



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

ESTUDIO DEL EFECTO DEL HIERRO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO-SILICIO (A356)

TRABAJO DE TITULACIÓN PREVIO A LA OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE INGENIERO MECÁNICO

PANCHO RAMÍREZ WILLIAM ANTONIO

william.pancho@epn.edu.ec

DIRECTOR: Ing. SOTOMAYOR GÁLVEZ OSCAR EFRAÍN, M.Sc.

oscar.sotomayor@epn.edu.ec

Quito, Enero 2018

CERTIFICACIÓN

Certifico que el presente trabajo fue desarrollado por **William Antonio Pancho Ramírez**, bajo mi supervisión.

Ing. Oscar Sotomayor, M.Sc.

DIRECTOR DE PROYECTO

DECLARACIÓN

Yo, **William Antonio Pancho Ramírez**, declaro bajo juramento que el trabajo aquí descrito es de mi autoría; que no ha sido previamente presentado para ningún grado o calificación profesional; y, que he consultado las referencias bibliográficas que se incluyen en este documento.

A través de la presente declaración cedo mis derechos de propiedad intelectual correspondiente a este trabajo, a la Escuela Politécnica Nacional, según lo establecido por la Ley de Propiedad Intelectual, por su Reglamento y por la normativa institucional vigente.

William Antonio Pancho Ramírez

DEDICATORIA

Este trabajo está dedicado a mi familia, por todo su apoyo, cariño y enseñanzas, que forjaron la persona que soy.

AGRADECIMIENTO

A mis Padres, William Pancho y Enma Ramírez por darme todo su cariño y ayuda para formar la persona que soy, no estaría aquí si no fuera por ustedes. A mis hermanos, Paolo Pancho y Andreina Pancho por guiarme, cuidarme y quererme tanto. A mis amigos por hacer de mi vida en la universidad una experiencia única y divertida. A mi director de tesis el Ing. Oscar Sotomayor por el apoyo, paciencia y guía durante este proceso.

Un agradecimiento especial para mi gran amigo Diego Carrera por el apoyo incondicional durante este trabajo, por la ayuda en el desarrollo de esta tesis, en el proceso de fundición, maquinado y tareas varias. La ayuda brindada fue esencial para la consecución de este trabajo. Muchas gracias amigo. Agradecimientos adicionales a Santiago Camacho, Víctor Alulema, Marco Páez, Alex Ramos y demás amigos por brindarme su ayuda cuando la necesité al elaborar este trabajo.

A los encargados de los laboratorios de la facultad de Ingeniería Mecánica y el DEMEX por el apoyo brindado. A Don Fabián, por la ayuda en el Laboratorio de Fundición. A Don Miguel y su equipo, encargados del Laboratorio de Máquinas y Herramientas, agradezco la paciencia y apoyo en el proceso de maquinado de las muestras para los diferentes ensayos. Al Ing. Carlos Díaz por brindar las facilidades del Laboratorio de Metalografía para este proyecto y a Don Rene por su ayuda en la elaboración de las muestras para análisis metalográfico. A la Ing. Alicia Guevara, Evelyn Criollo y Kléber Collantes por prestar las facilidades del DEMEX. Un agradecimiento especial a las personas encargadas al Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones por su gran acogida, por siempre estar disponibles y de buen humor para realizar los diferentes ensayos.

Por último expreso mis agradecimientos a los Ing. Gustavo Barona por las recomendaciones y consejos, al Ing. Jaime Chávez y a su empresa Fundirecliclar S.A. por la elaboración de los moldes de arena. A Franz Zhang y a su empresa, Shanghai Ruizheng Chemical Technology Co., Ltd. por brindarme su ayuda en la adquisición de la aleación maestra Al-10%Fe y considerar mi posición de estudiante. Gracias por incentivar la investigación.

Índice de contenido

Certificación.....	i
Declaración.....	ii
Dedicatoria	iii
Agradecimiento.....	iv
Índice de figuras	viii
Índice de tablas.....	xii
Resumen	xv
Abstract	xvi
Introducción	1
Pregunta de Investigación	2
Objetivo general.....	2
Objetivos específicos.....	2
1. MARCO TEÓRICO.....	3
1.1. Aleaciones de aluminio.....	3
1.1.1. Aleaciones de aluminio para forja	3
1.1.2. Aleaciones de aluminio para fundición	5
1.1.3. Sistema de designación de temple.....	6
1.1.4. Aleaciones de aluminio-silicio	7
1.1.4.1. Diagrama de fase de Al-Si	7
1.1.4.2. Microestructura del sistema Al-Si	8
1.2. Aleación liviana de aluminio A 356	12
1.2.1. Composición de la aleación A 356	13
1.2.2. Propiedades de la aleación A 356.....	13
1.3. Diagramas de fase Al-Fe y Al-Fe-Si.....	14
1.3.1. Diagrama de Al-Fe	14
1.3.2. Diagrama Al-Fe-Si.....	16
1.4. Fases intermetálicas de hierro.....	17
1.5. La fase β en las aleaciones Al-Si.....	20
1.5.1. Parámetros y condiciones de formación de la fase β	22
1.5.2. Nucleación y crecimiento de los intermetálicos β	23
1.5.3. Influencia de la fase β en la porosidad.....	27
1.5.4. Influencia de la fase β en las propiedades mecánicas	28
1.5.5. Influencia de la fase β en la fluidez y colabilidad.....	31
1.5.6. Influencia de la fase β en la resistencia a la fatiga	32
1.5.7. Neutralización de la fase β	33
1.5.7.1. Velocidad de enfriamiento.....	34

1.5.7.2. Temperatura de sobrecalentamiento.....	34
1.5.7.3. Elementos Neutralizantes	34
2. METODOLOGÍA.....	36
2.1. Proceso de fundición	36
2.1.1. Obtención de materias primas	36
2.1.1.1. Elaboración de la aleación A 356	36
2.1.1.2. Obtención de la aleación A 356 a partir de chatarra y piezas metálicas	37
2.1.1.3. Contaminante de hierro.....	38
2.1.2. Materiales, equipos y proceso de fundición.....	38
2.2. Ensayo de tracción	48
2.2.1. Obtención de probetas de tracción.....	48
2.3. Ensayo de dureza.....	50
2.3.1. Dureza superficial Rockwell	50
2.3.2. Macro dureza Brinell	52
2.3.3. Microdureza Vickers.....	53
2.4. Análisis de composición química	55
2.4.1. Espectrometría por chispa	55
2.5. Análisis Metalográfico.....	57
2.5.1. Preparación de las muestras.....	57
2.5.2. Preparación de la superficie.....	57
2.5.3. Ataque químico	60
2.5.4. Análisis de la microestructura	60
2.5.4.1. Identificación de la fase β	60
2.5.4.2. Longitud promedio de las plaquetas β	62
2.5.4.3. Medición de la distancia entre brazos dendríticos secundarios (SDAS)	63
3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	66
3.1. Resultados	66
3.1.1. Resultados de espectrometría por chispa	67
3.1.2. Resultados del ensayo de tracción.....	69
3.1.3. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell	70
3.1.4. Resultados del ensayo de dureza Brinell	71
3.1.5. Resultados del ensayo de microdureza Vickers	72
3.1.6. Microestructura	74
3.1.7. Difracción de rayos X.....	78
3.1.8. Composición puntual (Microscopía Electrónica de Barrido).....	78
3.1.9. Longitud promedio de plaquetas β	79
3.1.10. Distancia entre dendritas secundarias (SDAS).....	81

3.1.11. Velocidad de enfriamiento.....	83
3.2. Discusión.....	83
3.2.1. Identificación de fases.....	83
3.2.2. Análisis de la microestructura	84
3.2.3. Dureza, dureza superficial y microdureza	86
3.2.4. Resistencia última a la tracción y ductilidad	87
4. CONCLUSIONES.....	90
4.1. Conclusiones.....	90
4.2. Recomendaciones.....	91
4.3. Trabajos futuros.....	92
Referencias Bibliográficas	93
Anexos.....	100
Anexo I. Estudio del contenido de hierro en fundidoras de Quito.....	100
Anexo II. Composición química de las probetas de A 356 y de la de la chatarra de automóvil.....	103
Anexo III. Especificaciones del refinador de grano, y aleación Maestra	106
Anexo IV. Resumen del procedimiento del ensayo de tracción.....	108
Anexo V. Resumen del procedimiento para el ensayo de dureza Rockwell superficial.....	109
Anexo VI. Resumen del procedimiento para el ensayo de dureza Brinell.....	110
Anexo VII. Resumen del procedimiento para el ensayo de microdureza Vickers	112
Anexo VIII. Resumen del proceso para la realización del ensayo de espectrometría por chispa.....	113
Anexo IX. Composición química de probetas de aleación A 356 con adición de hierro.....	115
Anexo X. Resultados de los ensayos de tracción.....	117
Anexo XI. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell.....	119
Anexo XII. Resultados del ensayo de dureza Brinell.....	120
Anexo XIII. Mediciones de microdureza Vickers	121
Anexo XIV. Difracción de rayos X	125
Anexo XV. Composición puntual mediante microscopía electrónica de barrido	126
Anexo XVI. Longitud promedio de plaquetas β	130
Anexo XVII. Medición de la distancia entre dendritas secundarias (SDAS).....	135
Anexo XVIII. Informes de los diferentes ensayos.....	137

Índice de figuras

Figura 1.1. Diagrama de fase del sistema binario Al-Si.....	8
Figura 1.2. (a) Estructura cristalina del aluminio (FCC), (b) estructura cristalina del silicio (diamante cúbica).	9
Figura 1.3. Aleaciones Al-Si hipoeutécticas, (a) silicio eutéctico nodular modificado a 150X, (b) silicio eutéctico acicular.	10
Figura 1.4. Silicio primario en aleaciones hipoeutécticas Al-10 % Si, (a) silicio primario en 2D, (b) silicio primario en 3D.	11
Figura 1.5. Silicio primario formado por vibración ultrasónica.	11
Figura 1.6. Microestructura de aleación eutéctica de Al-Si a 400X.....	12
Figura 1.7. Micrografía de aleaciones hipereutécticas de Al-Si, (a) forma de estrella, (b) forma poligonal.	12
Figura 1.8. Diagrama binario Al-Fe por Kattner and Burton.....	15
Figura 1.9. Sección de un diagrama triangular de Al-Fe-Si.	16
Figura 1.10. Sección vertical de un diagrama Al-Si-Fe para un contenido de 0,8%Si.	17
Figura 1.11. Principales fases intermetálicas en las aleaciones Al-Si-Mg, (a) fase β , (b) fase α , (c) formación de la fase π a partir de la fase β , (d) fase π	18
Figura 1.12. Fase β . (a) Intermetálicos β (C), matriz de aluminio(A) y silicio acicular (B) en una aleación Al-11,6Si-0,37Mg, (b) fase β en aleación A 413 con % 1,1 Fe, (c) fase β de aleación 356 atacada con hidróxido de sodio, (d) fase β en aleaciones hipoeutécticas.....	20
Figura 1.13. Reconstrucción 3D de un grupo de plaquetas β -Al ₅ FeSi mostrada en tres orientaciones.	21
Figura 1.14. Volumen de muestra completamente reconstruido donde aparecen 4 plaquetas β -Al ₅ FeSi (A, B, C y D).....	21
Figura 1.15. Plaquetas β primarias y formadas durante la reacción eutéctica.....	22
Figura 1.16. Formación de intermetálicos de hierro, (a) nucleación de fase β a partir de MgAl ₂ O ₄ , (b y c) plaqueta β que contiene un defecto de grieta.	24
Figura 1.17. Puntos de nucleación de intermetálicos durante la solidificación.....	26
Figura 1.18. Porosidad por contracción generada en las cercanías de la fase intermetálica β	28
Figura 1.19. Micro-grieta iniciada a partir de una plaqueta β en una aleación A 356-T6 (A= plaqueta β , B= micro-grieta, C= matriz de aluminio).....	33
Figura 2.1. Aleación maestra Al-10%Fe (2 kg).....	38
Figura 2.2. Defectos superficiales en probetas maquinadas, (A) defecto en el cuerpo de la probeta y (B) defecto en la rosca.	40

Figura 2.3. Probetas obtenidas al aumentar la temperatura de calentamiento del molde metálico.	40
Figura 2.4. Defectos internos en la rosca inferior de las probetas ensayadas por tracción.	41
Figura 2.5. Molde de arena fabricado por la empresa FUNDIRECICLAR S.A.	41
Figura 2.6 Corte y limpieza de aros de aleación A 356.	42
Figura 2.7. Carga de material para el molde de arena.	42
Figura 2.8. Eliminación de humedad y calentamiento del horno y crisol.	43
Figura 2.9. Elementos adicionados a la colada fundida, (a) desgasificante marca APARTAGAS, (b) fundente marca ALU FUNDEX, (c) refinador de grano AL-5Ti-B.	43
Figura 2.10. Aleación maestra Al-10%Fe.	43
Figura 2.11. Horno en funcionamiento con la carga de material.	44
Figura 2.12. Proceso de adición de la aleación maestra de Al-Fe, (a) control de temperatura, (b) adición y mezcla del contaminante de hierro.	44
Figura 2.13. Adición de refinador de grano a 750°C con ayuda de una cuchara de hierro.	45
Figura 2.14. Uso de fundente en el metal líquido.	45
Figura 2.15. Adición de desgasificante (APARTAGAS) por inmersión con ayuda de una campana de hierro.	46
Figura 2.16. Insuflación de argón por medio de campana.	46
Figura 2.17. Colado del metal fundido en el molde de arena.	47
Figura 2.18. Esquema y producto final del proceso de fundición en molde de arena.	47
Figura 2.19. Producto obtenido de la fundición en molde de arena (las líneas rojas indica los cortes realizados).	48
Figura 2.20. Probeta normalizada para tracción.	49
Figura 2.21. Esquema de la muestra para ensayo de dureza, muestra final después del proceso de maquina en torno.	51
Figura 2.22. Ensayo de dureza, (a) medidor de dureza Rockwell, (b) muestra después del ensayo de dureza.	51
Figura 2.23. Medición de dureza Brinell (resultado de la indentación en las muestras).	52
Figura 2.24. Medición del diámetro de indentaciones (micras) en el microscopio para una probeta sin adición de hierro.	53
Figura 2.25. Esquema del principio de medición de dureza en Vickers.	54
Figura 2.26. Probeta para medición de dureza Vickers (superficie ensayada pulida).	54
Figura 2.27. Medición de dureza Vickers, (a) imagen a analizada en el software Kameram, (b) equipo utilizado para la medición de dureza Vickers.	55

