



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**TESIS**

Caracterización microestructural mediante técnicas de ataque químico por color y comportamiento mecánico de la aleación comercial AISi9Cu3 fundida a alta presión con diferentes contenidos de Fe y Cu

Que para obtener el título de  
**Ingeniera Química Metalúrgica**

**PRESENTA**

Diana Laura Cortes Díaz



Ciudad Universitaria; Cd. Mx

2018



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



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

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

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

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

**JURADO ASIGNADO:**

**PRESIDENTE:**           **Profesor: Eusebio Candido Atlatenco Tlapanco.**

**VOCAL:**               **Profesor: José Alejandro García Hinojosa.**

**SECRETARIO:**       **Profesor: Antonio Enrique Salas Reyes.**

**1er. SUPLENTE:**      **Profesor: Agustín Gerardo Ruíz Tamayo.**

**2do. SUPLENTE:**     **Profesor: Gerardo Sanjuan Sanjuan.**

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

**Instalaciones del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, FQ-UNAM.**

**Asesor del tema:**

**Dr. Antonio Enrique Salas Reyes.**           \_\_\_\_\_

**Supervisor técnico:**

**Gerardo Sanjuan Sanjuan**           \_\_\_\_\_

**SUSTENTANTE:**

**Diana Laura Cortes Díaz**           \_\_\_\_\_

## **Agradecimientos.**

Expreso mi mayor gratitud a la Universidad Nacional Autónoma de México y a la Honorable Facultad de Química, que me permitió concluir mi formación académica en la carrera Ingeniería Química Metalúrgica, con programas de apoyo estudiantil.

Agradezco al departamento de Ingeniería Metalúrgica, que me brindó durante 5 semestres, las instalaciones y materiales para trabajar en cada materia, laboratorio y estancia de investigación, bajo un ambiente tranquilo y grato, con excelentes profesores.

Agradezco al Dr. Antonio Enrique Sala Reyes, que me brindó los materiales y conocimientos para aplicar nuevas técnicas utilizadas en el trabajo experimental del presente trabajo. Además de los agradables ratos al trabajar bajo su tutela, desde las explicaciones hasta las experiencias laborales y sociales. También, por el apoyo y constante dedicación a cada detalle, por su paciencia y su amabilidad, por su carisma y empeño que ha dedicado a cada uno de sus tesisas.

Agradezco al M. en I. Gerardo Sanjuan Sanjuan, que me brindo espacios de trabajo, tiempo, apoyo académico y social para realizar la preparación del presente trabajo, además de cumplir con su función de supervisor técnico. Por sus palabras de apoyo, consejos y confiabilidad, gracias.

Agradezco al M. en M. Carlos Rodríguez Rivera, quien me permitió trabajar en el laboratorio de Corrosión del Departamento de Metalurgia, bajo la tutela de la M. en I. Paola Roncangliolo Barrera, en la preparación de agentes químicos de ataque.

Agradezco al Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda, quien realizó los ensayos Espectrometría de Masas del presente trabajo.

Agradezco al IQM, Iván Flores, que me ayudó a realizar pruebas de Nanodureza durante varios días, por la ayuda en la interpretación de los datos de cada prueba y por sus sugerencias. Así mismo al Dr. Bernardo Campillo por permitirnos el uso del equipo.

Agradezco al Instituto de Física de la UNAM, que me permitió hacer uso de sus instalaciones, en específico, el laboratorio 114 de Materia Condensada, bajo la dirección del Dr. José Reyes Gasga, en el cual realice parte de la caracterización metalográfica con la supervisión del Lic. Pablo López y el Ing. Samuel Tehuacanero Nuñez.

Agradezco al Instituto de Materiales de la UNAM, bajo la dirección del Dr. Ignacio Figueroa y del Dr. Gabriel Lara, quienes me permitieron hacer uso del MEB y el microindentador, bajo la tutela del Ing. Carlos Flores.

## **Resumen.**

En este trabajo se ha realizado el estudio microestructural y mecánico de dos soportes de motor, fabricados mediante el proceso de fundición a alta presión, HPDC (High Pressure Die Casting, por sus siglas en inglés), a partir de la aleación comercial AlSi9Cu3 con dos contenidos de hierro, 0.9 y 4.3%, y dos contenidos de cobre, 3.62 y 9.6%, (% en peso, respectivamente). Las muestras de cada soporte fueron analizadas mediante técnicas de caracterización metalográfica, tales como ataque químico por color, microscopía óptica (MO) y de barrido (MEB), encontrando que la presencia y crecimiento de fases intermetálicas,  $\alpha$ -Al<sub>15</sub>Si<sub>2</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>,  $\beta$ -Al<sub>5</sub>Fe y Al<sub>2</sub>Cu, se ven afectadas por la diferencia en concentración de Fe y Cu generando componentes microestructurales globulares y/o ramificados en la matriz. Por otro lado, mediante ensayos mecánicos de micro y nanodureza, se encontró que la presencia de estas fases incrementa dicha propiedad. También, se encontró el valor de dureza para cada intermetálico mediante ensayos de micro y nanodureza en conjunción de imágenes en MEB. Finalmente, la presencia del Cu a altas concentraciones propicia un incremento en la microporosidad.

**Abstract.**

In the present work, the microstructural and mechanical study of two motor supports, manufactured by the process of high pressure die casting, HPDC, from the commercial AlSi9Cu3 alloy with iron content, 0.9 and 4.3%, and two copper contents, 3.62 and 9.6%, (weight percentage, respectively) has been carried out. The samples of each support were analyzed by metallographic characterization techniques, such as chemical tint etching, optical microscopy (OM) and Scanning electron microscope (SEM), finding that the presence and growth of intermetallic phases,  $Al_{15}Si_2(Fe,Mn)_3$ ,  $\beta-Al_5Fe$  and  $Al_2Cu$ , are affected by the difference in Fe and Cu concentration, generating globular and/or branches microstructural components in the matrix. In addition, through mechanical tests of micro and nanohardness, it was found that the presence of these phases increased this property. Also, the resistance value for each intermetallic element was found by means of micro and nanohardness tests in conjunction of SEM images. Finally, the presence of Cu at the beginning of the increases leads to an increase in microporosity.

## Índice.

Pág.

Agradecimientos.....	iii
Resumen.....	v
Abstract.....	vi
Índice de figuras.....	x
Índice de tablas.....	xiii
Lista de símbolos.....	xiv

### CAPITULO I: PRESENTACIÓN

1.1 Introducción.....	1
1.2 Hipótesis.....	2
1.3. Objetivos.....	3
1.3.1. Objetivo general.....	3
1.3.2. Objetivos específicos.....	3
1.4 Justificación.....	4

### CAPÍTULO II.....

#### MARCO TEÓRICO.....

2.1 Historia del aluminio.....	6
2.2 Aluminio.....	6
2.2.1 Propiedades físicas, químicas y mecánicas del aluminio.....	7
2.2.2 Proceso de producción del aluminio.....	8
2.2.3 Proceso Bayer para la obtención de alúmina.....	9
2.2.4 Proceso Hall-Héroult para la producción de aluminio de alta pureza.....	9
2.2.5 Producción anual de aluminio.....	10
2.3 Aleaciones base aluminio.....	11
2.3.1 Nomenclatura de las aleaciones de aluminio.....	11
2.3.2 Aleaciones Al-Si.....	13

2.4 Aleación AlSi9Cu3.....	15
2.4.1 Propiedades mecánicas.....	16
2.4.2 Efecto de los elementos de aleación en la componente microestructural y mecánica. ...	17
2.4.3 Solidificación de aleaciones de aluminio AlSi9Cu3 fundidas a alta presión. ....	19
2.4.4 Formación de fases y compuestos intermetálicos en la aleación AlSi9Cu3.....	20
2.4.4.1 Descripción de los compuestos intermetálicos. ....	21
2.5 Fundamentos del proceso HPDC para la aleación AlSi9Cu3.....	23
2.5.1 Cámara caliente. ....	24
2.5.2 Cámara fría. ....	25
2.5.3 Costos y rentabilidad de los moldes usados en HPDC.....	26
2.5.4 Ventajas y desventajas. ....	27
2.6 Defectos típicos generados en componentes de fundición HPDC para aleaciones AlSi9Cu3. ....	28
2.6.1 Defectos Externos.....	28
2.6.2 Defectos internos. ....	29
2.7 Estado del arte de la técnica de ataque químico por color para aleaciones de aluminio.....	30
2.8 Estado del arte de la caracterización microestructural y mecánica de aleaciones aluminio.....	36

### CAPÍTULO III: DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Obtención de muestras. ....	46
3.2 Determinación de la composición química.....	48
3.3 Preparación metalográfica. ....	48
3.4 Caracterización microestructural.....	49
3.4.1 Matriz de experimentos para ataque químico por color.....	49
3.4.3 Microscopía electrónica de barrido (MEB). ....	51
3.5 Estudio estadístico del grado de porosidad. ....	51
3.6. Caracterización Mecánica. ....	52
3.6.1. Metodología para ensayos de microdureza Vickers.....	52
3.6.2. Metodología para ensayos de nanodureza.....	52

## CAPÍTULO IV: RESULTADOS Y ANÁLISIS:

4.1 Resultados del análisis químico. ....	55
4.2 Resultados de la caracterización metalográfica de la aleación AlSi9Cu3. ....	56
4.2.1 Ataque químico con el reactivo <i>Keller</i> .....	56
4.2.2 Ataque químico con el reactivo <i>Weck</i> .....	60
4.2.3 Ataque químico con el reactivo <i>Baraha</i> . ....	64
4.2.4 Resultados del ataque químico con reactivo <i>Baraha modificado</i> mediante MEB.....	66
4.3 Resultados del estudio estadístico. ....	70
4.3.1 Estimación de la medición del grado de porosidad por solidificación y por atrapamiento de gas. ....	70
4.4 Resultados de microdureza y nanodureza. ....	73

## CAPÍTULO V: CONCLUSIONES

5.1 Conclusiones.....	79
Referencias bibliográficas. ....	81

## Índice de figuras.

	<u>Pág.</u>
Figura 2.1. Evolución de la producción de aluminio por año .....	6
Figura 2.2. Proceso de obtención del aluminio electrolítico: a) Proceso Bayer y b) Proceso Hall-Héroult. ....	10
Figura 2.3. a) Diagrama de fases Al-Si, b) microestructura de aleación Hipoeutéctica, c) Microestructura de aleación Eutéctica y d) microestructura de aleación Hipereutéctica .....	11
Figura 2.4. Mapeo químico de la aleación AlSi9Cu3 fundida alta presión, indicando la distribución de elementos aleantes en las fases ( $\alpha$ -Al y Si <sub>eutc.</sub> ) y compuestos intermetálicos ( $\alpha$ -Fe, $\beta$ -Fe y Al <sub>2</sub> Cu). ....	15
Figura 2.5. Morfología de los compuestos intermetálicos ricos en Fe: a) $\beta$ -Fe, b) $\alpha$ -Fe Escritura china y c) $\alpha$ -Fe Poliedro. ....	22
Figura 2.6. Morfología del compuesto intermetálico Al <sub>2</sub> Cu: a) Tipo eutéctico y b) Tipo interdendrítico. ....	23
Figura 2.7. Diagramas del proceso de producción HPDC: a) Por cámara caliente y b) Por cámara fría .....	25
Figura 2.8. a) Molde permanente de acero H13 usado en el proceso HPDC para la fabricación del b) soporte de motor. ....	26
Figura 2.9. Defectos externos en componentes producidos por el proceso HPDC a) Marcas de eyección, b) Llenado incompleto y c) Erosión de zonas de entrada .....	28
Figura 2.10. Micrografía óptica de porosidades en la aleación fundida AlSi9Cu3(Fe) (0.087 wt% Cr) en una muestra del ensayo de impacto .....	30
Figura 2.11. a) Microestructura de la aleación A356 con Ti, atacada con el reactivo Weck, b) Microestructura de la aleación A356 sin Ti, atacada con el reactivo Weck, c) Distribución del Si en la aleación A356 sin Ti, d) Distribución del Mg en la aleación A356 sin Ti, e) Microestructura de la aleación Al-7Si antes de ser atacada y f) Microestructura de la aleación Al-5Mg antes de ser atacada.....	32

Figura 2.12. a) Microestructura de la aleación A-Si12, atacada con HF, b) Si eutéctico sin atacar, micrografía de ataque con Wecker a 20 s, c) Micrografía de la aleación atacada con Wecker a 30 s, evidencia de la micro-segregación en las dendritas y d) coloración del aluminio primario, y contraste de las agujas del intermetálico rico en Fe. .... 33

Figura 2.13. Microestructura de la aleación Al7Si0.4Mg: a) atacada con HF, b) atacada con Si-Blue, c) Weck y d) micrografía de una aleación Al-19Si, atacada con Si-Blue. 35

Figura 2.14. Micrografía de la aleación A356 a) sin modificar, b) modificada, c) 1%Cu-1%Mg-0.25%Ni obtenida por MO y d) Mascara utilizada para la cuantificación de microconstituyentes, indicando en color: rojo, amarillo y verde, las fases: Al<sub>8</sub>FeMgSi<sub>6</sub>, Si eutéctico y Al<sub>6</sub>Cu<sub>3</sub>Ni, respectivamente ..... **¡Error! Marcador no definido.**

Figura 2.15. a) Microestructuras típicas de fundición, donde la fase α-Al es color blanco y el Al-Si eutéctico adema de los otros compuestos intermetálicos aparecen en color negro: a) zona superficial, b) centro de la muestra, c) Micrografía por electrones secundarios en MEB de la aleación AlSi9Cu3 (Fe) fundida a alta presión, d) Macrografía de la distribución de porosidades. .... 39

Figura 2.16. Influencia del contenido de Sr en las morfologías dendríticas de α-Al, en la aleación Al-11.6 %Si: a) 0, b) 0.015, c) 0.02 y d) 0.0375 %Sr. .... 41

Figura 2.17. Microestructuras desarrolladas en la soldadura. a) Martensita, b) y d) Bainita, c) Ferrita cuasi-poligonal, e) Ferrita acicular y f) Nanodureza las anteriores microestructuras..... 42

Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental. .... 45

Figura 3.2. a) Máquina del proceso HPDC, b) Cavidad de molde permanente y c) Molde permanente con 4 cavidades . .... 46

Figura 3.3. a) Soporte de motor con sus respectivas dimensiones, y las muestras: b) P1, c) P2, d) P3, e) P4, f) P5 y g) P6..... 47

Figura 4.1. Microestructura de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando defectos y morfología de la fase α-Al: a) P3 (OK) y b) P3 (NOK)..... 57

Figura 4.2. Micrografías de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando las morfologías de los compuestos intermetálicos, (Si Eutéctico, β-Fe, α-Fe y Al<sub>2</sub>Cu): a) P6 (OK) y b) P6 (NOK). .... 58

Figura 4.3. Micrografías de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando las morfologías de los compuestos intermetálicos, (Si Eutéctico, $\beta$ -Fe, $\alpha$ -Fe y Al <sub>2</sub> Cu): a) P5 (OK) y b) P5 (NOK).	59
Figura 4.4. Micrografía de la muestra P3 (OK), atacada con Weck.	61
Figura 4.5. Micrografía de la muestra P3 (NOK), atacada con Weck.	61
Figura 4.6. Micrografía de P3 (OK), atacada con Weck.	62
Figura 4.7. Micrografía de P3 (NOK), atacada con Weck.	63
Figura 4.8. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.	65
Figura 4.9. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.	65
Figura 4.10. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.	66
Figura 4.11. Mapeo elemental de las muestras a) P6 (OK) y b) P6 (NOK)	67
Figura 4.12. Mapeo elemental de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha, señalando los puntos donde se realizó el microanálisis puntual por EDS.	68
Figura 4.13. Resultados del microanálisis mediante EDS en MEB, de P6 (NOK).	69
Figura 4.14. Comparación entre tamaño de porosidades en las muestras P3, P5 y P6, OK.	70
Figura 4.15 Morfologías de porosidades presentes en las muestras OK a) P3, b) P5 y c) P6.	71
Figura 4.16. Comparación entre tamaño de porosidades en las muestras P3, P5 y P6, NOK.	72
Figura 4.17. Collage representativo de las porosidades en P3: a) (OK) y b) (NOK).	72
Resultados de microdureza y nanodureza.	72
Figura 4.18. Microdurezas Vickers (HV) de P3 a P6, (OK) y (NOK), de la aleación AlSi9Cu3.	74
Figura 4.19. a) Huella del ensayo Vickers y b) Huella del ensayo de Nanoindentación.	75
Figura 4.20. Muestras P5 (OK) y P5 (NOK), Variación de dureza en las fases de la aleación AlSi9Cu3: $\alpha$ -Al, Silicio eutéctico, Al <sub>2</sub> Cu y $\beta$ -Fe.	76
Figura 4.21. Micrografía de la aleación AlSi9Cu3, mostrando las indentaciones del ensayo de nanodureza.	77

## Índice de tablas.

Pág.

Tabla 2.1. Resumen de las propiedades físicas del aluminio.....	8
Tabla 2.2. Seriación de aleaciones de fundición base aluminio de acuerdo a su elemento aleante principal .....	12
Tabla 2.3. Composición química de la aleación AISi9Cu3, bajo norma AMS. A380.0:4291.....	16
Tabla 2.4. Propiedades generales de la aleación AISi9Cu3. Bajo norma ASTM. 380.0: SC843. A380.0: SC84A.....	16
Tabla 2.5. Solubilidad de los elementos presentes en la aleación AISi9Cu3 a diferentes temperaturas .....	20
Tabla 2.6.Reacciones químicas para la formación de fases y compuestos intermetálicos precipitados en función de la temperatura .....	21
Tabla 2.7. Ventajas contra desventajas del proceso HPDC .....	27
Tabla 3.1. Matriz de experimentos para el ataque químico a la aleación AISi9Cu3 .....	50
Tabla 4.1. Resultados del análisis químico por espectrometría de absorción atómica. ....	55
Tabla 4.2. Comparación entre los resultados de dureza experimentales de nanodureza y los datos de nanodureza reportados en la literatura de las fases típicas encontradas en la aleación AISi9Cu3.....	75

## Lista de símbolos.

**OK.** Nomenclatura designada a los cortes del soporte de motor de composición nominal.

**NOK.** Nomenclatura designada para los cortes del soporte de motor con altos contenidos de cobre y hierro.

**$\alpha$ -Al.** Fase compuesta por el primer aluminio en solidificar.

**$\alpha$ -Fe.** Compuesto intermetálico rico en hierro con morfología poligonal, [ $\alpha$ -Al<sub>15</sub>Si<sub>2</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>].

**$\beta$ -Fe.** Compuesto intermetálico rico en hierro con morfología tipo aguja/placa, [ $\beta$ -Al<sub>5</sub>Fe].

**Al<sub>2</sub>Cu.** Compuesto intermetálico rico en cobre con morfologías irregulares.

**HPDC.** Proceso de fundición a alta presión.

**MEB.** Microscopía electrónica de barrido.

**EDS.** Espectrometría de energía dispersada.

**BSE.** Electrones retrodispersados.

**Soporte=** componente automotriz.

**Muestra=** pieza.

**P1.** Muestra número uno.



**P2.** Muestra número dos.



**P3.** Muestra número tres.



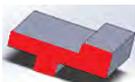
**P4.** Muestra número cuatro.



**P5.** Muestra número cinco.



**P6.** Muestra número seis.



# CAPÍTULO I.

---

---

## **PRESENTACIÓN.**



## 1.1 Introducción.

Actualmente es común ver que el aluminio y sus aleaciones se han convertido en un material ideal en la fabricación de componentes automotrices, ya que se trata de un material resistente y ligero, que es fácil de alear. Ya desde unas décadas atrás, han sido utilizadas para la fabricación de rotulas de dirección, radiadores de motor, suspensiones, cajas de transmisión automáticas, soportes de motor, etc.

Una de las aleaciones más importantes del aluminio es la aleación AlSi9Cu3, la cual posee buenas propiedades, tales como su resistencia al impacto y a la corrosión, y suele ser producida por el proceso de fundición a alta presión en molde permanente, HPDC (por sus siglas en inglés, High Pressure Die Casting)[1], que asegura la producción de productos con geometría compleja, de manera rápida, eficiente y económica.

Esta aleación tiene como elementos aleantes principales al Silicio, Cobre, Manganeso, y como impureza al hierro, los cuales durante la solidificación formarán compuestos intermetálicos. El contenido aproximado de estos elementos ronda entre 8.5, 3.5, 0.5 y 1.3% en peso, respectivamente, y una variación en su composición química puede provocar, en gran medida, un descenso en sus propiedades mecánicas, promovido por la presencia de defectos en el producto final[2]. Por ejemplo, el aumento excesivo del Fe provoca la formación de compuestos intermetálicos compactos de alta dureza que fragilizan al material, mientras que un aumento excesivo de Cu, provoca pérdida de resistencia a la ductilidad, baja resistencia a la corrosión y un incremento en la formación de porosidades [3].

## **1.2 Hipótesis.**

Es bien conocida la baja solubilidad tanto del Fe como del Cu en el aluminio líquido. Debido a esto, su presencia en exceso propicia la precipitación de compuestos intermetálicos en la aleación AlSi9Cu3 fundida a alta presión. Lo que se vincula directamente con el deterioro de sus propiedades, sobre todo mecánicas, principalmente atribuido a la formación excesiva de porosidad.

Consecuentemente, el incremento en porcentaje en peso de dichos elementos en la aleación AlSi9Cu3 y su efecto sobre la componente estructural puede ser analizado mediante la diferencia de contraste y color en la microestructura revelada por ataques químicos específicos y la distribución de compuestos intermetálicos en el análisis de micrografías representativas.

### **1.3. Objetivos.**

#### **1.3.1. Objetivo general.**

Determinar el efecto del alto contenido de Fe y Cu, en función de la variación del espesor de pared en un componente automotriz de geometría compleja, fabricado con una aleación de aluminio nominal AlSi9Cu3 comercial fundida a alta presión, sobre la evolución microestructural y comportamiento mecánico, a través de técnicas de ataque químico por color y ensayos de dureza.

#### **1.3.2. Objetivos específicos.**

1. Obtener la composición química de dos aleaciones AlSi9Cu3, una de composición nominal y otra con alto contenido de Fe y Cu, mediante espectrometría de absorción atómica.
2. Comparar la efectividad de diferentes reactivos químicos respecto de su capacidad para revelar y contrastar la microestructura en dos aleaciones AlSi9Cu3, una de composición nominal y otra con alto contenido de Fe y Cu, empleando microscopía óptica, que permita estimar la morfología de fases y el grado de segregación en función del espesor de pared del componente automotriz.
3. Corroborar la estimación del grado de segregación en las dos aleaciones de aluminio AlSi9Cu3, una de composición nominal y otra con alto contenido de Fe y Cu, mediante mapeos químicos elementales usando el microanálisis de espectrometría de energía dispersa (EDS).
4. Determinar el efecto del alto contenido de Fe y Cu sobre la evolución de la microestructura en la aleación AlSi9Cu3, en términos del tamaño y morfología de microconstituyentes y del grado de porosidad.
5. Mediante ensayos de microdureza y nanodureza, en dos aleaciones de AlSi9Cu3, una de composición nominal y otra con alto contenido de Fe y Cu, evaluar el efecto del alto contenido de Fe y Cu sobre la respuesta mecánica.

#### **1.4 Justificación.**

Durante el proceso de producción a alta presión de un componente automotriz como un soporte de motor, a partir de la aleación comercial AlSi9Cu3, existen un sinnúmero de variables que influyen en las propiedades físicas y mecánicas finales del mismo. Dentro de todas esas variables, la más relevante es la selección de materias primas para la fundición, ya que, al realizarse de manera incorrecta, modifica la composición química del material, lo cual provoca una serie de cambios en la aleación, que van desde la variación de la microestructura matricial hasta la formación de compuestos intermetálicos y formación de defectos internos, que en conjunción provocan fallas en la aleación y, finalmente, el rechazo total del componente, ya que este no cumple las especificaciones técnicas.

Sin embargo, este trabajo se enfocó en investigar de qué manera afecta las propiedades mecánicas finales del soporte de motor el aumento de la concentración de Fe y Cu en la composición química de la aleación AlSi9Cu3.

Con este fin, es que se hizo necesario realizar una serie de análisis microestructurales y mecánicos, que ayuden a caracterizar la microestructura del material, así como los defectos internos, para que finalmente ambos puedan ser relacionados.

## **CAPÍTULO II.**

---

---

### **MARCO TEÓRICO.**

---

## 2.1 Historia del aluminio.

Antes de sigloXIX, el aluminio era poco empleado industrialmente, ya que era muy ligero, blando, dúctil y sobre todo, poco resistente mecánicamente[4]. No obstante, en 1915 la industria intentó abrir mercados con el aluminio comercialmente puro y varias aleaciones de colada y forja. Una de estas aleaciones fue la aleación ligera de aluminio, magnesio, cobre y manganeso, comúnmente llamada “duraluminio”, que posee un aumento considerable en la resistencia mecánica.

Pero quizá fue durante la II Guerra Mundial donde se tomó conciencia de su importancia a nivel industrial, y a partir de ese momento, el empleo del aluminio y sus aleaciones ha ido en auge(ver **Figura 2.1**) [5].

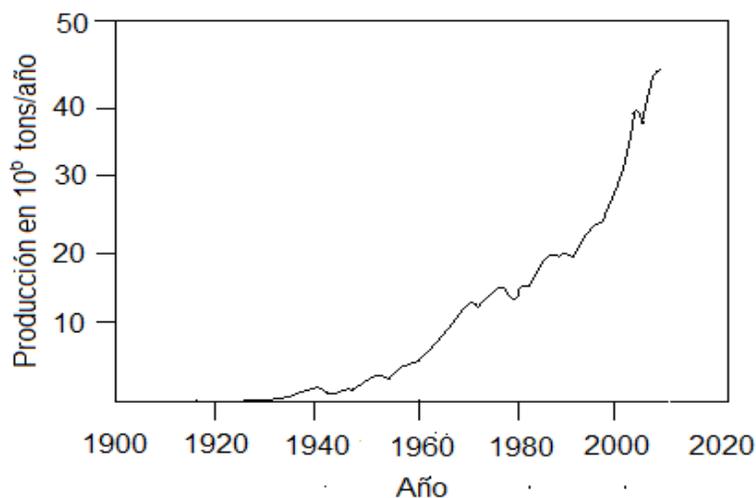


Figura 2.1. Evolución de la producción del aluminio por año [6].

## 2.2 Aluminio.

Ya que el aluminio puede adquirir una alta resistencia al alearse con diferentes elementos químicos y, al mismo tiempo, poseer una baja densidad, hoy en día se diseñan y construyen estructuras resistentes y livianas que son particularmente ventajosas para todo tipo de vehículos terrestres, espaciales y acuáticos[7].

