esto a partir de la disolución de la fase  $Mg_2Si$ , lo cual se aprecia de mejor manera en las micrografías de la figura 3.57 para la aleación Mg5 sometida a tratamiento térmico. Este mecanismo de formación se muestra en la figura 3.62, donde en la figura 3.62a se muestra la fase  $Mg_2Si$  en la aleación as-cast, y en la figura 3.62b, se encuentra las mismas fase después de 1 h de tratamiento térmico. Para este tiempo la fase  $Mg_2Si$  ya comenzó a disolverse y se observa rodeada de la fase Q que comienza a formarse. Con el aumento del tiempo hasta 6 h de tratamiento térmico la fase  $Mg_2Si$  se disuelve casi por completo, y solo se alcanzan a distinguir pequeñas partículas de esta fase rodeada de la fase Q. La fase Q se forma a partir de la fase  $Mg_2Si$  y con una morfología similar.

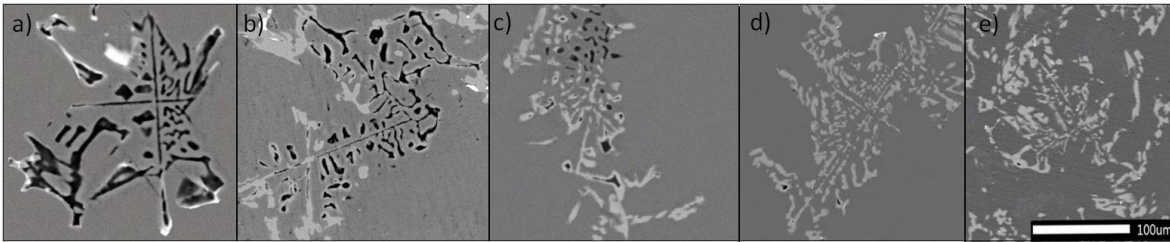


Figura 3.62 Mecanismo de formación de la fase Q a partir de  $Mg_2Si$  eutéctico.

Algo similar ocurre para la formación de Q a partir de la fase  $Mg_2Si$  en forma de bloque. Esto se observa en la figura 3.63, donde en la primera imagen está presente la fase  $Mg_2Si$  en forma de bloque para la aleación as-cast. Después de 1 h de tratamiento térmico la fase  $Mg_2Si$  se comienza a disolver, y para 6 h de tratamiento térmico la fase Q se comienza a formar alrededor de la fase  $Mg_2Si$  (figura 3.63c). Con el aumento del tiempo se sigue disolviendo  $Mg_2Si$  y se da la formación de Q en pequeñas partículas.

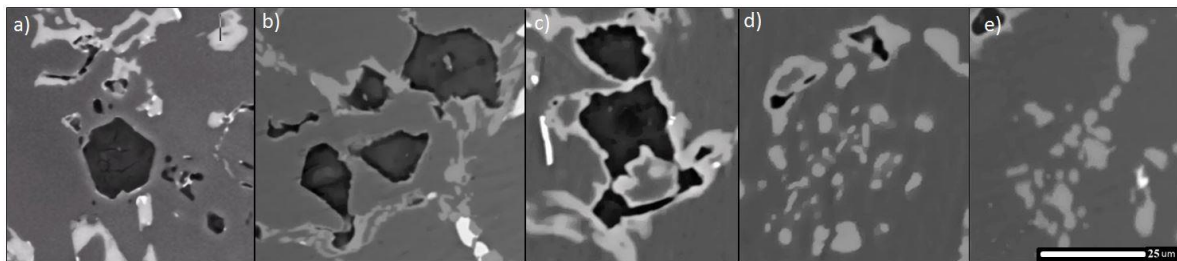


Figura 3.63 Mecanismo de formación de Q a partir de  $Mg_2Si$  bloque.

### 3.5 TRATAMIENTO TÉRMICO EN PLATINA DE CALENTAMIENTO

En las secciones anteriores fueron analizadas las microestructuras de las aleaciones experimentales, así como el efecto sobre la formación de fases de los contenidos de Cu y Mg. También se analizó el efecto del tiempo de tratamiento térmico de solución sobre las transformaciones en las fases. Estos estudios mostraron, mediante el uso de descriptores de forma, cómo las fases fueron cambiando su morfología.

Para el estudio de los mecanismos mediante los cuales ocurren las transformaciones de fases, así como su fusión localizada, las aleaciones cuaternarias Al-Mg-Si-Cu se sometieron al aumento de temperatura y su análisis microestructural in-situ, con ayuda de una platina de calentamiento. Se obtuvieron tanto imágenes como videos para reportar los cambios y la fusión en las segundas fases.

De acuerdo con los análisis térmicos obtenidos (ver figura 3.25), se buscó sobrepasar la temperatura de fusión localizada de las segundas fases. A continuación se presentan los resultados para la aleación Cu<sub>3</sub>, los cuales son representativos de lo ocurrido para todos los casos, pues las fases presentes en todas las aleaciones fueron las mismas. Se llevó a cabo el aumento de la temperatura hasta 600°C, aumentando la temperatura a 40°C por minuto, de acuerdo a lo observado en la figura 2.12 y se pudieron observar cambios en las fases y el mecanismo con el que se generan poros por la fusión de éstas. En la figura 3.64 se muestran las microestructuras y los cambios generados con el aumento de temperatura. Se observa la formación de poros y cómo se van modificando las fases.

En la figura 3.64a se observa la micrografía de la aleación a temperatura ambiente, al comienzo del calentamiento en la platina. Se seleccionaron 4 zonas diferentes, marcadas con círculos de diferentes colores, para que se pueda apreciar de mejor manera los cambios de las fases. Primeramente empezaremos mencionando que la fase Mg<sub>2</sub>Si eutéctica presenta una importante disolución en la figura 3.64b (520°C) comparada con la figura 3.64a, como lo muestra el círculo verde. Por otra parte, al llegar a 540°C se puede observar una gota



líquida de una segunda fase que llegó a su punto de fusión (figura 3.624c, círculo negro). En la figura 3.64d la temperatura se encuentra 550°C, y donde se encontraba la gota líquida se comienza generar un poro, así mismo del lado derecho en la parte inferior comienza a generarse otro poro (círculo amarillo). A 560°C (figura 3.64e) se puede observar la formación de 3 poros en diferentes zonas de la microestructura. La fase Mg<sub>2</sub>Si al llegar a 590°C se disuelve casi por completo como se observa en la figura 3.64h círculo verde. En las figuras 3.64 g-i se llega hasta 600°C y se muestra el aumento en tamaño de los poros formados. Según lo reportado, estos poros ocurren por la reacción siguiente:

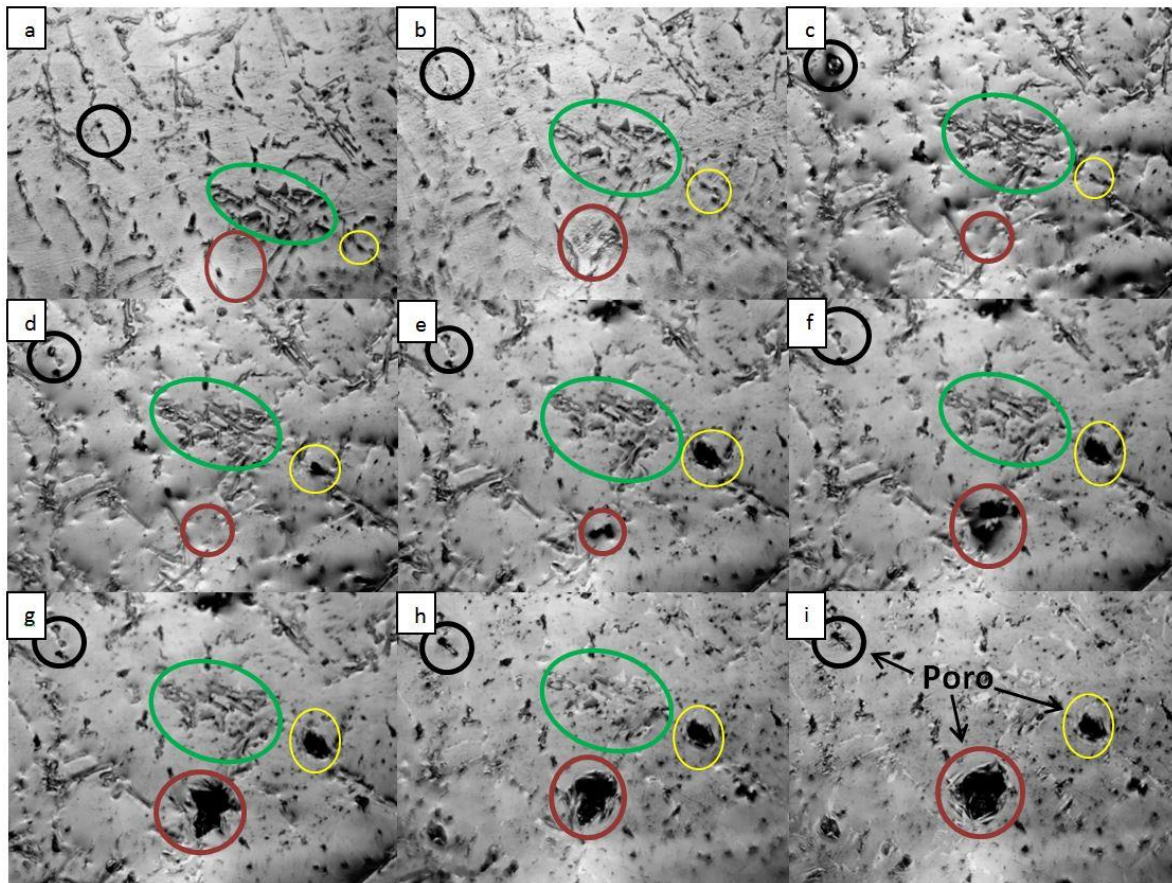
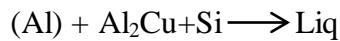


Figura 3.64 Micrografía de la aleación Cu<sub>3</sub> en la platina de calentamiento. a) Temperatura ambiente, b) 520°C, c) 540°C, d) 550°C, e) 560°C, f) 570°C, g) 580°C, h) 590°C y i) 600°C.

En la figura 3.65 se muestran las micrografías de una aleación calentada hasta 560°C con ayuda de la planita de calentamiento, con la finalidad de observar cambios en las segundas fases. La fase  $Al_2Cu$  es una fase rica en cobre, es difícil de distinguir en las micrografías ya que es de una tonalidad muy clara, similar a la matriz de Al, pero con el aumento de la temperatura se puede ir apreciando mejor debido a los cambios que ocurren en ella. La figura 3.65a corresponde a una temperatura de 500°C, y muestra la microestructura característica de las aleaciones cuaternarias Al-Mg-Cu-Si. Se aprecian las fases anteriormente mencionadas para este tipo de aleaciones, marcando con un círculo rojo el espacio donde está presente la fase  $Al_2Cu$ , con un círculo azul la fase correspondiente a  $Mg_2Si$  y en un círculo blanco la fase Q.

En la figura 3.65b la aleación se encuentra a 520°C y se alcanza a observar que la fase  $Al_2Cu$  comienza a mostrar algunos cambios. Los bordes de la fase se observan con una tonalidad más oscura, lo cual es más notorio a 540°C, donde se percibe totalmente la fase (figura 3.65c). Al alcanzar los 560°C la fase se nota más gruesa y resalta aún más (figura 3.64d). En las figuras de la 3.65e a la 3.65i la aleación se encuentra a 560°C, pero las imágenes fueron tomadas a diferentes tiempos. En la figura 3.65e se puede distinguir la fusión de la fase  $Al_2Cu$  con 30 s de permanencia de la aleación a 560°C, mientras que en las figuras 3.65 e y f el tiempo de permanencia es de 60 y 120 s respectivamente, y se puede destacar que la fase se encuentra fundida y va creciendo.

En las últimas 2 micrografías de la figura 3.65 (figuras 3.65h-i) el metal líquido resultante de la fundición de  $Al_2Cu$  origina un poro. La temperatura de la aleación en estas imágenes fue aumentando de manera gradual, pero sin alcanzar aún a los 570 °C. En la figura 3.65i ya comienza a oxidarse la superficie, dificultando la observación de la microestructura. Estos resultados muestran el mecanismo de la formación de los poros para estas aleaciones. Esto coincide con lo observado por Alfonso y col. [23], quienes reportaron el mecanismo de transformación de esta fase, la cual aumenta su tamaño al aumentar la temperatura, e incluso desapareció completamente el eutéctico, formándose partículas primarias. Esto podría explicarse debido a la fusión del eutéctico primeramente, seguido de la formación de partículas primarias al solidificar nuevamente.