Figura 2.28. Espectrómetro de chispa BRUKER modelo Q2 ION.	56
Figura 2.29. Dimensiones de la muestra para ensayo metalográfico.	57
Figura 2.30. Máquina para la preparación superficial de muestras para análisis metalográfico.	58
Figura 2.31. Desbastado rotatorio de muestras de aleación de aluminio.	58
Figura 2.32. Muestras después del desbaste fino.	59
Figura 2.33. Proceso de pulido de las muestras, utilizando lubricantes y abrasivos disueltos.	59
Figura 2.34. Imagen a 500X de A 356 con 8% de hierro (a la izquierda el microscopio metalográfico utilizado).	61
Figura 2.35. Análisis de composición química puntual en el microscopio electrónico de barrido de una aguja o plaqueta en una muestra de aleación A 356 con alto contenido de hierro.	61
Figura 2.36. Esquema de la muestra elaborada para el análisis por difracción de rayos X (dimensiones en mm).	62
Figura 2.37. Difractómetro de Rayos X D8 ADVANCE marca BRUKER.	62
Figura 2.38. Medición de la longitud de plaquetas β en una muestra con un contenido de hierro aproximado de 1%.	63
Figura 2.39. Grupo de dendritas secundarias en una aleación de Al-Si.	64
Figura 2.40. Grupo de dendritas secundarias en la aleación base A356 (se halla marcada la longitud entre dendritas).	64
Figura 3.1. Resultados del ensayo de tracción. (a) Relación entre la resistencia última a la tracción (UTS) y el contenido en peso de hierro. (b) Relación entre la elongación a la fractura y el contenido en peso de hierro. (c) Índice de calidad (Quality Index) en función del contenido en peso de hierro %Fe.	70
Figura 3.2. Dureza superficial en escala Rockwell (30-T) en función del contenido en peso de hierro (wt. %Fe).	71
Figura 3.3. Dureza en escala Brinell en función del contenido en peso de hierro (wt. %Fe).	72
Figura 3.4. Diagrama de barras de la microdureza en escala Vickers de las diferentes zonas analizadas.	74
Figura 3.5. Fases presentes en una aleación Al-Si-Mg, (a) micrografía de referencia del trabajo de L.Liu. (b) micrografía de una muestra con 0,8%Fe.	75
Figura 3.6. Imagen de la microscopía electrónica de barrido de una sección de aleación A 356 con 1% de hierro y elementos presentes en una plaqueta β	77
Figura 3.7. Análisis de composición puntual en 5 plaquetas β de dos muestras de aleación A 356 con adición de hierro del 1 %.	79

Figura 3.8. Relación entre la longitud promedio de las plaquetas β y el contenido de hierro expresado en un diagrama de barras.	80
Figura 3.9. Plaquetas β en muestra con 1% de Fe, las plaquetas marcadas con A son aquellas formadas antes de la reacción eutéctica (las más largas y gruesas), las del grupo (B) son aquellas formadas después o durante la reacción eutéctica (cortas y delgadas).....	85
Figura 3.10. Porosidad por contracción formada entre o en las cercanías de plaquetas β	88
Figura 3.11. Probetas ensayadas a tracción que presentan una fractura frágil, (a) probetas con contenidos de hierro de 0,5; 0,8 y 1 %, (b) probeta sin adición de hierro.	89
Figura 4.1. Contenido en peso medido y crítico de hierro para muestras de aleaciones de Al-Si de 7 fundidoras.....	101
Figura 4.2. Identificación de fases por difracción de rayos x (programa Diffrac Plus).	125

Índice de tablas

Tabla 1.1. Características y rangos de resistencia de las aleaciones de aluminio forjado.	4
Tabla 1.2. Rangos de resistencia de algunas Aleaciones de aluminio de fundición.	6
Tabla 1.3. Sistema de designación de temple.....	6
Tabla 1.4. Parámetros generales de la red cristalina de Al y Si.	10
Tabla 1.5. Límites de composición química de la aleación A 356.....	13
Tabla 1.6. Propiedades físicas y térmicas de la aleación A 356.....	14
Tabla 1.7. Propiedades mecánicas de la aleación A 356 y 356.	14
Tabla 1.8. Estructura de las fases del diagrama binario Al-Fe.	15
Tabla 1.9. Principales fases intermetálicas del hierro en Aleaciones de aluminio.	19
Tabla 1.10 .Estructura y composición experimental de las principales fases intermetálicas en la aleación A 356 (% en peso).....	19
Tabla 2.1. Aros de automóvil de aleación A 356.	37
Tabla 2.2. Materiales y equipos para el proceso de fundición.	39
Tabla 2.3. Dimensiones de la probeta para tracción.	49
Tabla 3.1. Probetas elaboradas para el estudio del efecto del hierro en la aleación A 356.	66
Tabla 3.2. Denominación de las probetas para los ensayos de propiedades mecánicas y análisis metalográfico.....	67
Tabla 3.3. Composición en peso de hierro de las probetas fundidas en molde de arena.	68
Tabla 3.4. Resultados de tracción para diferentes composiciones en hierro (A 356)...	69
Tabla 3.5. Resultados del ensayo de dureza superficial en escala Rockwell 30 T.	71
Tabla 3.6. Resultados del ensayo de dureza Brinell.....	72
Tabla 3.7. Microindentación Vickers para diferentes zonas de una muestra de A 356 con alto contenido de hierro.	73
Tabla 3.8. Micrografías a 100 y 500 X de muestras de aleación A 356 con diferentes porcentajes de hierro.	75
Tabla 3.9. Fases presentes en muestra de aleación A 356 con y sin adición de hierro.	77
Tabla 3.10. Fases presentes en muestra de aleación A356 con 1% de Fe (muestra analizada con Difracción de Rayos X).	78
Tabla 3.11. Composición en porcentaje en peso de una plaqueta β (Microscopía electrónica de barrido).	79

Tabla 3.12. Longitud promedio de plaquetas beta en muestras de A 356 con alto contenido de hierro.	80
Tabla 3.13. Medición de plaquetas beta en muestras con alto contenido de hierro.	81
Tabla 3.14. Dendritas secundarias en muestra de A 356.	82
Tabla 3.15. Distancia promedio entre dendritas secundarias (SDAS).	83
Tabla 4.1 Contenido crítico de hierro para las muestras recolectadas.	100
Tabla 4.2. Composición química de muestras de aleación Al-Si de empresas fundidoras de Quito.	102
Tabla 4.3. Composición química expresada en porcentaje en peso de las pruebas para elaboración de la aleación A 356.	103
Tabla 4.4. Composición química de diversos elementos de automóvil (composición en peso).	104
Tabla 4.5. Composición química de aros de automóvil (composición en peso).	104
Tabla 4.6. Composición química de aros de automóvil (composición en peso).	105
Tabla 4.7. Composición química del refinador de grano Al-5Ti-B.	107
Tabla 4.8. Procedimiento para el ensayo de tracción.	108
Tabla 4.9. Procedimiento para el ensayo de dureza Rockwell superficial.	109
Tabla 4.10. Procedimiento para el ensayo de dureza Brinell.	110
Tabla 4.11. Procedimiento para el ensayo de dureza Vickers.	112
Tabla 4.12. Procedimiento para el ensayo de espectrometría por chispa.	113
Tabla 4.13. Composición química de las muestras de aleación A 356 con adición de hierro.	115
Tabla 4.14. Composición química de las muestras de aleación A 356 con adición de hierro.	115
Tabla 4.15. Resultados de tracción para probetas del grupo B (ensayos para la elaboración de la aleación A 356).	117
Tabla 4.16. Resultados del ensayo de tracción para las probetas del grupo C (Molde metálico).	117
Tabla 4.17. Resultados de tracción de las probetas del grupo D (molde de arena, probetas definitivas).	118
Tabla 4.18. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell 30T.	119
Tabla 4.19. Resultados del ensayo de dureza Brinell.	120
Tabla 4.20. Microindentación Vickers (matriz de aluminio).	121
Tabla 4.21. Valores de Dureza Vickers para indentaciones en la matriz de aluminio.	121
Tabla 4.22. Microindentación Vickers (matriz de aluminio y silicio acicular).	122
Tabla 4.23. Valores de dureza Vickers (matriz de aluminio y silicio acicular).	122

Tabla 4.24. Microindentación Vickers (matriz de aluminio y fase β).....	123
Tabla 4.25. Valores de dureza Vickers (matriz de aluminio y fase β).....	123
Tabla 4.26. Microindentación y dureza Vickers (fase β).....	124
Tabla 4.27. Longitud de plaquetas β en una muestra de A356 con 0,45% en peso de hierro.	130
Tabla 4.28. Longitud de plaquetas β para muestra Feb1 (0,78%Fe).....	131
Tabla 4.29. Longitud de plaquetas β para una muestra Feb3 (0,79%Fe).....	132
Tabla 4.30. Longitud de plaquetas β para una muestra Fec2 (1 %Fe).....	133
Tabla 4.31. Distancia promedio interdendrítica secundaria para una muestra de A 356.	135

RESUMEN

El presente trabajo tiene como objetivo principal el análisis del efecto del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 356. Para el proceso de fundición se utilizó desgasificación con gases nobles, desgasificación química, fundente y refinamiento de grano. La adición del contaminante de hierro se realizó a partir de una aleación maestra Al-10%Fe. Se elaboraron muestras para 4 composiciones en peso de hierro diferentes (0,44; 0,8; 1 y 1,2%). Las muestras fueron sometidas a ensayos de tracción y dureza, encontrándose un ligero decremento de la resistencia última a la tracción con el aumento del contenido de hierro. El efecto más notable fue la reducción de la elongación a la fractura (ductilidad) y el aumento de dureza. Además, se realizó un estudio de la microestructura de las muestras, donde se identificó por difracción de rayos X la formación de la fase intermetálica β de estequiometría Al_5FeSi de morfología de plaquetas y estructura monoclinica. Se determinó la longitud promedio de las plaquetas de fase β , encontrándose una relación directa de su valor con el contenido de hierro. Se estimó la tasa de enfriamiento, la cual resultó ser baja, típico de una fundición en molde de arena.

Palabras clave: fase β , dureza, ductilidad, hierro, resistencia a la tracción, microestructura.

ABSTRACT

The main objective of the present work is the analysis of the effect of iron on the mechanical properties of alloy A 356. For the melting process degassing with noble gases, chemical degassing, flux and grain refinement were used. The addition of the iron was performed from an Al-10% Fe master alloy. Samples were prepared for 4 different compositions by weight percentage of iron (0,44; 0,8; 1 and 1,2%). The samples were subjected to tensile and hardness tests, finding a slight decrease of the ultimate tensile strength with the increase of iron content. The main effect was the reduction of elongation to the fracture (ductility) and the increase in hardness. Additionally, a study of the microstructure of the samples was carried out, where the formation of the β intermetallic phase of stoichiometry Al_5FeSi and monoclinic structure and platelet morphology was identified by X-ray diffraction. Finally, the average length of the β -phase platelets was determined, finding a direct relation of their value with the iron content and the cooling rate was estimated, which turned out to be low, typical of a sand mold foundry.

Keywords: β phase, hardness, ductility, iron, tensile strength, microstructure.

ESTUDIO DEL EFECTO DEL HIERRO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO-SILICIO (A356)

INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de aluminio representan en la actualidad un material versátil, económico y de buenas características para aplicaciones ingenieriles e industriales [1]. El hierro es una de las impurezas más comunes en las aleaciones de aluminio, introduciéndose durante la manufactura del aluminio primario en porcentajes en peso de 0,03% a 0,15%. En aleaciones secundarias (recicladas) este porcentaje puede alcanzar fácilmente valores de 1,5% de hierro. La contaminación se produce debido a que el aluminio líquido puede disolver el hierro presente en herramientas y equipos de fundición sin protección (crisoles de hierro, campanas de desgasificación, cucharas de escoria). Además, la adición de elementos aleantes como silicio o chatarra (comúnmente los pistones poseen esqueletos de hierro) incrementan el contenido de hierro en la aleación de manera considerable [2].

El hierro puede precipitar durante la solidificación en una fase intermetálica conocida como fase β de estequiometría Al_5FeSi y morfología de agujas o plaquetas. Esta fase por su naturaleza frágil y dura puede ser perjudicial para las propiedades mecánicas de la aleación (ductilidad, dureza y resistencia a la tracción), afectando la vida útil y funcionalidad de los elementos fabricados [3]. En Ecuador y otros países, la obtención de aluminio y sus aleaciones se da únicamente por reciclaje, lo cual representa una de las principales fuentes de contaminación de hierro. Para el presente trabajo se recolectaron muestras de 7 empresas fundidoras de Quito, para evaluar el contenido promedio de hierro presente en la composición química. Los valores del contenido en peso de hierro (%Fe) se pueden relacionar con el contenido crítico de hierro (Ecuación 1.3.) propuesto por A. Taylor [2], este valor sugiere que, para composiciones por encima de este límite, se espera un efecto perjudicial en las propiedades de la aleación (sección 1.5.1.). Los resultados del estudio se pueden revisar en el Anexo I.

El contenido promedio en peso de hierro de las muestras recolectadas alcanza un valor de ~1,3 %. Además, para cada muestra, el contenido de hierro medido supera su valor crítico (Anexo I). Con este estudio se evidencia que la contaminación con hierro en las aleaciones de aluminio fundidas es muy común, debido a que, este elemento se introduce en los procesos típicos empleados en la fundición de metales, de ahí la

importancia de su estudio. En la actualidad, se han realizado diversos estudios relacionados con la influencia del hierro en las aleaciones de aluminio. Sin embargo, cada uno se plantea a determinadas condiciones. Por ende, la realización de estudios similares permitirá tener un mejor conocimiento de cómo el contenido de hierro influye en las principales propiedades de las aleaciones de Al-Si (resistencia última a la tracción, ductilidad y dureza). Esto representa un punto de interés para las empresas fundidoras, y especialmente para el sector local que se encuentra en una fase de desarrollo. Además, en la Facultad de Ingeniería Mecánica de la Escuela Politécnica Nacional, se ha incursionado en el estudio y obtención de aleaciones de aluminio (en recientes trabajos se elaboró aleación A 356), con lo cual se planea incentivar el desarrollo de esta área en el país. Con esto se remarca la importancia de estudios complementarios a esta línea de investigación.

Pregunta de Investigación

¿Cómo afecta el contenido de hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 356?

Objetivo general

Estudiar el efecto del hierro en las propiedades mecánicas de una aleación de aluminio-silicio (A356).

Objetivos específicos

- Establecer el grado de afectación del hierro en la ductilidad (porcentaje de elongación), dureza, resistencia a la tracción de la aleación liviana A 356.
- Analizar los cambios de la microestructura por la adición de hierro, identificando la formación de la fase intermetálica β (Al₅FeSi).
- Establecer una relación entre la composición química, microestructura y los resultados obtenidos en los ensayos normalizados de tracción y dureza.

1. MARCO TEÓRICO

1.1. Aleaciones de aluminio

El aluminio y sus aleaciones se han consolidado como uno de los más versátiles, económicos y atractivos materiales metálicos, para un gran número de aplicaciones industriales e ingenieriles (las aleaciones de aluminio ocupan el segundo lugar como materiales estructurales, superadas únicamente por el acero [1]). Poseen propiedades como: resistencia a la corrosión, alta relación resistencia-peso, alta conductividad eléctrica y térmica, facilidad de fabricación, disponibilidad y baja densidad principalmente, pesando alrededor de 0.1 libras, siendo casi un tercio del peso del hierro (0,28 libras) y cobre (0,32 libras) [4]. Las aleaciones de aluminio se pueden dividir en dos grandes grupos por su proceso de fabricación:

- Aleaciones de aluminio para forja o conformado (Wrought alloys)
- Aleaciones de aluminio para fundición (Casting Alloys)

1.1.1. Aleaciones de aluminio para forja

Las aleaciones de forja son producidas a partir de lingotes, que posteriormente son sometidos a un proceso de conformado mecánico. En promedio general, entre el 70 y 80 % del aluminio se utiliza para productos forjados como: láminas roladas, placas, tubos, barras y alambres [5]. Se designan según el sistema de la Asociación de Aluminio (Aluminum Association).