Por ello, es conveniente resumir algunas de sus propiedades físicas, químicas y mecánicas más sobresalientes.

### **2.2.1 Propiedades físicas, químicas y mecánicas del aluminio.**

El aluminio es clasificado como un elemento metálico y representado por el símbolo “Al” en la tabla periódica, siendo el segundo metal más abundante en la tierra.

En estado puro posee un color gris brillante, además, se caracteriza por ser tres veces más ligero que el acero ( $\rho_{Al} = 2.7 \text{ g/cm}^3$ ,  $\rho_{Acero} = 7.83 \text{ g/cm}^3$ ). Sin embargo, estas propiedades pueden variar levemente de acuerdo al tipo de aleación [2,8].

En cuanto a su carácter conductivo, el aluminio tiene una alta conductividad térmica (80 a 230 W/mK), que sólo es superada por el cobre, siendo además cuatro veces más grande que la conductividad del acero (50.2 W/mK). Mientras que su conductividad eléctrica se encuentra entre los 34 y 38 m/Ω mm<sup>2</sup>, siendo el aluminio el único metal, aparte del cobre, que posee una alta conductividad como para ser usado como conductor eléctrico.

Por otro lado, es resistente al tipo de corrosión progresiva, donde la superficie expuesta del aluminio reacciona con el oxígeno, formando una película estable de óxido de aluminio inerte de 0.25 μm de grosor, protegiéndose así de la corrosión.

Además, su punto de fusión es relativamente bajo (660°C). Por ello, ofrece grandes ventajas al ser usado en utensilios de cocina, industria química, aire acondicionado, disipadores de calor entre otras aplicaciones [8,9].

Un resumen de las propiedades físicas del aluminio se enlistan en la **Tabla 2.1**.

Tabla 2.1. Resumen de las propiedades físicas del aluminio [2].

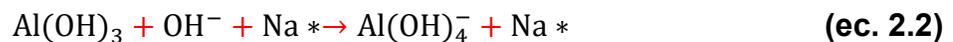
Propiedad	Valor/Descripción.
Color	Blanco-Plata
Estructura cristalina	Cúbica centrada en las caras (FCC)
Parámetro Reticular	0.40414 nm
Densidad a 20°C	2.699 g/cm <sup>3</sup>
Cambio volumétrico durante la solidificación	6.7%
Punto de fusión	660.2 °C
Punto de ebullición	2327 °C
Calor específico (20°C)	930 J
Coeficiente lineal de expansión térmica $1 \times 10^6$	23.0 (20-100°C)
Conductividad térmica (0°C)	70.25 W/mK
Conductividad térmica (100°C)	71.65 W/mK
Resistividad eléctrica (20°C)	2.69 $\mu\Omega\text{cm}$

### 2.2.2 Proceso de producción del aluminio.

La obtención del aluminio se realiza en dos fases: la extracción de la alúmina a partir del mineral de bauxita (proceso Bayer) y la producción del aluminio, a partir de reacciones electroquímicas (proceso Hall-Héroult) [10].

### 2.2.3 Proceso Bayer para la obtención de alúmina.

El proceso Bayer comienza con el triturado de la bauxita (mineral rico en SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> y otros óxidos menores) y su lavado con una solución caliente de hidróxido de sodio a alta presión y temperatura. La sosa disuelve los compuestos del aluminio, que al encontrarse en un medio fuertemente básico, se hidratan, según la reacción química de las ecuaciones (2.1) y (2.2) [11]:



Los materiales no alumínicos se separan por decantación. La solución cáustica del aluminio es enfriada para posteriormente recristalizar el hidróxido y separarlo de la sosa, la cual se recupera para su último uso. Finalmente, se calcina el hidróxido de aluminio a temperaturas cercanas a 1000 °C, para formar la alúmina, según la reacción química de la ecuación (2.3) [11]:



El óxido de aluminio así obtenido tiene un punto de fusión cercano a los 2000 °C, lo que hace imposible someterlo a un proceso de electrolisis. Para resolver este problema, el óxido se disuelve en un baño de criolita, del cual se obtiene una mezcla eutéctica con un punto de fusión de 900 °C.

### 2.2.4 Proceso Hall-Héroult para la producción de aluminio de alta pureza.

A continuación, se procede al electrólisis, que se realiza sumergiendo en la cuba unos electrodos de carbono (tanto el ánodo como el cátodo), dispuestos en posición horizontal. Cada tonelada de aluminio requiere entre 17 y 20 MWh de energía para su obtención, y consume en el proceso 460 kg de carbono, lo que supone entre un 25% y un 30% del precio final del producto, convirtiendo al aluminio en uno de los metales más caros de obtener. El aluminio obtenido tiene una pureza del 99.5 al 99.9%. De las

cubas pasa al horno donde es purificado mediante la adición de un fundente o se alea con otros metales con objeto de obtener materiales con propiedades específicas. Después se vierte en moldes o se hacen lingotes o chapas [12].

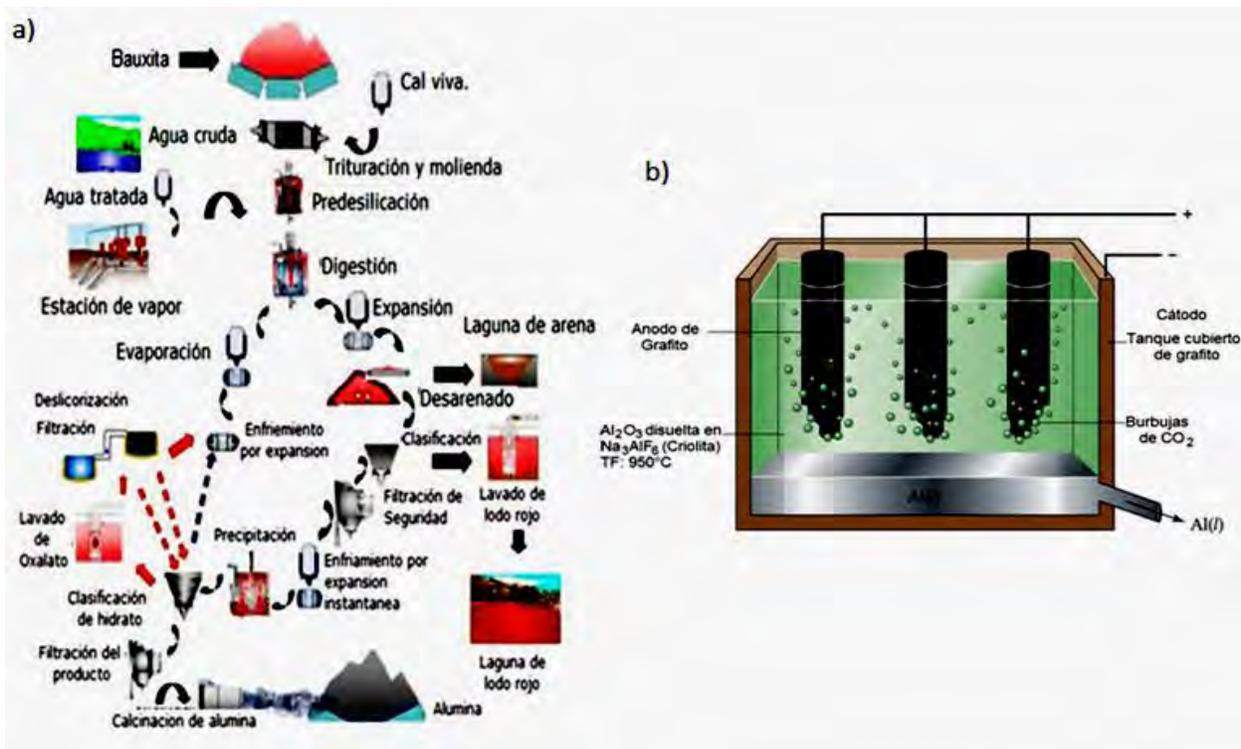


Figura 2.2. Proceso de obtención del aluminio electrolítico: a) Proceso Bayer y b) Proceso Hall-Héroult [12,13].

### 2.2.5 Producción anual de aluminio.

Según reportes recientes [14], en 2017 los principales países productores de aluminio a nivel mundial fueron China, con aproximadamente 32.6 millones de toneladas métricas, por delante de Rusia y Canadá. Una parte muy importante de la producción mundial es resultado del reciclaje (aluminio secundario). En el año 2005 se suponía aproximadamente un 20% de la producción total de este metal.

Cerca del 75% del total de la obtención corresponde a aluminio primario (aluminio extraído desde el mineral), a diferencia del aluminio secundario,(que se deriva del procesamiento de chatarra) [14].

Durante el 2017, el aluminio tuvo tasas de reciclaje bastante altas, ya que se logró reciclar más del 90% del aluminio utilizado en medios de transporte y materiales de construcción, más del 55% en envases, y en algunos países europeos, se alcanzan hasta el 98% de tasa de reciclaje de las latas de refresco.

### **2.3 Aleaciones base aluminio.**

Estas aleaciones se obtienen a partir de la combinación del aluminio con otros elementos metálicos como el cobre, zinc, manganeso, magnesio o silicio. Forman parte de las llamadas aleaciones ligeras, con una densidad mucho menor que la de los aceros, pero no tan resistentes a la corrosión como el aluminio puro. Las aleaciones de aluminio buscan mejorar la dureza y resistencia del aluminio, que en estado puro es un metal sumamente blando.

Las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio dependen de una compleja interacción entre su composición química y características microestructurales desarrolladas durante su solidificación, tratamientos térmicos y procesos de deformación plástica a los que se someta [15].

Aunque la mayoría de los metales pueden alearse con el aluminio, pocos tienen la suficiente solubilidad para servir como elementos principales de aleación. Dentro de éstos se encuentran el zinc, magnesio, cobre y silicio, además del cromo, manganeso y zirconio que, aunque presentan baja solubilidad, aportan importantes mejoras a las propiedades mecánicas como la maleabilidad, resistencia a la fatiga y a la corrosión de la aleación [16].

#### **2.3.1 Nomenclatura de las aleaciones de aluminio.**

Es conveniente dividir a las aleaciones de aluminio en dos categorías: i) aleaciones de fundición (casting compositions) y ii) aleaciones para conformado mecánico (wrought compositions) [17].

*i) Aleaciones para fundición.*

Para el caso de las aleaciones de fundición la Asociación del aluminio, (The Aluminium Association, por sus siglas en inglés), ha desarrollado un sistema de tres dígitos seguido de un valor decimal, en el cual el primer dígito indica el grupo de aleación, los segundos dos dígitos sirven para identificar una composición en particular y el punto decimal identifica al producto como una fundición. Tal y como se señala en la **Tabla 2.2.**

Tabla 2.2. Seriación de aleaciones de fundición base aluminio de acuerdo a su elemento aleante principal [2,7,17].

<b>Serie</b>	<b>Tipo de aleación</b>
<b>1xx.x</b>	Composiciones no aleadas (puras) controladas.
<b>2xx.x</b>	Aleaciones con Cu como principal elemento aleante.
<b>3xx.x</b>	Aleaciones con Si como principal elemento aleante con otros elementos secundarios como el Cu y Mg. (DC)
<b>4xx.x</b>	Aleaciones con Si como principal elemento aleante.
<b>5xx.x</b>	Aleaciones con Mg como principal elemento aleante.
<b>6xx.x</b>	Fuera de uso.
<b>7xx.x</b>	Aleaciones con Zn como principal elemento aleante, con elementos secundarios como el Cu y Mg.
<b>8xx.x</b>	Aleaciones con Sn como principal elemento aleante.
<b>9xx.x</b>	Fuera de uso.

DC: Die Casting.

### 2.3.2 Aleaciones Al-Si.

Como se mencionó en la sección 2.3.1., las aleaciones de aluminio están agrupadas de acuerdo al elemento en mayor proporción que éstas contengan.

El grupo 3xx.x corresponde a las aleaciones Al-Si, donde el silicio posee una solubilidad muy baja en el aluminio; por lo tanto, se precipita prácticamente puro [17]. El precipitado tiene por naturaleza una alta dureza y, por lo tanto, mejora la resistencia a la abrasión [18].

Las aleaciones Al-Si son muy dúctiles y resistentes al impacto, tienen un bajo coeficiente de dilatación térmica y una elevada conductividad calorífica y eléctrica, pero son difíciles de mecanizar por la naturaleza abrasiva del silicio.

Las aleaciones comerciales de este tipo presentan composiciones hipoeutécticas, eutécticas a 577°C e hipereutécticas, con un 5 a 10, 11 a 13 y un 14 a 20 %Si, porcentaje en peso, respectivamente.

Dependiendo de sus propiedades físicas, (principalmente influenciadas por su composición química), y sus propiedades mecánicas, (influenciadas por la composición química y su microestructura compleja), éstas pueden ser utilizadas en aplicaciones sencillas, como cuadros de bicicletas y pasamanos de los puentes, hasta aplicaciones más complejas, como equipo de transporte y estructuras soldadas [16,18].

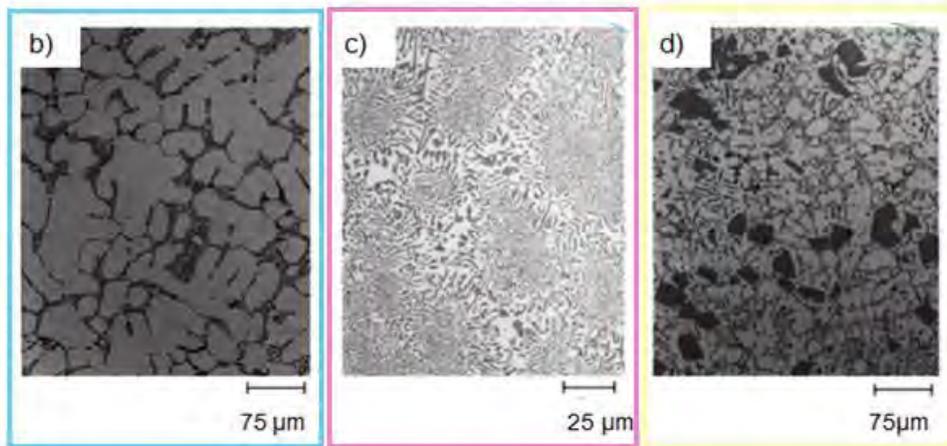
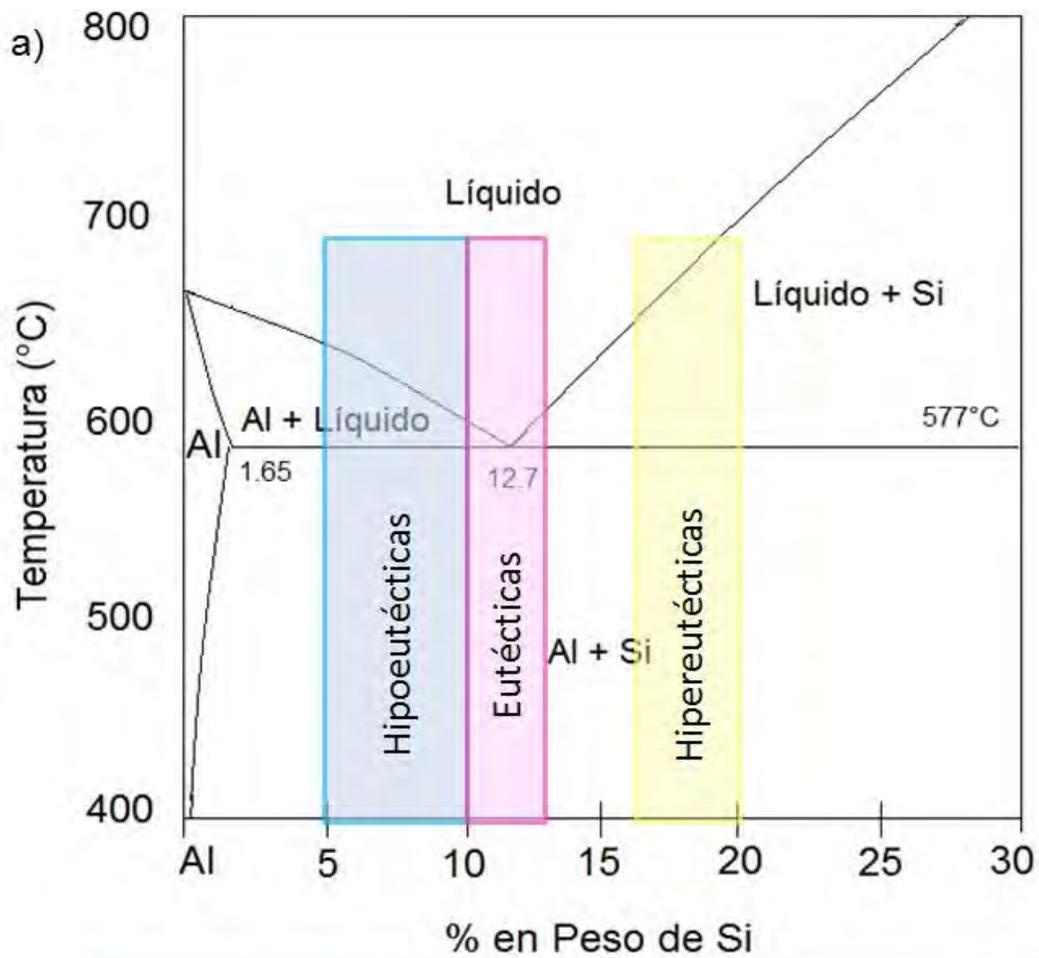


Figura 2.3. a) Diagrama de fases Al-Si, b) microestructura de aleación Hipoeutética, c) Microestructura de aleación Eutética y d) microestructura de aleación Hipereutética [16, 18].

## 2.4 Aleación AlSi9Cu3.

Entre las aleaciones comerciales Al-Si, la aleación AlSi9Cu3 es la mayormente utilizada en la industria automotriz para una amplia gama de productos, dentro de los cuales se encuentran: chasis, válvulas de recirculación de gases de escape, tapas de las bombas de aceite, cajas de cambios y soportes de motor, ya que posee buenas propiedades mecánicas como una resistencia media y baja densidad [19].

Esta aleación es fabricada por el proceso de fundición a alta presión en molde permanente [16], (en la sección 2.5 el proceso se explica a detalle).

Además, posee como elementos de aleación al Cu, Mg, Si, Zn, Fe, Mn, los cuales influyen en la microestructura y, en consecuencia, en las propiedades mecánicas. Su microestructura está constituida principalmente por diferentes morfologías matriciales de aluminio alfa ( $\alpha$ -Al), mezcladas con fases eutécticas de Al-Si y algunos compuestos intermetálicos, como  $\alpha$ -Fe ( $\text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{Fe},\text{Mn})_3$ ),  $\beta$ -Fe ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ) y  $\text{Al}_2\text{Cu}$  [20].

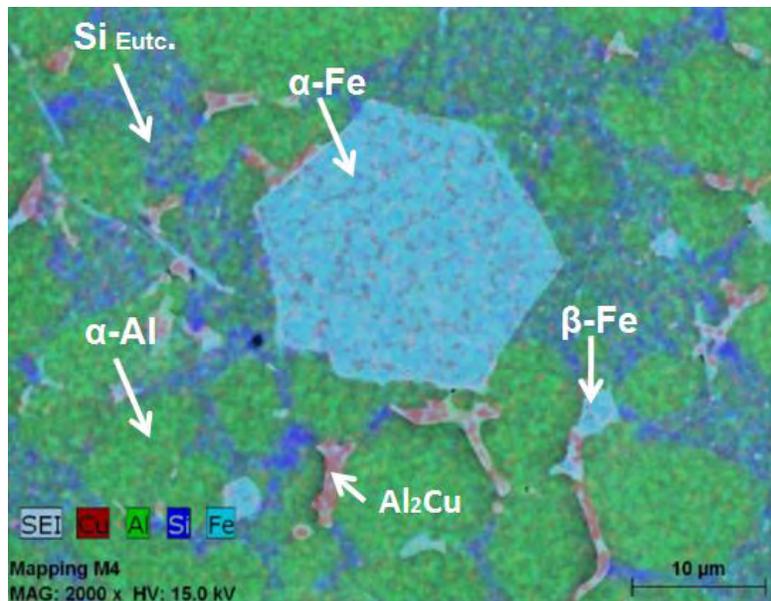


Figura 2.4. Mapeo químico de la aleación AlSi9Cu3 fundida a alta presión, indicando la distribución de elementos aleantes en las fases ( $\alpha$ -Al y  $\text{Si}_{\text{eutc.}}$ ) y compuestos intermetálicos ( $\alpha$ -Fe,  $\beta$ -Fe y  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ) [21].

### 2.4.1 Propiedades mecánicas.

Como se mencionó en la **sección 2.4**, la composición química y morfología de los compuestos intermetálicos y fases de la aleación AlSi9Cu3 son responsables de sus propiedades mecánicas, que hacen de ella una aleación única.

En la **Tabla 2.3**, se muestra la composición química normalizada de la aleación AlSi3Cu9. Mientras que en la **Tabla 2.4**, se enlista un resumen de las propiedades mecánicas de la aleación. Es importante mencionar que, tratándose de una aleación base aluminio, sus propiedades físico-químicas son muy parecidas a las del aluminio puro.

Tabla 2.3. Composición química de la aleación AlSi9Cu3, bajo norma AMS.

A380.0:4291 [22,23].

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Sn	Al
% enPeso	7.5-9.5	1.3	3.0-4.0	0.50	0.1	0.5	3.0	0.35	Bal.

Tabla 2.4. Propiedades mecánicas de la aleación AlSi9Cu3. Bajo norma ASTM. 380.0:

SC843. A380.0: SC84A [22,23].

Propiedad Mecánica.	Valor
Modulo elástico	71.0 GPa
Resistencia a la tensión	324 MPa
Resistencia a la fatiga ( $5 \times 10^8$ ciclos)	138 MPa
Resistencia a la tracción (20 °C)	330 MPa
Alargamiento (20 °C)	3%
Dureza (en condiciones de colada)	80 HB

#### **2.4.2 Efecto de los elementos de aleación en la componente microestructural y mecánica.**

A continuación, se enlistan los elementos más importantes para la aleación AlSi9Cu3, mencionando las ventajas y desventajas de su presencia.

El silicio es el elemento aleante principal de las aleaciones Al-Si; la presencia de este elemento aumenta la viscosidad del metal fundido, mejorando su fluidez para llenar paredes delgadas y producir diseños complejos [3]. Para las aleaciones comerciales las composiciones varían de acuerdo al proceso de fundición, por ejemplo, para procesos con velocidades lentas de solidificación, se prefieren los rangos de 5 a 7%, para moldes permanentes de 7 a 9 %, y para fundición a presión, que inducen altas velocidades de enfriamiento, 8 a 12% [24]. Con respecto a la aleación AlSi9Cu3, el aumento de Si incrementa el tiempo de solidificación, debido a que la temperatura liquidus sufre una disminución, a su vez la resistencia a la tracción se incrementa levemente cuando existen contenidos del 3 al 8 %Si. Por otro lado, la resistencia a la tensión alcanza un valor máximo de 70 MPa y luego tiende a disminuir a un valor de 60 MPa en relación al 15 y 12 %Si, respectivamente. Por último, la presencia de este elemento promueve la formación de las fases  $\alpha$ -Fe y  $\beta$ -Fe [25].

El cobre aumenta la dureza de las aleaciones tratables o no térmicamente, reduce la ductilidad, la resistencia a la corrosión y la resistencia a la abrasión, a la vez que incrementa el riesgo potencial a generar microporos interdendríticos. En el caso de aleaciones Al-Si aleadas con Cu y Mg, la concentración aceptada de Cu está en el rango de 1-3 %Cu, en peso. Además, su presencia en la aleación promueve la formación de compuestos intermetálicos tales como Al-(Mg,Cu)-Si y Al<sub>2</sub>Cu [24,25].

El hierro está siempre presente en las aleaciones comerciales Al-Si como un elemento de impureza, (presente en la materia prima), siendo quizá el más perjudicial para las propiedades mecánicas de estas aleaciones [1,3].

Siempre que sea posible, los niveles de hierro en las aleaciones Al-Si para fundiciones en arena y en molde permanente, deberían mantenerse tan bajos como sea posible para evitar los efectos perjudiciales sobre las propiedades mecánicas, particularmente la ductilidad y la resistencia a la fractura, debido a la formación de compuestos intermetálicos insolubles,  $\alpha$ -Fe y  $\beta$ -Fe, los cuales son inalterables por tratamientos térmicos convencionales [2].

Se ha demostrado que a contenidos de Fe entre el 0.8 y 1.1% Fe su presencia es benéfica para evitar la adhesión del metal líquido al molde permanente durante la solidificación, pero al incrementar su contenido este tiende a precipitar en partículas finas compactas de  $\text{Al}_{24}(\text{Fe},\text{Mn})_6\text{Si}_2$  en la cavidad del molde, afectando el proceso de fundición [26]. Por otro lado, otro efecto negativo del Fe es la formación de compuestos intermetálicos ricos en Fe formados durante la solidificación. El Fe precipita en forma de  $\alpha$ -Fe( $\text{Al}_{15}\text{Si}_2(\text{Fe},\text{Mn})_3$ ) o  $\beta$ -Fe ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ), cuya morfología puede cambiar dependiendo de la velocidad de enfriamiento [19].

La presencia del manganeso es benéfica para la aleación  $\text{AlSi9Cu3}$ , ya sea en su forma compuesta o en solitario, el Mn puede neutralizar el efecto del intermetálico  $\beta$ -Fe (ver **sección 2.4.4.1**), modificándolo a la estructura  $\alpha$ -Fe [3]. De esta forma, se mejora la ductilidad y se reduce la presencia de porosidades provocada por un alto contenido de hierro [3].

La solubilidad del níquel en el aluminio líquido no excede al 0.04%, por lo que es formado un intermetálico de Ni con Fe. Además, cuando el contenido de Ni está por encima del 2%, en peso, se incrementa la resistencia mecánica, se reduce la ductilidad y se promueve la corrosión por picadura en el aluminio de alta pureza. Por otro lado, las aleaciones binarias de Ni están fuera de uso, sin embargo, el Ni es adherido en las aleaciones Al-Cu y en las aleaciones Al-Si para mejorar la dureza y la resistencia a elevadas temperaturas y reducir el coeficiente térmico de expansión [3].

### 2.4.3 Solidificación de aleaciones de aluminio AlSi9Cu3 fundidas a alta presión.

La solidificación juega un papel muy importante en las propiedades de la aleación AlSi9Cu3, por lo que es importante conocer y entender los mecanismos de solidificación y como resulta afectada la microestructura por parámetros como la temperatura, el tiempo y la velocidad de enfriamiento.