Aparte del  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , también se aprecian algunos cambios en la fase Q, la cual no presenta modificaciones hasta llegar a  $560^\circ\text{C}$  (figura d), donde parte de esta fase comienza a aumentar su tamaño (círculo blanco), de acuerdo a lo anteriormente observado. Para la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  no se observaron cambios, quizás por el tiempo insuficiente para que ocurra su transformación. Solo se muestra lo que parece ser su oxidación.

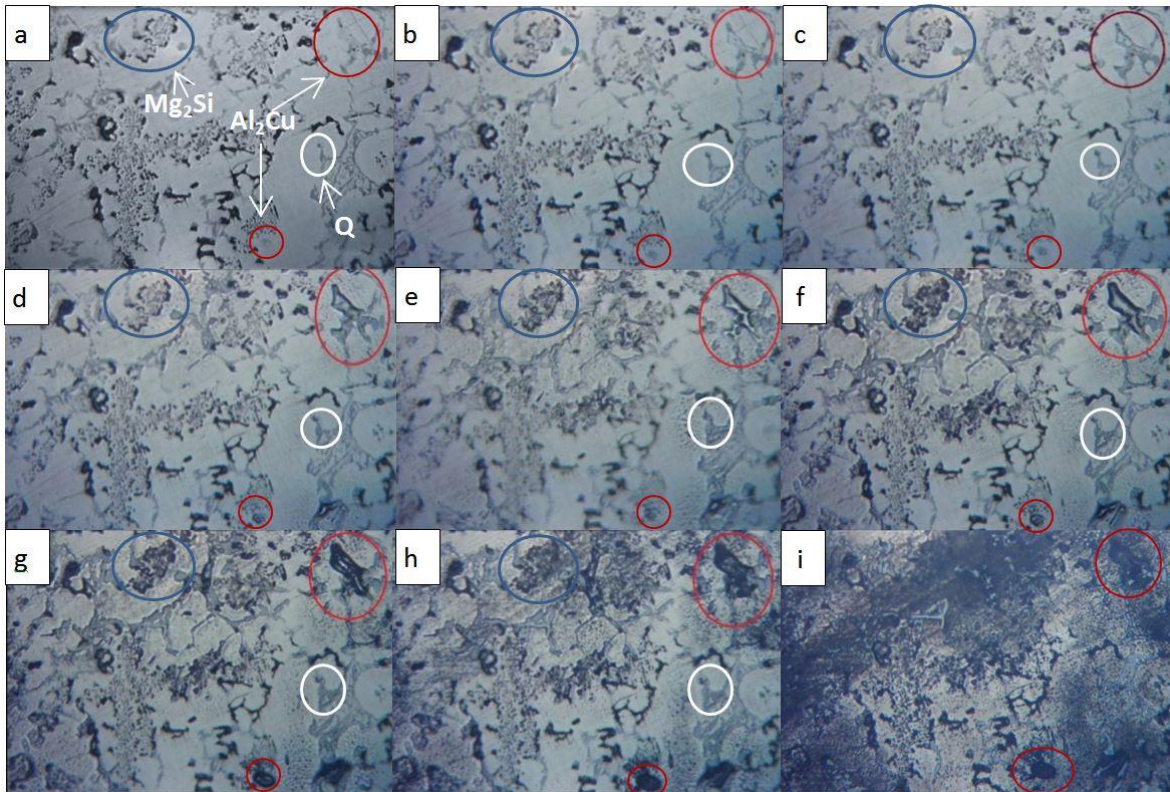


Figura 3.65 Análisis In-situ de las fases en la aleación  $\text{Cu}_3\text{S}$ . a)  $500^\circ\text{C}$ , b)  $520^\circ\text{C}$ , c)  $540^\circ\text{C}$ , d)  $560^\circ\text{C}$ , e)  $560^\circ\text{C}$  x30 s. f)  $560^\circ\text{C}$  x 60 s. g)  $560^\circ\text{C}$  x 120 s. h)  $564^\circ\text{C}$ . i)  $568^\circ\text{C}$ .

Con la finalidad de analizar los posibles cambios de la fase cuaternaria Q, se utilizaron mayores magnificaciones, lo cual se aprecia en la figura 3.66. Se muestra la transformación con el aumento de la temperatura: en la figura 3.66a se circula en rojo la fase cuaternaria a temperatura ambiente, no apreciándose cambios antes de llegar a  $520^\circ\text{C}$  (figura 3.66b). Al llegar a  $560^\circ\text{C}$  (figuras 3.66 c, d y e) comienzan a disolverse los bordes, lo cual es más notablemente observable en la figura 3.66e, reduciéndose la fase a la mitad.



En la figura 3.66f (580 °C) se observa una fase líquida cercana a la fase Q, lo cual podría deberse a la fusión de  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , aumentando la extensión del líquido con la temperatura. Esto hace que comience a fluir más material líquido y la fase Q termine por disolverse totalmente (figura 3.66g) dejando ver solo el lugar donde se comienzan a generar poros (figuras 3.66h e i).