- El primer dígito representa el componente principal de la aleación.
- El segundo dígito representa la variación con respecto a la composición inicial (El valor de 0 indica que no hay variación. El valor de 1 indica la primera variación y así sucesivamente para posteriores valores).
- El tercer y cuarto dígito no tienen un significado específico pero son único [6].

La clasificación según la Asociación de Aluminio es la siguiente:

- 1xxx Aluminio Puro (99% o más)
- 2xxx Aleaciones de Al-Cu
- 3xxx Aleaciones de Al-Mn
- 4xxx Aleaciones de Al-Si
- 5xxx Aleaciones de Al-Mg

- 6xxx Aleaciones de Al-Mg-Si
- 7xxx Aleaciones de Al-Zn
- 8xxx Aleaciones de Al-Otros elementos (Fe-Sn)
- 9xxx No asignada [6].

Las aleaciones de forja pueden ser:

- Tratadas térmicamente como las series: 2xxx, 4xxx, 6xxx y 7xxx, que pueden ser endurecidas por precipitación.
- No tratadas térmicamente como las series: 1xxx, 3xxx, 5xxx, no pueden ser endurecidas por precipitación, solo por trabajo en frío [1].

En la Tabla 1.1. se presentan las principales características de cada una de las series de las aleaciones de forja.

Tabla 1.1. Características y rangos de resistencia de las aleaciones de aluminio forjado.

Asociación de Aluminio (Series)	Tipo de aleación composición	Método de endurecimiento	Rangos de resistencia a la tracción	
			MPa	ksi
1xxx	Al	Trabajo en frío	70-175	10-25
2xxx	Al-Cu-Mg (1-1,25% Cu)	Trat. Térmico	170-310	25-45
2xxx	Al-Cu-Mg-Si (3-6 % Cu)	Trat. Térmico	380-520	55-75
3xxx	Al-Mn-Mg	Trabajo en frío	140-280	20-40
4xxx	Al-Si	Trabajo en frío (Algunas con Trat. Térmico)	105-350	15-50
5xxx	Al-Mg (1-2,5% Mg)	Trabajo en frío	140-280	20-40
5xxx	Al-Mg-Mg (3-6% Mg)	Trabajo en frío	280-380	40-55
6xxx	Al-Mg-Si	Trat. Térmico	150-380	22-55
7xxx	Al-Zn-Mg	Trat. Térmico	380-520	55-75
7xxx	Al-Zn-Mg-Cu	Trat. Térmico	520-620	75-90
8xxx	Al-Li-Cu-Mg	Trat. Térmico	280-560	40-80

(Fuente: [1])

1.1.2. Aleaciones de aluminio para fundición

Las aleaciones de fundición son materiales utilizados para la producción de piezas fundidas, de acuerdo a diferentes estimaciones, se sabe que alrededor del 20 al 30% de todos los productos de aluminio son fabricados por este método [7]. En la Tabla 1.2. se presentan algunas aleaciones de fundición con sus respectivas propiedades. El sistema de designación de estas aleaciones es el siguiente:

- El primer dígito representa el principal componente de la aleación.
- El segundo y tercer dígito representan la designación de las aleación (el número no tiene significado pero es único).
- El cuarto dígito indica la forma del producto, 0 para fundición, 1 y 2 para lingote, el 2 indica una composición más estricta de la aleación [6][8].
- Pequeñas variaciones de la composición de una aleación se representan con las letras A, B, C, por ejemplo, la aleación 356.0, posee una primera variación; la A 356.0, una segunda variación la B356.0. Estas variaciones a menudo representan rangos más estrictos de ciertas impurezas como el hierro [8].

Las aleaciones para fundición según la Asociación de Aluminio tienen la siguiente clasificación:

- 1xx.x Aluminio Puro (99% o más)
- 2xx.x Aleaciones de Al-Cu
- 3xx.x Aleaciones de Al-Si más Cu y/o Mg
- 4xx.x Aleaciones de Al-Si
- 5xx.x Aleaciones de Al-Mg
- 7xx.x Aleaciones de Al-Zn
- 8xx.x Aleaciones de Al-Sn
- 9xxx Aleaciones de Al-Otros elementos (Fe-Sn)
- 6xx.x No asignada [6].

Tabla 1.2. Rangos de resistencia de algunas Aleaciones de aluminio de fundición.

Sistema de designación de aleaciones (AA)	Rangos de resistencia a la tracción	
	MPa	ksi
Aleaciones fundidas en arena tratadas térmicamente		
Al-Cu (201-206)	353-467	51-68
Al-Cu-Ni-Mg (242)	186-221	27-32
Al-Cu-Si (295)	110-221	27-32
Al-Si-Cu (319)	186-248	27-36
Al-Si-Cu-Mg (355; 5%Si; 1,25%Cu; 0,5% Mg)	159-269	23-39
Al-Si-Mg (356; 357)	159-345	23-50
Al-Si-Cu-Mg (390; 17%Si; 4,5% Cu; 0,6%Mg)	179-246	26-40
Al-Zn (712, 713)	241	35
Aleaciones fundidas en dado no tratables térmicamente		
Al-Si (413; 443; F temple)	228-296	33-43
Al-Mg (513; 515; 518; F temple)	276-310	40-45

(Fuente: [1])

1.1.3. Sistema de designación de temple

La designación de temple para aleaciones de forja y fundición de la Asociación de Aluminio consta de una letra mayúscula que indica el tratamiento al cual ha sido sometido el producto (el tratamiento puede ser mecánico, térmico o ambos), seguido de un número que describe información más específica del proceso [8]. En la Tabla 1.3. se resume el sistema de designación de temple de la Asociación de Aluminio.

Tabla 1.3. Sistema de designación de temple.

Sistema de designación (AA)	Especificación
F	Como sale de la fabrica
O	Materiales recocidos
T	Materiales sometidos a tratamiento térmico (uno de los más comunes es el T6)
H	Endurecidos por trabajo en frio

(Fuente: [6])

1.1.4. Aleaciones de aluminio-silicio

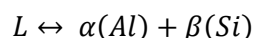
Las aleaciones de Al-Si representan más del 90% del total de partes producidas de aleaciones de aluminio por fundición. Gracias a su excelente capacidad de moldeo, fluidez, resistencia a la corrosión y costo relativamente bajo, han alcanzado un uso extendido en la industria automovilística (pistones, cajas de cambio, cabezotes, bloques de motor), desplazando a las fundiciones de hierro. En la industria espacial y aérea, se han consolidado como material primario de construcción [9][10]. Estas aleaciones contienen en general de 5,5 a 12 % de Si más otro elemento aleante como el magnesio, cobre, manganeso entre los principales [3].

La adición de silicio incrementa la dureza reduciendo la maquinabilidad, reduce el porcentaje de elongación, la expansión térmica e incrementa la resistencia última a la tracción (UTS) hasta la composición eutéctica, mientras que, por encima de esta composición, se nota un decremento de esta propiedad. Además, la baja densidad del silicio (2.34 g/cm^3) favorece al peso total de la aleación [11]. Dentro del sistemas de designación de la Asociación de Aluminio, estas aleaciones se encuentran principalmente en la serie 4xxx para el caso de aleaciones de forja y en el 3xx.x para aleaciones de fundición que son el objeto de estudio del presente trabajo.

1.1.4.1. Diagrama de fase de Al-Si

Los diagramas de fase son representaciones gráficas del estado físico de una o más sustancias bajo diferentes condiciones de presión y temperatura. Estos diagramas permiten conocer: las fases que se forman a determinadas condiciones, la temperatura de formación de las fases, la cantidad relativa de cada fase, la composición de cada fase y su solubilidad a diferentes temperaturas [12].

El sistema binario Al-Si es de naturaleza eutéctica simple, con dos soluciones sólidas de fase, el aluminio (FCC) y el silicio que posee una estructura diamante cúbica, donde la única reacción es la eutéctica (Ecuación 1.1.) [13].



Ecuación 1.1. Reacción eutéctica de un sistema binario de Al-Si.
(Fuente: [11])

En la Figura 1.1. se representa el diagrama de fase del sistema Al-Si, donde se pueden destacar los siguientes puntos:

- La temperatura eutéctica es de 577 °C para una composición de 12,2 % de silicio.
- La máxima solubilidad del silicio en el aluminio a la temperatura eutéctica es de 1,5% en peso [13].
- Según el porcentaje en peso de silicio las aleaciones pueden ser: hipoeutécticas (< 12% de Si), eutécticas (12-13 % Si) e hipereutécticas (14-25% Si) [11].
- Los valores antes descritos pueden variar ligeramente según la referencia, ya que este diagrama es sensible a la presencia de impurezas como fósforo (P), sodio (Na) y otros elementos de naturaleza alcalina [12].

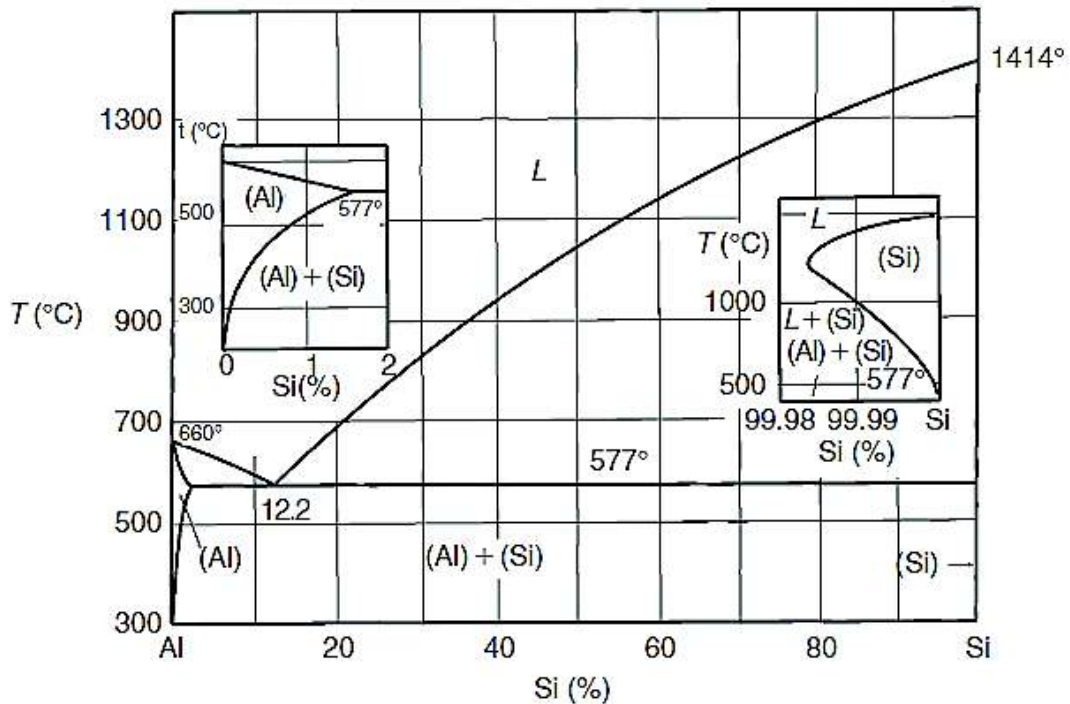


Figura 1.1. Diagrama de fase del sistema binario Al-Si.
(Fuente:[7])

1.1.4.2. Microestructura del sistema Al-Si

La solución sólida de aluminio (α -Al) representa la matriz de la aleación, que cristaliza en forma de dendritas durante el proceso de solidificación. La estructura cristalina corresponde a una FCC (cúbica centrada en cara) como se muestra en la Figura 1.2(a). La red cristalina posee las siguientes características: número de coordinación igual a 12 (cantidad de átomos vecinos a un átomo en particular), un factor de empaquetamiento atómico de 0,74 (uno de los más elevados), familia de planos de empaquetamiento compacto {111} y familia de direcciones de empaquetamiento compacto <110>. La

deformación de los metales tienen preferencia en los planos y direcciones de empaquetamiento compacto, ya que poseen una menor cantidad de energía en la superficie, lo cual reduce el esfuerzo necesario para causar una deformación plástica de la red cristalina (Ecuación 1.2.) [14]:

$$\sigma_{max} = \left(\frac{2E\Gamma_s}{\pi b} \right)^{\frac{1}{2}}$$

Ecuación 1.2. Esfuerzo máximo para causar deformación plástica.
(Fuente:[14])

Donde:

E: Módulo de elasticidad

Γ_s : Energía libre de la superficie

b: Diámetro atómico.

El silicio tiene una estructura diamante cúbica como se muestra en la Figura 1.2(b), con ocho átomos en su celda unitaria, un factor de empaquetamiento de 0,34; y una familia de planos de empaquetamiento compacto en {111} con baja energía de superficie, que puede ser planos de fractura [14]. Se resumen las características de los dos elementos del sistema eutéctico simple Al-Si en la Tabla 1.4.

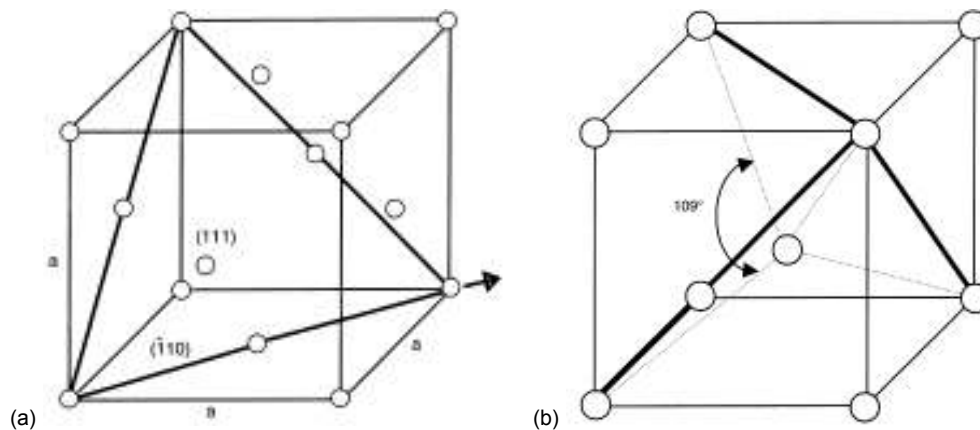


Figura 1.2. (a) Estructura cristalina del aluminio (FCC), (b) estructura cristalina del silicio (diamante cúbica).
(Fuente:[14])

Tabla 1.4. Parámetros generales de la red cristalina de Al y Si.

Elemento	Tipo de red	Dimensión de la celda unitaria (mm)	FEA	Número de Coordinación	Número de átomos
Al	A1 (FCC)	0,403	0,740	12	4
Si	A4 (D.C.)	0,543	0,340	4	8

(Fuente: [14])

Según el porcentaje en peso de silicio, las aleaciones pueden ser: hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas; que poseen una microestructura característica. Para el caso de aleaciones hipoeutécticas, la solidificación inicia con la formación de dendritas primarias ricas en aluminio, las mismas que aumentan mientras la temperatura disminuye y se aleja de la línea liquidus acercándose a la línea eutéctica, una vez que la temperatura desciende por debajo de la temperatura eutéctica se da la formación del aluminio eutéctico (dendritas de orientación idéntica al aluminio primario en aleaciones no modificadas [15]) y del silicio eutéctico, el cual tiene una forma de placas delgadas de características frágiles [16] como se observa en la Figura 1.3(b). Sin embargo, la forma del silicio eutéctico puede ser modificada a nodular (Figura 1.3.(a)) por agentes químicos (como el sodio y estroncio), sobrecalentamiento y altas tasas de enfriamiento, otorgando mejores características a la aleación [17,18].