La precipitación de las agujas de Silicio eutéctico en la aleación puede ser explicada con el diagrama de fases de la **Figura 2.3**. Inicialmente, la temperatura es lo suficientemente alta, por arriba de los 660 °C, para tener al metal en fase líquida, conforme el metal líquido pierda calor, la temperatura baja en un rango de 650 a 577 °C, rango en el cual se encuentra la zona liquidus, en donde coexiste el aluminio líquido con la fase  $\alpha$ -Al, la cual empieza a solidificar en sitios de nucleación favorables. Mientras que la fundición continúe enfriándose, los sitios de nucleación existentes crecen como dendritas y se forman otros sitios de nucleación dentro de la parte líquida de la mezcla. Esta fase termina de formarse hasta que el líquido remanente llega a la composición y temperatura eutéctica (577 °C). A partir de esta temperatura, el Si en el líquido remanente pierde solubilidad, dando pie al comienzo de la solidificación del Si en una estructura laminar con composición eutéctica [26,27]. Para este sistema binario solo existe una reacción invariante:



En la ec. 2.4, L es la fase líquida,  $\alpha$  es el aluminio predominante y  $\beta$  es el silicio eutéctico.

En cuanto a las partículas precipitadas de  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , estas se producen por la formación de redes dendríticas de  $\alpha$ -Al (asociadas con la segregación de Si y Cu), avanzando entre las interfaces dendríticas. Cuando la temperatura de solidificación se aproxima a la temperatura eutéctica (577 °C), las partículas de Si precipitado, favorecen una concentración local de Cu, aún en estado líquido y, cuando llega la temperatura de 548 °C, el cobre comienza su nucleación a partir del líquido remanente, en áreas libres de

partículas de Si eutéctico. Por último, en el equilibrio del sistema Al-Fe, el hierro posee una muy baja solubilidad desde temperaturas cercanas al punto de fusión del metal (655 °C), por lo que, desde esa temperatura, comienza la nucleación de compuestos intermetálicos a la par que comienza la formación de la fase  $\alpha$ -Al[26,3].

#### 2.4.4 Formación de fases y compuestos intermetálicos en la aleación AlSi9Cu3.

En la sección 2.4.3, se describe cómo la pérdida de temperatura durante la solidificación es un factor importante en la formación de fases. Cuando la fundición pierde calor, el elemento con menor solubilidad en el aluminio líquido comienza a precipitar. Es así que en la aleación AlSi9Cu3, el Fe y el Ni son los principales elementos en formar compuestos, seguidos por el Si y Mn, según se muestra en la **Tabla 2.5**.

Tabla 2.5. Solubilidad de los elementos presentes en la aleación AlSi9Cu3 a diferentes temperaturas [18].

Elemento	Temperatura [°C]	Solubilidad máxima del sólido[%]
<b>Cu</b>	548	5.65
<b>Fe</b>	655	0.05
<b>Si</b>	577	1.65
<b>Mg</b>	450	17.4
<b>Mn</b>	658	1.82
<b>Ni</b>	640	0.04
<b>Zn</b>	443	70

La precipitación de los compuestos intermetálicos se rige por las reacciones químicas que se indican en la **Tabla 2.6**, según la literatura referenciada.

Tabla 2.6.Reacciones químicas para la formación de fases y compuestos intermetálicos precipitados en función de la temperatura [28].

Fase	Temperatura (°C)	Fase	Temperatura (°C)
(Al) dendritas	609		
Liq→ (Al)+(AlMnSi)+ (β)- (Al <sub>5</sub> FeSi)	600		
Liq→ (Al)+Si+ Al <sub>5</sub> FeSi	575	Precipitación del Si Eutéctico	560
		Precipitación del AlMgFeSi	554
Liq→ (Al)+Al <sub>2</sub> Cu+Si+ Al <sub>5</sub> FeSi	525	Precipitación de Al <sub>2</sub> Cu	500
Liq→ (Al)+Al <sub>2</sub> Cu+Si+ Al <sub>5</sub> FeSi	507	Precipitación de AlMgCuSi	490

#### 2.4.4.1 Descripción de los compuestos intermetálicos.

La presencia de elementos de aleación promueve la formación de elementos intermetálicos complejos, como compuestos binarios (Al<sub>2</sub>Cu), compuestos ternarios (Al<sub>5</sub>FeSi, Al<sub>2</sub>CuMg) y compuestos ternarios (Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>) [29], como se observa en la **Figura 2.5**.

En la aleación AlSi9Cu3 las fases que pueden formarse son:

*i) Compuestos intermetálicos ricos en Fe: β-Fe y α-Fe.*

El compuesto predominante suele ser β-Fe, el cual posee una forma de aguja y con una longitud de hasta 20 μm y un espesor entre 0.1 y 1 μm. Es la estructura menos deseada en la aleación, ya que su presencia a grandes concentraciones incrementa la formación de grietas y disminuye la ductilidad.

El efecto que tiene el compuesto  $\beta$  sobre las propiedades mecánicas, puede ser reducido al aumentar la velocidad de enfriamiento o sobrecalentando el metal fundido, otra manera de mitigar su efecto es usando elementos neutralizadores como Mn, Co, Cr Ni, Va, Mo y Be, los cuales promoverán la formación del compuesto  $\alpha$ -Fe, el cual se alojará en los espacios interdendríticos, donde en el rango de temperaturas de 660 a 577 °C, existe líquido remanente donde pueda nuclear y de crecer el intermetálico [25,29]. El compuesto  $\alpha$ -Fe posee una forma parecida a la escritura china o esquelética, aunque algunos autores han acordado que puede poseer una estructura poligonal [3,29].

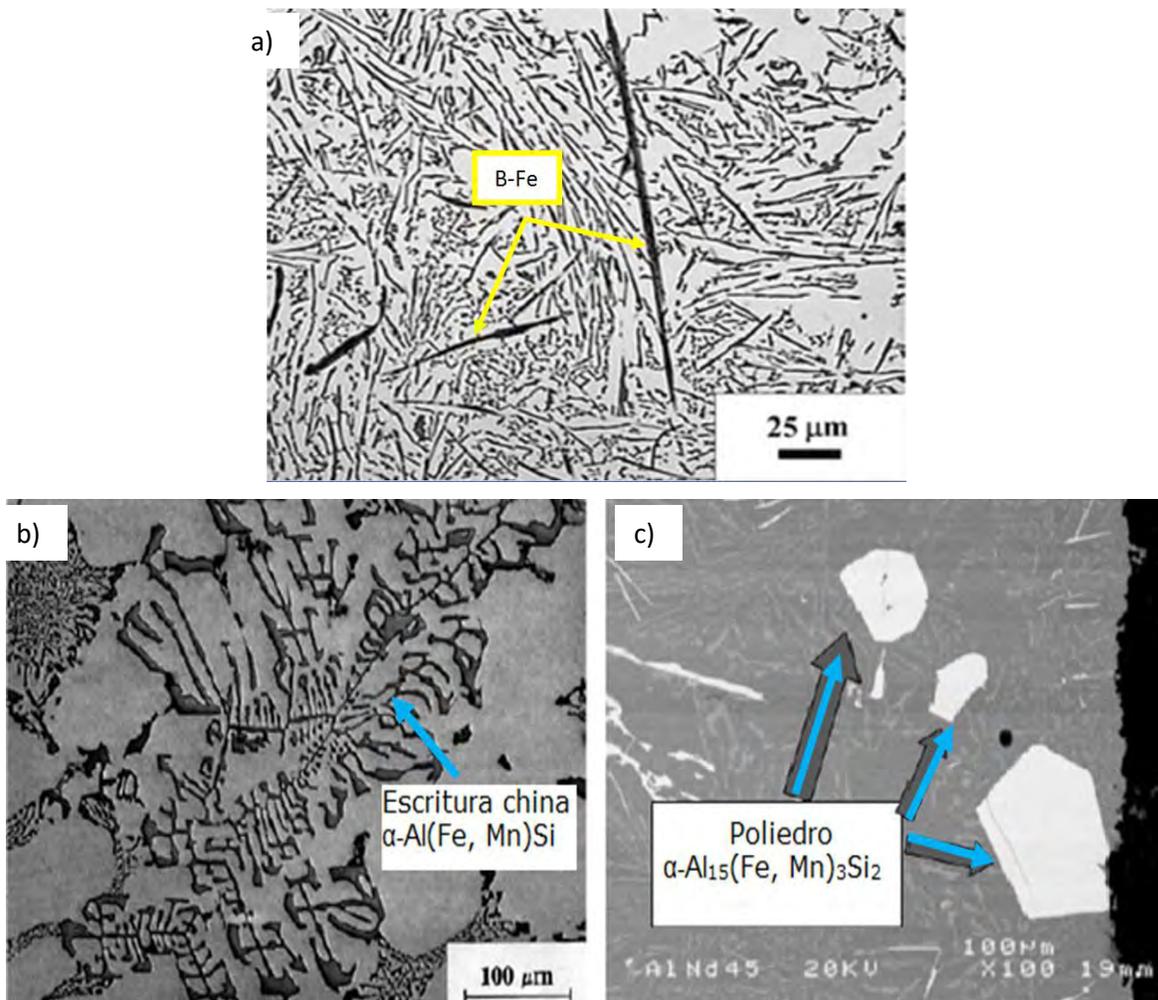


Figura 2.5. Morfología de los compuesto intermetálicos ricos en Fe: a)  $\beta$ -Fe, b)  $\alpha$ -Fe Escritura china y c)  $\alpha$ -Fe Poliedro [28].

ii) *Compuesto rico en Cu, Al<sub>2</sub>Cu.*

El precipitado del intermetálico Al<sub>2</sub>Cu puede presentarse en la forma interdendrítica o bien, en la forma de eutéctico (Al-Al<sub>2</sub>Cu) fino, (ver **Figura 2.6**). Aunque la forma interdendrítica es la forma predominante, ya que, al tener una morfología burda, es mucho más difícil de disolver en la matriz con cualquier tratamiento.

El compuesto Al<sub>2</sub>Cu, (forma interdendrítica), posee una microdureza de 185 HV, mientras que el eutéctico unos 280 HV. Además, su presencia influencia las propiedades mecánicas, sobretodo en la resistencia a la fatiga [26,27].

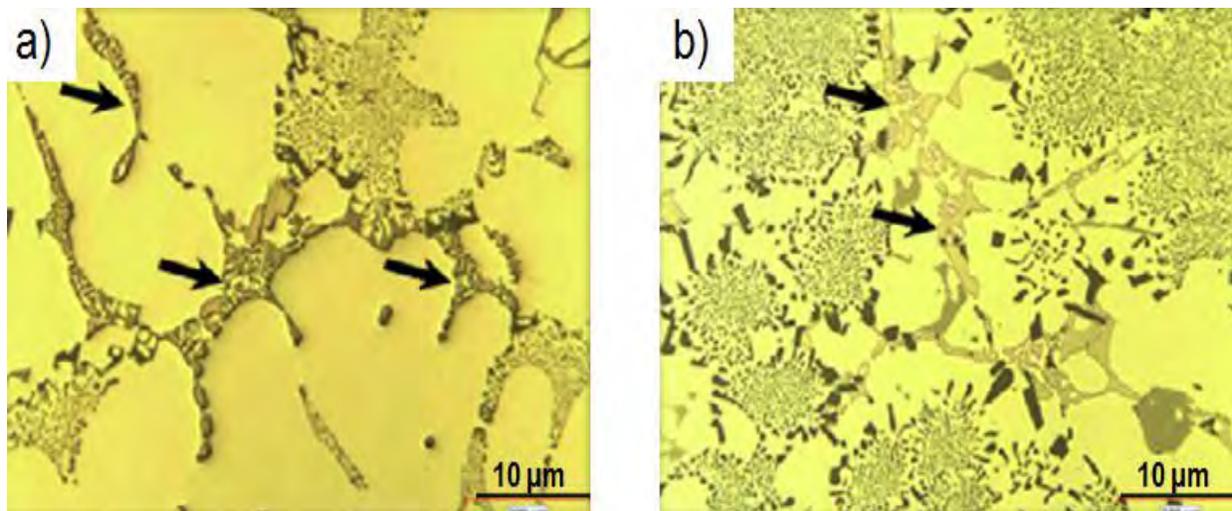


Figura 2.6. Morfología del compuesto intermetálico Al<sub>2</sub>Cu: a) Tipo eutéctico y b) Tipo interdendrítico[27].

### 2.5 Fundamentos del proceso HPDC para la aleación AlSi9Cu3.

El proceso HPDC consiste en la inyección de metal líquido a alta velocidad y presión hacia la cavidad de un molde de acero. Este proceso puede emplearse para la fabricación de componentes con diferentes tamaños y formas detalladas [30].

Las velocidades de inyección pueden ir desde los 20 hasta los 90 m/s y las presiones desde 100 hasta 1200 bar, por lo cual, el tiempo de llenado de la cavidad se realiza en milésimas de segundo, oscilando entre los 10 y 200 milisegundos.

Los moldes son normalmente fabricados de acero H13 y es necesario mantener una temperatura del orden de los 150 a los 250 °C, para una adecuada producción.

La aplicación de alta presión permite un buen contacto entre la aleación fundida y la pared del molde que permite el aumento de la velocidad de enfriamiento, el aumento del flujo de calor y el coeficiente de transferencia de calor en la interfaz de fundido y la formación de una fundición de forma neta[16].

Existen dos tipos principales de máquinas de fundición a alta presión: i) de cámara caliente y ii) de cámara fría, donde la principal diferencia radica en la forma en que se inyecta el metal en la cavidad.

### **2.5.1 Cámara caliente.**

En el proceso de cámara caliente, la aleación es fundida en un recipiente, llamado cámara de presión, que esta adherido a la máquina. Una vez fundido, el metal líquido es inyectado en la cavidad del molde usando un pistón que ejerce una alta presión (ver **Figura 2.7a**).

El proceso HPDC en cámara caliente posee una gran desventaja en cuanto a la fundición de aleaciones con altos puntos de fusión, ya que gran parte del sistema de inyección queda sumergido en el metal líquido, causando, en el mejor de los casos, un desgaste excesivo en los moldes, y en el peor de los casos, provocar la fundición de los moldes. Por esa causa, las aplicaciones del proceso quedan limitadas a metales de bajo punto de fusión que no atacan químicamente al pistón y a otros componentes mecánicos. Dentro de estos metales se encuentra el zinc, al estaño, al plomo y algunas aleaciones de magnesio [31].

### 2.5.2 Cámara fría.

La aleación AISi9Cu3 comercial es producida por el método HPDC por cámara fría el cual consiste en el siguiente ciclo de producción [31]:

Durante la fundición en cámara fría, el metal líquido se dosifica en una cuchara desde el crisol a la cámara de inyección, donde el pistón de accionamiento hidráulico empuja el metal hacia el molde.

La carga dosificada de metal líquido es siempre mayor a la necesaria para llenar la cavidad del molde. Por lo que, el material adicional es utilizado para forzar el correcto llenado del metal en la cavidad y compensar la contracción, que tiene lugar durante la solidificación, (Figura 2.7b).

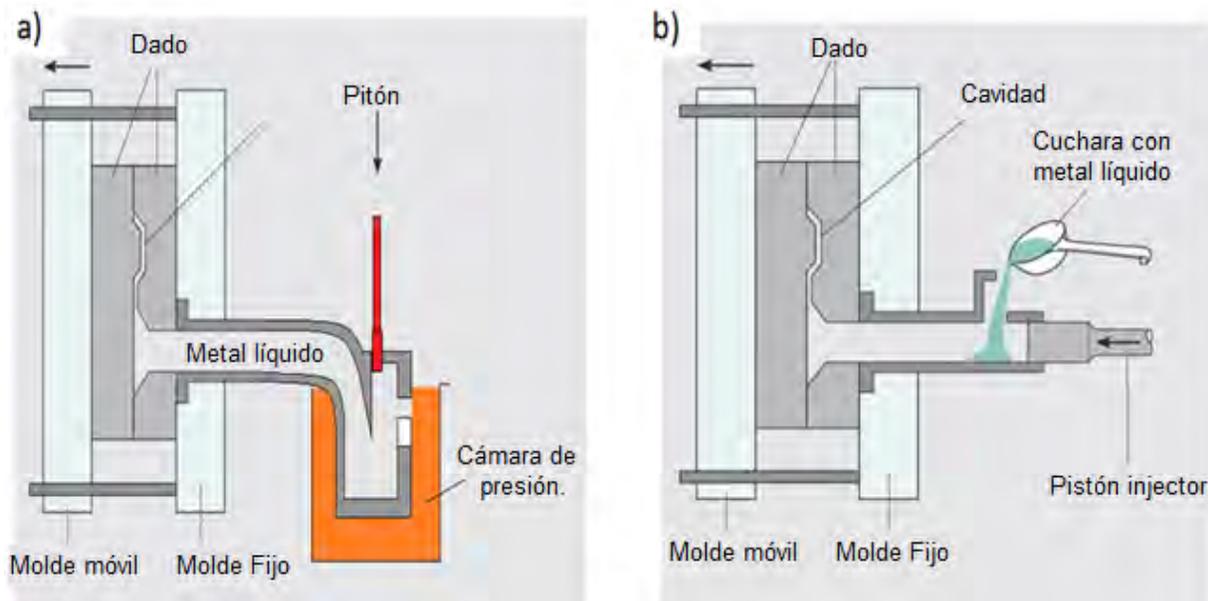


Figura 2.7. Diagramas del proceso de producción HPDC: a) Por cámara caliente y b) Por cámara fría [16].

### 2.5.3 Costos y rentabilidad de los moldes usados en HPDC.

El proceso HPDC es el tipo de fundición que presenta mayores ventajas respecto a su inversión, ya que el costo de los moldes es compensado con un número pequeño de piezas. A menudo, un total de 5 mil a 10 mil piezas puede justificar el costo de los herramientas, aunque cada molde nuevo puede llegar a producir entre 200 y 250 mil piezas por semana. Sin embargo, esta compensación depende del tipo de componente que se fabrique, pues el precio de un molde incrementa cuando se fabrica un componente con exactitud dimensional. Un molde integrado para una pieza compleja, como la caja de una transmisión automática para vehículo, puede llegar a costar cientos de miles de dólares.

La vida útil de los moldes depende del tipo de aleación que sea inyectada, por ejemplo, para componentes de aluminio o magnesio dura aproximadamente 125 mil inyecciones, para piezas de latón solo servirá para entre 5 y 50 mil inyecciones [16].

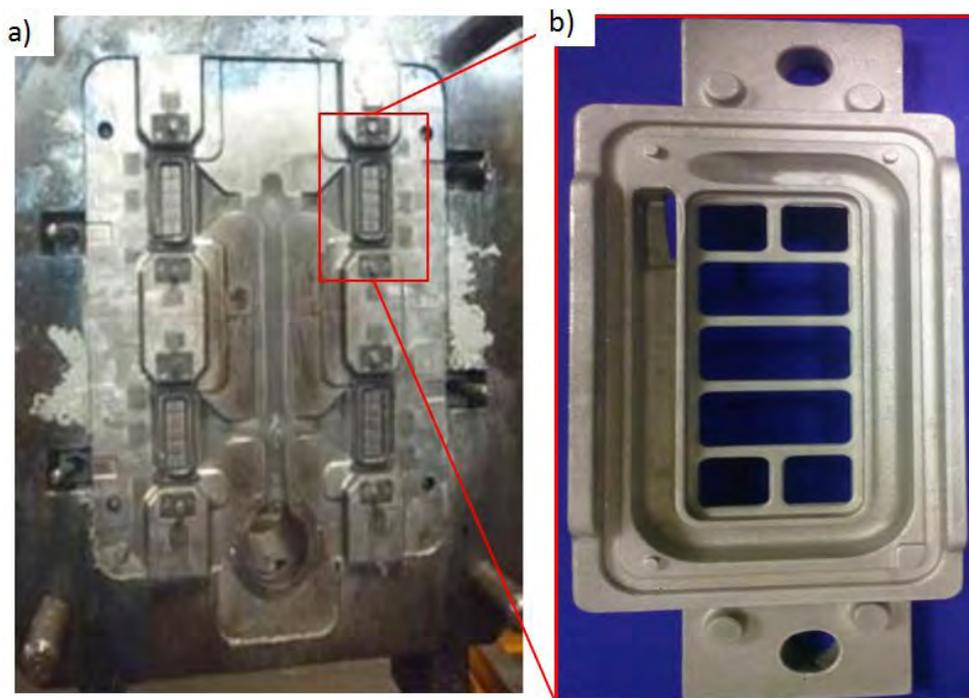


Figura 2.8. a) Molde permanente de acero H13 usado en el proceso HPDC para la fabricación del (b) Soporte de motor [1].

#### 2.5.4 Ventajas y desventajas.

El HPDC, como cada proceso de fundición, tiene ventajas sobre los demás procesos y de manera análoga, desventajas. Las cuales se mencionan en la **Tabla 2.7**.

Tabla 2.7. Ventajas contra desventajas del proceso HPDC [16].

<b>Ventajas</b>	<b>Desventajas</b>
<b>Se obtiene un producto terminado, evitando los costes de un posterior maquinado.</b>	Durante el proceso, el metal fundido es introducido en la cavidad a altas velocidades, provocando un flujo turbulento, aunque la presión disminuye el tamaño de los poros, el volumen total de la muestra sigue siendo significativo.
<b>Se pueden obtener secciones finas, piezas grandes de gran complejidad y buenos detalles.</b>	No se puede hacer uso de moldes desechables, debido las condiciones de uso, que originan altas tensiones, haciéndolos inútiles.
<b>Tiempos de producción bajos, entre pieza y pieza, el tiempo puede ser de segundo hasta un minuto, dependiendo del tamaño.</b>	Instalaciones grandes y caras para dar las condiciones de uso.

## 2.6 Defectos típicos generados en componentes de fundición HPDC para aleaciones AlSi9Cu3.

En esta sección se mencionan los defectos más comunes que existen en el proceso de fundición a alta presión, los cuales se presentan tanto en componentes producidos por cámara fría como por cámara caliente. Estos defectos se dividen principalmente en externos e internos [16].

### 2.6.1 Defectos Externos.

**a) Marcas durante la eyección.** Marcas o rasguños generados durante la salida del componente a través del molde. (Figura 2.9a).

**b) Llenado incompleto.** Se produce cuando alguna área de la cavidad no completa su llenado debido a: baja temperatura de la aleación, molde frío o áreas en el molde muy frías, tiempo de llenado muy lento, geometría complicada, paredes delgadas, mal diseño del sistema de colada, áreas de ataque mal calculadas o mal ubicadas (ver Figura 2.9b).

**c) Erosión en las zonas de entrada.** Se observan protuberancias, debido principalmente a una velocidad excesiva del pistón de inyección, la superficie de la cavidad se erosiona y causa defectos superficiales (ver Figura 2.9c) [33].

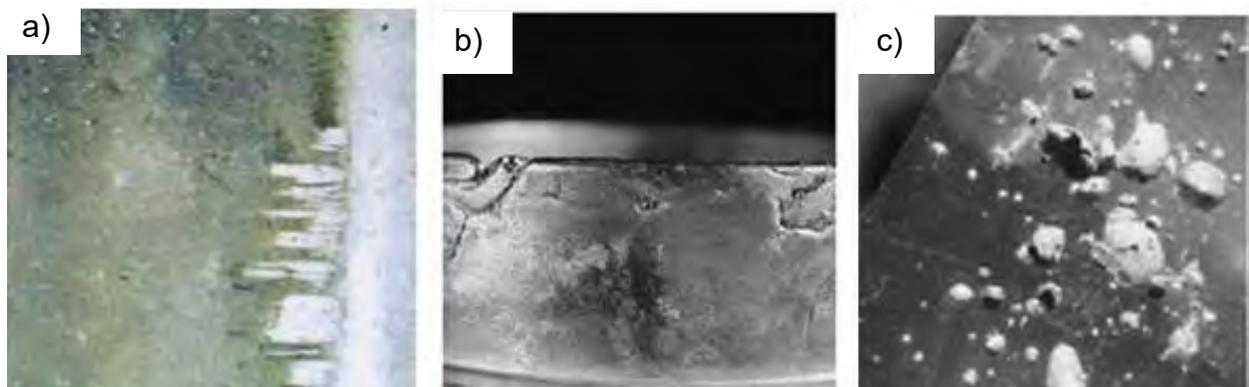
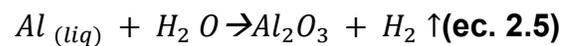


Figura 2.9. Defectos externos en componentes producidos por el proceso HPDC: a) Marcas de eyección, b) Llenado incompleto y c) Erosión de zonas de entrada[16].

### 2.6.2 Defectos internos.

Este tipo de defectos son invisibles o imperceptibles en la superficie de la pieza, el más común de ellos es la microporosidad, que bien puede ser provocada por atrapamiento de gases, durante el llenado del molde, o a la contracción del metal durante su solidificación, así como a paredes muy gruesas o zonas de acumulación de material[32].

La aparición de microporosidades por gas atrapado es provocada por la presencia de humedad en el medio, ya sea por parte del herramental, el ambiente, etc., que reacciona con el aluminio líquido según se muestra en la ecuación 2.5:



De tal manera que produce óxido de aluminio e hidrógeno gaseoso, el cual pierde solubilidad con el decremento de la temperatura durante la solidificación. De esta manera, el hidrógeno que está atrapado en el metal líquido busca difundir hacia la superficie, formando las porosidades, que poseen formas circulares de tamaños milimétricos.

Por otro lado, las microporosidades por contracción se forman durante la solidificación de la aleación, donde el metal que trata de fluir intentará compensar el cambio de volumen líquido/sólido, es entonces que el flujo puede verse obstaculizado por el sólido que ya se ha formado. Su morfología es acicular, sin forma alguna, suele tener tamaños muy pequeños en escalas milimétricas y hasta micrométricas [16,32].