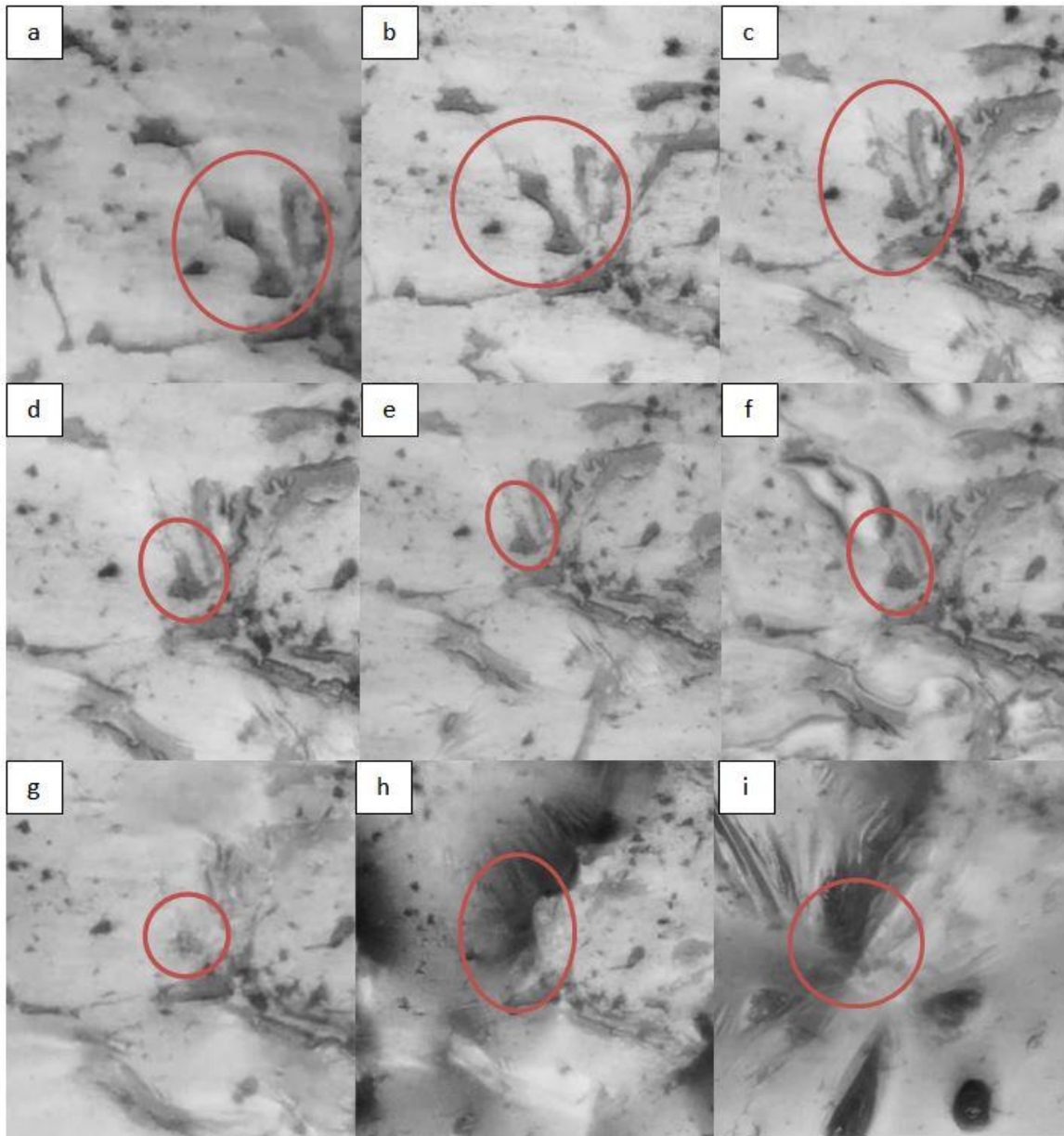


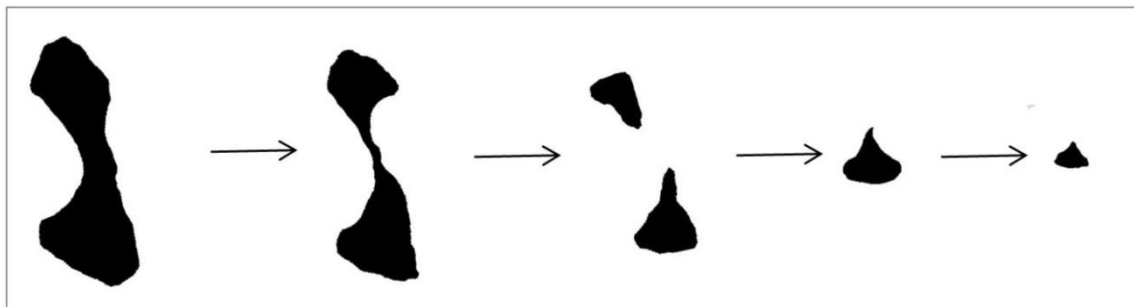
Figura 3.66 Análisis In-situ de la fase Q en la aleación Cu3.

Qiang Zhu et col. [103] reportan la formación de poros por medio de tratamiento térmico en una aleación thixo-cast Al–Si–Cu–Mg. Los poros se forman en mayor porcentaje en intermetálicos con partículas finas y en menor porcentaje en la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  en bloque. Sin embargo en base a los estudios realizados en esta investigación, se observa la fusión localizada de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  con una morfología no fina y con el aumento de la temperatura esta fase se va engrosando hasta llegar a la fusión (figura 3.65). De la misma manera se observa la disolución de la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  partiendo de partículas finas o una fase eutéctica.

Por medio de lo observado en la platina de calentamiento se observaron 2 mecanismos de transformación de la fase Q y se muestra a continuación en la figura 3.67 y 3.68.

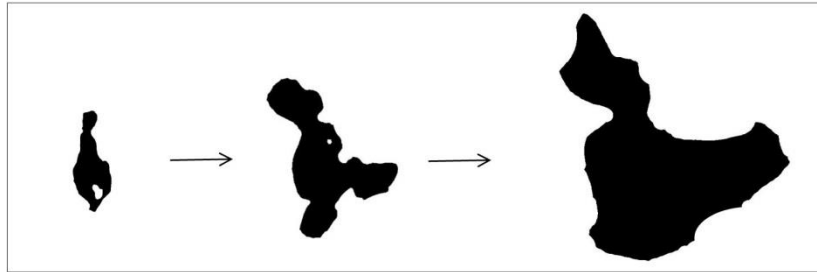
Mecanismos para la transformación de la fase Q:

1. Fragmentación y disolución (figura 3.67). En base a lo observado en la figura 3.66 en círculo rojo se detectó un mecanismo donde la fase Q comienza a disolverse con el aumento de la temperatura. A consecuencia de la disolución las partes más delgadas llegan a fragmentarse, dando como resultado partículas más pequeñas y esféricas, comparadas con la fase inicial.



*Figura 3.67 Mecanismo de disolución y fragmentación de la fase Q.*

2. Crecimiento (figura 3.68). Respecto a lo analizado en la figura 3.65 en círculo blanco, la fase Q mostró un mecanismo de crecimiento, donde la fase inicial es más pequeña que la fase obtenida después de elevar la temperatura en la platina de calentamiento. Con esto se comprueba el mecanismo de formación y crecimiento de esta fase.