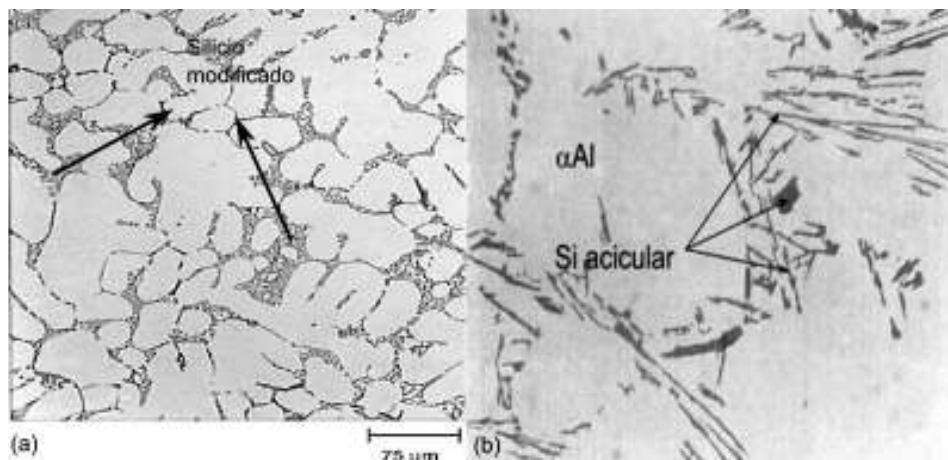


Figura 1.3. Aleaciones Al-Si hipoeutécticas, (a) silicio eutéctico nodular modificado a 150X, (b) silicio eutéctico acicular.

(Fuente: [14,19])

También se pueden formar cristales de silicio primario en las aleaciones hipoeutécticas de Al-Si. Estos cristales tienen una morfología predominante de octaedros regulares o irregulares como se observa en la Figura 1.4. La formación de estos cristales, depende en gran medida de la tasa de enfriamiento, reduciéndose su cantidad y tamaño a altas tasas de enfriamiento [20]. Además, experimentos con una aleación A 356 han

demostrado que el uso de vibración ultrasónica de alta intensidad durante el proceso de solidificación, permite la formación de silicio primario en aleaciones hipoeutécticas, principalmente cerca del emisor ultrasónico como se muestra en la Figura 1.5. [21].

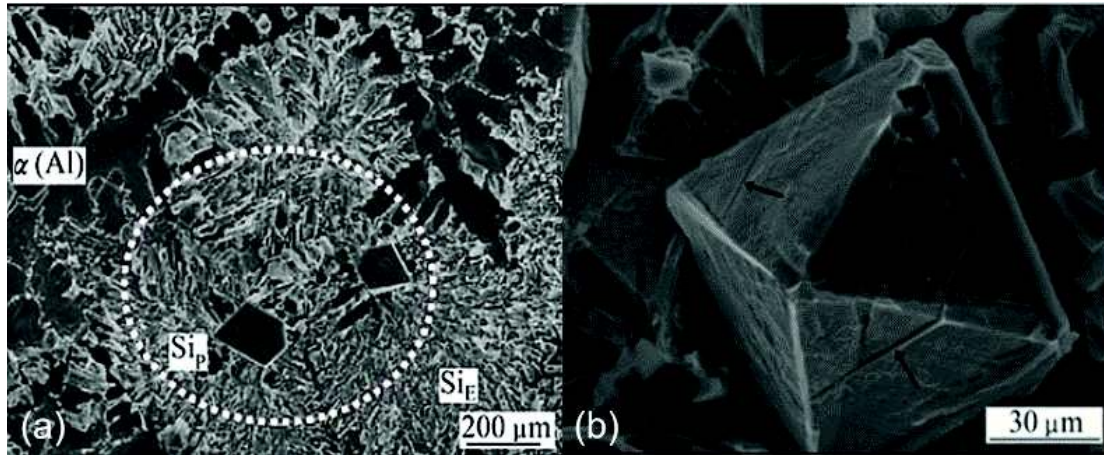


Figura 1.4. Silicio primario en aleaciones hipoeutécticas Al-10 % Si, (a) silicio primario en 2D, (b) silicio primario en 3D. (Fuente: [20])

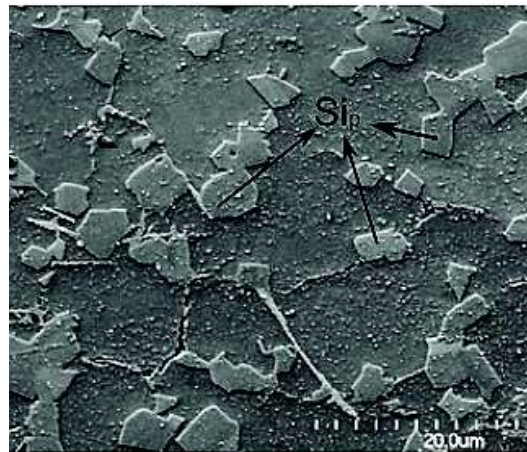


Figura 1.5. Silicio primario formado por vibración ultrasónica. (Fuente: [21])

Para la composición eutéctica (aproximadamente 12,2-12,6 % Si) no se forma aluminio primario ni silicio primario, únicamente una estructura eutéctica lamelar en forma de plaquetas como se muestra en la Figura 1.6.

Para el caso de las aleaciones hipereutécticas, la solidificación comienza con la formación del silicio primario el cual posee diferentes morfologías como, poligonal, hojuelas, esféricas, bloques, o forma de estrella, siendo la más común el silicio poligonal (Figura 1.7.) [16,22].

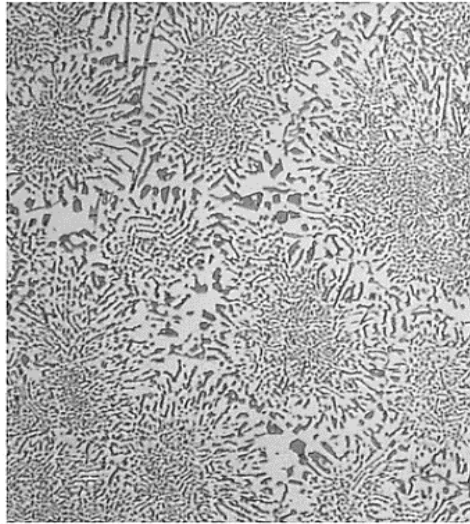


Figura 1.6. Microestructura de aleación eutéctica de Al-Si a 400X.
(Fuente: [14])

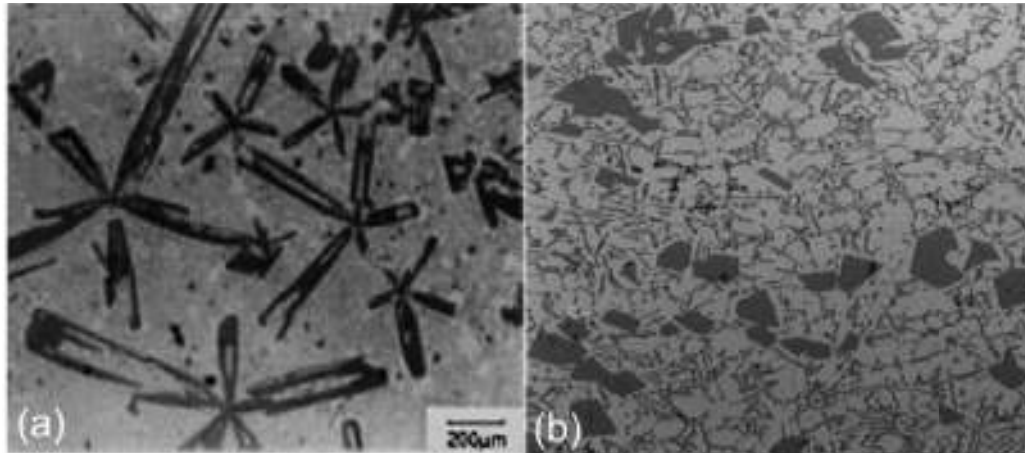


Figura 1.7. Micrografía de aleaciones hipereutécticas de Al-Si, (a) forma de estrella, (b) forma poligonal.
(Fuente: [11,14])

1.2. Aleación liviana de aluminio A 356

La aleación liviana de Aluminio A 356 o A13560 (según el sistema unificado de designación UNS creado por ASTM y ANSI) corresponde al grupo $3xx.x$ de las aleaciones de fundición, siendo sus principales componentes el silicio y el magnesio, que otorgan propiedades como: incremento de dureza y alta resistencia (no mayor a las aleaciones de Al-Cu y Al-Si-Cu), bajo nivel de expansión térmica y alta resistencia a la corrosión. Entre las principales aplicaciones de estas aleaciones tenemos las siguientes [14]:

- Aros y ruedas de automóviles y camiones.
- Carcasas de bombas y compresores.
- Cabezas de pistones.
- Cajas de cambios y blogs de motor.
- Conectores de alta tensión tipo sub-estación.
- Estructuras de aeronaves [23].

1.2.1. Composición de la aleación A 356

La composición de la aleación A 356 según la norma ASTM B26/B26M-14, la cual es una especificación estándar para aleaciones de aluminio en molde de arena, señala al silicio y al magnesio como principales elementos aleantes, mientras que el hierro representa la impureza más representativa en la aleación. Los límites de composición para cada elemento de la aleación A 356 se presentan en la Tabla 1.5.

Tabla 1.5. Límites de composición química de la aleación A 356.

Elementos	% de Composición en Peso
Si	6,500-7,500
Fe	0,200
Cu	0,200
Mn	0,100
Mg	0,250-0,450
Zn	0,100
Ti	0,200
Al	Equilibrio

(Fuente: [24])

Algunas de las consecuencias de exceder los límites de las impurezas son, en el caso del cobre y el níquel un decremento de la ductilidad y la resistencia a la corrosión, mientras que, el exceso de hierro reduce la resistencia y ductilidad [23].

1.2.2. Propiedades de la aleación A 356

Las principales propiedades físicas de la aleación liviana de Al-Si A 356 se presentan en la Tabla 1.6. Donde se destaca su baja densidad y buenas características térmicas.

Tabla 1.6. Propiedades físicas y térmicas de la aleación A 356.

Propiedad	Valor
Densidad	2,685 [g/cm^3] (20°C)
Calor de fusión	389 [J/g]
Conductividad térmica	151 [W/mK]
Punto de fusión	555-615 [°C]
Temperatura de Solidus	555 [°C]
Temperatura de Liquidus	615 [°C]

(Fuente: [23])

En la Tabla 1.7. se presentan las principales propiedades mecánicas de la aleación A 356 y la 356 para el caso de fundición en arena (S), y en molde permanente (PM). También se presenta para el caso en que se realice un tratamiento de envejecimiento artificial (T6) y para un producto sin tratamiento posterior (F).

Tabla 1.7. Propiedades mecánicas de la aleación A 356 y 356.

Aleación	Proceso de fundición y temple	Resistencia Última		Esfuerzo de Fluencia		Elongación (%)	Dureza
		ksi	MPa	ksi	MPa		Brinell (500 kg de carga, esfera de 10 mm)
356	S-F	19	130	9,5	65	2	55
356	S-T6	34	234	24	165	3,5	80
A 356	PM-T6	38	262	26	179	5	80-90
A 356	PM-F	27	186	13	90	-	-

(Fuente: [24-26])

1.3. Diagramas de fase Al-Fe y Al-Fe-Si

1.3.1. Diagrama de Al-Fe

El hierro representa la impureza más común en las aleaciones de aluminio, el cual generalmente se añade de manera no intencional, como resultado del uso de herramientas de acero, crisoles de hierro, adición de elementos aleantes, fundición de chatarra con hierro y refundición de metales. Las aleaciones basadas en Al-Fe tienen un potencial considerable para aplicaciones estructurales a altas temperaturas, ya que, poseen una excelente resistencia a la corrosión (aplicaciones estructurales hasta

temperaturas de servicio de 1000 ° C) [27]. El diagrama de fase del sistema binario Al-Fe de Kattner and Burton [28] se presenta en la Figura 1.8.

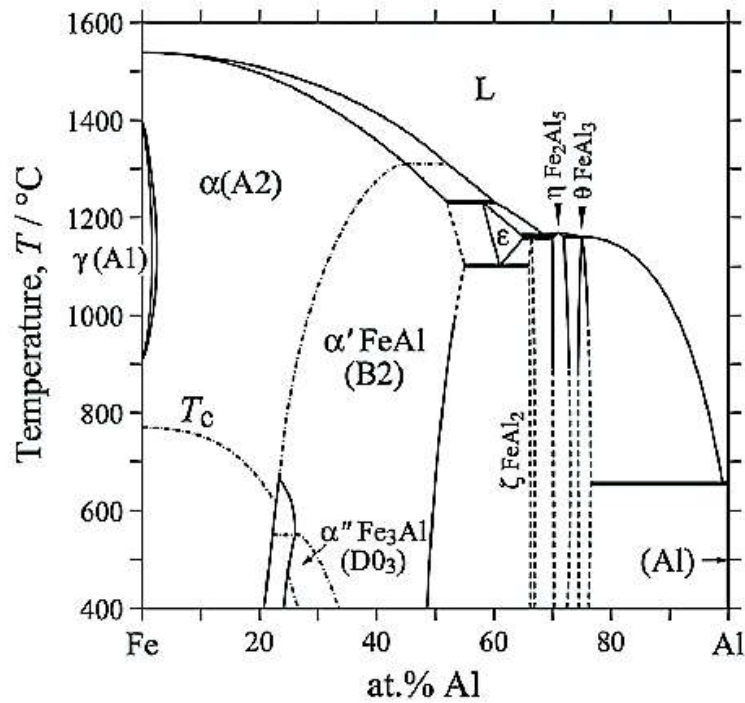


Figura 1.8. Diagrama binario Al-Fe por Kattner and Burton.
(Fuente: [28])

Entre los puntos a destacar del diagrama se nota que la solubilidad del aluminio en $\gamma - Fe$ (*Fcc*) es limitada a 1,3 at. %, mientras que para $\alpha(A2) - Fe$ (*bcc*) es de 45 at. % de aluminio que puede ser disuelto dependiendo la temperatura. Existen dos compuestos, el B2 ($\alpha' FeAl$) se genera entre 23 y 54 at. % y el D03 ($\alpha'' Fe_3Al$) se genera a una composición cercana a 27 at. % y una temperatura de 552°C [27]. En la Tabla 1.8. se presenta la estequiometría y estructura de las fases presentes en el diagrama Al-Fe.

Tabla 1.8. Estructura de las fases del diagrama binario Al-Fe.