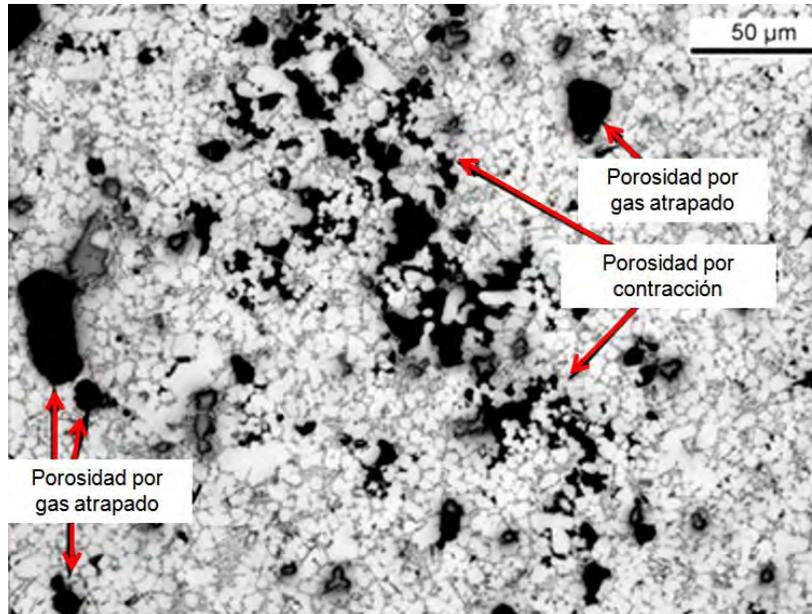


Figura 2.10. Micrografía óptica de porosidades en la aleación fundida AlSi9Cu3(Fe) (0.087 wt% Cr) en una muestra del ensayo de impacto [33].

## 2.7 Estado del arte de la técnica de ataque químico por color para aleaciones de aluminio.

A continuación, se describe la temática del estudio del ataque químico de aleaciones de aluminio utilizando diferentes agentes químicos (Keller, Weck, Barker y Weck II) [34-36].

Desde hace ya nueve décadas, se conoce la técnica de ataque por color, siendo bastante efectiva para la caracterización microestructural de muchos metales y sus aleaciones. Aunque actualmente fue reemplazada por las nuevas tecnologías de la microscopía electrónica, esta vieja técnica aún sigue siendo objeto de estudio para algunos investigadores que buscan explicar la relación entre las propiedades de un material y sus diferencias de coloración. En uno de estos estudios se encontró que la diferencia de coloración puede representar cualitativamente la diferencia de composición química o la orientación de granos.

Para el caso de aleaciones base aluminio, existen varios tipos de agentes químicos que colorean las superficies preparadas metalográficamente. Los agentes más empleados son el Weck y el Baker.

Gao y col. [34] realizaron y compararon cuatro aleaciones base aluminio, (A356 con y sin Ti, AlSi7 y AlSi5), usando el reactivo químico Weck, a diferentes tiempos de ataque, (4, 8, 12, 20 y 28 s), con el fin de demostrar las diversas aplicaciones de reactivo, tales como la revelación cualitativa de la diferencia en la composición química, las orientaciones de grano en la microestructura, y por último, la microsegregación. Además de correlacionar el cambio de color de la microestructura con el tiempo de ataque y los elementos de aleación.

La composición química de reactivo Weck es:

4 g  $\text{KMnO}_4$ , 1 g de NaOH y 100 mL de agua destilada.

Este trabajo se puede resumir en los siguientes puntos:

1) La aleación A356 sin Ti, posee estructuras globulares más pequeñas, (**Figura 2.11a**) con respecto a las aleaciones con Ti, (**Figura 2.11b**), además de poseer un menor contraste de la microsegregación dentro de la estructura esferoidal.

2) El menor contraste de las aleaciones sin Ti, se relaciona con el bajo coeficiente de difusión que posee el Ti en el aluminio líquido, respecto a los coeficientes de difusión del Mg o del Si, los cuales, al ser refundidos, logran homogeneizarse, contrario al Ti el cual, permanece dentro de la estructura globular. También, el Mg y el Si se concentran en las zonas eutécticas, (**Figura 2.11 c-d**)

4) En las aleaciones Al-Si, aún de antes de usar el reactivo Weck, se muestra una estructura dendrítica gracias al Si eutéctico que delimita a la estructura, sin embargo, las aleaciones Al-Mg, al carecer de Si, necesitan el reactivo Weck para revelar esta estructura dendrítica, (**Figura 2.11 e-f**).

5) Además, se encontró que el tiempo de 12 segundos arroja mejores resultados en el contraste de fase para todas las aleaciones trabajadas.

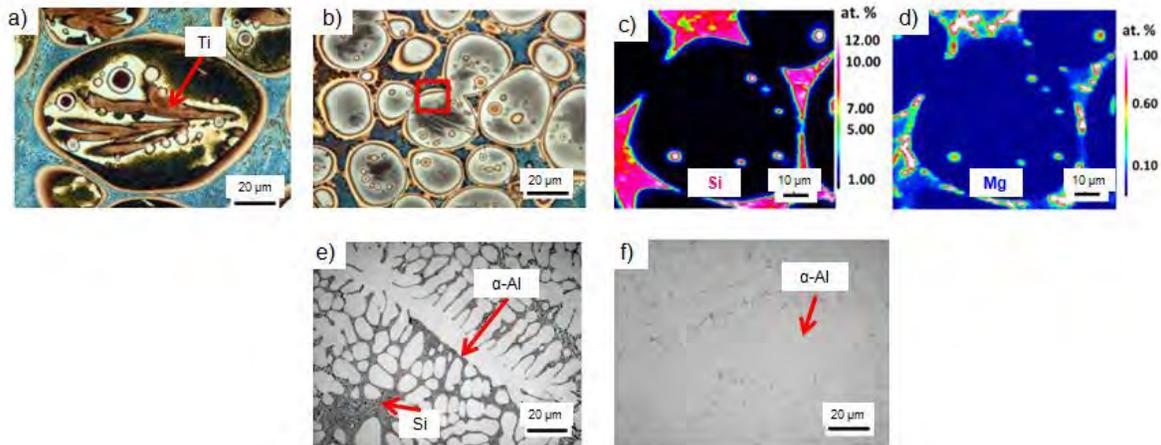


Figura 2.11. a) Microestructura de la aleación A356 con Ti, atacada con el reactivo Weck, b) Microestructura de la aleación A356 sin Ti, atacada con el reactivo Weck, c) Distribución del Si en la aleación A356 sin Ti, d) Distribución del Mg en la aleación A356 sin Ti, e) Microestructura de la aleación Al-7Si antes de ser atacada y f) Microestructura de la aleación Al-5Mg antes de ser atacada[34].

Por otro lado, Suárez y col. [35], realizaron la caracterización de la aleación Al-Si12, con adiciones de Ti y Sr, con el fin de evaluar la segregación y revelar las distintas fases en cada aleación, usando el mismo reactivo que Gao [34]. En dicho estudio se menciona que las microestructuras características de esta aleación son los granos de solución sólida  $\alpha$ -Al, el eutéctico Al-Si y las fases intermetálicas  $\alpha$ -Fe y  $\beta$ -Fe, las cuales mediante la adición de los elementos titanio y estroncio serán modificados. Por ejemplo, el estroncio provoca el aumento en volumen y el afino de la solución sólida  $\alpha$ -Al, mientras que el estroncio modificará la morfología tipo aguja del Si eutéctico a una morfología globular y de esta manera, mejorar las propiedades mecánicas de la aleación.

Este trabajo también menciona el mecanismo que sigue la metalografía color, tanto en campo claro como bajo luz polarizada, por medio de la creación de una delgada capa superficial sobre la muestra atacada, la cual provoca un efecto de reflexión en color.

El uso de esta técnica permite conocer información que no se puede obtener con los reactivos convencionales de ataque en blanco y negro.

Los resultados de este escrito pueden resumirse en los siguientes puntos:

1) El ataque con el reactivo que le revela las principales fases, (**Figura 2. 12a**): dendritas de  $\alpha$ -Al, silicio cuboidal, eutéctico Al-Si y el intermetálico de AlSiFe, estos dos últimos con morfología acicular.

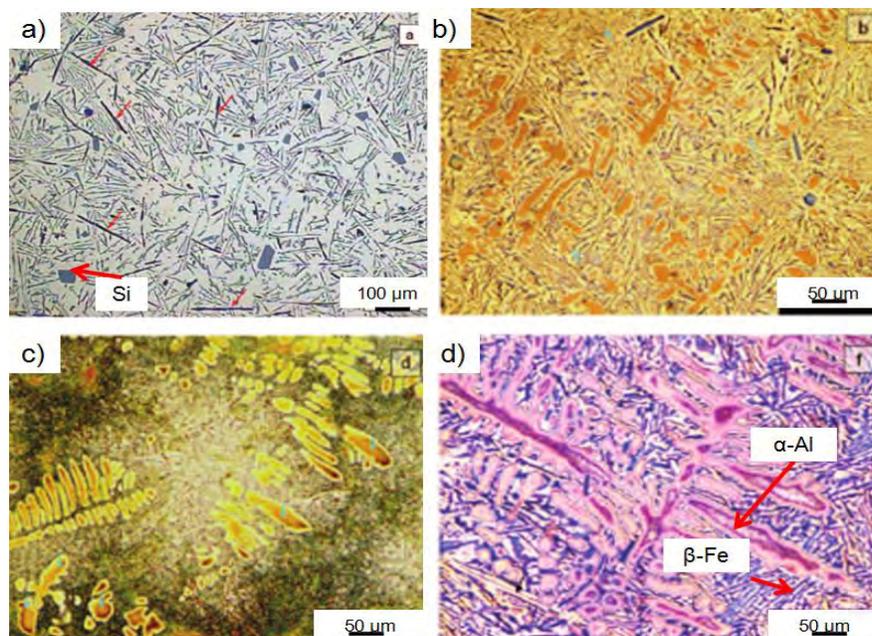


Figura 2.12. a) Microestructura de la aleación A-Si12, atacada con HF, b) Si eutéctico sin atacar, micrografía de ataque con Weck a 20 s, c) Micrografía de la aleación atacada con Weck a 30 s, evidencia de la microsegregación en las dendritas y d) coloración del aluminio primario, y contraste de las agujas del intermetálico rico en Fe[35].

2) Después del ataque con Weck a 20 s, (**Figura 2.12b**), se observan con claridad la dirección del crecimiento de los brazos dendríticos secundarios. Mientras que, a 30 s, (**Figura 2.12c**), se puede apreciar la intercala entre las dendritas y el Al-Si eutéctico. En

ambos casos, el silicio no es atacado pues presenta una tonalidad gris propia de la observación sin ataque.

3) Bajo luz polarizada, el silicio se ilumina de color azul-violeta, las zonas más ricas en aluminio color rojizo y las agujas de intermetálicos de hierro en color morado rodeadas de un tono amarillento.

Lozano y col. [36], realizaron su investigación con el fin de estudiar las aleaciones 4xx.x, con diferentes contenidos de Mg, Si y Fe como impureza, al ser atacadas con diferentes reactivos químicos, los cuales buscan revelar distintas fases en la microestructura.

En su escrito, se menciona que en las aleaciones Al-Si con alto contenido de hierro y silicio se forman intermetálicos del tipo  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>Fe<sub>3</sub>Si y  $\beta$ -Al<sub>19</sub>Fe<sub>2</sub>Si.

Este estudio puede resumirse en los siguientes puntos:

1) En la aleación con bajo contenido de Si, atacada con HF, **Figura 2.13a**, se muestra el silicio eutéctico, el cual rodea dendritas globulares.

2) El reactivo Si-Blue colorea preferentemente al silicio, **Figura 2.13b**, mientras que el reactivo Weck revela las regiones que concentran al aluminio que fue rechazado por el primer sólido en formar, **Figura 2.13c**.

3) En las aleaciones Al-Si, con composición química cercana al eutéctico y con 1.2% de Fe, presentan partículas del tipo  $\beta$ -Al<sub>19</sub>Fe<sub>2</sub>Si, las cuales perjudican a la ductilidad y pueden ser asociadas con el grado de porosidad, **Figura 2.13d**.

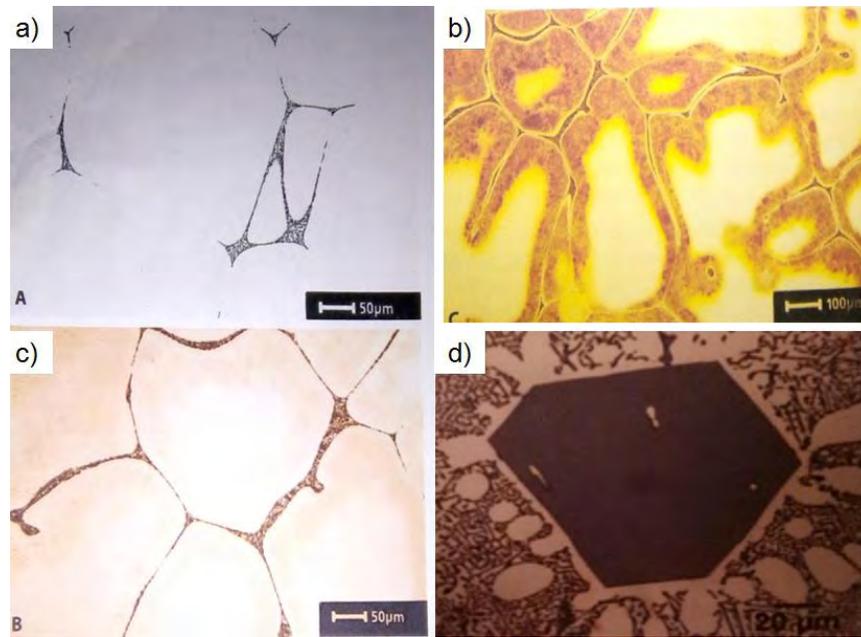


Figura 2.13. Microestructura de la aleación Al<sub>7</sub>Si<sub>0.4</sub>Mg: a) Atacada con HF, b) Atacada con Si-Blue, c) Ataque Wecky d) Micrografía de una aleación Al-19Si, atacada con Si-Blue[36].

En resumen, los ensayos de metalografía a color con reactivos o agentes de ataque químico, son una herramienta de gran utilidad para una buena caracterización metalográfica. A través de dichos ensayos, se puede conocer y analizar cualitativamente variables como fracciones de fase, tipos y morfologías de defectos, microestructuras de las fases en la aleación, etc. En el caso del aluminio, se investigó diferentes tipos de reactivos que cumplen con diferentes tareas, por ejemplo, el uso del agente químico Keller revela en variaciones de tonos café las morfologías generales de la fase  $\alpha$ -Al y el Silicio eutéctico. Mientras que el agente Weck brinda información cualitativa sobre la solidificación, segregación y composición química, en función del contraste de cada fase. También se encontró una nueva forma de mejorar el contraste que genera este último reactivo, realizando un preataque el cual contrasta en diferentes tonos de verde las estructuras de la fase  $\alpha$ -Al y sus límites de grano, aunque se pierde la capacidad de observar la segregación.

## 2.8 Estado del arte de la caracterización microestructural y mecánica de aleaciones aluminio.

Como siguiente punto, se mencionan algunos artículos acerca la caracterización microestructural y mecánica de aleaciones base aluminio [37-42].

En la actualidad, las aleaciones de aluminio son altamente demandadas, debido a su excelente relación propiedades/peso. Las propiedades mecánicas finales pueden mejorarse por la adición de manera controlada elementos aleantes y llevar a cabo algún tratamiento en fase líquida, (modificación y/o refinación de grano), con lo cual se controla durante la distribución y morfología de las fases.

En el trabajo de Balandra y col. [37], se estudia el efecto que tiene la modificación con estroncio de una aleación A356 aleada con cantidades superiores a los nominales de cobre, magnesio y níquel, sobre la morfología y fracción presente de fases intermetálicas. Para ello, se utilizaron 4 aleaciones: A356-1%Cu-1%Mg-0.25%Ni, A356-1%Cu-1%Mg-0.5%Ni, A356-1%Cu-1.5%Mg-0.25Ni y A356-1.5%Cu-0.5%Mg-0.25Ni, con y sin estroncio. En este trabajo, se indica que las fases características de la aleación A356 son: a)  $Al_2Cu$  eutéctico o en forma de bloque, b)  $AlNi$  o  $Al_3Ni$ , c)  $SiMg_2$  (%Mg>0.3) d)  $Al_8FeMgSi_6$  y  $Al_5FeSi$  (%Mg>0.65). La morfología de estas fases puede ser modificada con la adición de estroncio en el baño líquido y de esta manera, modificar las propiedades mecánicas de la aleación.

Este trabajo puede ser resumido en los siguientes puntos:

1) la presencia de contenidos superiores de Cu, Mg y Ni a los nominales de la aleación A356 promueve la formación de intermetálicos tipo bloque en la matriz, (ver **Figura 2.14 d**)

2) Fracciones fases intermetálicas mayores están presente en las aleaciones con mayores contenidos de elementos aleantes

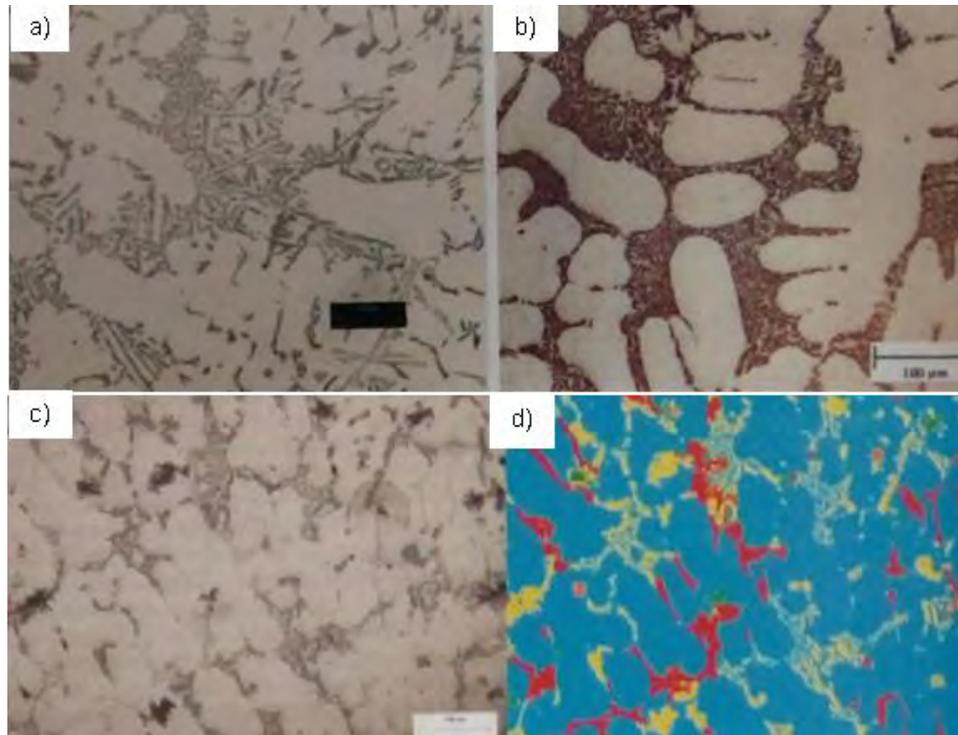


Figura 2.14. Micrografía de la aleación A356 a) sin modificar, b) modificada, c) 1%Cu-1%Mg-0.25%Ni obtenida por MO y d) Mascara utilizada para la cuantificación de microconstituyentes, indicando en color: rojo, amarillo y verde, las fases:  $\text{Al}_8\text{FeMgSi}_6$ , Si eutéctico y  $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ , respectivamente[37].

3) La adición de estroncio a las aleaciones experimentales no tiene un efecto significativo en la morfología de las fases intermetálicas presentes, (comprar micrografías de la **Figura 2.14 a-c**).

4) Para estos niveles de aleantes la cantidad de estroncio presente como modificador no logra promover el cambio morfológico deseado en el silicio eutéctico, (ver **Figura 2.14 a-b**).

Así mismo, Timelli y col.[38] realizaron la caracterización microestructural de la aleación  $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3(\text{Fe})$ , producida por el proceso HPDC, en la cual menciona, el tipo de microestructuras comunes que se pueden encontrar en la aleación, las cuales pueden tener cambios morfológicos dependiendo de su velocidad de enfriamiento con el medio.

De esta manera, se pueden formar zonas representativas, las cuales a mayor velocidad presentaran la formación de estructuras equiaxiales de aluminio primario, y por el contrario a menor velocidad presentan la formación de estructuras dendríticas.

Por otro lado, la aleación también muestra una gran fracción de compuestos intermetálicos con contenidos de Fe, Mn y Cr, elementos que están presentes como elementos de impureza en aleaciones de aluminio producidas por el proceso HPDC. La formación de estos compuestos también puede formarse en partes como el horno, en el cucharón (o tubo de alimentación) durante la transferencia del metal fundido durante la fundición, etc.

Y con el fin de desarrollar cortes de mejor calidad, se realizó este estudio el cual busca interpretar que efecto tienen en el comportamiento mecánico los defectos característicos y características microestructurales del proceso HPDC.

En este trabajo se utilizó muestras de ensayo de tensión y como agente de ataque químico al reactivo Murakami, compuesto por 60 mL H<sub>2</sub>O, 10 g NaOH y 5 gK<sub>3</sub>Fe(CN)<sub>6</sub>.

Los resultados de este trabajo pueden ser resumidos en:

a) La microestructura general de la aleación, consta principalmente en una fase primaria  $\alpha$ -Al y una mezcla eutéctica de aluminio y silicio. Donde la primera precipita con morfologías dendríticas y equiaxiales poco ramificadas. Esto debido a la alta velocidad de enfriamiento del proceso HPDC, **Figura 2.14 a-b**.

b) El Si eutéctico muestra una morfología gruesa tipo placa en el centro de las muestras del ensayo de tensión, típico de no modificado aleaciones Al-Si, mientras que en la superficie se muestra con morfologías finas debido a la alta velocidad de enfriamiento. Lo que establece que la solidificación rápida cambia la forma del Si eutéctico, siendo análogo a la modificación química con agentes como el titanio.

c) La mayor concentración de porosidad es del tipo de gas concentrado, formado a partir de la descomposición de refrigerante y del lubricante del dado del proceso HPDC. Estos poros tienden a ubicarse hacia el centro de la muestra, y por el contrario cerca de la superficie existe un bajo contenido de porosidades, **Figura 2.14d**.

d) Los cambios de resistencia a la tracción y ductilidad parecen ser atribuido a la diferencia en concentración de porosidades, **Figura 2.14c**, la variación de morfologías eutécticas y la alta cantidad de compuestos intermetálicos.

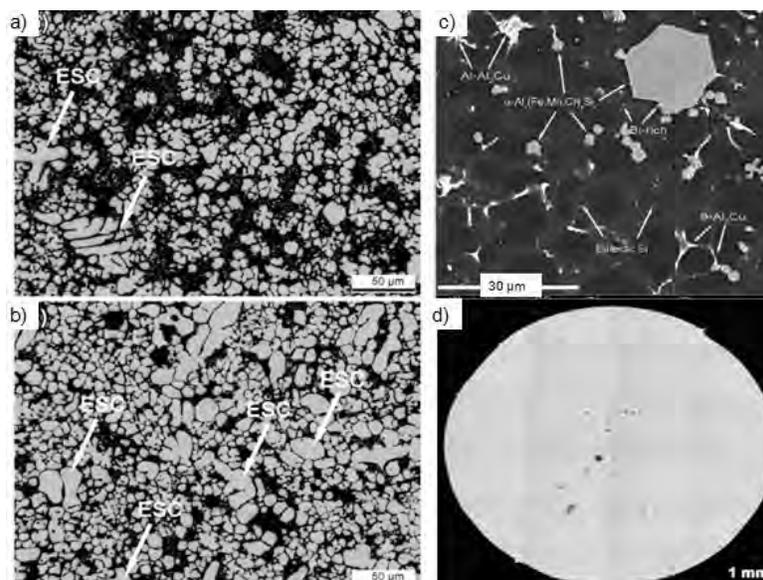


Figura 2.15. Microestructuras típicas de fundición, donde la fase  $\alpha$ -Al es color blanco y el Al-Si eutéctico además de los otros compuestos intermetálicos aparecen en color negro: a) Zona superficial, b) Centro de la muestra, c) Micrografía por electrones secundarios en MEB de la aleación  $\text{AlSi9Cu3(Fe)}$  fundida a alta presión, d) Macrografía de la distribución de porosidades[38].

En el trabajo de Liao y col. [39] se busca encontrar una correlación entre las propiedades mecánicas y cantidad de la fase  $\alpha$ -Al en aleaciones con contenidos de silicio del 11.6% modificadas con diferentes contenidos de estroncio (0, 0.015, 0.020 y 0.0375 %, en peso).

En este trabajo, Liao menciona que las aleaciones Al-Si cercanas a la composición eutéctica últimamente han sido muy investigadas, ya que poseen unas excelentes propiedades mecánicas, sin embargo, dichas propiedades mecánicas no dependen únicamente de la composición química sino de las morfologías de las fases presentes en la aleación. Por ejemplo, cuando la morfología del Si cambia de estructura acicular a laminar la morfología de la fase  $\alpha$ -Al cambia también.

Este trabajo puede abreviarse en:

- 1) En las aleaciones de aluminio con 11.6% Si, las adiciones del 0.0375% Sr promueven el crecimiento de dendritas columnares aumentando un 236.9% la fase dendrítica  $\alpha$ -Al, en comparada con la aleación sin modificar, **Figura 2.15 a-d**.
- 2) Cuando el contenido de Sr aumenta de 0 a 0.0375%, el UTS y alargamiento de fractura incrementan un 34 y un 714.6%, respectivamente. Mejorando el índice de calidad de la aleación.
- 3) Las propiedades mecánicas de la aleación modificada se relacionan linealmente con la cantidad de fase dendrítica  $\alpha$ -Al presente. Se sugiere que las dendritas de la fase  $\alpha$ -Al juegan un papel importante en las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si.

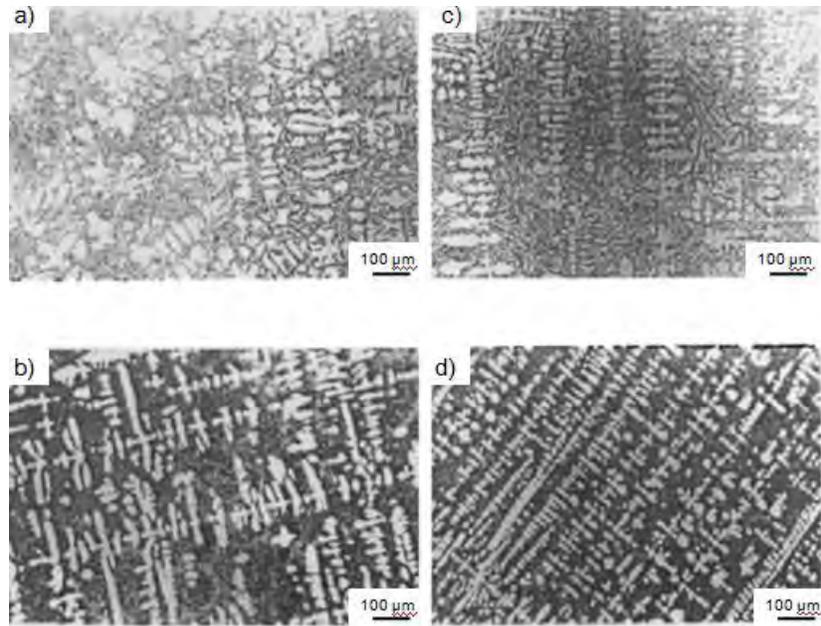


Figura 2.16 Influencia del contenido de Sr en las morfologías dendríticas de  $\alpha$ -Al, en la aleación Al-11.6 %Si: a) 0, b) 0.015, c) 0.02 y d) 0.0375% Sr [39].