*Figura 3.68 Mecanismo de Crecimiento de la fase Q.*

# Capítulo 4



## CONCLUSIONES

Después del estudio de las aleaciones experimentales con diferentes contenidos de Cu y Mg, así como del análisis de la microestructura después de realizar tratamientos térmicos, se llegó a las siguientes conclusiones:

- El aumento del contenido de cobre en las aleaciones de aluminio aumentó el porcentaje de las segundas fases. Se localizaron las fases  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Cu$ , Q, y Al-Si. El aumento en el contenido de Cu aumentó principalmente el porcentaje de las fases ricas en cobre. En todos los casos la cantidad de la fase Q fue mayor que la cantidad de  $Al_2Cu$ .
- El aumento del contenido de magnesio en las aleaciones aumentó el porcentaje de las fases  $Mg_2Si$  y de la cuaternaria Q. La fase  $Al_2Cu$  no presentó variaciones significativas.
- La fase Q predominó para casi todas las relaciones entre elementos de aleación. La fase  $Mg_2Si$  fue la predominante para relaciones Si:Cu y Mg:Cu elevadas (mayores que 2); mientras que la fase  $Al_2Cu$  solo fue la de mayor porcentaje cuando las relaciones Si:Cu y Mg:Cu fueron menores que 1, y la relación Si:Mg ligeramente superior a 1.
- Las fases ricas en Cu presentaron morfologías en forma de láminas alargadas, y en menor medida en forma de bloque, mientras que la fase  $Mg_2Si$  estuvo presente tanto en forma primaria, como eutéctica y en forma de caracteres chinos.
- Con la variación del tiempo del tratamiento térmico se dieron cambios en el tamaño, la morfología y el porcentaje de fases. Las morfologías que tienen las fases en las aleaciones as-cast determinaron los mecanismos de disolución o transformación que presentará cada fase durante el tratamiento térmico de solución.
- Una temperatura de solución de 490 °C fue adecuada para visualizar cambios en la microestructura de las aleaciones sin llegar a puntos de fusión localizada de las fases. A esta temperatura no ocurre la disolución completa de ninguna de las fases incluso para 24 h de permanencia, con excepción de la fase Si y en algunos casos la fase  $Mg_2Si$  eutéctica.

- La fase Q presentó 2 mecanismos de transformación mediante disolución en partículas en bloque, la formación y crecimiento, aumentando su porcentaje a expensas de la disminución de las cantidades de  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$ . En algunos casos creció rodeando a la fase  $Mg_2Si$ .
- La fase  $Al_2Cu$  mostró un mecanismo de fragmentación, disolución y esferoidización, principalmente en la aleación de mayor porcentaje de Cu.
- La fase  $Mg_2Si$  eutéctica describió un proceso de fragmentación, disolución y engrosamiento de la fase, creciendo rodeada de la fase Q. En el caso de la fase  $Mg_2Si$  primaria el proceso fue solo de disolución y transformación a Q.
- El uso de los descriptores de forma, incluyendo la dimensión fractal, permitió el análisis de las transformaciones de las segundas fases y la comparación de estos cambios durante los tratamientos térmicos de solución. Las fases  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$  presentaron los valores más cercanos a los característicos de fases circulares, mientras que la fase Q presentaron forma alargada (relaciones de aspecto altas).
- El uso de la platina de calentamiento fue fundamental para el análisis in-situ de las transformaciones de las segundas fases. Esta herramienta permitió observar la fusión localizada de las segundas fases ricas en Cu a partir de 540 °C, así como la formación de poros.

## **BIBLIOGRAFÍA**

- [1] E. L. Rooy, “ASM HANDBOOK: Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials,” *ASM Met. Handb.*, vol. 2, p. 1300, 1990.
- [2] I. Alfonso *et al.*, “Fractal analysis of the heat treatment response for multiphase Al alloys,” *Mater. Res.*, vol. 19, no. 3, pp. 628–639, 2016.
- [3] G. Wang, X. Bian, W. Wang, and J. Zhang, “Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys,” *Mater. Lett.*, vol. 57, no. 24–25, pp. 4083–4087, 2003.
- [4] 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.
- [5] 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.
- [6] M. Zeren, E. Karakulak, and S. GÜmÜ, “Influence of Cu addition on microstructure and hardness of near-eutectic Al-Si-xCu-alloys,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 21, no. 8, pp. 1698–1702, 2011.
- [7] A. M. A. Mohamed, F. H. Samuel, and S. Al kahtani, “Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 543, pp. 22–34, 2012.
- [8] A. M. Samuel, H. W. Doty, S. Valtierra, and F. H. Samuel, “Defects related to incipient melting in Al-Si-Cu-Mg alloys,” *Mater. Des.*, vol. 52, pp. 947–956, 2013.
- [9] I. Alfonso, G. Lara, G. González, L. Béjar, C. Aguilar, and I. A. Figueroa, “A novel solid state method for manufacturing Al foams by over solution heat treatment,” *Mater. Lett.*, vol. 174, pp. 6–9, 2016.
- [10] P. Rambabu, N. Eswara Prasad, V. V. Kutumbarao, and R. J. H. Wanhill, “Aluminium alloys for aerospace applications,” *Aerosp. Mater. Mater. Technol.*, pp. 29–52, 2017.
- [11] J. Hirsch, “Recent development in aluminium for automotive applications,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 24, no. 7, pp. 1995–2002, 2014.
- [12] N. C. G. Silveira, M. L. F. Martins, A. C. S. Bezerra, and F. G. S. Araújo, “Red Mud from the Aluminium Industry: Production, Characteristics, and Alternative Applications in Construction Materials—A Review,” *Sustainability*, vol. 13, no. 22, p. 12741, 2021.
- [13] Yandry Maldonado, “GEOLOGIAWEB,” 2018. [Online]. Available: <https://geologiaweb.com>. [Accessed: 09-Sep-2022].
- [14] William D. Callister and Ed. Reverté, “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales,” 1995.
- [15] J. R. Davis, *ASM specialty handbook*. ASM International Materials Park, OH, 1993.
- [16] J. Hirsch, “Recent development in aluminium for automotive applications,” *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, vol. 24, no. 7. Nonferrous Metals Society of China, pp. 1995–2002, 2014.
- [17] F. M. Mazzolani, “Structural applications of aluminium in civil engineering,” *Struct. Eng. Int.*, vol. 16, no. 4, pp. 280–285, 2006.
- [18] P. Rambabu, N. Eswara Prasad, V. V. Kutumbarao, and R. J. H. Wanhill,