Fase	Fórmula	Red
ϵ	Fe_5Al_8	Cúbico
ζ	$FeAl_2$	Triclínico
η	Fe_2Al_5	Ortorrómbico
θ	Fe_4Al_{13}	Monoclínico

(Fuente: [29])

1.3.2. Diagrama Al-Fe-Si

La representación de los diagramas ternarios se realiza trazando un diagrama tridimensional. Sin embargo, estas representaciones son a menudo complejas por lo que se recurre a representaciones en dos dimensiones que agrupen la información de estos diagramas. Para ello, se utiliza la gráfica de liquidus y la gráfica isotérmica (triangular) [16].

Para el sistema Al-Si-Fe, hay dos fases ternarias que pueden estar en equilibrio con el aluminio: $\alpha - Al_8SiFe_2$ y $\beta - Al_5FeSi$. Además, fases como $\delta - Al_4FeSi_2$ y $\gamma - Al_3FeSi$ pueden estar presentes a altos contenidos de hierro y silicio [30]. En la Figura 1.9. se muestra una sección de un diagrama triangular donde las isoterma representan la temperatura de liquidus.

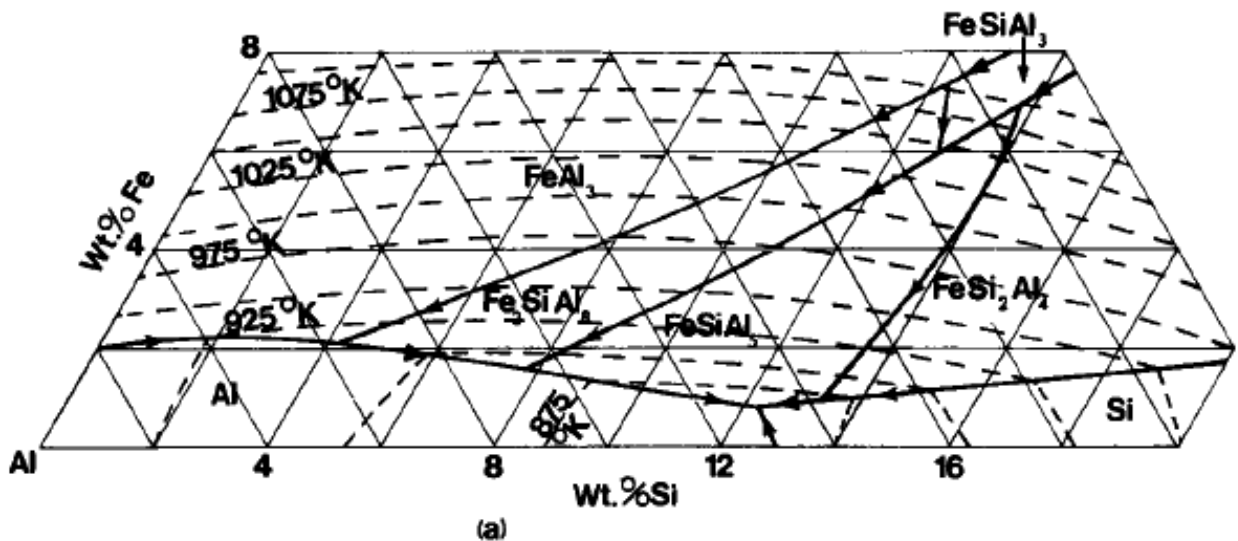


Figura 1.9. Sección de un diagrama triangular de Al-Fe-Si.
(Fuente: [30])

Para un mejor entendimiento de los diagramas se puede realizar una sección vertical, para analizar el comportamiento durante la solidificación a un contenido determinado de un elemento. En la Figura 1.10. se muestra la sección vertical de un diagrama Al-Si-Fe para un contenido de 0,8% de silicio. Se distingue la formación de la fase β tanto en una etapa primaria y como resultado de la reacción eutéctica a una temperatura $\sim 570^\circ\text{C}$ para contenido en peso mayores al 0,5%. Para el caso de estudio, la aleación A 356 posee un contenido en peso de $\sim 8\%$ de silicio, lo cual sugiere una formación de partículas intermetálicas β para contenidos de hierro mayores $\sim 0,5\%$ y bajas tasas de enfriamiento.

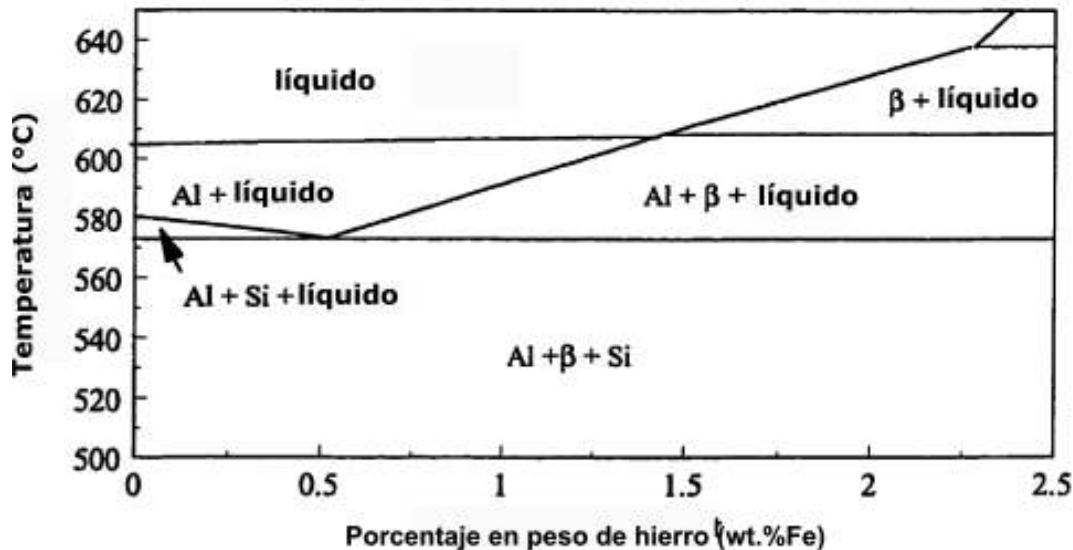


Figura 1.10. Sección vertical de un diagrama Al-Si-Fe para un contenido de 0,8%Si.
(Fuente: [3])

1.4. Fases intermetálicas de hierro

Las fases intermetálicas contienen dos o más elementos metálicos, que producen una nueva fase con su propia composición, estructura cristalina y propiedades. Los compuestos intermetálicos son en general muy duros y quebradizos, similares a los materiales cerámicos en términos de sus propiedades mecánicas [16]. El hierro es altamente soluble en el aluminio líquido y sus aleaciones, pero posee una baja solubilidad en estado sólido. En el sistema binario Al-Fe la solubilidad del hierro en equilibrio sólido es de 0,03 a 0,05 % en peso a la temperatura eutéctica de 655°C y una solubilidad menor a temperatura ambiente, como consecuencia, el hierro tiende a formar fases intermetálicas con el aluminio y otros elementos presentes en la aleación, como el silicio, magnesio, manganeso o cromo (Tabla 1.9.). El tamaño, cantidad y morfología de estas fases intermetálicas depende de la composición de la aleación, la tasa de enfriamiento y los tratamientos posteriores a la fundición [31,32].

Para sistemas binarios Al-Fe las fases dominantes son Al_3Fe y Al_6Fe , mientras que, en sistemas Al-Fe-Si se pueden formar fases intermetálicas con diferentes composiciones y morfologías, dentro de las cuales las principales fases presentes son:

- Fase $\alpha - Al_3Fe_2Si$ (31,6% Fe; 7,8%Si) con morfología de escritura china (Chinese Script), donde el hierro (Fe) puede ser sustituido por elementos como el manganeso (Mn) y el cromo (Cr), formando nuevas fases como: $Al_{15}Mn_3Si_2$ y $Al_{13}Cr_4Si_4$, que en ocasiones poseen una forma poligonal o de estrella si

solidifican como fases intermetálicas primarias [31,33]. Además, algunos trabajos han reportado a la fase α con estructura cúbica de cuerpo centrado, de estequiometría $Al_{19}Fe_4MnSi_2$ [34,35].

- Fase $\beta - Al_5FeSi$ (25,6%Fe; 12,8%Si) con morfología de plaquetas, representa la fase intermetálica más perjudicial por sus efectos en las propiedades mecánicas [31,36].
- Fase $\gamma - Al_3FeSi$ (33,9%Fe; 16,9%Si) se forma en aleaciones con alto contenido de hierro y silicio [31].
- Fase $\delta - Al_4FeSi_2$ (25,4%Fe; 25,5%Si) se presenta en aleaciones con alto contenido de silicio y posee una morfología de plaquetas y estructura tetragonal [30,31,37]. En estudios realizados por M.V. Kral *et al.* [35] en una aleación con 11% de Si se define a la fase δ como Al_3FeSi_2 de estructura tetragonal.
- Fase $\pi - Al_8Mg_3FeSi_6$ es común en aleaciones con alto contenido de magnesio (~0,5% en peso), posee una morfología de escritura china conectándose o formándose generalmente cerca de la fase β [31,38]. En la Figura 1.11. se presenta la morfología característica de las principales fases intermetálicas presentes en las aleaciones Al-Si-Mg.

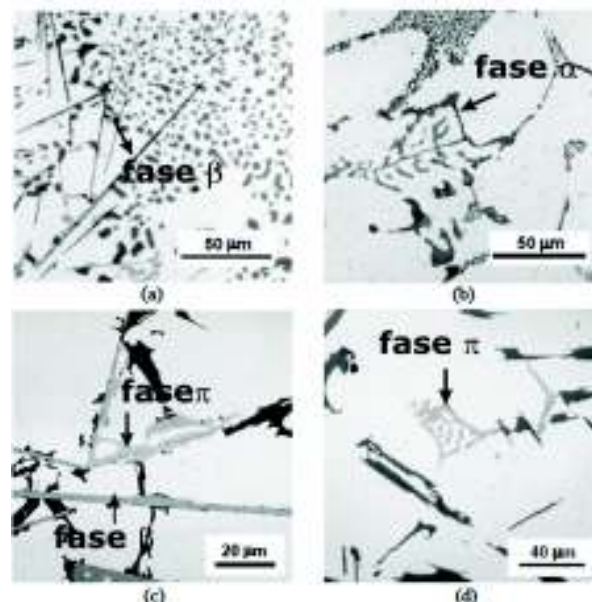


Figura 1.11. Principales fases intermetálicas en las aleaciones Al-Si-Mg, (a) fase β , (b) fase α , (c) formación de la fase π a partir de la fase β , (d) fase π .
(Fuente: [38])

Tabla 1.9. Principales fases intermetálicas del hierro en Aleaciones de aluminio.

Morfología	Fases intermetálicas	Condiciones necesarias de composición
β –Plaquetas	Al_5FeSi (eutéctico)	$0,05\% < Fe < 0,7\%$
β –Plaquetas	Al_5FeSi (primario)	$Fe > 0,7\%$
α –Escritura China	$Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$	$Mn > 0,2\%$ Cuando hay presencia de Fe
Forma de estrella, poliédrica	$Al_{13}(Fe, Cr)_4Si_4$	$Cr > 0,1\%$ Cuando hay presencia de Fe
Forma de estrella, poliédrica	$Al_2(Fe, Cr)_5Si_8$	$Cr > 0,1\%$ Cuando hay presencia de Fe
π –Escritura china	$Al_8FeMg_3Si_6$	$Fe > Mg$
Escritura China	$Al_9FeMg_3Si_5$	Cuando Sr y Mg (~0,7%) están presente
Escritura China	$Al_9(Fe, Co)_2$	$Co > 0,1\%$ Cuando hay presencia de Fe
Partículas agrupadas	Al_9FeNi	$Ni > 0,1\%$ Cuando hay presencia de Fe
Agujas	$Al_8CuMg_8Si_5$	$Cu > 0,1\%, Mg > 2Cu$

(Fuente: [31])

Dentro de las aleaciones hipoeutéticas las fases dominantes son: α , β y π , siendo la fase β la más perjudicial de las fases intermetálicas del hierro [31]. En un estudio realizado por G. Gustafsson [39] se obtiene experimentalmente la composición química de las principales fases intermetálicas para la aleación A356 (Tabla 1.10.).

Tabla 1.10 .Estructura y composición experimental de las principales fases intermetálicas en la aleación A 356 (% en peso).

Fase	Mg	Si	Cr	Fe	$\frac{Cr + Fe}{Si}$	Referencia
β (Monoclínica)		12-15		25-30	2,2	Mondolfo [30]
		13,8-14,9		26,7-27,3	1,9	Pratt [40]
		17		29	1,7	Guzleski [19]
	Al_5FeSi		18-19	16-25	1,2	Gustafsson [39]
π (HCP)	15,6	33,8		12,1	0,3	Mondolfo [30]
	13	28		10	0,3	Guzleski [19]
	13-16	25-28		8-9	0,3	Gustafsson [39]
α (BCC)		6-8		27-35	4,2	Mondolfo [30]
		10-11	8-9	16-29	2,2	Gustafsson [39]

(Fuente: [39])

1.5. La fase β en las aleaciones Al-Si

Una de las fases intermetálicas de hierro más comunes, que se forman en las aleaciones de base Al-Si durante el proceso de solidificación, es la denominada fase β – $AlFeSi$ [41]. Algunos autores definen a la fase β como monoclinica de estequiometria $Al_{4,5}FeSi$ [42,43], mientras otras investigaciones como la de Carpenter y Le [44] definen a la fase β como Al_5Fe_2Si de estructura ortorrómbica centrada en cara. Sin embargo, esta fase se ha definido comúnmente como monoclinica/ortorrómbica de estequiometria Al_5FeSi [30,31,40,45-48], que por su naturaleza frágil, dura y baja cohesión con la matriz de aluminio afecta las propiedades mecánicas de la aleación, reportándose aumento de dureza y reducción de la ductilidad principalmente. La morfología característica de la fase β es de plaquetas gruesas que vista en dos dimensiones posee forma de agujas (Figura 1.12.) [39,49].