En la investigación de López y col. [40], se analizó el efecto de los ciclos térmicos de soldadura en la microestructura de un acero microaleado experimental martensítico-bainítico, ya que los aceros microaleados obtienen sus propiedades mecánicas finales por medio de los mecanismos de endurecimiento por tamaño de grano y precipitación de carbonitruros. Cuando un acero martensítico es sometido a un ciclo térmico de calentamiento y enfriamiento, se puede observar una disminución de la dureza, debido al revenido de la martensita. A esto se le conoce como ablandamiento de la ZAC (zona afectada por el calor). Este ablandamiento (disminución de la resistencia mecánica local), está relacionado con fallas de deformación localizada, además de que puede promoverse el agrietamiento inducido por el hidrógeno.

Los resultados del estudio se pueden resumir en los siguientes puntos.

- 1) El uso del nanoindentador como microscopio de fuerza atómica, permitió observar la morfología microestructural de la zona a ensayar, así como poder conocer su rugosidad.

2) Introduciendo las siguientes condiciones al programa Hysitron, se obtiene la menor cantidad de apilamiento de material (deformación superficial que rodea la marca de indentación por exceso de fuerza). Además, se encontró que el componente con menor penetración, (en comparación con los demás microconstituyentes), es el microconstituyente con mayor dureza.

Condiciones: Fuerza aplicada de 10000  $\mu\text{m}$ , función de carga triangular con 25 s para cargar y 25 s para descargar, sin tiempo de permanencia.

3) Se determinó que el tamaño de grano tiene un efecto en el aumento de la dureza de la ferrita, el cual se puede correlacionar con el aumento del esfuerzo de fluencia. Con esto, mediciones de nanoindentación podrían ser utilizadas para determinar la contribución del componente de tamaño de grano al aumento en la resistencia a la fluencia.

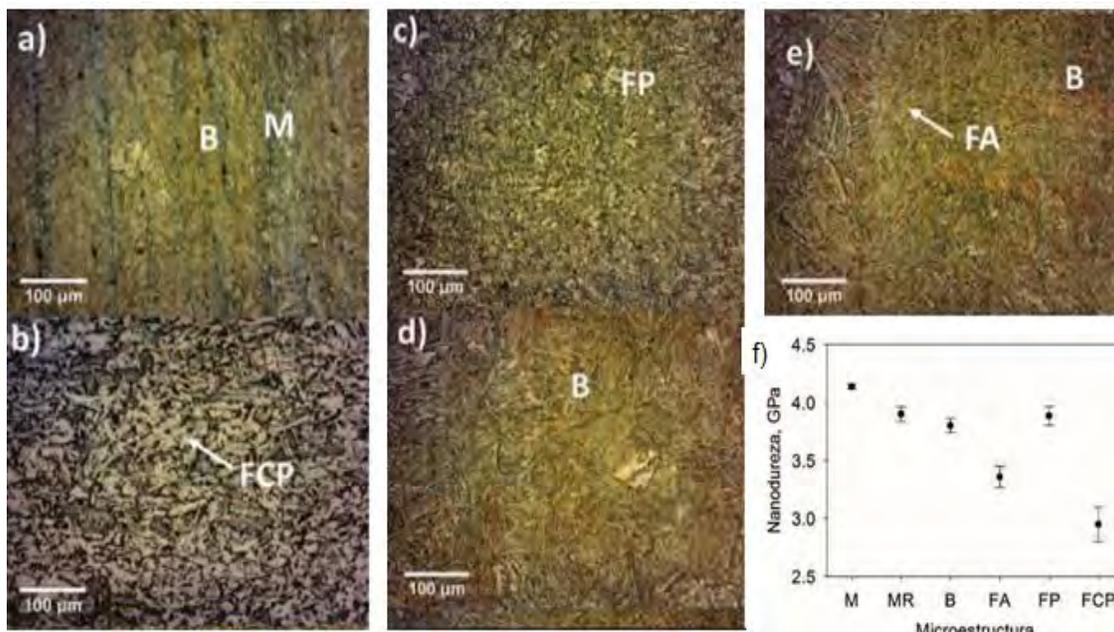


Figura 2.17. Microestructuras desarrolladas en la soldadura: a) Martensita, b) y d) Bainita, c) Ferrita cuasi-poligonal, e) Ferrita acicular y f) Nanodureza en las anteriores microestructuras[40].

Por lo tanto, para evaluar cualitativamente y cuantitativamente las propiedades de cualquier aleación, es necesario hacer estudios microestructurales y mecánicos. Para los estudios microestructurales, se requiere el uso de microscopios ópticos y/o electrónicos, que, a través de micrografías o imágenes, brindan información como composición química y morfologías de las fases. Mientras que, para los estudios mecánicos, emplear una fuerza conocida, por medio de un indentador, sobre una probeta representativa de la aleación, permite conocer perfiles de dureza y asociarlos los resultados obtenidos en los primeros estudios.

En resumen, el objetivo que tienen las caracterizaciones microestructurales y mecánicas es correlacionar las morfologías y composición química de las fases y/o compuestos intermetálicos que se forman en diferentes aleaciones durante la solidificación, con las propiedades mecánicas finales del producto, con el fin de producir una muestra de alta calidad que pueda ser empleada para la sustitución de aleaciones con propiedades mecánicas menores.

## **CAPÍTULO III.**

---

---

### **DESARROLLO EXPERIMENTAL.**



En este capítulo se describen las diversas etapas que se llevaron a cabo para realizar el análisis microestructural y mecánico de dos soportes de motor fabricados con la aleación (AlSi9Cu3). Una pieza posee composición química nominal, denominada (OK), y otra posee un alto contenido de Fe y Cu, denominada(NOK).

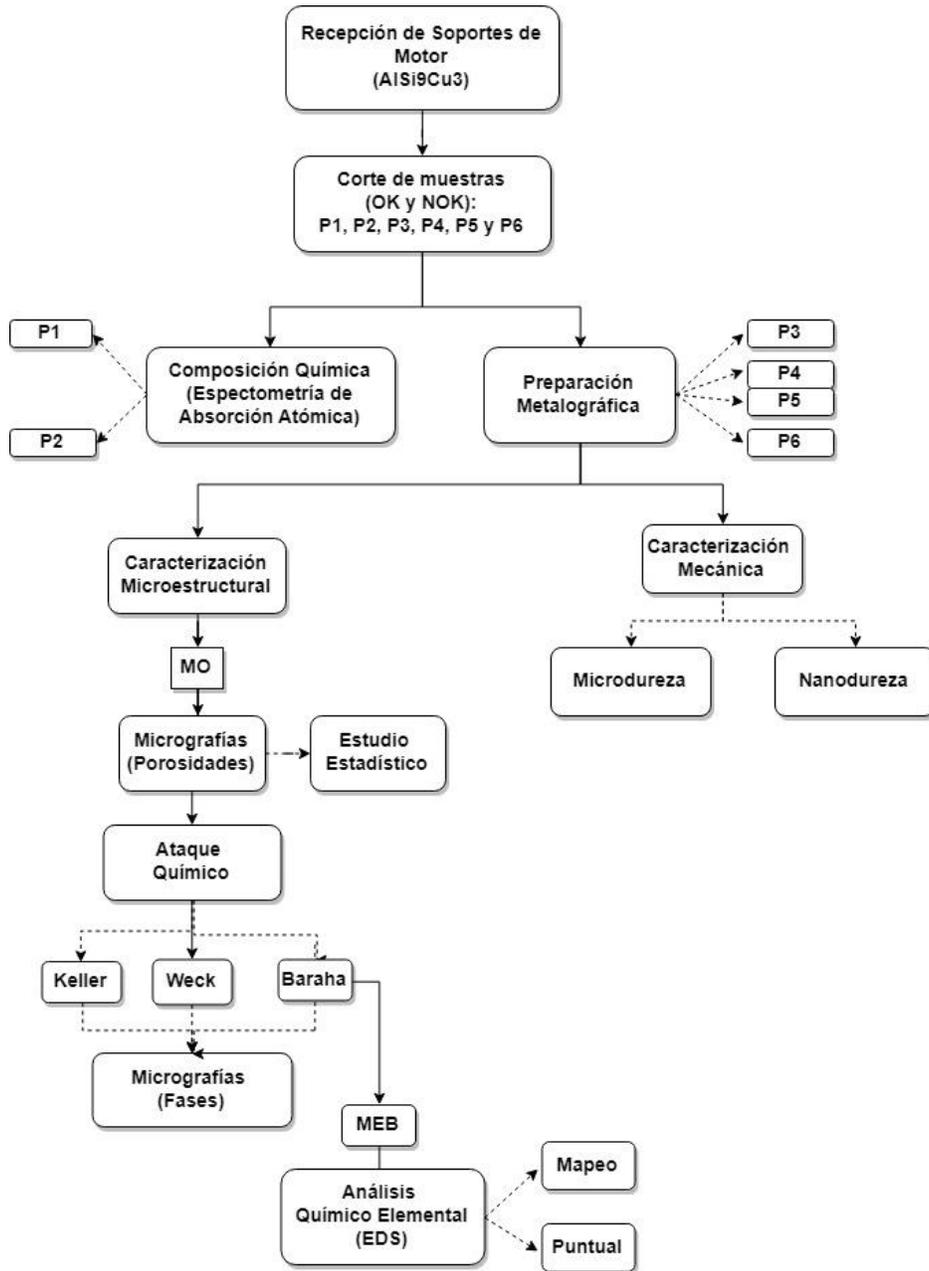


Figura 3.1. Diagrama de flujo del procedimiento experimental.

### 3.1 Obtención de muestras.

El componente automotriz (soporte de motor) fue fabricado en la empresa *Die Casting Celaya*, en una máquina inyectora *Buhler SC42D* de 1350 Ton, de cámara fría, usando una coquilla de acero H13 con cuatro cavidades (**Figura 3.2**).



Figura 3.2. a) Máquina del proceso HPDC, b) Cavidad de molde permanente y c) Molde permanente con 4 cavidades [1].

Al inicio de cada turno o después del cambio de modelo, se realizan inspecciones de operación (revisión de parámetros) y de calidad, lo que se conoce como puesta a punto, al realizar una inyección de prueba. Así, dentro de las cuales se encuentra una prueba mecánica de compresión sobre una sección crítica del componente, lo cual permite identificar posibles desperfectos y/o fallas, tanto en la máquina inyectora como en el mismo material. De tal manera que tras el ensayo de compresión se observó la presencia de una fractura en dicha sección crítica del componente automotriz.

Para investigar el motivo de la falla, se realizó un análisis de composición química, el cual arrojó un alto contenido de Cu y Fe, en la aleación. A partir de este hecho fue que surgió el trabajo de investigación que se presenta en esta tesis.

Para ello se estudiaron dos piezas (soporte de motor), una que ha cumplido con los estándares de fabricación y otra que no ha cumplido. Así, cada pieza fue seccionada como se muestra en la **Figura 3.3a**, en la cual se señalan también las dimensiones reales del componente. Además, en la **Figura 3.3 b-g**, se indica las 6 muestras obtenidas (P1, P2, P3, P4, P5 y P6). Asimismo, se señala en color rojo el área de trabajo y el espesor de cada muestra dentro de paréntesis. El corte se realizó para diferenciar varias partes de la pieza con el fin de correlacionar los espesores de pared con las morfologías y propiedades mecánicas del soporte.

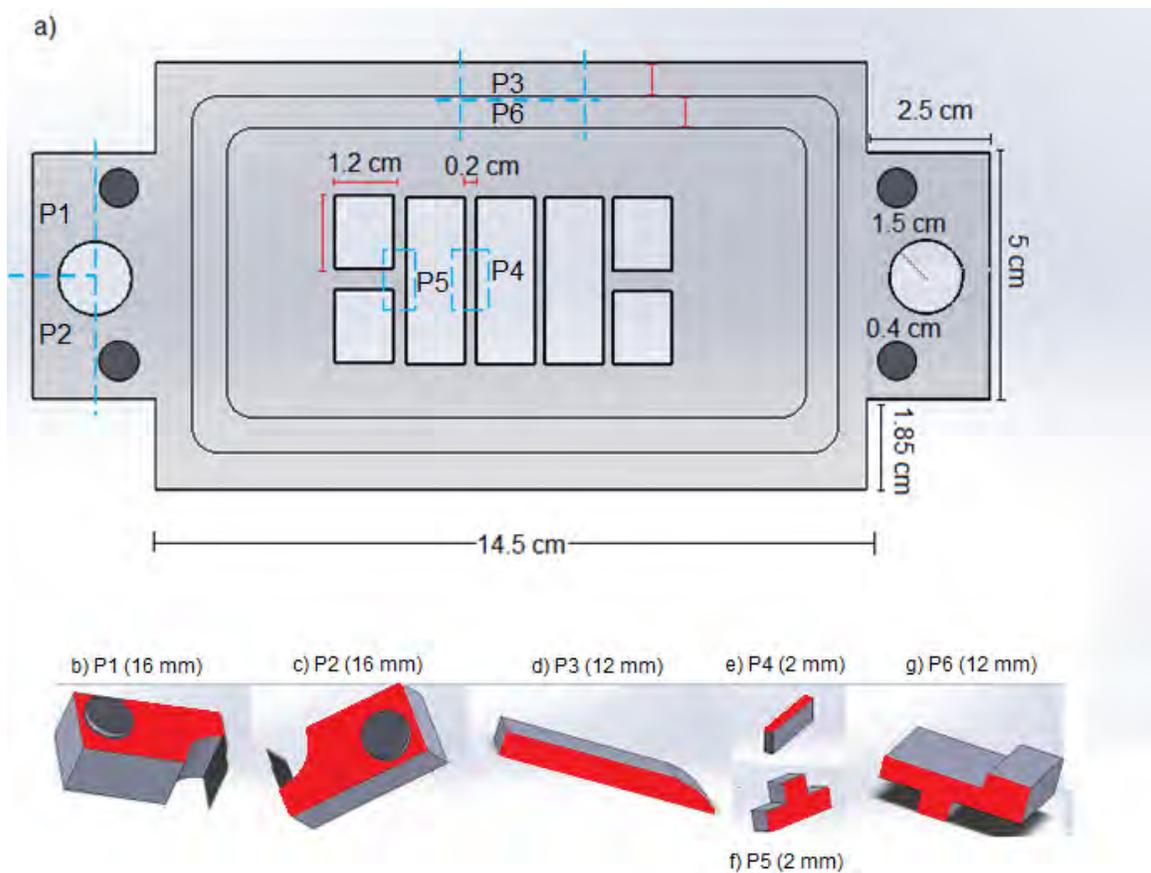


Figura 3.3.a) Soporte de motor con sus respectivas dimensiones, y las muestras, b) P1, c) P2, d) P3, e) P4, f) P5 y g) P6. El color rojo indica las áreas de trabajo y entre paréntesis el espesor de cada muestra.

Las muestras P1 a P6 (OK) se refieren a las piezas correspondientes al soporte de motor de composición nominal, mientras que las muestras P1 a P6 (NOK) son las piezas correspondientes al soporte de motor con alto contenido de Fe y Cu.

### **3.2 Determinación de la composición química.**

La empresa reportó alto contenido de Fe y Cu. Por lo que se corroboró este hecho al realizar una prueba de análisis químico por espectrometría de absorción atómica a las muestras P1 y P2 (OK y NOK).

Las muestras P1 y P2 (OK y NOK) fueron desbastadas (con lija de SiC #320) y posteriormente limpiadas con agua, alcohol y secadas con aire caliente.

### **3.3 Preparación metalográfica.**

Con la finalidad de revelar la microestructura en cada una de las muestras obtenidas (P1 a P6, OK y NOK), se realizó la preparación metalográfica en base a la norma *ASTM E3 - 11*, la cual consta de 5 etapas, que se describen a continuación:

a) Montaje en resina epóxica (opcional). Debido a que el espesor de las muestras P4 y P5 es milimétrico ( $\approx 2$  mm), se realizó el montaje en resina epóxica. Para las muestras de mayor espesor se omitió esta etapa.

b) Desbaste grueso. Con el fin de liberar la superficie de las imperfecciones del corte y de la resina, se desbastaron las superficies con lijas de agua de SiC. La secuencia a seguir comenzó desde el número 240 hasta llegar al 600.

c) Desbaste fino. Para las aleaciones aluminio, se busca seguir con el desbaste usando desde el número 600 hasta 2000. Entre desbaste y desbaste, la dirección de operación mecánica cambia 90 grados.

d) Pulido grueso. En esta etapa, se hizo uso de dos agentes abrasivos, (suspensión de diamante monocristalina de 3 y 1  $\mu\text{m}$ ). Se realizó el pulido a una velocidad promedio de 250 rpm, durante 30 minutos.

e) Pulido fino. Por último, se utilizó como abrasivo sílica coloidal de 60 nm, a 250 rpm, con diferentes tiempos. Para las muestras P3 y P4, el tiempo de pulido es de una hora como máximo, ya que en el análisis microestructural no requiere bajas rugosidades como los ensayos de nanodureza, a los que se sometieron las muestras P5 y P6, las cuales si requieren un tiempo máximo de pulido de 2 horas.

Entre cada lijado y pulido se limpian las muestras con agua destilada, alcohol y aire caliente. Para una limpieza más profunda, que elimine las partículas del agente abrasivo se hace uso del baño ultrasónico durante 30 minutos, seguido de un secado con aire caliente.

### **3.4 Caracterización microestructural.**

Esta sección se divide en dos etapas: la primera constó de la observación de las superficies, (recién pulidas y secadas), en un microscopio óptico, bajo diferentes aumentos, con el fin de observar el grado de porosidad y sus características, tales como su morfología, tamaño, frecuencia y naturaleza. Mientras que, en la segunda etapa, se llevó a cabo una serie de ataques químicos a cada muestra, cuya función fue revelar y colorear la microestructura, con el fin de distinguir una fase de otra. Las superficies atacadas se observaron por microscopía óptica (MO) y electrónica de barrido (MEB)(ver **sección 3.4.1**).

#### **3.4.1 Matriz de experimentos para ataque químico por color.**

Con el fin de obtener las condiciones más adecuadas para el ataque, revelación y contraste de las fases presentes en la aleación AlSi9Cu3, se realizó una matriz de experimentos (ver **Tabla 3.1**), la cual enlista los reactivos químicos Keller, Wecker y Baraha, su preparación, condiciones y modo de empleo. Es importante resaltar que se trabajó con diferentes tiempos de ataque y concentraciones de los reactivos partiendo

de lo sugerido en la literatura [34-36], pues muchos de los reactivos a color sugeridos se emplean en aleaciones menos complejas.

Tabla 3.1. Matriz de experimentos para el ataque químico a la aleación AlSi9Cu3 [41].

Reactivo.	Composición.	Condiciones [T <sub>ambiente</sub> ].	Tiempo de ataque [s].		
<b>Keller</b>	2 mL HF (48%) 3 mL HCl (conc.) 5 mL HNO <sub>3</sub> (conc.) 190 mL H <sub>2</sub> O.	Frotar suavemente la superficie con algodón embebido en reactivo.	15 *		
			30 **		
			50 **		
<b>Wecker</b>	4 g KMnO <sub>4</sub> 1 g NaOH 1000 H <sub>2</sub> O	Por inmersión.	25*		
			60 **		
			120**		
<b>Baraha</b>	20 g(OH) <sub>2</sub> O <sub>2</sub> Cr 0.2 g Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 1.7 mL HCl al 35% en 100 mL H <sub>2</sub> O.	Pre-atacar con una solución al 10% de NaOH, seguida de una solución de HNO <sub>3</sub> al 50%. Enjuagar en agua inmediatamente y sumergir en el reactivo.	NaOH	HNO <sub>3</sub>	Baraha
			1	3	20 *
			10	15	30**
<b>Baraha modificado</b>	50 g (OH) <sub>2</sub> O <sub>2</sub> Cr 10 gNa <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 17 mL HCl al 35% en 50 mL H <sub>2</sub> O.	Mismas condiciones que el Baraha clásico.	10	15	60**
			1	2	4**
			1	1	2**

\*Encontradas en la bibliografía.

\*\* Sugeridas en este trabajo.

### **3.4.2 Microscopía óptica (MO).**

Para la caracterización de las porosidades en las muestras P3-P6, (OK) y (NOK), de la aleación AlSi9Cu3, se procede a la observación de las superficies preparadas con el uso del microscopio óptico (*Axiovert 25*).

A cada una de las muestras se le realizó un barrido por la toda la superficie ,tomando 9 micrográficas a 50 aumentos. De esta manera, se genera un total de 8 collages correspondientes a cada muestra (OK y NOK).

Una vez finalizada la acción anterior, se realizó el ataque químico con los reactivos enlistados en la **Tabla 3.1** y se regresó al microscopio óptico para obtener micrográficas. Tomando seis micrográficas a 50, 200, 500 y 1000 aumentos, por muestra y reactivo.

### **3.4.3 Microscopía electrónica de barrido (MEB).**

Con el fin de complementar las micrográficas obtenidas por la microscopía óptica, por medio de un microscopio Oxford, se realizó un microanálisis químico por EDS (Energy Dispersive Spectrometry, por sus siglas en inglés), por dos opciones: i) mapeo químico y ii) análisis puntual. El primero arroja la composición química cualitativa de una zona en particular, mientras que el segundo sirve para la obtención de la composición química de un punto en específico. Dichos microanálisis fueron realizados en dos muestras, P6 (OK) y P6 (NOK). Además, se obtuvieron micrográficas por BSE (Backscattered Electrons, por sus siglas en inglés).

### **3.5 Estudio estadístico del grado de porosidad.**

Los collages obtenidos en la **sección 3.4.2** fueron analizados con ayuda del programa *Image Pro-Plus* con el fin de obtener las mediciones de los diámetros promedio de cada porosidad y, con ello, estimar el grado de porosidad en las muestras.

Previamente se calibró el programa con un patrón de 1 mm, para determinar la escala y las dimensiones de cada imagen. Una vez que se terminó la calibración, los collages de

cada muestra fueron analizados uno a uno, a los cuales se les realizó una modificación en el brillo y el contraste, logrando reducir el ruido de algún otro elemento o fase presente en la imagen. El área promedio de análisis en cada una de las muestras fue de  $9.04 \text{ mm}^2$ , además de realizar un conteo manual de porosidades para determinar el número de porosidades por unidad de área. Mientras que, para la comparación de tamaños máximos y mínimos de porosidades, se realizó la medición de diámetros de siete poros aleatorios.

Finalmente, los datos obtenidos fueron graficados en el programa *Origin 8*.

### **3.6. Caracterización Mecánica.**

#### **3.6.1. Metodología para ensayos de microdureza Vickers.**

Para realizar este ensayo se utilizó el microdurómetro en escala Vickers, con un indentador de punta de diamante, con carga de 980.7 mN y un tiempo de carga de 10 s.

Antes de comenzar el ensayo, la superficie de las 8 muestras, P3-P6 (OK y NOK), fue medida con ayuda de un vernier, con el fin de determinar el número de pruebas que se le realizaron a cada muestra (9 aproximadamente), además de la distancia entre prueba y prueba. Posteriormente, el equipo fue calibrado, alimentándolo con las condiciones antes mencionadas y, finalmente, comenzaron las pruebas.

#### **3.6.2. Metodología para ensayos de nanodureza.**

Las pruebas de nanodureza se llevaron a cabo en un nanoindentador TI 750 Nanomechanical Test System marca Hysitron, con el uso de una punta Berkovich, con un tiempo de carga y descarga total de 50 s.

Para este ensayo se usaron las muestras P3 (OK y NOK) y P5 (OK y NOK), (**Figura 3.3 cyg**, respectivamente). Estas muestras fueron seleccionadas para esta prueba, ya que ambas poseen espesores diferentes, pues P5 posee un espesor milimétrico, (2 mm), y P3 posee un espesor en orden de centímetros, (1.2 cm), lo cual permitió comparar esta

variable con el cambio en la dureza. Cada muestra fue adherida a una placa metálica magnetizable que permite una buena sujeción de la muestra en la platina porta muestras del nanodurómetro.

Previo al ensayo, se realizó la calibración al aire, la cual busca reducir el ruido procedente del mismo aire que pueda interferir con las mediciones. Después se colocó la muestra ya adherida a la placa metálica y, con ayuda del microscopio del nanodurómetro, se procede a delimitar, en el programa Hysitron, la superficie de la muestra. Una vez completada la delimitación, por medio del Quick Approach, se determinó la función de carga que debe emplear la máquina sobre la superficie metálica. Una vez terminado este proceso, se ingresan las condiciones de las pruebas (número de indentaciones: 100, distancia de separación entre indentación e indentación: 250  $\mu\text{m}$ , lugar de inicio de indentación: partícula o porosidad, matriz de indentaciones: 10x10, función de carga, etc.) y, por último, se comenzó la prueba. Cada prueba tuvo una duración de aproximadamente 24 horas, lo cual puede variar dependiendo de las condiciones ingresadas al equipo.

## **CAPÍTULO IV.**

---

---

### **RESULTADOS Y ANÁLISIS.**



#### 4.1 Resultados del análisis químico.

Según la **Tabla 4.1**, se corroboró lo reportado por la empresa *Die Casting Celaya*. La pieza del soporte de motor identificada como NOK, posee un incremento en la composición química de los elementos Mg, Si, Fe y Cu, en comparación con la composición química nominal. Además, comprando la composición de la muestra NOK, con la composición química normalizada, estandarizada por la AMS. A380. 0: 4291, existe un decremento en el contenido de Mn, Ni y Zn, lo cual sugiere que se realizó una incorrecta selección de materias primas para la fundición del soporte NOK.

Tabla 4.1. Resultados del análisis químico por espectrometría de absorción atómica.