- “Aluminium Alloys for Aerospace Applications,” 2017, pp. 29–52.
- [19] N. I. Kolobnev, L. B. Ber, L. B. Khokhlatova, and D. K. Ryabov, “Structure, properties and application of alloys of the Al - Mg - Si - (Cu) system,” *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 53, no. 9–10, pp. 440–444, 2012.
- [20] A. M. Samuel, J. Gauthier, and F. H. Samuel, “Microstructural aspects of the dissolution and melting of Al<sub>2</sub>Cu phase in Al-Si alloys during solution heat treatment,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 27, no. 7, pp. 1785–1798, 1996.
- [21] Eva Tillova, Maria Chalupova, and Lenka Hurtalova, “Evolution of the Fe-rich phases in recycled AlSi9Cu3 cast alloy during solution treatment,” 2010.
- [22] W. S. Ebhota and T.-C. Jen, “Intermetallics Formation and Their Effect on Mechanical Properties of Al-Si-X Alloys,” *Intermet. Compd. - Form. Appl.*, 2018.
- [23] M. Yildirim and D. Özyürek, “The effects of Mg amount on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys,” *Mater. Des.*, vol. 51, pp. 767–774, 2013.
- [24] L. Lasa and J. M. Rodriguez-Ibabe, “Characterization of the dissolution of the Al<sub>2</sub>Cu phase in two Al-Si-Cu-Mg casting alloys using calorimetry,” *Mater. Charact.*, vol. 48, no. 5, pp. 371–378, 2002.
- [25] E. Tillova, E. Durinikova, and M. Chalupova, “Characterization of phases in secondary AlZn10Si8Mg cast alloy,” *Mater. Eng.*, vol. 18, pp. 1–7, 2011.
- [26] 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.
- [27] G. Frommeyer, S. Beer, and K. Oldenburg, “Microstructure and Mechanical Properties of Mechanically Alloyed Intermetallic Mg<sub>2</sub>Si-Al Alloys,” *Int. J. Mater. Res.*, vol. 85, no. 5, pp. 372–378, 1994.
- [28] J. Zhang, Z. Fan, Y. Q. Wang, and B. L. Zhou, “Microstructure and mechanical properties of in situ Al-Mg<sub>2</sub>Si composites,” *Mater. Sci. Technol.*, vol. 16, no. 7–8, pp. 913–918, 2000.
- [29] G. Li, H. S. Gill, and R. A. Varin, “Magnesium silicide intermetallic alloys,” *Metall. Trans. A*, vol. 24, no. 11, pp. 2383–2391, 1993.
- [30] V. Milekhine, M. I. Onsøien, J. K. Solberg, and T. Skaland, “Mechanical properties of FeSi ( $\epsilon$ ), FeSi<sub>2</sub> ( $\zeta\alpha$ ) and Mg<sub>2</sub>Si,” *Intermetallics*, vol. 10, no. 8, pp. 743–750, 2002.
- [31] G. Simmons, “Single crystal elastic constants and calculated aggregate properties,” *J. Grad. Res. Cent.*, vol. 34, no. 1, p. 1, 1965.
- [32] A. Lombardi, A. Elsayed, D. Sediako, and C. Ravindran, “Analysis of the solidification characteristics of a 319 type Al alloy using in-situ neutron diffraction,” *J. Alloys Compd.*, vol. 695, pp. 2628–2636, 2017.
- [33] J. Il Jang, M. J. Lance, S. Wen, T. Y. Tsui, and G. M. Pharr, “Indentation-induced phase transformations in silicon: Influences of load, rate and indenter angle on the transformation behavior,” *Acta Mater.*, vol. 53, no. 6, pp. 1759–1770, 2005.
- [34] D. Beegan, S. Chowdhury, and M. T. Laugier, “The nanoindentation behaviour of hard and soft films on silicon substrates,” *Thin Solid Films*, vol. 466, no. 1–2, pp. 167–174, 2004.
- [35] H. M. Medrano-Prieto, C. G. Garay-Reyes, C. D. Gómez-Esparza, J. Aguilar-Santillán, M. C. Maldonado-Orozco, and R. Martínez-Sánchez, “Evolution of microstructure in Al-Si-Cu system modified with a transition element addition and

- its effect on hardness,” *Mater. Res.*, vol. 19, pp. 59–66, 2016.
- [36] B. Suárez-Peña, J. Asensio-Lozano, and G. F. Vander-Voort, “Metalografía a color en aleaciones Al-Si comerciales. Optimización de las técnicas de caracterización microestructural mediante microscopía óptica de reflexión,” *Rev. Metal.*, vol. 46, no. 5, pp. 469–476, 2010.
- [37] D. Huang, S. Liu, and Y. Du, “Modeling on the molar volume of the Al–Cu–Mg–Si system,” *Calphad Comput. Coupling Phase Diagrams Thermochem.*, vol. 68, no. September 2019, p. 101693, 2020.
- [38] C. H. Cáceres, M. B. Djurdjevic, T. J. Stockwell, and J. H. Sokolowski, “The effect of Cu content on the level of microporosity in Al-Si-Cu-Mg casting alloys,” *Scr. Mater.*, vol. 40, no. 5, pp. 631–637, 1999.
- [39] S. Toschi, “Optimization of a354 al-si-cu-mg alloy heat treatment: Effect on microstructure, hardness, and tensile properties of peak aged and overaged alloy,” *Metals (Basel)*, vol. 8, no. 11, 2018.
- [40] K. Liu, H. Yu, X. Li, and S. Wu, “Study on diffusion characteristics of Al-Cu systems and mechanical properties of intermetallics,” *J. Alloys Compd.*, vol. 874, p. 159831, 2021.
- [41] C. P. Liu, S. J. Chang, Y. F. Liu, and W. S. Chen, “Cu-Al interfacial formation and kinetic growth behavior during HTS reliability test,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 267, no. December 2018, pp. 90–102, 2019.
- [42] H. Chen, L. Yang, and J. Long, “First-principles investigation of the elastic, Vickers hardness and thermodynamic properties of Al-Cu intermetallic compounds,” *Superlattices Microstruct.*, vol. 79, pp. 156–165, 2015.
- [43] Y. Xiao, H. Besharatloo, B. Gan, X. Maeder, R. Spolenak, and J. M. Wheeler, “Combinatorial investigation of Al–Cu intermetallics using small-scale mechanical testing,” *J. Alloys Compd.*, vol. 822, p. 153536, 2020.
- [44] C. L. Chen, A. Richter, and R. C. Thomson, “Mechanical properties of intermetallic phases in multi-component Al-Si alloys using nanoindentation,” *Intermetallics*, vol. 17, no. 8, pp. 634–641, 2009.
- [45] X. Lan *et al.*, “Preparation of millimeter scale second phase particles in aluminum alloys and determination of their mechanical properties,” *J. Alloys Compd.*, vol. 784, pp. 68–75, 2019.
- [46] P. Sarafoglou and G. Haidemenopoulos, “Phase Fraction Mapping in the as-cast microstructure of extrudable 6xxx aluminum alloys,” *Int. J. Mater. Res. (formerly Zeitschrift fuer Met.)*, vol. 105, Dec. 2014.
- [47] A. M. A. Mohamed, E. Samuel, Y. Zedan, A. M. Samuel, H. W. Doty, and F. H. Samuel, “Intermetallics Formation during Solidification of Al-Si-Cu-Mg Cast Alloys,” *Materials (Basel)*, vol. 15, no. 4, pp. 1–24, 2022.
- [48] C. Xu *et al.*, “Effect of Sc and Sr on the Eutectic Si Morphology and Tensile Properties of Al-Si-Mg Alloy,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 26, no. 4, pp. 1605–1613, 2017.
- [49] S. T. Amancio-Filho, S. Sheikhi, J. F. dos Santos, and C. Bolfarini, “Preliminary study on the microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in aircraft aluminium alloys 2024-T351 and 6056-T4,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 206, no. 1–3, pp. 132–142, 2008.
- [50] C. Da Silva, T. Soares, N. Cheung, A. Garcia, D. A. P. Reis, and C. Brito, “Dendritic