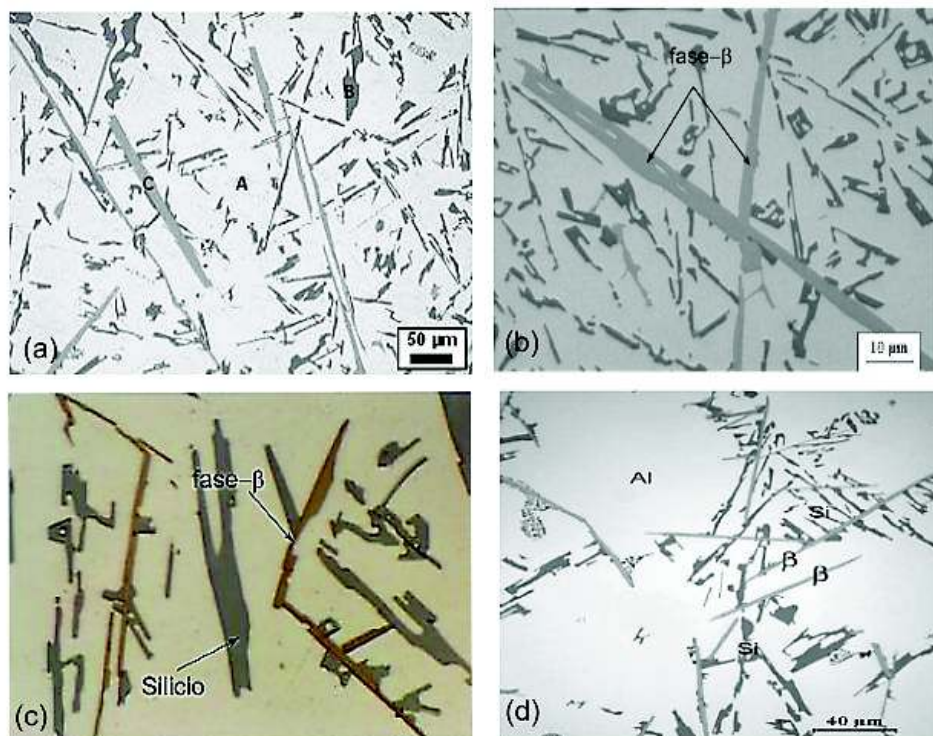


Figura 1.12. Fase β . (a) Intermetálicos β (C), matriz de aluminio(A) y silicio acicular (B) en una aleación Al-11,6Si-0,37Mg, (b) fase β en aleación A 413 con % 1,1 Fe, (c) fase β de aleación 356 atacada con hidróxido de sodio, (d) fase β en aleaciones hipoeutécticas.

(Fuente: (a) [50], (b) [51], (c) [41], (d) [52])

La morfología tridimensional de la fase β ha sido tema de estudio en diferentes investigaciones. M. Cameron *et al.* [53] realizaron una reconstrucción en tres dimensiones de la fase β y α , utilizando diferentes secciones pulidas a partir de una

aleación de aluminio con 9% de Si y 1% de Fe. Los resultados de la reconstrucción se presentan en la Figura 1.13.

S. Terzi *et al.*[54] estudiaron la nucleación y crecimiento de las fases eutécticas de α -Al y la fase $\beta - Al_5FeSi$, mediante un análisis detallado del proceso de solidificación, los resultados muestran la formación de 4 plaquetas cuyos puntos de nucleación tienen un origen en los óxidos de la superficie externa. Los resultados de la reconstrucción tridimensional de las plaquetas β se muestran en la Figura 1.14.



Figura 1.13. Reconstrucción 3D de un grupo de plaquetas $\beta - Al_5FeSi$ mostrada en tres orientaciones.
(Fuente: [53])

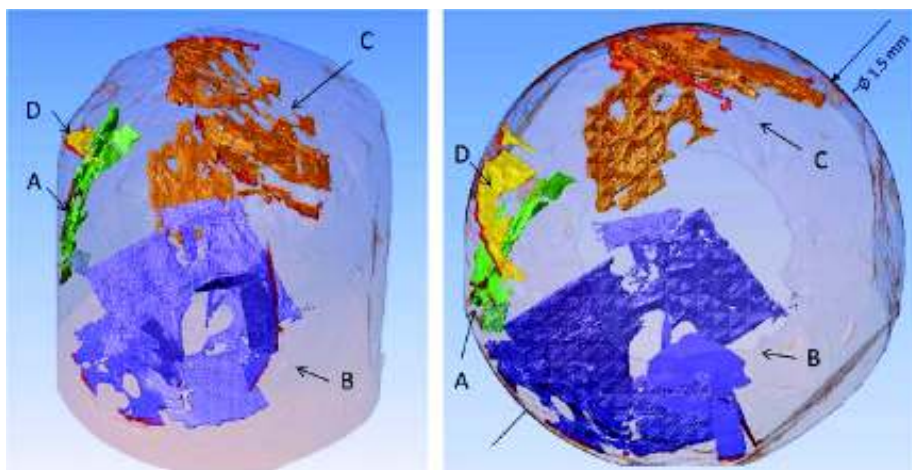


Figura 1.14. Volumen de muestra completamente reconstruido donde aparecen 4 plaquetas $\beta - Al_5FeSi$ (A, B, C y D).
(Fuente: [54])

1.5.1. Parámetros y condiciones de formación de la fase β

La formación de la fase β depende de parámetros como: el contenido de hierro, la tasa de enfriamiento y la composición química principalmente. Dependiendo de estas condiciones, las fases de hierro pueden solidificar como intermetálicos primarios, pre-eutéticos (después de la formación de las dendritas de aluminio), co-eutéticos, y post-eutéticos, a través de reacciones pre-dendríticas (primarias), eutéticas y peritéticas [47]. Mientras se incrementa el contenido de hierro no se nota un aumento apreciable del número de cristales β . Sin embargo, hay un aumento de tamaño, debido a que, entre más rápido se forma la fase, habrá más tiempo disponible para su crecimiento. Un mayor tamaño de intermetálicos implica mayor efecto sobre las propiedades mecánicas de la aleación. Los intermetálicos β tienen mayores tamaños cuando se forman en la fase primaria (antes de la reacción eutética). Esto ocurre en general, a bajas tasas de enfriamiento y altos contenidos de hierro, alcanzando tamaños de entre 50-500 μm . Para bajos contenidos de hierro y altas tasas de enfriamiento el tamaño oscila entre 10 y 50 μm [2]. En la Figura 1.15. se aprecia la diferencia de tamaño entre partículas primarias y eutéticas. De acuerdo con C. Mascré [55] la fase β tiene efectos negativos cuando se forma en la fase primaria, mientras que, cuando es parte del eutético sus efectos son imperceptibles y hasta beneficiosos.

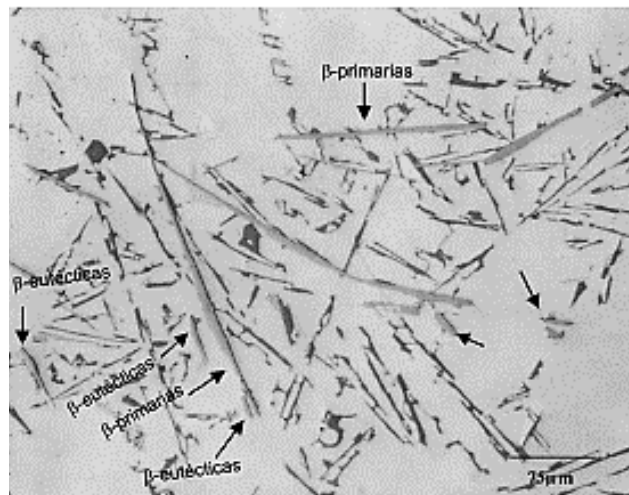


Figura 1.15. Plaquetas β primarias y formadas durante la reacción eutética.
(Fuente:[56])

Estudios realizados por M. I. Mackay [3] revelan que la temperatura de formación de la fase β aumenta con el incremento del contenido de hierro. Además, para la aleación A 356 enfriada en molde de arena ($\sim 0,1^{\circ}C/s$) no se registró formación de partículas β primarias para porcentaje en peso de hierro menores a 0,54%. Lo que implica que a menores porcentajes de hierro la fase β se formará durante o después de la reacción

eutéctica teniendo longitudes y efectos menores. A. Taylor [2] define una ecuación para establecer el contenido crítico de hierro (Ecuación 1.3.), el cual es función del porcentaje en peso de silicio de la aleación. Alcanzado o superado este porcentaje hay una alta posibilidad de formación de partículas intermetálicas β primarias.

$$\%Fe_{Crítico} = 0,075(\%Si) - 0,05$$

Ecuación 1.3. Porcentaje de hierro crítico para aleaciones fundidas de Al-Si.
(Fuente:[2])

Para el caso de la aleación A 356 el porcentaje de silicio oscila entre 6,5% y 7,5%; para lo cual, los niveles críticos de hierro son 0,44% Fe y 0,51% Fe, estableciéndose un porcentaje crítico de $\sim 0,5\%$ Fe lo que concuerda con los valores obtenidos por M. I. Mackay [3]. Otro parámetro importante es el contenido de manganeso el cual neutraliza la formación de la fase β al incitar la formación de la fase α de hierro que es menos dañina que la β .

1.5.2. Nucleación y crecimiento de los intermetálicos β

Los fenómenos de nucleación y crecimiento de la fase intermetálica β han sido asociados a diferentes mecanismos, uno de ellos es la doble capa de óxido (bifilm). Este mecanismo vincula la nucleación de partículas intermetálicas β a partir de una doble capa de óxido, la cual, se forma de la película de óxido superficial (Al_2O_3) que se pliega, fragmenta y queda atrapada en la colada fundida por efecto del vertido del metal. La fragmentación y plegado de la capa de óxido se justifica por números de Weber mucho mayores que la unidad. El número de Weber es una relación entre la inercia del fluido y la tensión superficial. Para valores mayores que uno las fuerzas inerciales llegan a superar la tensión superficial produciendo la fragmentación [47].

Estas películas de óxido plegadas poseen dos partes: superficies externas e internas. Las superficies externas que se humedece por el contacto con la colada fundida y provienen de la película de óxido original, que se formó por el contacto con el aire y tiene su parte inferior aún en contacto atómico perfecto con el líquido, de modo que, al ser plegada en la masa, esta superficie mojada se convierte ahora en la superficie externa de la película doblada. Las superficies internas no se humedecen, ya que son las superficies originales del líquido que estaba en contacto con el aire, y que se plegaron en el líquido por el efecto del vertido y arrastre [47].

La superficie mojada proporciona un sitio preferencial de nucleación de los intermetálicos de hierro como la fase β [33,57]. Algunas investigaciones como la de D.N. Miller *et al.* [50] han reportado la formación de intermetálicos de hierro (fases α y β), a partir de óxidos de aluminio ($MgAl_2O_4$ y Al_2O_3) introducidos durante el colado Figura 1.16(a). Además, algunas plaquetas β , mostraron grietas probablemente por la presencia de óxidos como se muestra en la Figura 1.16(b).

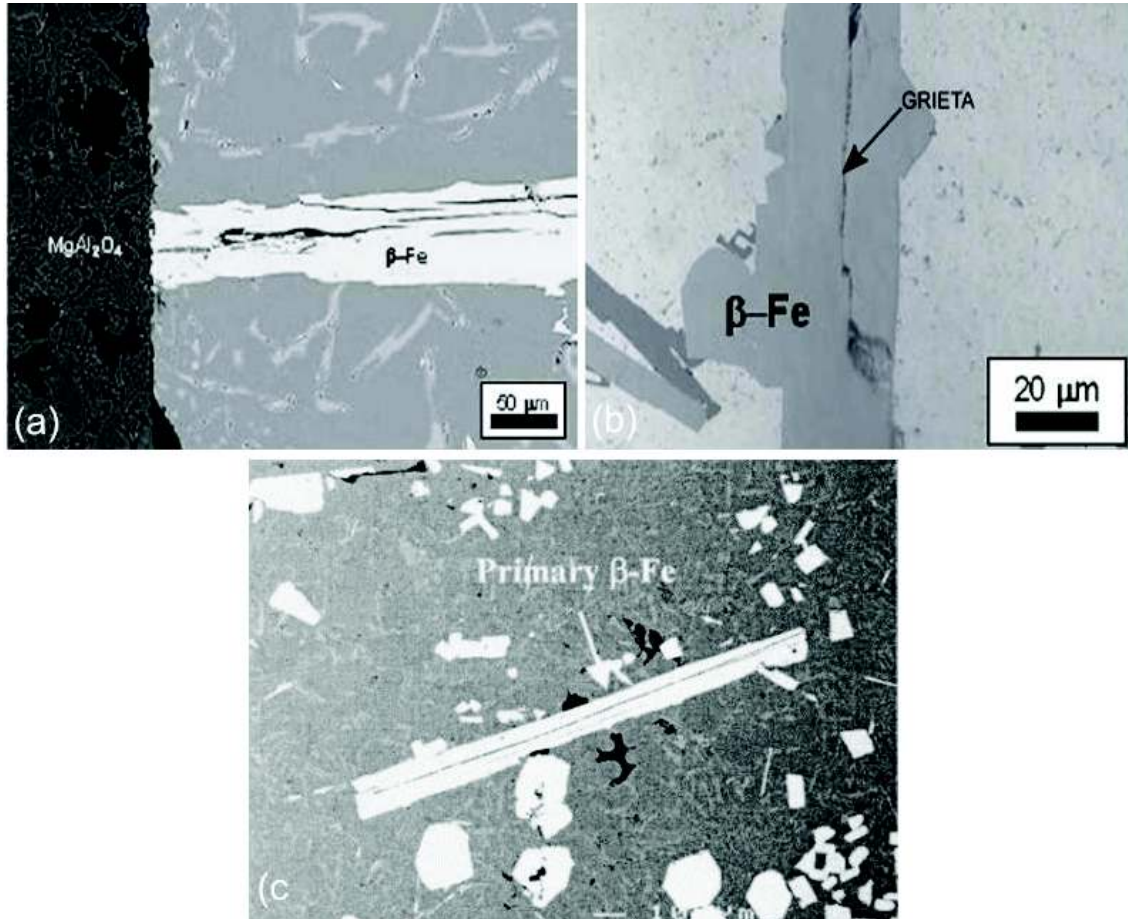


Figura 1.16. Formación de intermetálicos de hierro, (a) nucleación de fase β a partir de $MgAl_2O_4$, (b y c) plaqueta β que contiene un defecto de grieta. (Fuente: [47,50])

La formación de grietas en los intermetálicos de hierro puede ser consecuencia de una brecha en la superficie interna de una película de doble óxido atrapada en el metal fundido, como resultado de la precipitación de la fase β en ambos lados de la película de óxido [57]. L. Anantha *et al.* [33] estudiaron la cristalización de la fase β en una aleación 319 determinando que los óxidos $\gamma - Al_2O_3$ (estructura cúbica) son puntos de

nucleación de la fase β , mientras que para los óxidos $\alpha - Al_2O_3$ (estructura cristalina romboédrica) no se registró nucleación de esta fase.

Otro mecanismo de nucleación es a través de los óxidos de la superficie (sin plegado) y en o cerca de las dendritas de aluminio. En el estudio realizado por S. Terzi *et al.* [54] utilizan una aleación de aluminio con un porcentaje en peso de 8% Si; 4%Cu y 0,8 %Fe. De la fundición se obtiene por maquinado una muestra cilíndrica (~3,2 mm de largo y 1,5 mm de diámetro), esta muestra se analiza con un sincrotrón de rayos X para la obtención de microtomografías de alta resolución, para un estudio in situ del proceso de solidificación. La muestra es calentada a 620 °C hasta su completa fusión y es enfriada a una tasa de 1,4 °C/s hasta una temperatura de 490 °C. Se analiza la formación de fases y su dinámica de crecimiento, centrándose en el estudio de la fase β durante el proceso de solidificación.

La primera reacción que se registra, es el crecimiento de las primeras dendritas de aluminio primario a una temperatura de ~595°C, posteriormente se produce la nucleación y crecimiento de algunas plaquetas β , las cuales aparecen a ~584°C y su crecimiento se completa en gran medida a los ~557°C. Las plaquetas de fase β presentan un rápido crecimiento en sentido lateral y un índice de engrosamiento mucho más lento.