<b>Elemento (% en peso)</b>	<b>Norma [2]</b>	<b>Muestra Nominal (OK).</b>	<b>Muestra Alto contenido Fe y Cu (NOK)</b>
<b>Al</b>	Bal.	Bal.	Bal.
<b>Si</b>	7.5-9.5	7.825	10.09
<b>Fe</b>	1.3 máx.	0.854	4.2
<b>Cu</b>	3.0-4.0	3.615	9.56
<b>Mn</b>	0.5 máx.	0.0848	0.23
<b>Mg</b>	0.1 máx.	0.1419	0.97
<b>Zn</b>	3 máx.	0.8775	1.48
<b>Ni</b>	0.5 máx.	0.0475	0.08

## 4.2 Resultados de la caracterización metalográfica de la aleación AlSi9Cu3.

En esta sección se analizan las micrografías de cuatro muestras de composición nominal, P3, P4, P5 y P6 (OK), y sus análogas con alto contenido de Fe y Cu, (NOK), a 50, 500 y 1000 aumentos, después de haber sido atacadas químicamente con los reactivos señalados en la **Tabla 3.1**. Además, se evalúa la capacidad y facilidad que tiene un agente químico para revelar y contrastar dichas fases. También compara el efecto que tiene el cambio en la composición química y de los mismos espesores de pared sobre la evolución de la microestructura. Todo esto se complementa con los resultados del microanálisis realizado por MEB.

### 4.2.1 Ataque químico con el reactivo *Keller*.

En las micrografías obtenidas con el reactivo *Keller* se observa la comparación microestructural entre las muestras de composición nominal (OK) y las muestras con altos contenidos de Fe y Cu (NOK).

La **Figura 4.1 a-b** muestra la microestructura de las muestras P3 (OK) y P3 (NOK), respectivamente. Principalmente se observa la presencia de defectos típicos del proceso HPDC; el primer defecto se clasifica como porosidad por contracción y el segundo como porosidad por gas atrapado, ambos casos se discutirán más a fondo en la **sección 4.3**. Otro elemento importante a señalar en estas micrografías, es la clara diferencia entre las morfologías de la fase  $\alpha$ -Al, ya que P3 (OK) presenta una estructura globular, **Figura 4.1a**, mientras que P3 (NOK) presenta una estructura mixta, es decir, presenta formaciones dendríticas a la vez que estructuras globulares.

Este suceso puede atribuirse a diversos factores, ya sea condiciones de producción o diferencias en las velocidades de enfriamiento dentro de la misma muestra. Según Timelli y col. [38], la morfología de esta fase cambia conforme se acerca a la zona central de la muestra, en su estudio él menciona la existencia de dos zonas críticas en las aleaciones AlSi9Cu3(Fe), la primera se clasifica como zona superficial, la cual se caracteriza por presentar dendritas globulares, además de poseer una menor cantidad de defectos internos, tal cual se muestra en la **Figura 4.1a**. Esta región posee dicha

morfología globular debido a que, al estar más expuesta al medio, pierde temperatura a mayor velocidad con respecto a la segunda región (zona central), la cual, al estar en el centro de la muestra, pierde calor más lentamente, lo que origina la formación de la fase  $\alpha$ -Al con morfología mixta y, así mismo, una mayor cantidad de defectos, **Figura 4.1b**.

Otro factor que interviene en la morfología de esta fase, es el cambio en la composición química, ya que, según Suárez y col. [35], el aumento en la composición de los elementos como el Cu y Fe modifican las curvas de enfriamiento de la aleación, ya que al precipitar en forma de compuestos intermetálicos incrementan el subenfriamiento constitucional, lo que implica un estado de desequilibrio en el que el sistema distribuye un mayor volumen de líquido perteneciente al soluto que ha sido rechazado por el primer sólido durante su crecimiento, propiciando así una estructura con brazos dendríticos.

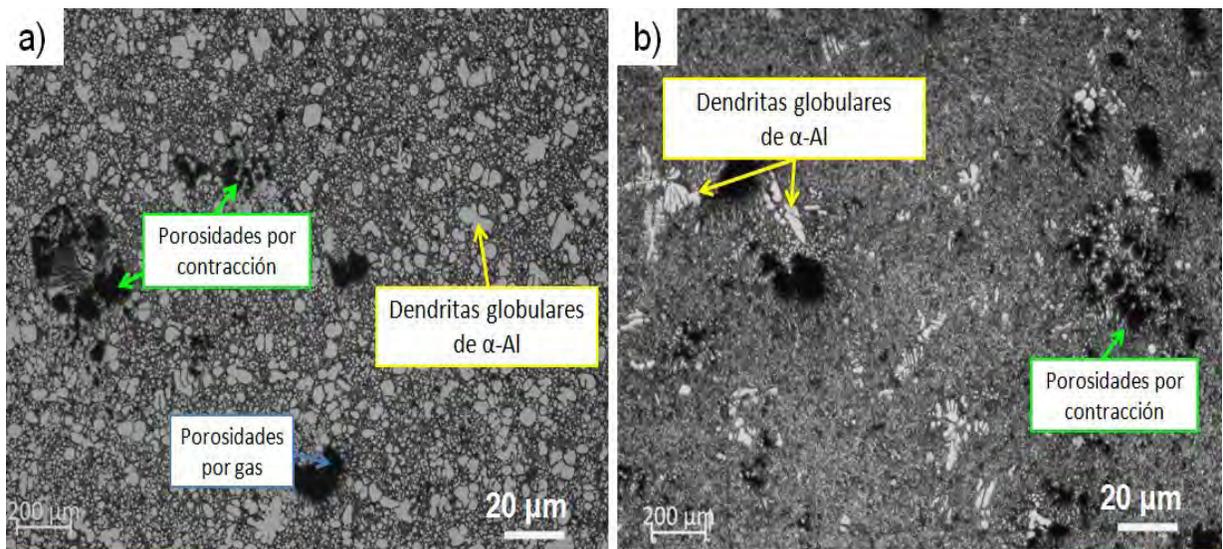


Figura 4.1. Microestructura de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando defectos y morfología de la fase  $\alpha$ -Al: a) P3 (OK) y b) P3 (NOK).

Para validar la idea aportada por Suárez, se muestra la **Figura 4.2 a-d**, en la que se señala los distintos compuestos intermetálicos que se enunciaron en la introducción [28-30].

Primeramente, se comparan las **Figuras 4. 2 a-b**, ya que pertenecen a dos muestras análogas, P3 (OK) y P3 (NOK). Es evidente que en ambas existen elementos intermetálicos, así como el silicio eutéctico que rodea a las dendritas globulares, sin embargo, tanto su coloración como la cantidad presente en la matriz, cambia. Este hecho se atribuye completamente al aumento de Fe y Cu que se mostró en la **Tabla 4.1**. De acuerdo con la referencia [28], el primer intermetálico en formarse son las agujas de  $\beta$ -Fe, consecuentemente de  $\alpha$ -Fe y por último  $Al_2Cu$ . Siguiendo esta secuencia, es entendible, que a medida que avanza la solidificación de algún intermetálico, se reduce la cantidad de elementos para la formación del siguiente. Por ejemplo, la **Figura 4.2b**, en comparación de la **Figura 4.2a**, posee mayor densidad de las fases  $\beta$ -Fe y  $\alpha$ -Fe, además las agujas de  $\beta$ -Fe poseen mayor espesor que las de la muestra P3 (OK), lo cual indica indirectamente que almacena dentro de sí una mayor cantidad de Fe. Esto implica un cambio en sus propiedades mecánicas como la dureza, cuestión que se discutirá en la **sección 4.4**.

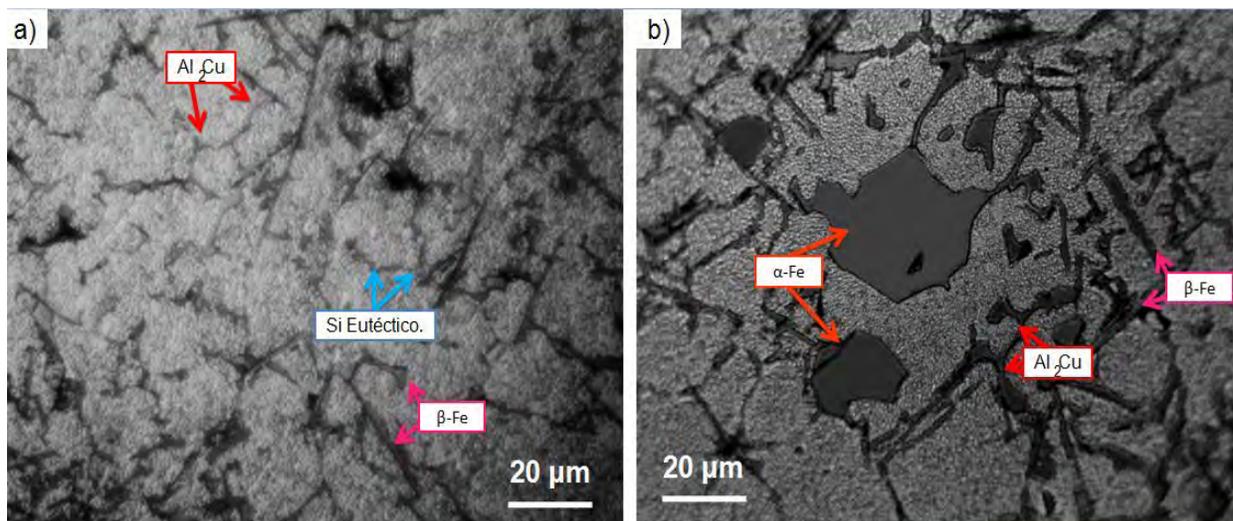


Figura 4.2. Micrográficas de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando las morfologías de los compuestos intermetálicos, (Si Eutéctico,  $\beta$ -Fe,  $\alpha$ -Fe y  $Al_2Cu$ ): a) P6 (OK) y b) P6 (NOK).

Caso similar sucede en la **Figura 4.3 a-b**, donde aumenta la población entre los compuestos intermetálicos, además de un leve crecimiento en  $Al_2Cu$ . Sin embargo, se

identifica que los polígonos pertenecientes a  $\alpha$ -Fe poseen diferentes tamaños, lo cual implica que, al formarse después de  $\beta$ -Fe, la mayoría del Fe disponible ha sido consumido por esta última fase, dando por sentado que los intermetálicos de  $\alpha$ -Al con mayor tamaño fueron los primeros en solidificar y, por ende, absorben la mayoría del Fe restante.

Otro acontecimiento importante de señalar es la comparación entre las muestras OK y las NOK es que, a pesar que P6 (OK) tenga un espesor de pared mucho más grande que P5 (OK), en ambas muestras se observan microestructuras globulares bajo los mismos aumentos, (comparar **Figura 4.2a** y **Figura 4.3a**), mientras que P6 (NOK) y P5 (NOK), bajo los mismos aumentos mencionados anteriormente, no presentan estructuras globulares del mismo tamaño que las muestras (OK).

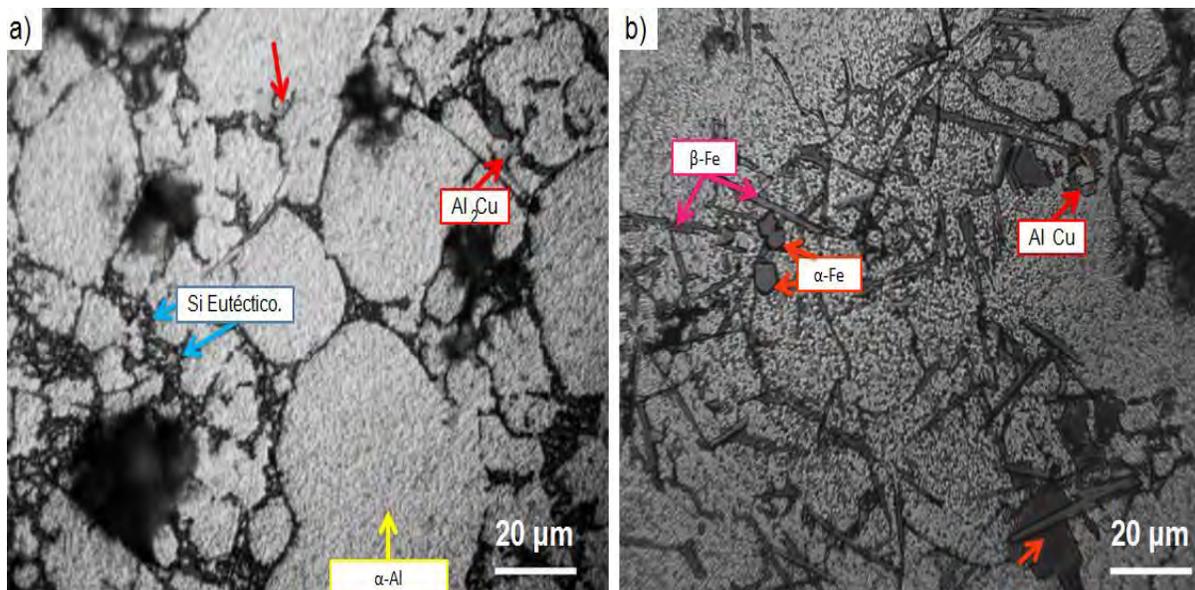


Figura 4.3. Micrografías de la aleación AlSi9Cu3, atacada con Keller, señalando las morfologías de los compuestos intermetálicos, (Si Eutéctico,  $\beta$ -Fe,  $\alpha$ -Fe y Al<sub>2</sub>Cu): a) P5 (OK) y b) P5 (NOK).

Es muy importante aclarar que la identificación de las fases e intermetálicos, usando el reactivo Keller, se basó en las referencias citadas durante todo este análisis.

#### 4.2.2 Ataque químico con el reactivo *Weck*.

A continuación, se muestran las micrografías de las muestras P3 y P6 (OK y NOK), atacadas con el agente químico *Weck*, tomadas a 200 y 500 aumentos, en campo claro.

Las **Figuras 4.4** y **4.5** correspondientes a las muestras P3 (OK) y P3 (NOK), las cuales muestran a la fase  $\alpha$ -Al con coloración degradante de café oscuro a amarillo paja, partiendo del centro hacia el límite de la dendrita globular, respectivamente. Este gradiente de color indica, según Gao y col. [34], la existencia de segregación en la aleación, donde el tono café representa la mayor concentración de aluminio. Además, la **Figura 4.4** muestra en tonos de amarillo la morfología de tipo aguja/placa del compuesto intermetálico  $\beta$ -Fe, y por el contrario la **Figura 4.5** enmascara dicha fase, lo cual indica que el reactivo de ataque, aun siendo empleado bajo las mismas condiciones, ataca de diferente manera este intermetálico. Este hecho podría ligarse al cambio que tiene la morfología de esta fase, tal y como se analizó en la **sección 4.2.1** de las **Figuras 4.2 a-b**.

Por otra parte, el intermetálico  $\alpha$ -Fe continua con una coloración grisasea, tal cual se observa en las muestras sin reactivo de ataque, indicando que este reactivo no tinte esta fase.

Por último, se asume que es el Si eutéctico el que rodea los glóbulos de la fase  $\alpha$ -Al en tonos tan oscuros que es difícil su identificación, bajo 200 aumentos. Dadas las coloraciones que presenta el intermetálico  $\beta$ -Fe como el silicio eutéctico, se requieren mayores aumentos para definir su morfología exacta, y finalmente, ser comparadas con los resultados que se mencionaron en la **sección 4.2.1**, por parte de las micrografías obtenidas del reactivo Keller.

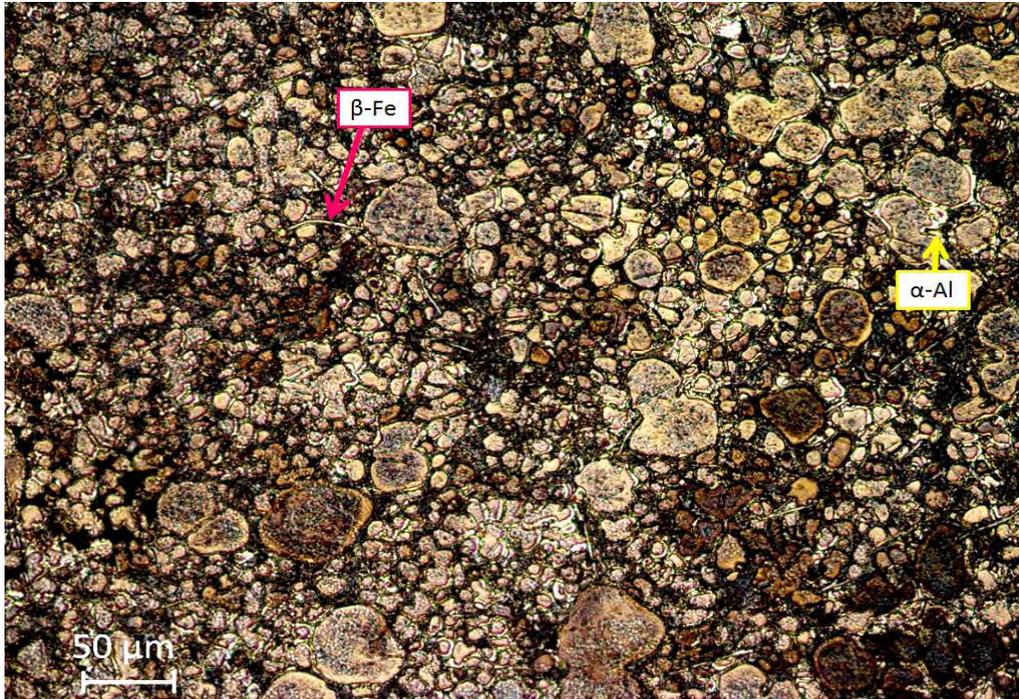


Figura 4.4. Micrografía de la muestra P3(OK), atacada con Weck.

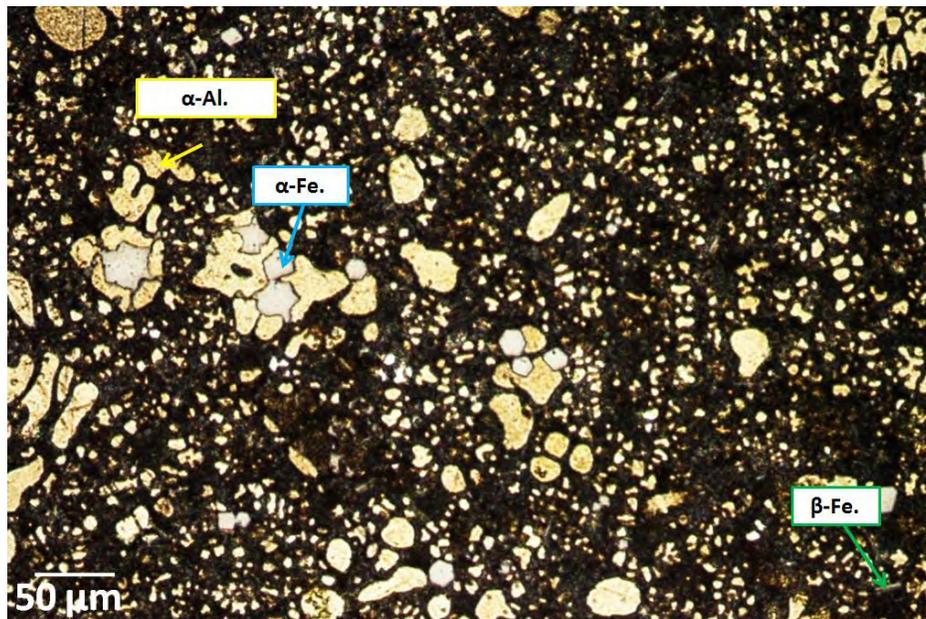


Figura 4.5. Micrografía de la muestra P3(NOK), atacada con Weck.

Las **Figura 4.6** y **4.7** muestran las morfologías de las muestras P6 (OK) y P6 (NOK), a mayores aumentos (500), con lo cual se busca reconocer de mejor manera las fases e intermetálicos que a bajos aumentos eran casi imposibles de distinguir.

De esta manera corroboramos lo analizado con el reactivo Keller para el intermetálico  $\beta$ -Fe, el cual se presenta en forma de agujas delgadas en las muestras de composición nominal (OK) y en forma de placa en las muestras con alto contenido de Fe (NOK). Mientras que la coloración de los glóbulos de  $\alpha$ -Al, sigue el mismo patrón señalado anteriormente, (gradientes de coloración).

Otro beneficio de usar un mayor aumento es el poder observar un mejor contraste entre la fase matriz y un intermetálico, sobretodo como se observa en la **Figura 4.7**, que incluso muestra claramente la morfología del compuesto intermetálico  $Al_2Cu$ . Sin embargo, aún con estos aumentos es un poco difícil la correcta identificación de las morfologías del Si eutéctico.

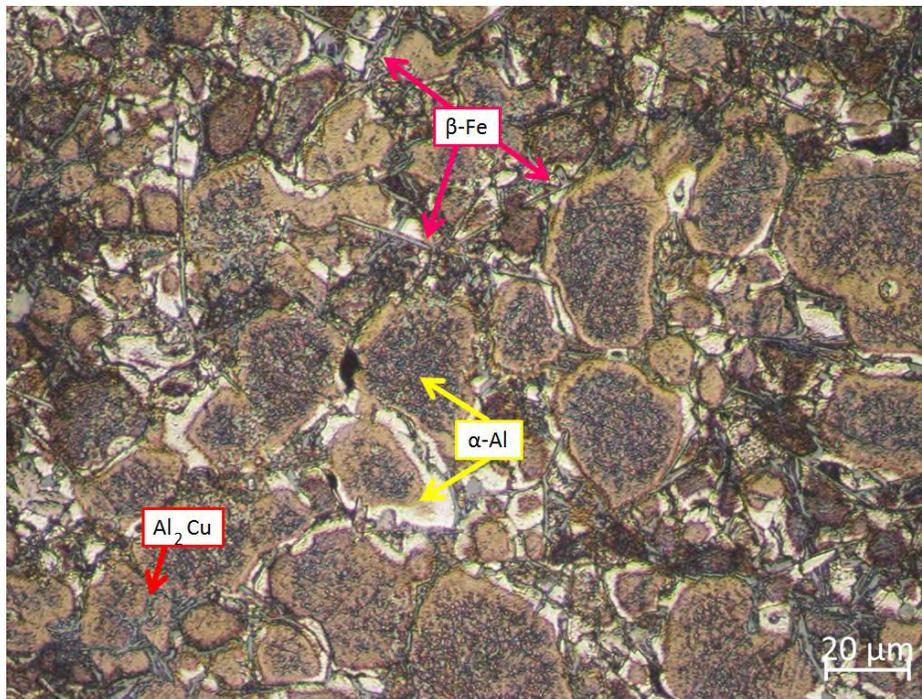


Figura4.6. Micrografía de P3(OK), atacada con Weck.

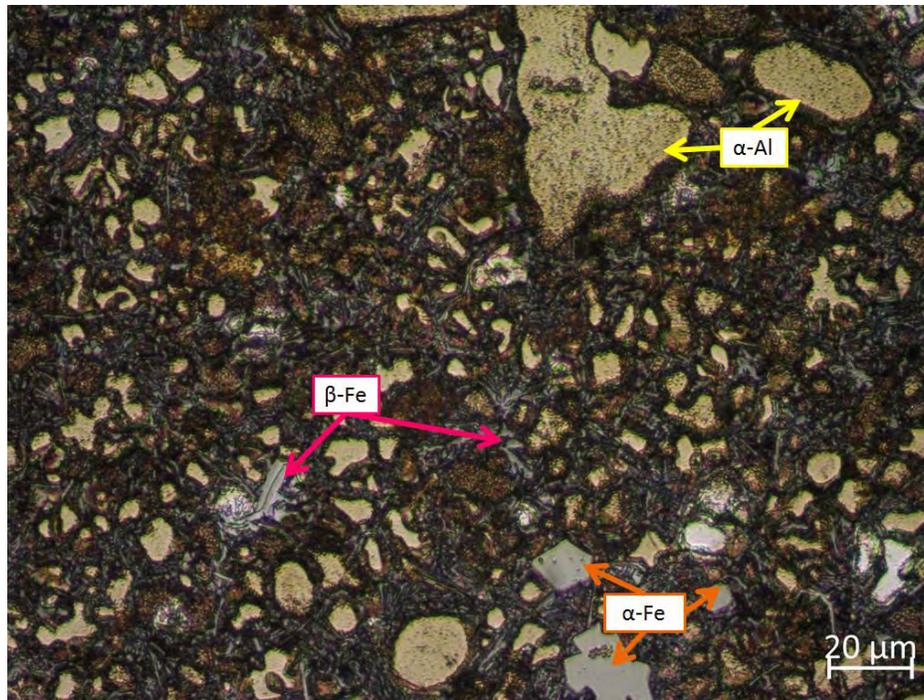


Figura 4.7. Micrografía de P3(NOK), atacada con Weck.

Según Yu[26], la formación de compuestos intermetálicos depende de la solubilidad que tiene el elemento aleante durante la solidificación, entonces, el elemento con menor solubilidad en el aluminio líquido comienza a nuclear y crecer. Por lo tanto, para la aleación AlSi9Cu3, el Fe y el Mn son de los principales elementos en perder solubilidad a temperaturas relativamente altas (ver **Tablas 2.6 y 2.7**), seguidos por el Si y Cu, etc. También, el tamaño y la morfología de los compuestos intermetálicos depende de la cantidad del elemento aleante que esté presente, por ejemplo, un aumento leve de Fe promueve la formación de intermetálicos tipo  $\beta$ -Fe, y conforme se incrementa el contenido de Fe, se produce una mezcla de  $\alpha$ -Fe +  $\beta$ -Fe. Este hecho, se observa en la comparación de las micrografías de las **Figuras 4.6 y 4.7**.

### 4.2.3 Ataque químico con el reactivo Baraha.

Siguiendo con los ataques químicos, se utilizó el reactivo químico Baraha modificado solo en P6 (NOK), ya que la preparación y el empleo del mismo es bastante complicado, pues los compuestos y sales que lo constituían son muy reactivos y sobretodo oxidantes. Este último punto generaba una disminución en la efectividad del reactivo conforme pasaba el tiempo. Sin embargo, en esta muestra fue posible encontrar condiciones adecuadas para la observación de los compuestos intermetálicos.

Para lograr los resultados, se modificó la concentración de los reactivos en la disolución como se indica en la **Tabla 4.1**. Dicho sea de paso, este cambio generó una corrosión de la fase  $\alpha$ -Al. Indicando que esta fase es menos resistente a la corrosión que los compuestos intermetálicos.

Regresando al tema del ataque químico y recordando lo analizado en las **secciones 4.2.1 y 4.2.2**, el reactivo Keller permitió una correcta observación en blanco y negro de las morfologías de  $\alpha$ -Al, Si eutéctico,  $\beta$ -Fe y  $\alpha$ -Fe a altos aumentos, mientras que el reactivo Weck se encargó de colorear los compuestos intermetálicos, además de señalar por contraste la existencia de una microsegregación del aluminio en la fase  $\alpha$ -Al. Sin embargo, un solo compuesto intermetálico ha sido difícil de observar en ambos ataques, pues el  $\text{Al}_2\text{Cu}$  presenta resistencia de colorear y clasificar. Por lo que, este nuevo reactivo, indica que es capaz de revelar y colorear todas las fases, excepto  $\alpha$ -Al.