- spacing and macrosegregation affecting microhardness of an Al-Si-Mg alloy solidified under unsteady state conditions,” *Mater. Res.*, vol. 22, pp. 1–12, 2020.
- [51] Q. Cai, C. L. Mendis, S. Wang, I. T. H. Chang, and Z. Fan, “Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of die-cast Al-Cu-Si-Mg alloys,” *J. Alloys Compd.*, vol. 881, p. 160559, 2021.
- [52] Y. C. Lin, S. C. Luo, J. Huang, L. X. Yin, and X. Y. Jiang, “Effects of solution treatment on microstructures and micro-hardness of a Sr-modified Al-Si-Mg alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 725, pp. 530–540, 2018.
- [53] B. K. Prasad and T. K. Dan, “Influence of solutionizing temperature and duration on the microstructure and properties of a hypereutectic aluminium-silicon alloy-graphite composite,” *J. Mater. Sci. Lett.*, vol. 10, no. 23, pp. 1412–1414, 1991.
- [54] J. Hirsch, B. Skrotzki, and G. Gottstein, *Aluminium alloys: the physical and mechanical properties*, vol. 1. John Wiley & Sons, 2008.
- [55] B. Liscic, H. M. Tensi, L. C. F. Canale, and G. E. Totten, *Quenching theory and technology*. CRC Press, 2010.
- [56] A. Forn, M. BAILE, and E. Rupérez, “Optimización del Tratamiento Térmico de Envejecimiento en Materiales Compuestos Base Aluminio,” in *VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandía*, 2002, pp. 859–866.
- [57] H. Chandler, *Heat treater’s guide: practices and procedures for nonferrous alloys*. ASM international, 1996.
- [58] R. Ranganatha, V. Anil Kumar, V. S. Nandi, R. R. Bhat, and B. K. Muralidhara, “Multi-stage heat treatment of aluminum alloy AA7049,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 23, no. 6, pp. 1570–1575, 2013.
- [59] John Weritz, Vice President, “The Aluminum Association Alloy and Temper System,” *Standards & Technology*, 2016.
- [60] J. Gauthier, P. R. Louchez, and F. H. Samuel, “Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy Part 2, Ageing behaviour,” *Cast Met.*, vol. 8, no. 2, pp. 107–114, 1995.
- [61] N. Roy, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, “Porosity formation in Al-9 Wt Pet Si-3 Wt Pet Cu alloy systems: Metallographic observations,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 27, no. 2, pp. 415–429, 1996.
- [62] N. Roy, L. Zhang, P. R. Louchez, and F. H. Samuel, “Porosity formation in Al-9 wt% Si-3 wt% Cu-X alloy systems: Measurements of porosity,” *J. Mater. Sci.*, vol. 31, no. 5, pp. 1243–1254, 1996.
- [63] Y. Yin *et al.*, “Effect of the melting temperature on the crystallization behavior of a poly(l -lactide)/poly(d -lactide) equimolar mixture,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 133, no. 10, pp. 1–8, 2016.
- [64] W. F. Smith, J. Hashemi, G. Nagore Cázares, P. González Caver, L. Carrillo Avilés, and J. A. Bellido Velasco, *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales*. McGraw-Hill Interamericana, 2006.
- [65] E. Sjölander and S. Seifeddine, “The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, no. 10, pp. 1249–1259, 2010.
- [66] S. Shivkumar, S. Ricci, C. Keller, and D. Apelian, “Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys,” *J. Heat Treat.*, vol. 8, no. 1, pp. 63–70, 1990.
- [67] P. Ouellet and Fh. Samuel, “Effect of Mg on the ageing behaviour of Al-Si-Cu 319