La tercera reacción durante la solidificación es la formación Al-Si eutéctico a una temperatura de ~ 569°C. El silicio acicular aparece a una temperatura de ~ 518 °C. El punto de nucleación de plaquetas β se dio cerca de la superficie de la muestra, donde existe una capa de óxido circundante (el experimento no se realizó en vacío o en atmósfera inerte), también se registraron eventos adicionales de nucleación de la fase β durante el periodo de crecimiento eutéctico Al-Si en una reacción eutéctica ternaria. Sin embargo, se presume que el origen de estos eventos tuvo inicio en la superficie o desde una plaqueta β previamente existente.

Las plaquetas β pueden crecer y ramificarse entre las dendritas a diferentes ángulos respecto a la plaqueta principal, dando como resultado plaquetas curvas, dobladas o fragmentadas, debido a la interacción con otras plaquetas β o dendritas, que se interponen en el camino de ramificación de la fase β . También se ha observado que la nucleación del Si eutéctico puede ocurrir en las cercanías de las dendritas de aluminio. Sin embargo, se ha registrado nucleación en los óxidos del límite de la superficie y en las plaquetas β . Se puede concluir que el óxido de aluminio Al_2O_3 es un nucleante activo

de la fase β . Además, no se registró nucleación independiente de la fase β en el volumen líquido de la muestra (únicamente en o cerca de los límites superficiales donde hay presencia de óxido). Se nota que el crecimiento eutéctico Al-Si tiene poca influencia sobre la forma final de la fase β , debido a que está completa gran parte de su tamaño cuando los cristales Al-Si comienzan a ser significativos [54].

Otro estudio similar realizado por C. Puncreobutr *et al.* [58] registró, que la formación de ~90% del volumen de partículas β se da en una fase primaria a temperaturas superiores a la eutéctica, mientras que el 10% restante se forma a temperaturas menores, teniendo un crecimiento casi completo antes de la reacción Al-Si eutéctica.

La nucleación de las partículas intermetálicas β se presentó en todo el volumen de la muestra, mediante 4 mecanismos que son: nucleación en los óxidos de la superficie, nucleación en o cerca de las dendritas de aluminio, nucleación a partir de intermetálicos ya existentes y nucleación a través de poros, siendo la más frecuente con un 66% del total, la nucleación en o cerca de las dendritas de aluminio como se observa en la Figura 1.17., siendo la orientación preferencial de los intermetálicos formados, paralela a los brazos dendríticos secundarios de las dendritas α -Al [58].

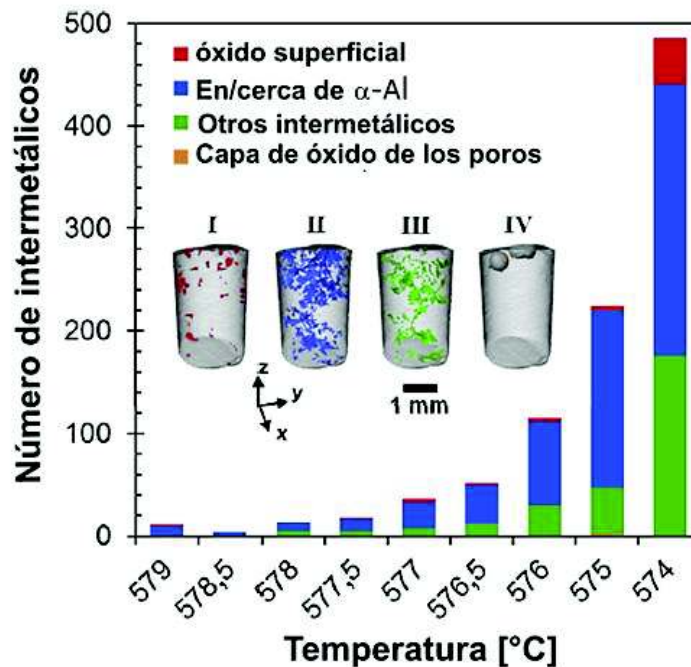


Figura 1.17. Puntos de nucleación de intermetálicos durante la solidificación. (Fuente: [58])

De los estudios antes mencionados se destaca que existen diversos puntos de nucleación, donde la nucleación de partículas β en o cerca de las dendritas de aluminio

[58] y en los óxidos superficiales (sin plegado) [54] son más frecuentes. La formación del Al-Si eutéctico tiene poca influencia en el crecimiento de los intermetálicos β , debido a que estos han alcanzado un crecimiento casi completo antes de la formación del Al-Si eutéctico. Además, el crecimiento de las partículas β tiene una tasa más elevada en el sentido lateral en comparación con el engrosamiento de las mismas, tomando diferentes formas y ángulos al toparse con obstáculos como dendritas de aluminio u otras partículas β que influyen en la forma final del intermetálico.

1.5.3. Influencia de la fase β en la porosidad

La porosidad es un defecto que perjudica las propiedades mecánicas y el acabado superficial de las aleaciones fundidas. La porosidad interna produce una reducción del área efectiva, generando concentradores de esfuerzo en los vacíos producidos por los poros, lo que resulta en una falla prematura. La porosidad en las aleaciones de aluminio es causada por la precipitación de hidrógeno (generalmente tienen forma esférica), por contracción durante la solidificación o por efecto de ambas, siendo la porosidad por contracción más perjudicial [59].

La porosidad por hidrógeno se debe a la gran solubilidad de este gas en las aleaciones de aluminio. Las fuentes comunes de contaminación por hidrógeno son: la atmósfera, refractarios húmedos, recubrimientos de componentes de carga, turbulencia en el vertido y herramientas de fundición. La solubilidad del hidrógeno varía directamente con la temperatura y el cuadrado de la presión. La porosidad por contracción es el resultado de las diferencias volumétricas entre el estado líquido y sólido, ocasionando que el metal líquido no pueda alcanzar las áreas interdendríticas durante la solidificación generando vacíos de formas irregulares [59].

Los intermetálicos β dificultan la alimentación, bloqueando el flujo de metal líquido en los canales interdendríticos durante la solidificación, por lo que el contenido de hierro en una aleación de aluminio está asociado con mayores niveles de porosidad (Figura 1.18.). Además, el aumento del contenido de Fe reduce la susceptibilidad al desgarramiento en caliente, aunque aumenta el hundimiento general de la superficie de las piezas fundidas [52]. Samuel *et al.* [60] también reportaron que la precipitación de las plaquetas β promueve la incapacidad del metal líquido para alimentar espacios entre plaquetas ramificadas, lo que produce cavidades por contracción, reforzando la idea de bloqueo que produce la fase β .

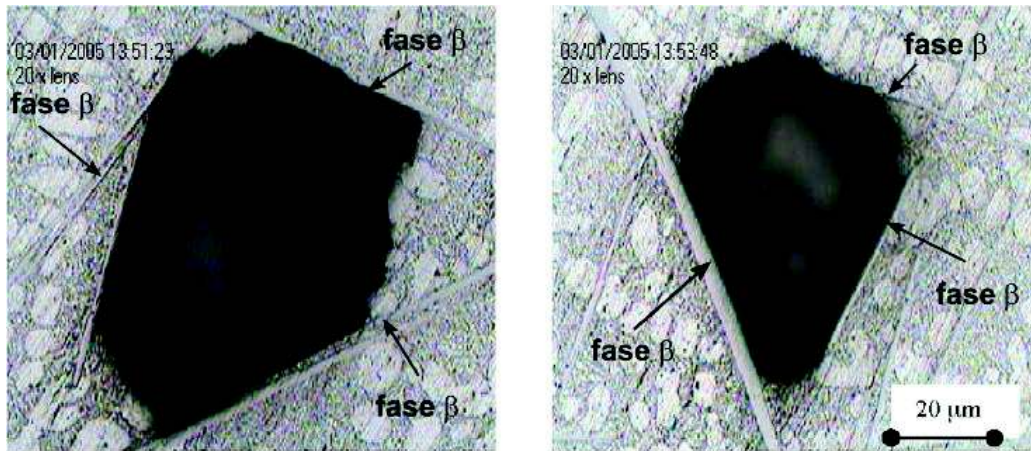


Figura 1.18. Porosidad por contracción generada en las cercanías de la fase intermetálica β .
(Fuente: [61])

Otra teoría propuesta para explicar cómo la fase β contribuye a la porosidad es la expuesta por Roy *et al.* [62], quien sugiere que las partículas intermetálicas beta son sitios muy activos para la nucleación de poros y que la adición de Mn, inhibe la formación de la fase β y neutraliza la nucleación de los poros. Sin embargo, la teoría de alimentación restringida es la que explica mejor la influencia de la fase β en la porosidad.

1.5.4. Influencia de la fase β en las propiedades mecánicas

La fase β por su morfología de naturaleza dura y quebradiza, sus bordes afilados, su alto radio de aspecto (relación entre la longitud máxima y mínima) y por la baja fuerza de cohesión existente con la matriz de aluminio, provocan que estas partículas se comporten como defectos bidimensionales [63]. Por los efectos secundarios producidos como la formación de porosidad por contracción, produce afectación de las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio. Además, las partículas de hierro son más fáciles de fracturar bajo cargas de tensión que la matriz de aluminio y las pequeñas partículas de silicio (cuando existe modificación eutéctica). Las microgrietas tienden a iniciarse en estas partículas β y proporcionan vías fáciles de propagación de fisuras [2,64].

L. Wang *et al.* [65] en su estudio reporta un ligero aumento en el módulo de elasticidad para porcentajes en peso de Fe de $\sim 0,7$ a $\sim 1,6$ %. Además, El hierro reduce la resistencia a la fatiga y aumenta ligeramente la maquinabilidad. Por cada 1% de Fe añadido se registra una disminución de $\sim 0,0023\%$ del módulo de Poisson [30].

Las investigaciones realizadas a cerca del efecto del hierro en la resistencia a la tracción y límite de fluencia de las aleaciones de aluminio carecen de uniformidad, ya que se reportan ligeros aumentos y decrementos de estas propiedades en diferentes investigaciones. Sin embargo, hay unanimidad en la reducción de ductilidad por efecto del hierro. Una herramienta simple para el análisis de la calidad de fundiciones es el Quality Index (Ecuación 1.4.), que evalúa el efecto de cambios en la composición química, las condiciones de solidificación, microestructura y tratamiento térmico en la ductilidad y resistencia a la tracción de las aleaciones fundidas [66].

$$Q = UTS + d\text{Log}(sf)$$

Ecuación 1.4. Quality Index para aleaciones fundidas.
(Fuente: [66])

Donde:

UTS: Resistencia última a la tracción [MPa].

d: Constante empírica según el tipo de aleación [MPa] (para la aleación A 356 su valor es de 150 [MPa]) [67].

sf: Elongación a la fractura.

En el estudio de la influencia del hierro en aleaciones de aluminio realizado por K. Koeh [22], utiliza como aleación base pistones de ferrocarril (~8%Si; ~0,8%Fe; ~0,14%Mn), elaborando probetas en molde metálico con 1,2; 1,5 y 1,8 %Fe. Se reporta una reducción de 207 [MPa] (0,8% Fe) a 168 [MPa] (1,8% Fe) lo que equivale a una reducción de ~18% del UTS en comparación a la aleación madre utilizada, mientras que la ductilidad se reduce de 2,5 a 1,5; lo que equivale a una pérdida de elongación del 40%.

M. Žihalová y D. Bolibruchová [68] estudiaron el efecto del hierro en un aleación de aluminio Al-10%Si-0,3%Mg con fundición en molde permanente (sin modificación ni refinación), para porcentajes de ~0,5; ~0,6; ~0,7 y ~0,8% Fe. La resistencia a la tracción aumentó de 190 a 215 [MPa] (UTS aumentó ~13%) para ~0,6% Fe. Para un ~0,8% Fe se reportó el valor más bajo de resistencia a la tracción con 172 [MPa] (reducción del ~9%).

Un estudio reciente del efecto del hierro en una aleación de aluminio (7%Si; 0,3%Mg) de M. Sacinti *et al.* [69]. Se enfoca en bajas composiciones en peso de hierro ($A \approx 0,1\%$ y $B \approx 0,25$). La resistencia a la tracción de la probeta A con respecto a B se reduce de 266 [MPa] a 258 [MPa] (reducción del 3%) mientras que la elongación se reduce en $\sim 63\%$. El Quality Index se redujo de 400 [MPa] a 327 [MPa] (reducción de $\sim 18\%$), principalmente por la reducción de ductilidad. El esfuerzo de fluencia no sufre variación apreciable.

S. Seifeddine [70] utilizó para su estudio una aleación Al-9%Si-0,4%Mg con modificación eutéctica. En este estudio la resistencia a la tracción (UTS) y el esfuerzo de fluencia (YS) no parecen ser afectados por el contenido de hierro (se analizó hasta 0,5 % Fe). Sin embargo, se reporta la reducción de la ductilidad por la naturaleza dura de los intermetálicos de hierro.

A. Darvishi *et al.* [32] estudiaron el efecto mutuo del manganeso y hierro en una aleación Al-16%Si-0,4%Fe en molde metálico y modificación eutéctica. Los resultados muestran que la resistencia a la tracción decrece de 229 [MPa] a 187 [MPa] (reducción de $\sim 18\%$) cuando el contenido de hierro alcanza 1,8% en peso. También se reporta un aumento de dureza de 104 a 130 HB (dureza Brinell).

M.Ravi *et al.* [71] analizaron el efecto del hierro (de 0,2% a 0,6%) en la aleación A 356 sometida a tratamiento térmico T-6. El esfuerzo a la fluencia, la resistencia a la tracción y elongación se reducen en $\sim 8\%$, $\sim 20\%$ y $\sim 40\%$ para un porcentaje en peso de hierro del 0.6%. La dureza incremento en $\sim 8\%$.

L. Wang *et al.* [65] estudiaron el efecto de elementos aleantes en fundición a presión sobre una aleación de aluminio con ~ 7 y $\sim 13\%$ de silicio. Los resultados muestran que al variar de 0,7% Fe a 1,6% hay una ligera reducción de la resistencia a la tracción en 1,1 [MPa]. El mayor efecto reportado fue el decremento de la elongación de 3,24 a 1,6.

Ji *et al.* [72] en su estudio del efecto del hierro en las propiedades mecánicas de una aleación Al-Mg-Si y Al-Mg-Si-Mn, reporta que en concentración altas de hierro (mayores a 1,5 % Fe) se nota un decremento de la resistencia a la tracción y un ligero incremento del esfuerzo de fluencia. La ductilidad es la propiedad más afectada por la presencia del Hierro.

En síntesis se nota una clara tendencia a reducción de ductilidad por efecto del hierro y en general, se reportan decrementos en la resistencia a la tracción, y un efecto casi nulo en el límite de fluencia para experimentos realizados en molde permanente. Sin embargo, para el presente estudio se utilizarán condiciones diferentes a las antes mencionados, utilizando la aleación A 356 en fundición en molde de arena.

1.5.5. Influencia de la fase β en la fluidez y colabilidad

La colabilidad es la facilidad con la cual se puede realizar una buena fundición a partir de una aleación. En conjunto describe la capacidad de una aleación para ser entregada efectivamente en el molde y formar una fundición dimensionalmente precisa de integridad aceptable. Algunos aspectos que en conjunto constituyen el concepto total de colabilidad son la fluidez, la contracción volumétrica, la porosidad y el desgarro en caliente. La influencia del hierro dependerá del tamaño, cantidad y morfología de las fases presentes [16,73].