Prueba de ello son las micrografías que se muestran en las **Figuras 4.8 a 4.10**, en ellas se observa como el agente químico revela las morfologías de cada fase en un color diferente. De esta manera, se determinó que las agujas delgadas curvadas en color gris oscuro son de Silicio eutéctico, y de manera similar las agujas tipo placa en color gris corresponden, de acuerdo a la teoría citada en [\[25,28,29\]](#), al intermetálico  $\beta$ -Fe, mientras que el intermetálico  $\alpha$ -Fe posee una morfología poligonal color gris claro, como ya se observó en las micrografías anteriores de los otros agentes químicos, y por

último, la morfología que posee el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Cu}$  es coloreada en tonos naranja/café, mostrando una morfología irregular.

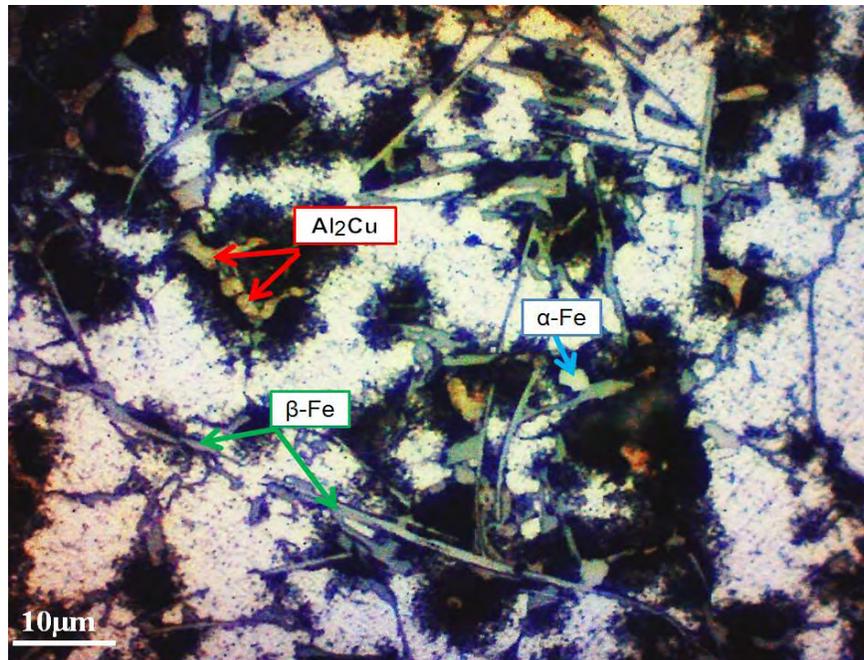


Figura 4.8. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.

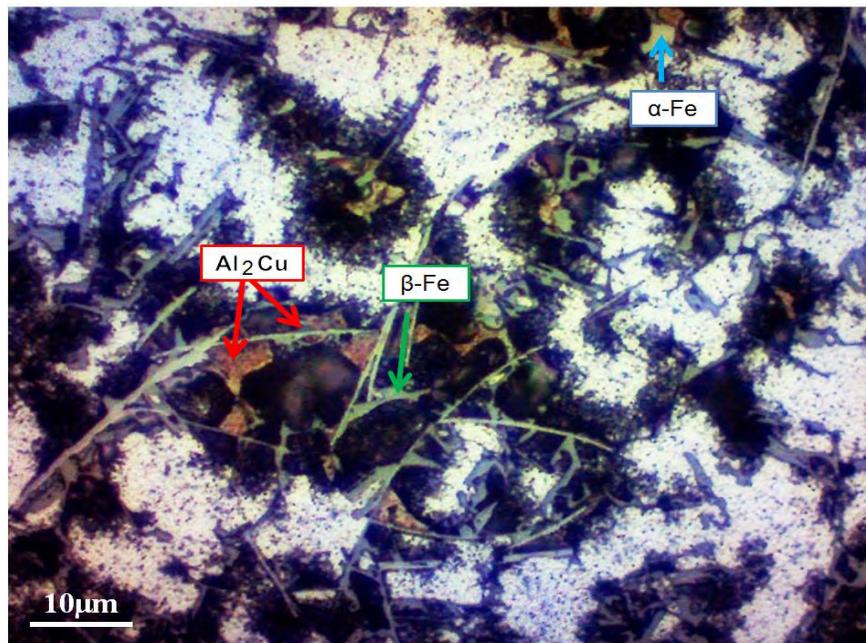


Figura4.9. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.

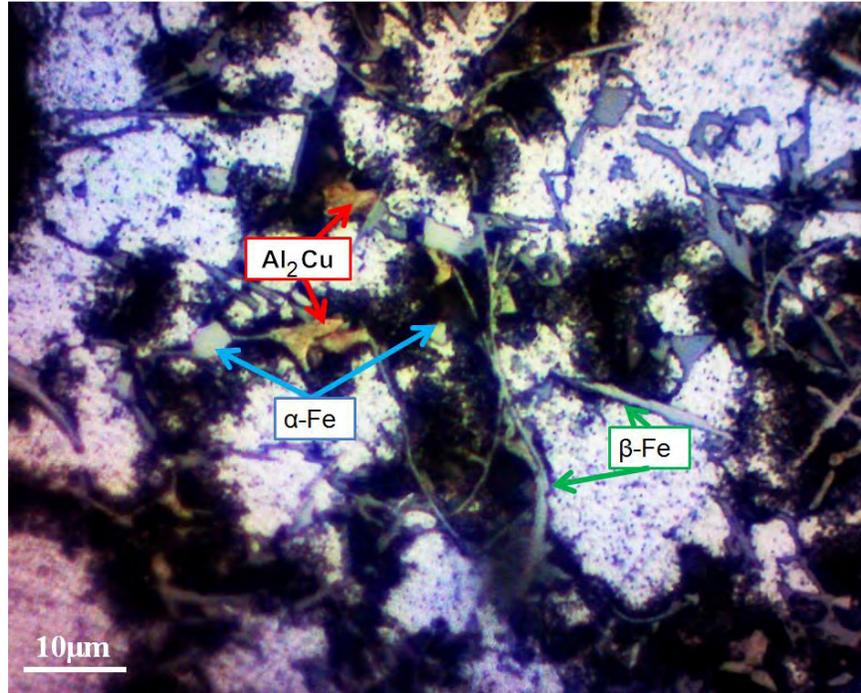


Figura4.10. Micrografía de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha modificado.

#### 4.2.4 Resultados del ataque químico con reactivo *Baraha modificado* mediante MEB.

Para corroborar lo hasta entonces descrito, se optó por analizar la muestra anterior y su homóloga, (P6 (OK) y P6(NOK)), mediante microscopía electrónica de barrido (MEB). Como primer paso, se obtuvieron las micrografías por medio de BSE y se realizó un mapeo químico, según se muestra en la **Figura 4.11 a-b**.

En la **Figura 4.11b**, se aprecia principalmente el efecto del agente Baraha modificado, en el contraste y brillo de los intermetálicos. Además, al comparar en inciso **(a)** con el **(b)**, se observa una diferencia entre los tamaños del compuesto intermetálico poligonal α-Fe, siendo el primero dos veces más grande que el segundo. Esto se debe al aumento del contenido del hierro, mismo que genera la formación de más compuestos intermetálicos del tipo β-Fe, reduciendo la cantidad de hierro destinada para la formación y crecimiento de la fase poligonal.

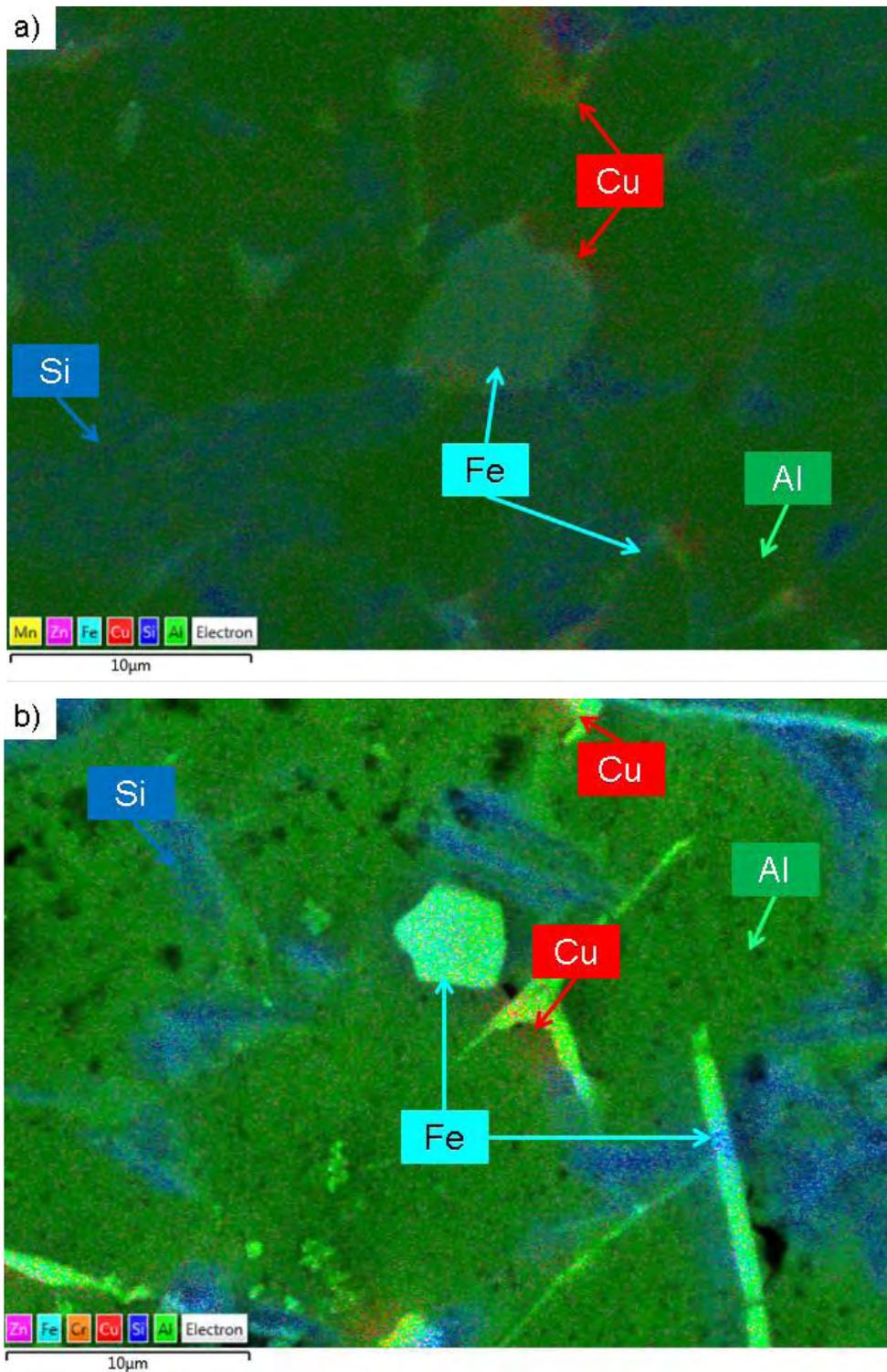


Figura 4.11. Mapeo elemental de las muestras: a) P6 (OK) sin ataque y b) P6 (NOK), con ataque Baraha modificado.

En cuanto a la **Figura 4.12**, se presenta otro mapeo químico de la muestra P6 (NOK), con la diferencia de que se escogió una zona corroída por el agente Baraha, en la que se observa presencia de agujas de diferentes morfologías, revelando el elemento químico que está presente en cada una. De esta manera, se corrobora que las agujas laminares tipo placa corresponden al  $\beta$ -Fe, las agujas delgadas al Si eutéctico, el poliedro al intermetálico  $\alpha$ -Fe y la partícula irregular redondeada al  $\text{Al}_2\text{Cu}$ .

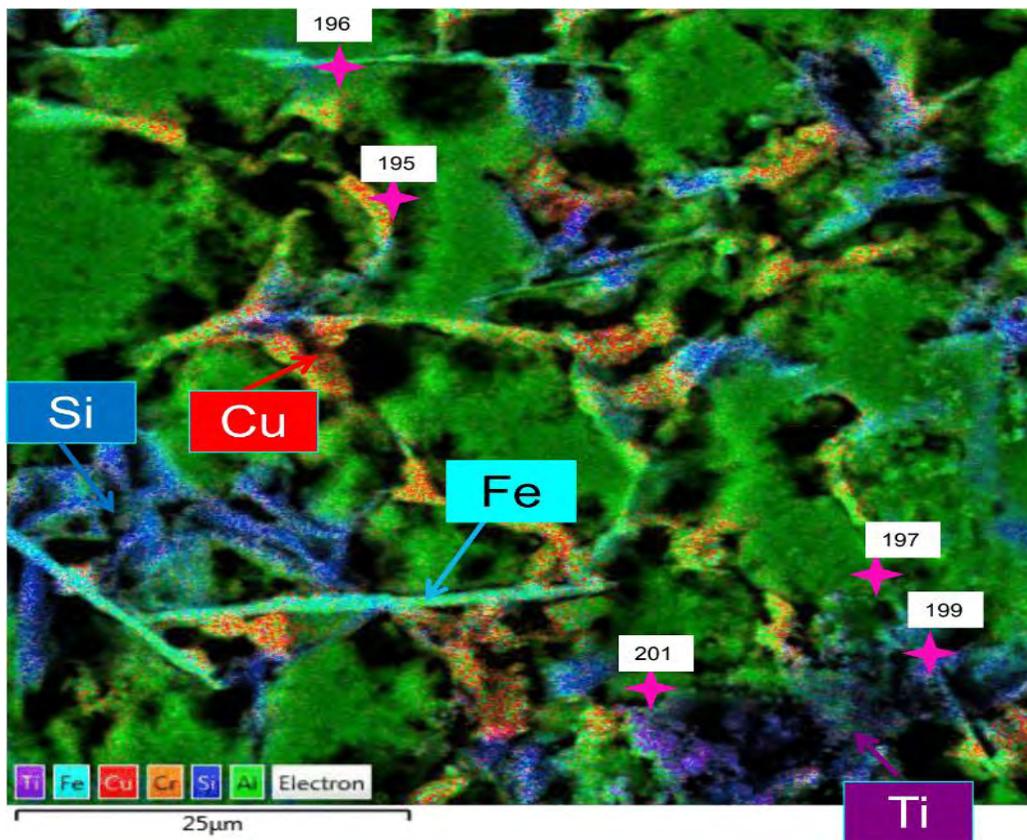


Figura4.12. Mapeo elemental de la muestra P6 (NOK), atacada con Baraha, señalando los puntos donde se realizó el microanálisis puntual por EDS (★).

Además, en la **Figura 4.12**, también se señala con el símbolo ★ los puntos donde se realizó el microanálisis de EDS, mientras que en la **Figura 4.13** se muestran los resultados, los cuales indican los elementos químicos que están presentes en cada fase analizada.

Como primer punto, se observa que la fase acicular correspondiente al espectro 195 es el intermetálico  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , mientras que la placa correspondiente al espectro 196 se trata del compuesto  $\alpha\text{-Fe}$ , el cual puede crecer en diferentes direcciones dentro de la aleación y, dependiendo del corte se podrá observar con morfología poligonal o lineal. Finalmente, El espectro 198 y 199, indican que las agujas delgadas también pertenecen a un intermetálico rico en Fe, es decir, la fase  $\beta\text{-Fe}$ .

Algo curioso que surgió del microanálisis por EDS, fue la presencia de algunas partículas fibrosas, (espectro 201), las cuales resultaron ser trazas de Titanio, elemento que seguramente estaba presente en la materia prima usada en el proceso de fusión y HPDC, indicando así, que efectivamente, esta aleación presentó una mala selección de estas materias.

Spectrum 195			Spectrum 196			Spectrum 199			Spectrum 201		
	Wt%	$\sigma$									
Al	31.5	0.2	Al	56.3	0.4	Al	25.7	0.3	Al	31.0	0.3
O	27.4	0.3	Si	20.7	0.2	C	23.1	0.7	C	27.1	0.6
Cu	26.3	0.3	Fe	14.8	0.2	Si	22.3	0.2	O	22.2	0.4
C	8.3	0.5	C	4.5	0.6	O	14.9	0.3	Ti	11.1	0.1
Cr	3.5	0.1	O	1.5	0.2	Fe	7.9	0.1	Si	5.9	0.1
Si	1.0	0.1	Mn	1.0	0.1	Cr	2.0	0.1	Cu	1.2	0.1
Cl	0.8	0.0	Cu	0.9	0.1	Cu	1.6	0.1	Cr	0.8	0.1
S	0.7	0.0	Ti	0.4	0.1	Ti	1.5	0.1	Ti	0.4	0.1
Mn	0.5	0.1				Mn	0.5	0.1	S	0.1	0.0
						S	0.3	0.0	Cl	0.1	0.0
						Cl	0.2	0.0	Ti	0.1	0.0

Figura4.13. Resultados del microanálisis mediante EDS en MEB, de P6(NOK).

**Nota del autor:** la aparición de elementos como Cr, O, Cl y S provienen del reactivo de ataque, ya que su composición se basa en la mezcla de varios ácidos y algunas sales.

### 4.3 Resultados del estudio estadístico.

#### 4.3.1 Estimación de la medición del grado de porosidad por solidificación y por atrapamiento de gas.

La **Figura 4.14** muestra una comparación entre los tamaños de siete porosidades medidas aleatoriamente en las muestras P3, P5 y P6(OK). En ella se observa que P5 presenta una variación mínima en el tamaño de poros (diámetros de 40-80  $\mu\text{m}$ ). Sin embargo, en P3 y P6, los poros de menor tamaño poseen un diámetro de entre 10 a 20  $\mu\text{m}$ , mientras que los poros de mayor tamaño tienen un diámetro de hasta 360  $\mu\text{m}$ . Este hecho indica que el proceso HPDC, aún sin variaciones en la composición química de la aleación, no está exento de la formación de defectos de gran tamaño.

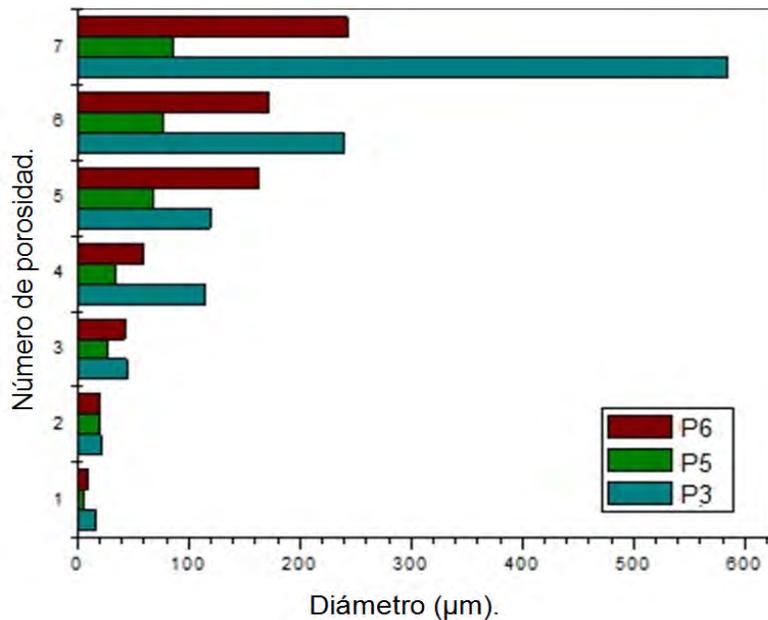


Figura 4.14. Comparación entre tamaño de porosidades en las muestras P3, P5 y P6, OK.

Con el fin de evaluar el efecto que tienen los espesores de pared en el grado de porosidad de la aleación de composición nominal, OK, en la **Figura 4.15 a-c** muestran una serie de micrografías panorámicas de las muestras P3, P5 y P6, donde se indica con color azul las porosidades por contracción y/o solidificación, y las porosidades por gas atrapado en color rojo, según las morfologías reportadas en la referencia [33].

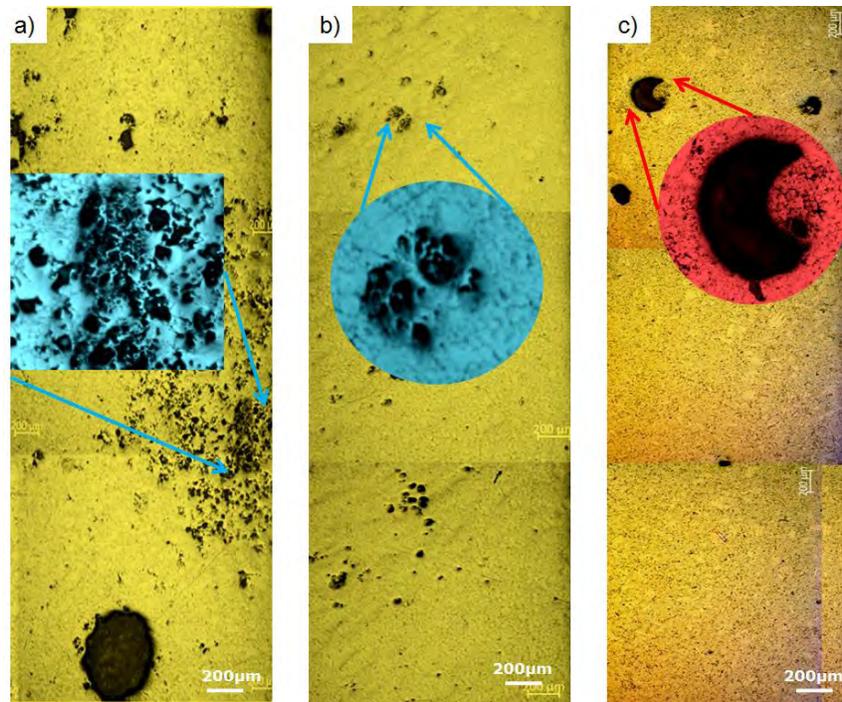


Figura 4.15. Morfologías de porosidades presentes en las muestras OK: a) P3, b) P5 y c) P6.

En la **Figura 4.15b**, que pertenece a P5 la pieza con el menor espesor, de 2 mm, se observan porosidades de tamaños relativamente pequeños con morfologías características de las porosidades por contracción. Mientras que en las **Figuras 4.15a** y **c**, se tienen morfologías de ambos tipos, por contracción y por gas atrapado.

Este suceso se puede explicar por el efecto que tienen dos variables, la primera se trata de los compuestos formados los cuales, al poseer morfologías aciculares o de aguja, impiden el libre movimiento del metal líquido, la segunda variable es el espesor, ya que, como se mencionó anteriormente, las morfologías ramificadas dependen tanto de la velocidad de enfriamiento como del espesor de la muestra. De esta manera, las muestras con menor espesor poseerán una mayor velocidad de enfriamiento, promoviendo la formación de estructuras globulares características de la zona superficial antes mencionada, en donde solo se vea impedido el movimiento del metal líquido por las fases presentes, generando así las porosidades por contracción.

Por otro lado, en la **Figura 4.16** se analizan las muestras con alto contenido de Cu y Fe, NOK, con el fin de comprar tanto espesores de pared como composición química.

A primera vista, se podría decir que la **Figura 4.16** posee una tendencia similar a la **Figura 4.14**, sin embargo, el aumento en el contenido de hierro y cobre en la composición química aumenta el diámetro de las porosidades, ya que el diámetro mayor ronda los 1200  $\mu\text{m}$ , siendo aproximadamente el doble del tamaño de los poros en las muestras OK.

Esto acontecimiento, señala que al aumentar el contenido de Cu y Fe, se modifica la microestructura promoviendo la formación de microestructuras mixtas, tal como se vio en las secciones de análisis microestructural, las cuales están compuestas por dendritas globulares y ramificadas, donde estas últimas obstruyen el movimiento del metal líquido a través de los brazos interdendríticos y, de manera similar, los compuestos intermetálicos ejercen el mismo impedimento, provocando la formación de poros por contracción.

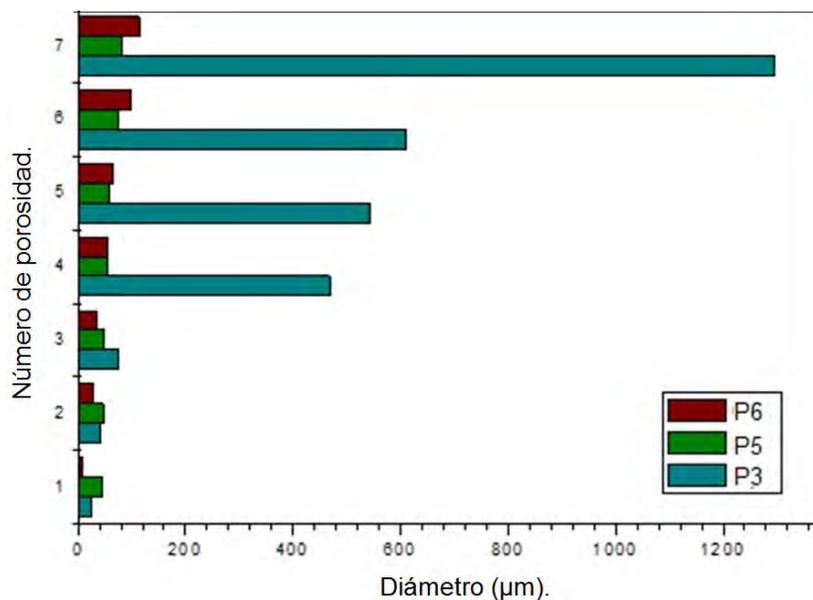


Figura 4.16. Comparación entre tamaño de porosidades en las muestras P3, P5 y P6, NOK.

Por último, la **Figura 4.17 a-b** muestra las micrografías panorámicas pertenecientes a las piezas P3 (OK) y P3 (NOK), respectivamente. Ambas piezas poseen un alto nivel de porosidad por contracción y en menor medida por gas atrapado, sin embargo, en el inciso(a) se tienen poros por contracción de tamaños más finos distribuidos en una amplia área, mientras que en el inciso (b) se tienen poros por contracción de tamaño mayor en diferentes zonas. Esto se debe a la temprana precipitación de las fases intermetálicas, que como se mostró anteriormente, en las muestras OK existe una mayor densidad de estas fases.