- type aluminium casting alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 34, no. 19, pp. 4671–4697, 1999.
- [68] Z. Li, A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Ravindran, and S. Valtierra, “Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl<sub>2</sub> phase in Al-Si-Cu 319 alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 6, pp. 1203–1218, 2003.
- [69] F. H. Samuel, “Incipient melting of Al<sub>5</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Cu<sub>2</sub> and Al<sub>2</sub>Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment,” *J. Mater. Sci.*, vol. 33, no. 9, pp. 2283–2297, 1998.
- [70] Y. Zhang, R. Li, P. Chen, X. Li, and Z. Liu, “Microstructural evolution of Al<sub>2</sub>Cu phase and mechanical properties of the large-scale Al alloy components under different consecutive manufacturing processes,” *J. Alloys Compd.*, vol. 808, 2019.
- [71] A. S. M. International, *Alloy Phase Diagram*, vol. 10, no. 2. 1989.
- [72] Z. Li, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, “Role of P and Fe on the precipitation of copper intermetallics in 319 alloys,” *J. Mater. Sci. Lett.*, vol. 22, no. 8, pp. 585–587, 2003.
- [73] I. Alfonso *et al.*, *Characterization of Al-Si-Cu-Mg foams manufactured in-situ*, vol. 722. Elsevier B.V., 2017.
- [74] B. Y. Casas, J. C. Carranza, L. Béjar, C. Aguilar, I. A. Figueroa, and I. Alfonso, “Production of aluminum foams with hierarchical porosity by a combination of two different manufacturing methods,” *J. Alloys Compd.*, vol. 831, 2020.
- [75] M. Li, D. Wilkinson, and K. Patchigolla, “Comparison of particle size distributions measured using different techniques,” *Part. Sci. Technol.*, vol. 23, no. 3, pp. 265–284, 2005.
- [76] S. Francisco, D. Santos, J. De, and A. Rodrigues, “Correlation Between Fracture Toughness, Work of Fracture and Fractal Dimensions of Alumina-Mullite-Zirconia Composites 219,” 2003.
- [77] A. A. Kazakov, A. Kur, and E. Kazakova, “Development of Quantitative Methods for Estimation of Aluminum Alloys Structure by Means of Image Analysis,” *Microscopy and Microanalysis*, vol. 21, no. S3. Cambridge University Press, pp. 2111–2112, 01-Aug-2015.
- [78] B. Y. Casas *et al.*, “Fractal and conventional analysis of Cu content effect on the microstructure of Al-Si-Cu-Mg Alloys,” *Mater. Res.*, vol. 23, no. 4, 2020.
- [79] B. R. Jennings, K. Parslow, and P. R. S. L. A, “Particle size measurement: the equivalent spherical diameter,” *Proc. R. Soc. London. A. Math. Phys. Sci.*, vol. 419, no. 1856, pp. 137–149, 1988.
- [80] L. F. Miranda Pino and B. A. Baudet, “The effect of the particle size distribution on the mechanics of fibre-reinforced sands under one-dimensional compression,” *Geotext. Geomembranes*, vol. 43, no. 3, pp. 250–258, 2015.
- [81] C. Becke, M. Schumann, J. Geist, and A. Brinker, “Shape characteristics of suspended solids and implications in different salmonid aquaculture production systems,” *Aquaculture*, vol. 516, p. 734631, 2020.
- [82] M. C. Powers, “A New Roundness Scale for Sedimentary Particles,” *SEPM J. Sediment. Res.*, vol. Vol. 23, no. 2, pp. 117–119, 1953.
- [83] O. M. Bruno, R. de Oliveira Plotze, M. Falvo, and M. de Castro, “Fractal dimension applied to plant identification,” *Inf. Sci. (Ny)*, vol. 178, no. 12, pp. 2722–2733, 2008.
- [84] M. Tarafder, *Fractal analysis for evaluation of materials*. United Kingdom: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2008.



- [85] C. G. Chase, "Fluvial landsculpting and the fractal dimension of topography," *Geomorphology*, vol. 5, no. 1–2, pp. 39–57, 1992.
- [86] B. Klinkenberg, "A review of methods used to determine the fractal dimension of linear features," *Math. Geol.*, vol. 26, no. 1, pp. 23–46, 1994.
- [87] B. B. Mandelbrot and B. B. Mandelbrot, *The fractal geometry of nature*, vol. 1. WH freeman New York, 1982.
- [88] E. Mahieu, "Box-Counting the dimension of coastlines," 2014. [Online]. Available: <http://demonstrations.wolfram.com/BoxCountingTheDimensionOfCoastlines/>.
- [89] M. S. Martínez, E. B. Becerril, J. L. Ruiz, and A. C. Cuevas, *Metal Matrix Composites: Wetting and Infiltration*. Springer, 2018.
- [90] G. F. Vander Voort, *Metallography, principles and practice*. ASM international, 1999.
- [91] W. S. Rasband, "ImageJ image Processing and Analysis in Java." Maryland, USA.
- [92] L. Hurtalová, J. Belan, E. Tillová, and M. Chalupová, "Changes in structural characteristics of hypoeutectic Al-Si cast alloy after age hardening," *Medziagotyra*, vol. 18, no. 3, pp. 228–233, 2012.
- [93] A. M. Samuel, F. H. Samuel, and H. W. Doty, "Observations on the formation of  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase in 319 type Al-Si alloys," *J. Mater. Sci.*, vol. 31, no. 20, pp. 5529–5539, 1996.
- [94] A. Nadim, R. Taghiabadi, A. Razaghian, M. T. Noghani, and M. H. Ghoncheh, "Effect of Fe-impurity on tribological properties of Al-15Mg<sub>2</sub>Si composite," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, vol. 28, no. 6, pp. 1084–1093, 2018.
- [95] D. Jiang and J. Yu, "Simultaneous refinement and modification of the eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloys achieved via the addition of SiC nanoparticles," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 8, no. 3, pp. 2930–2943, 2019.
- [96] B. Y. Casas Herrera, "Efectos del contenido de Cu sobre la fabricación de espumas de al mediante infiltración y fusión localizada de segundas fases.," UNAM, 2018.
- [97] L. Arnberg and B. Aurivillius, "The Crystal Structure of Al<sub>x</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>12-x</sub>Si<sub>7</sub>(h-AlCuMgSi)," *Acta Chem. Scand.*, vol. 34, pp. 1–5, 1980.
- [98] L. Lasa and J. M. Rodriguez-Ibabe, "Evolution of the main intermetallic phases in Al-Si-Cu-Mg casting alloys during solution treatment," *J. Mater. Sci.*, vol. 39, no. 4, pp. 1343–1355, 2004.
- [99] S. Zhang *et al.*, "The microstructural evolution of AA6111 aluminum alloy during homogenization treatment," *Mater. Sci. Forum*, vol. 749, pp. 223–228, 2013.
- [100] O. Reiso, H. G. Overlie, and N. Ryum, "Dissolution and melting of secondary Al<sub>2</sub>Cu phase particles in an AlCu alloy," *Metall. Trans. A*, vol. 21, no. 6, pp. 1689–1695, 1990.
- [101] M. Usta, M. E. Glicksman, and R. N. Wright, "The effect of heat treatment on Mg<sub>2</sub>Si coarsening in aluminum 6105 alloy," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35 A, no. 2, pp. 435–438, 2004.
- [102] Dr. Ismeli Alfonso López, "Influencia del Mg y del ciclo térmico sobre la precipitación en una aleación de aluminio A319," Universidad Michoacana de San Nicolás De Hidalgo, 2007.
- [103] K. Du, Q. Zhu, D. Li, and F. Zhang, "Study of formation mechanism of incipient melting in thixo-cast Al-Si-Cu-Mg alloys," *Mater. Charact.*, vol. 106, pp. 134–140, 2015.