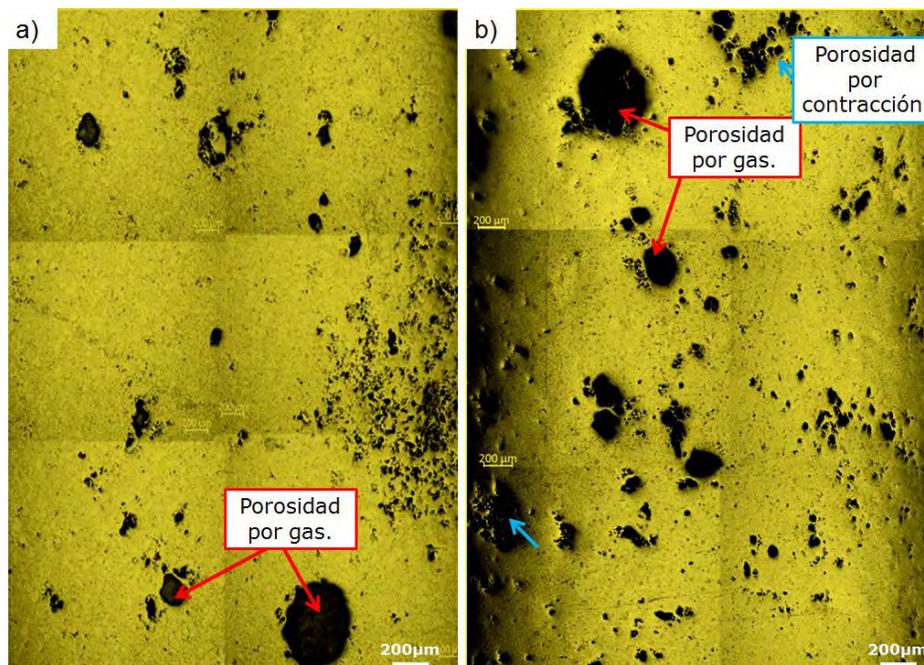


Figura 4.17. Collage representativo de las porosidades en P3: a) (OK) y b) (NOK).

#### 4.4 Resultados de microdureza y nanodureza.

Como se ha visto, el incremento en el contenido de Fe y Cu, además de la geometría compleja de los soportes de motor, generan importantes cambios morfológicos en la fase  $\alpha$ -Al, asimismo este aumento también promueve un excedente de los intermetálicos, los que poseen morfologías irregulares o con ángulos agudos. Estos cambios influyen en las propiedades mecánicas. Para corroborar esta idea, se realizaron los ensayos de micro y nanodureza que se muestran a continuación.

En la **Figura 4.18** se señalan las microdurezas ensayadas en las muestras P3, P4, P5 y P6, de composición nominal (OK) y alto contenido de Fe y Cu (NOK). En ella se observa que el cambio en la dureza general de la aleación es relativamente insignificante. Este hecho se atribuye a dos factores, el primero es que la aleación AlSi9Cu3 posee en mayor medida una estructura dendrítica de la fase  $\alpha$ -Al, y que al realizar el ensayo con un micro-indentador relativamente grande, (**Figura 4.19**), abarca una mayor área de penetración, obteniendo así el promedio de las durezas de todas las fases. No obstante, si se compara esta dureza promedio,  $\approx 85$  HV, con la teórica, 80 HB  $\approx 80$  HV [22, 23], si existe un incremento de 5 unidades.

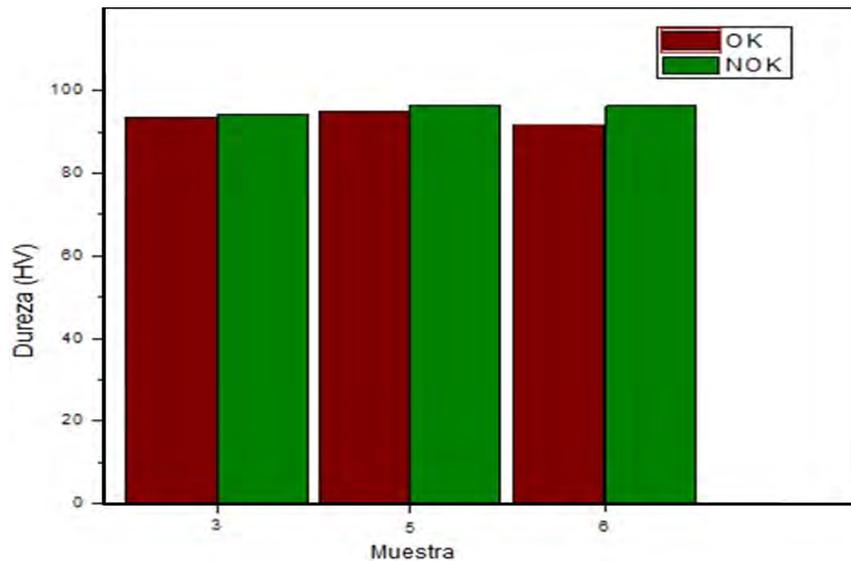


Figura 4.18. Microdurezas Vickers (HV) de P3 a P6, (OK) y (NOK), de la aleación AlSi9Cu3.

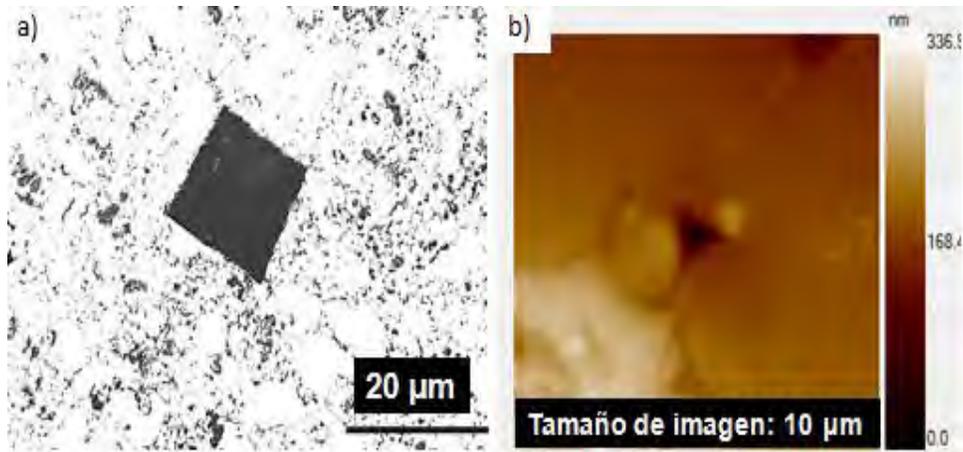


Figura 4.19. a) Huella del ensayo Vickers y b) Huella del ensayo de Nanoindentación.

Para corroborar que si realmente existe un efecto negativo en esta propiedad, se realizaron los ensayos de nanodureza. En la **Tabla 4.2**, se resumen los datos obtenidos experimentalmente para se comparados con los datos hayados en la literatura [42-44].

Tabla 4.2. Comparación entre los resultados de dureza experimentales de nanodureza y los datos de nanodureza reportados en la literatura de las fases típicas encontradas en la aleación AlSi9Cu3.

Fase	Dureza Experimental	Dureza reportada en la literatura.		
	H (GPa)	H (GPa)		
Si	2.6	11.5-12.5 [42]	3.3-10.0 [43]	11.13 [44]
$\alpha$ -Fe	9.99	--	12.3-14.9	10.82
$\beta$ -Fe	4.77	--	5.8	7.71
Al <sub>2</sub> Cu	3.6	4-6	4.5	5.77
Al	1.8	1.1-1	0.167	1.45

En base a la comparación teórico/experimental que se reportó en la **Tabla 4.2**, se asignó un rango numérico a cada fase, el cual indica el número de indentaciones cayeron dentro de dicha fase, obteniéndose así la **Figura 4.20**.

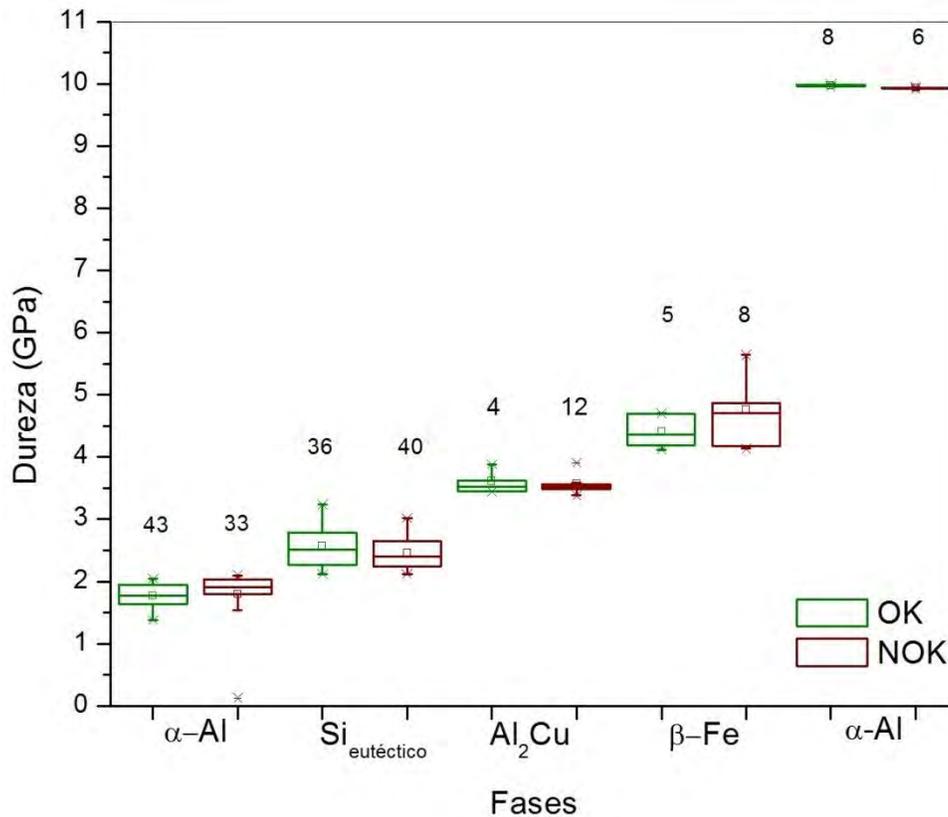


Figura 4.20. Muestra P5 (OK y NOK): variación de nanodureza en las fases de la aleación AlSi9Cu3: α-Al, Silicio eutéctico, Al<sub>2</sub>Cu y β-Fe.

En la **Figura 4.20**, se observan cambios en el número de datos contados entre la muestra OK y la NOK. Por ejemplo, la fase α-Al exhibe una decreción en el número de datos, indicando que, en la pieza NOK, una menor cantidad de esta fase fue analizada. Mientras que las fases restantes: Si eutéctico, Al<sub>2</sub>Cu, α-Fe y β-Fe, hubo un aumento en los datos contados, implicando que una mayor cantidad de estas fases fueron analizadas. Este comportamiento se debe a que el intermetálico β-Fe es el primero de su clase en solidificar, sustrayendo gran parte del aluminio líquido disponible para la formación de la fase α-Al, además de propiciar nuevos sitios de nucleación para la

próxima formación de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y  $\alpha\text{-Fe}$ , compuestos que también sustraen el aluminio líquido para su formación y crecimiento.

Por último, se corroboró esta información con micrografías obtenidas en MEB, según se indica en las Figuras 4.21.

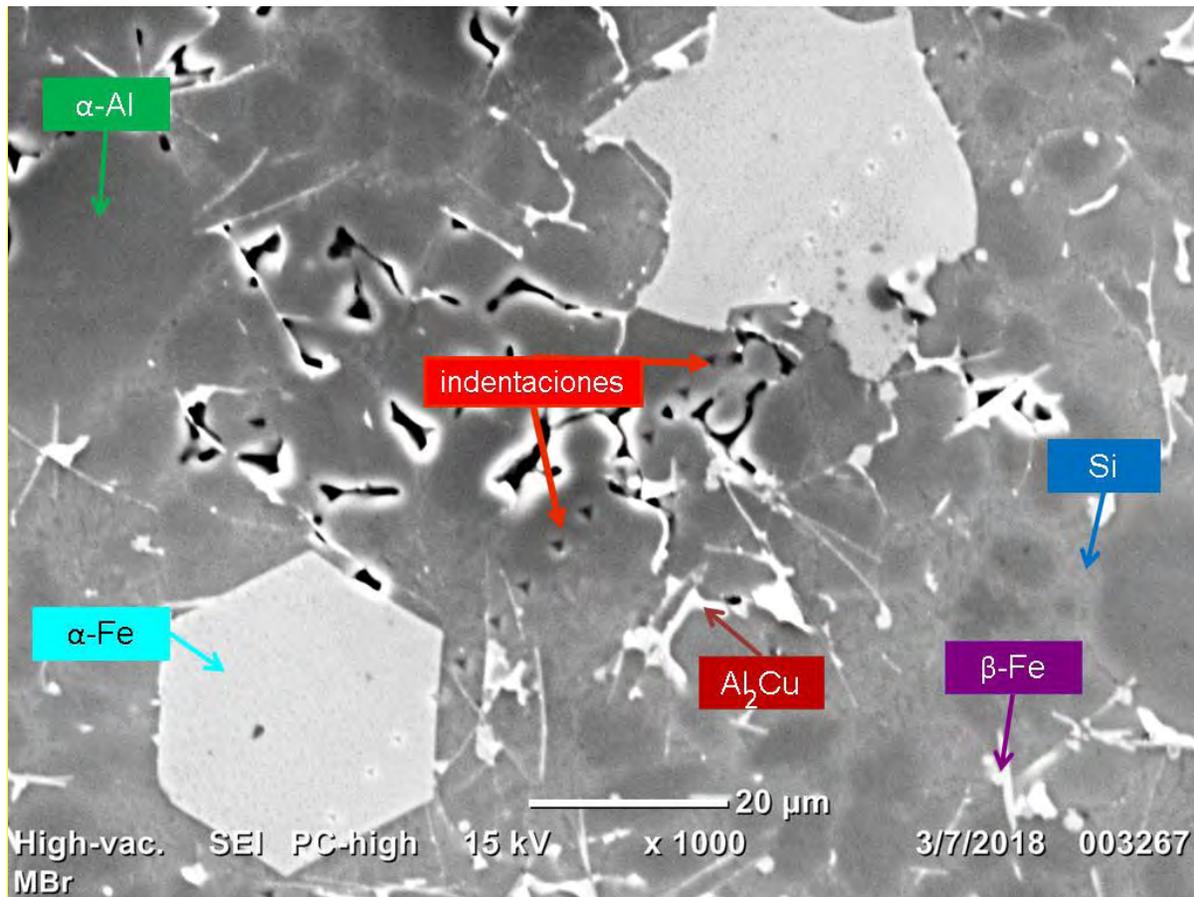


Figura 4.21. Micrografía obtenida mediante MEB de la aleación AlSi9Cu3, muestra P5, mostrando las indentaciones del ensayo de nanodureza.

## **CAPÍTULO V.**

---

---

## **CONCLUSIONES.**

---

## 5.1 Conclusiones.

1) La microestructura de la aleación AlSi9Cu3, tanto en las muestras OK y NOK, se compone de las fases:  $\alpha$ -Al,  $\alpha$ -Fe,  $\beta$ -Fe, Al<sub>2</sub>Cu y Si eutéctico.

1.1) La morfología de la fase  $\alpha$ -Al depende de factores como tales como condiciones del proceso HPDC, velocidades de enfriamiento, complejidad geométrica de la muestra y composición química.

1.2) El aumento en el contenido de Fe en la aleación AlSi9Cu3 promueve la formación de los compuestos intermetálicos  $\alpha$ -Fe y  $\beta$ -Fe.

1.2.1) Ambos intermetálicos promueven la formación de microestructuras dendríticas de la fase  $\alpha$ -Al.

1.2.2) La cantidad del intermetálico  $\beta$ -Fe es mucho mayor que la cantidad del intermetálico  $\alpha$ -Fe.

1.2.3)  $\alpha$ -Fe crece tanto en los bordes de las dendritas como interdendríticamente, mientras que  $\beta$ -Fe crece en los bordes dendríticos.

1.2.4) El aumento en el contenido de Cu en la aleación AlSi9Cu3 promueve la formación del compuesto intermetálico Al<sub>2</sub>Cu.

2) Las morfologías de las fases presentes son:  **$\alpha$ -Al**: (dendrítica y/o globular),  **$\alpha$ -Fe** (polígono),  **$\beta$ -Fe**: (aguja/placa), **Al<sub>2</sub>Cu**: (irregular) y **Si eutéctico**: (agujas).

3) Los tonos que adquieren con los reactivos Keller (K), Wecker (W) y Baraha modificado, son: 1)  **$\alpha$ -Al**: *Blanco (K), Degradado de Café a amarillo (W) y Blanco (BM)*., 2)  **$\alpha$ -Fe**: *Gris oscuro (K), gris claro (W) y gris claro (BM)*, 3)  **$\beta$ -Fe**: *Gris oscuro (K), gris*

oscuro (W) y gris oscuro (BM), 4) **Al<sub>2</sub>Cu**: Gris claro (K), gris oscuro (W) y café/rojizo (BM) y 5) **Si eutéctico**: Gris (K), no observable (W), gris caro.

4) Las porosidades por gas atrapado se asocian con las condiciones del proceso HPDC y los espesores de pared.

4.1) Las muestras con menor espesor contienen una menor cantidad de estos defectos, tanto en muestras de composición nominal, como con alto contenido de Fe y Cu.

5) Las porosidades por contracción se vinculan a la composición química de la aleación.

5.1) La formación de dendritas ramificadas promueve la formación de estos defectos.

5.2) Un alto contenido de Fe y Cu forma estructuras irregulares que también promueven la formación de los defectos por contracción.

6) Ambas aleaciones, nominal y con alto contenido de Fe y Cu, poseen en promedio un incremento de cinco unidades sobre la dureza teórica de la aleación AlSi9Cu3.

7) Las nanodurezas promedio obtenidas para el Si eutéctico y las fases  $\alpha$ -Fe,  $\beta$ -Fe, Al<sub>2</sub>Cu y  $\alpha$ -Al son: 2.6, no identificada, 4.77, 3.6 y 1.8 GPa, respectivamente.

## Referencias bibliográficas.

- [1] Salas, A.E., Rodríguez, G., García, J., Tehuacanero, S., Reyes, J. "Effect of high Cu and Fe on microstructure evolution in a commercial HPDC AlSi9Cu3 alloy", Materials Research Congress, August 2017, Mexico.
- [2] Davis, J.R. (2001). *Aluminum and aluminum alloys*. ASM international. 351-416.
- [3] Ferraro, S. (2013). "Influence of trace elements on secondary Die-Cast Aluminum Alloys". PhD Thesis. Università di Padova, 2014, Italia.
- [4] Ruíz, M.A., Garay, C.G., Martínez, R., (2017). *El aluminio, material trascendente en la historia humana*. Temas de Ciencia y Tecnología, 21, 3-9.
- [5] Skrabec, Q.R. (2017). "Aluminum in America: A history", McFarland & Company, Inc., Publishers. USA. -Capítulo 13-17. (134-186)
- [6] Kelly, T.D., Matos, G.R. (2014). *Historical statistics for mineral and material commodities in the United States*. USA Recuperado de <https://minerals.usgs.gov/minerals/pubs/historical-statistics/>
- [7] Maffia, E.G. (2013). Estructura y propiedades de las aleaciones: Aluminio y sus aleaciones.
- [8] Universidad de Cádiz. (2011). *Propiedades del aluminio*. España. Recuperado de [http://Tablaperiodica.uca.es/Tabla/elementos/Aluminio/Grupo1/Prop.%20Al?set\\_language=en](http://Tablaperiodica.uca.es/Tabla/elementos/Aluminio/Grupo1/Prop.%20Al?set_language=en)
- [9] Leal, F. (2013). *Aluminio. Uso en el automóvil*. España. Recuperado de <http://eafflealsua12.blogspot.mx/2013/02/aluminio-uso-en-el-automovil.html>

- [10] Grjotheim, K., Krohn, C., Malinovsky, M., Matiasovsky, K., Thonstad, J. (1977). *Aluminium electrolysis- The Chemistry of the Hall-Héroult Process*. Düsseldorf, Alemania, 50-52.
- [11] Kau Ben, F.M., Friedrich, B. (2016). *Methods for alkaline recovery of aluminum from bauxite residue*. J. Sustain. Metal.
- [12] Gillett, S.L. (2018). *Nanotechnology and the Resource Fallacy*. Capítulo IV: Matter Matter's. PAN Stanford, USA, 98-101.
- [13] Miret, S. (2014), *4 ways to do solar energy*. USA. Recuperado de <http://berc.berkeley.edu/4-ways-to-do-solar-energy/>
- [14] Millán, F., Sánchez, D.P., Olaya, J.J. (2015). Aluminum recycling: Development opportunities in Bogota. *Gestión y ambiente*, 18, 135-152.
- [15] Karamouz, M., Azarbarmas, M., Emamy, M., Alipur, M. (2013). *Microstructure, hardness and tensile properties of A380 aluminum alloy with and without Li additions*. Materials Science & Engineering, 582, 409-414.
- [16] M.A. Contreras-Medina. Tesis: "*Diseño de un molde de fundición a presión*", UNAM, México.
- [17] Gruzleski, J.E., Closset, B.M. (1990). The treatment of liquid aluminum-silicon alloys. American Foundrymen's Society.
- [18] ASM, "*Introduction to aluminum-silicon casting alloys*", Capítulo 1, USA, 2004, 1-4.
- [19] Irizalp, S.G., Saklakoglu, N. (2014). *Effect of Fe-rich intermetallics on the microstructure and mechanical properties of thixoformed A380 aluminum alloy*. Engineering Science and Technology, 17, 58-62.

[20] Birol, Y. (2009). *Forming of AlSi8Cu3Fe alloy in the semi-solid state*. Journal of Alloys and Compounds, 470, 183-187.

[21] Rodriguez, G., Salas, A.E., Guzman, S. *Microstructure prediction in aluminum die casting for automotive components*. Materials Research Congress, August 2015. Mexico.

[22] ASM International. (2004). *Aluminum-silicon casting alloys: Atlas of microfractographs*. Capítulo: Introduction to aluminum-silicon casting alloys, USA, 90, 377, 532.

[23] Vončina, M., Močnik, N., Nagode, A., Stoić, A. y Bizjak, M. (2017). *Dependence of mechanical properties on Cu content in AlSi9Cu3 (Fe) alloy*. Tehnički vjesnik, 24, 229-231.

[24] Echavarría, A., Ortego, G.A. (2012). *Metalurgia básica de algunas aleaciones de aluminio extruida o laminadas*. Revista colombiana de materiales, 2.

[25] Rana, R., Rajesh, S. y Purohit, S.D. (2012). *Reviews on the Influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites*. International Journal of Scientific and Research Publications, 2, 250-353

[26] Yu, J. (2016). *Formation of intermetallic phases in Al-10Si-03Fe based alloys*, Thesis Master of Engineering. Universität Berlin, Alemania.

[27] Ramírez, M.A. (2011). *Respuesta del tratamiento térmico T6 de una aleación 319 con variantes en el contenido de cobre y magnesio*. Tesis de Maestría. Universidad Autónoma de Nuevo León.

- [28] Ferreira, T. (2016). *Desenvolvimento de camadas ricas no intermetálico  $\alpha$ -Alx(Fe,Mn,Cr)ySiz em ligas Al-Si por solidificação controlada*. Thesis Pós-Graduação. Universidad Tecnológica Federal do Paraná.
- [29] Hortalová, L., Tillová, E. y Chalupová, M. (2013). *The structure analysis of secondary (recycled) AlSi9Cu3 cast alloy with and without heat treatment*. Engineering Transactions, 61, 197-218.
- [30] Solaberrieta, L. (2016). *Influencia de los procesos de obtención de la aleación de aluminio-silicio AA380 en las propiedades mecánicas y el comportamiento frente a corrosión: High Pressure Die Casting (HPDC) frente a semi solid rheocasting (SSR)*. Universidad Pública de Navarra.
- [31] Instituto de Fundición TABIRA. (2012). *Aluminium High Pressure Die Casting Seminar*.
- [32] A. Irshad. (2012). *High pressure die casting defects and simulation process by computer added engineering (CAE)*. Ryerson University
- [33] Timelli, G., Fabrizi, A., Capuzzi, S., Bonollo, F., Ferraro, S. (2014). *The role of Cr additions and Fe-rich compounds on microstructural features and impact toughness of AlSi9Cu3(Fe) diecasting alloys*. Materials Science and Engineering, A603, 58–68.
- [34] Gao, L., Harada, Y., Kumai, S. (2015). *Microstructural characterization of aluminum alloys using Wekcs reagent, part 1: Applications*. Materials Characterization, 107, 426-433.
- [35] Suárez, B., Asensio, J., Vander, G. F. (2010). *Metalografía a color en aleaciones Al-Si comerciales. Optimización de las técnicas de caracterización microestructural mediante microscopía óptica de reflexión*. Revista de Metalurgia, 46, 469-476.

- [36] Lozano, J. A., Vootor, G. V. (2014). *“Tech-notes using microstructural analysis to solve practical problems, The Al-Si diagram”*, Buehler, (5).
- [37] Balandra, A., García, J. A, Atlatenco, E. C. (2012). *“Efectos del estroncio sobre la fase de aleaciones complejas A356 con adiciones de Cu, Mg, Ni coladas en moldes de arena”*. *Aluminia*, 34-37.
- [38] Timelli,G.,Fabrizi, A.(2014). *The Effects of microstructure heterogeneities and castingdefects on the mechanical properties of high-pressuredie-cast AlSi9Cu3(Fe) alloys*.The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 45a, 5486-5498.
- [39] Hengcheng, L., Yu, S., Guoxiong, S.(2002). *Correlation between mechanical properties and amount of dendritic  $\alpha$ -Al phase in as-cast near-eutectic Al–11.6% Si alloys modified with strontium*.*Materials Science and Engineering*,A335,62–66.
- [40] López, E., Flores, I., Vázquez, O., Vergara,H.J., Campillo, B. (2015).*Ablandamiento de la zona de la soldadura de un acero microaleado experimental*. *Memorias del XXI congreso internacional anual de la SOMIM*.
- [41] Toten, E. 2003, *Handbook of aluminum*. 2, 85-89.
- [42] Chen, C.L.,Richter, A.,Thomson, R.C. (2014). *“Mechanicalpropertiesofintermetallicphases in multi-component Al–Si alloys using nanoindentation”*
- [43] Culliton,D.,Betts,T.,Kennedy, D. (2013).*“Impact of intermetallic precipitates on the tribological and/or corrosion performance of cast aluminum alloys: a short review”*.*International Journal of Cast Metals Research*, 26(2), 65.

[44]Chen,C.L.,West, G.,Thomson, R.C.(2006). “*Characterization of intermetallic phases in multicomponent Al-Si casting alloys for engineering applications*”,Materials Science Forum, 359-364.