La fluidez es la capacidad del metal líquido para fluir y llenar las cavidades de un molde sin una solidificación prematura. La fluidez de las aleaciones de Al-Si es excelente, siendo mayor para composiciones hipereutécticas de ~18% Si y menor para composición en peso de 5-6 % Si. Para la medición de la fluidez se usan dos métodos. Uno de los métodos analiza la fluidez del metal en un molde de forma espiral. El otro mide la longitud que el metal fluye dentro de un canal angosto, cuando es succionado desde un crisol usando una bomba de vacío, también conocido como la prueba de Ragone.

El efecto del hierro en aleaciones secundarias de Al-Si reciclado fue investigado por D.A. Wang'ombe *et al.*[74], quienes reportaron una reducción del 7,5; 15; 18,5 y 23% en la fluidez (método del molde espiral) al incrementar el contenido de hierro de 0,2% a 0,7; 1; 1,4 y 1,8% respectivamente. En aleaciones no modificadas registraron una reducción del 6,4; 13,8; 16; 19 % para aleaciones modificadas con 0,35; 0,5; 0,7; 0,9; % de Mn (manteniendo una relación de Mn:Fe de 2:1). Dicha reducción se atribuye a la formación de intermetálicos β que actúan como inclusiones que restringen las conexiones interdendríticas del metal fundido.

La adición de manganeso neutraliza ligeramente el efecto del hierro debido a que incentiva la formación de la fase $\alpha - AlFeSi$, la cual reduce la proporción de

intermetálicos β . E. Taghaddos *et al.* [75] realizaron estudios similares para la aleación 413 de aluminio por el método de Ragone. Los resultados obtenidos muestran comportamientos similares al anterior estudio. Además, se encontró que con un adecuado sobrecalentamiento se pueden disolver intermetálicos de hierro mejorando la fluidez.

1.5.6. Influencia de la fase β en la resistencia a la fatiga

La fatiga en ingeniería es un fenómeno que causa rotura de los materiales bajo cargas dinámicas cíclicas. Estas tensiones por lo general están por debajo del límite elástico del material. Sin embargo, cuando estas tensiones se aplican un número específico de veces causan la falla por fatiga, que es el resultado de la formación y propagación de grietas, originadas generalmente en discontinuidades o defectos del material, donde el esfuerzo cíclico es máximo [76].

La falla por fatiga ocurre típicamente en tres etapas. En la primera, se da origen a una pequeña grieta. Los puntos de nucleación de las grietas, generalmente se encuentran en la superficie o cerca de ella, donde la tensión es máxima o hay la presencia de defectos. En la segunda fase la grieta se propaga gradualmente a medida que la carga cumple su ciclo. En la tercera etapa se produce la fractura, cuando la sección del material es demasiado pequeña para soportar la carga [16].

J.Z. Yi *et al.* [77] estudiaron los efectos del contenido de hierro en la iniciación de grietas por fatiga y el crecimiento de grietas pequeñas para la aleación A 356 con tratamiento térmico T6. Utilizaron aleaciones con un contenido de hierro de 0,1 % Fe y 0,55 % Fe denominándolas de bajo y alto contenido respectivamente. En sus resultados reportaron que el aumento del contenido de hierro reduce el tiempo de vida por fatiga para largos regímenes (mayores a 10^6 ciclos). Para un tiempo medio ($10^5 < \text{ciclos} < 10^6$) no se registró efecto y para regímenes cortos (ciclos $< 10^5$) se notó un ligero incremento del tiempo de vida por fatiga. Además, las partículas intermetálicas de hierro promueven la iniciación de grietas por fatiga (Figura 1.19.). Sin embargo, estas partículas pueden retardar la etapa de crecimiento de pequeñas grietas cuando están inclinadas al camino de crecimiento de estas grietas. Q. G. Wang [78] indica que el incremento en el contenido de hierro decrece la vida por fatiga, especialmente para valores altos de espaciamiento interdendrítico secundario (SDAS por sus siglas en ingles).

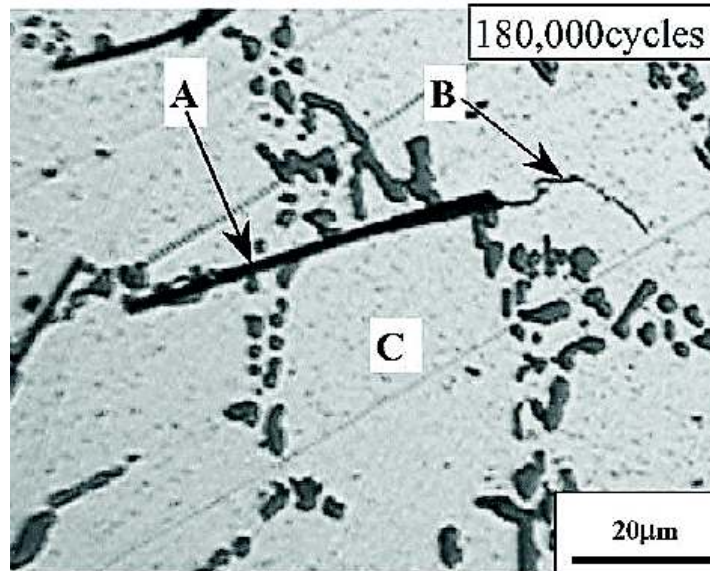


Figura 1.19. Micro-grieta iniciada a partir de una plaqueta β en una aleación A 356-T6 (A= plaqueta β , B= micro-grieta, C= matriz de aluminio).
(Fuente: [77])

Otros estudios como el realizado por Horng *et al.* [79] donde se utiliza como aleación base la A 356. Reportan que para un incremento en el contenido de hierro de 0,97 % en peso la resistencia a la fractura decrece por la formación de los intermetálicos β . Además, las grietas por fatiga se iniciaron y crecieron a lo largo del silicio eutéctico y de las fases intermetálicas de hierro bajo vibración resonante. Investigadores como K. Gall *et al.* [80] exponen que la propagación de grietas en la última fase de la fatiga, se da de manera preferencial en las partículas intermetálicas de hierro y en el silicio eutéctico. Se observa una relación de la fase β con la iniciación y propagación de grietas que conducen a la falla de por fatiga de los materiales. Otros sitios de propagación pueden ser las partículas de silicio eutéctico.

1.5.7. Neutralización de la fase β

Con el fin de mejorar las propiedades de la aleación, se busca cambiar la cristalización del hierro en fase β en una fase menos perjudicial conocida como fase $\alpha - AlFeSi$, de morfología denominada escritura china (Chinese Script) [81]. Los efectos negativos del hierro pueden ser minimizados por diferentes técnicas como:

- Altas tasas de enfriamiento.
- Sobrecalentamiento.
- Uso de elementos neutralizantes como el manganeso.

1.5.7.1. Velocidad de enfriamiento

La velocidad de enfriamiento determina el tamaño, volumen y forma de las fases intermetálicas de hierro. Una manera de evaluar el enfriamiento es mediante la distancia de las dendritas secundarias denominada SDAS (secondary dendrite arm spacing). Un valor pequeño del SDAS está acompañado de compuestos intermetálicos y estructura eutéctica más fina. Emplear altas tasas de enfriamiento reduce la cristalización de hierro en plaquetas β [82].

La tasa de enfriamiento es un parámetro fundamental como se menciona en la sección 1.5.1., ya que, de esta depende en gran medida la formación de partículas β primarias (más perjudiciales para las propiedades mecánicas) o eutécticas. L. Anantha *et al* [33] en su estudio de la cristalización de intermetálicos de hierro en una aleación de aluminio 319 reportaron que en ausencia de manganeso, el hierro cristaliza únicamente en fase β incluso a velocidades de enfriamiento altas como de 20°C/s.

L. Liu *et al.* [83] estudiaron los factores que afectan la precipitación de los intermetálicos β , utilizando como base aleaciones del tipo A 356 y 319. Encontraron que para contenidos de hierro de ~0,8 % y bajas tasas de enfriamiento se forman plaquetas de ~200 μm . Además, las tasas de enfriamiento altas reducen el tamaño de los intermetálicos formados, y también su relación de aspecto.

1.5.7.2. Temperatura de sobrecalentamiento

Un método alternativo para aumentar la fracción en volumen de la fase α sobre la fase β es aumentar la temperatura de sobrecalentamiento de 730 a 900 °C. Esto se atribuye al cambio de estructura que sufren los óxidos $\gamma - Al_2O_3$ a temperaturas mayores de 850 °C. Estos óxidos al cambiar de estructura ya no representan puntos de nucleación de la fase β , promoviendo la formación de la fase α durante la solidificación. Sin embargo, elevar la muestra a estas temperaturas implica un aumento en la solubilidad del hidrógeno en la colada fundida lo que traduce en mayor cantidad de hidrógeno atrapado que puede producir defectos de porosidad [33].

1.5.7.3. Elementos neutralizantes

El manganeso se añade típicamente en una proporción de Mn:Fe igual a 0,5 (la mitad de la composición en peso de hierro) para convertir la fase $\beta - Al_5FeSi$ en una fase más

compacto $\alpha - Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ menos perjudicial, aumentando la resistencia de la aleación por solución sólida o como compuestos intermetálicos debido a la reducción del efecto de la fase β , mediante la formación de la fase α de morfología de escritura china [82]. Sin embargo, para niveles altos y con presencia de Cr se incrementa el riesgo de formación de lodos (partículas intermetálicas duras difíciles de diluir con tratamiento térmico), por lo que, investigadores como S. Seifeddine [70] y A. Taylor [2] recomiendan el uso del factor de formación de lodos (abreviado en inglés como SF)(Ecuación 1.5.), cuyo valor se recomienda que este por debajo de 2,1.

$$SF = \%Fe + 2\%Mn + 3\%Cr$$

Ecuación 1.5. Factor de formación de lodos.
(Fuente:[2])

La cantidad de manganeso para suprimir completamente la formación de la fase β no está bien definida. En el estudio de S. Seifeddine *et al.*[82] añadiendo manganeso en una aleación Al-9%Si-0,3%Fe, con una relación Mn: Fe de 2:1, aún se podía apreciar la formación de plaquetas β . Otro efecto documentado en esta investigación es el aumento del límite de fluencia y un menor incremento de la resistencia a la tracción. Además, se puede utilizar Sr, Be, Cr para la neutralización de la fase β [51].

En general se puede notar que la longitud promedio de los intermetálicos β disminuye con el aumento de la velocidad de enfriamiento y la reducción del contenido de hierro. El manganeso promueve la formación de fases menos perjudiciales que la fase β reduciendo su proporción de volumen en la muestra y mejorando las propiedades.

2. METODOLOGÍA

El desarrollo de la metodología se enfoca en la obtención de probetas de aleación A 356 con diferentes composiciones en peso de hierro y la aplicación de ensayos normalizados como tracción, dureza y análisis de la microestructura.

2.1. Proceso de fundición

El proceso de fundición se puede dividir en dos etapas. La primera etapa, referente a la obtención de los materiales y la segunda etapa comprende la metodología y procesos de fundición.

2.1.1. Obtención de materias primas

Dentro de los principales materiales se encuentra la aleación base y el contaminante de hierro. Para la obtención de la aleación base se plantearon tres opciones: la adquisición de la aleación A 356 directamente de un productor, la elaboración de la aleación en base a trabajos anteriores como la tesis de J. Caluguillin y A. Lema [8] y la obtención a partir de chatarra, piezas o elementos hechos de esta aleación. La opción de la adquisición de la aleación base A 356 a partir de un proveedor fue desechada, debido a que, en Ecuador no existen productores de este tipo de aleación, únicamente se encontró aleaciones como la 6063 de bajo contenido de silicio. Además, la adquisición mediante empresas extranjeras implicaba un uso excesivo de recursos económicos y tiempo.

2.1.1.1. Elaboración de la aleación A 356

Para la elaboración de la aleación A 356 se tomó como base los trabajos de J. Caluguillin y A. Lema [8] y F. Delgado [84], donde se parte de una aleación con bajo contenido de silicio. Se usó la aleación 6063, con un porcentaje en peso de silicio de 0,2 a 0,6 % y un porcentaje de magnesio ~0,3 % en peso. A la aleación 6063 se le añade silicio puro en un porcentaje en peso de 8%. Se realizó procesos de refinación, desgasificación química e insuflación con argón. Además, se utilizó fundentes específicos para aleaciones de aluminio. Para el colado, se dispuso de una coquilla metálica para la obtención de las probetas. Mayores detalles del proceso de obtención se presentan en el trabajo de J. Caluguillin y A. Lema [8]. Se obtuvieron 6 probetas preliminares, donde el principal objetivo fue la evaluación de la composición química. Los resultados mostraron una composición dentro de los rangos establecidos en la Tabla 1.5. por lo

tanto, la opción de fabricar la aleación A 356 se considera viable. Los resultados de composición química se presentan en el Anexo II, Tabla 4.3.

2.1.1.2. Obtención de la aleación A 356 a partir de chatarra y piezas metálicas

Las aleaciones de aluminio debido a su alto impacto en la actualidad, se las puede encontrar en diversas aplicaciones. Donde, las más comunes son piezas y elementos de automóviles. Por esta razón, la búsqueda de chatarra se enfocó en elementos como pistones, cabezotes, blogs de motor y aros de automóvil. Los análisis de espectrometría se realizaron en el espectrómetro de chispa BRUKER modelo Q2 ION del Laboratorio de Fundición. Los resultados del análisis de los pistones (Anexo II, Tabla 4.4.), muestran que su composición no corresponde a la aleación A 356. El análisis de aros de automóvil (Anexo II, Tabla 4.5. y Tabla 4.6.) indica una composición correspondiente a la aleación A 356 y 356. La opción de utilizar elementos previamente fabricados de la aleación A 356 se considera la más idónea en comparación a la opción de obtener la aleación (sección 2.1.1.1.), ya que el proceso de adición de silicio agregaría más tiempo al proceso de fundición, propiciando la absorción de hidrógeno y mayores dificultades en el proceso. Se adquirió una cantidad de 6 aros, 4 de los cuales pertenecían a un mismo vehículo (grupo 1 de aros) y dos a otro (grupo 2 de aros). La composición de los dos juegos de aros se presenta en la Tabla 2.1. Todas las fundiciones iniciales se realizaron con el grupo 2 de aros de automóvil y el grupo 1 se destinó para las pruebas finales.

Tabla 2.1. Aros de automóvil de aleación A 356.

Aros (Grupo 1)				Aros (Grupo 2)			
Elemento	%	Elemento	%	Elemento	%	Elemento	%
Silicio	7,310	Plomo	<0,004	Silicio	7,549	Plomo	<0,004
Hierro	0,097	Estaño	<0,010	Hierro	0,100	Estaño	<0,010
Cobre	<0,005	Vanadio	0,014	Cobre	<0,005	Vanadio	0,010
Manganeso	0,004	Estroncio	0,015	Manganeso	0,004	Estroncio	0,017
Magnesio	0,274	Circonio	<0,002	Magnesio	0,272	Circonio	0,002
Cromo	<0,001	Cobalto	<0,003	Cromo	0,001	Cobalto	<0,003
Níquel	0,009	Calcio	0,007	Níquel	0,009	Calcio	0,005
Zinc	<0,004	Aluminio	92,130	Zinc	<0,004	Aluminio	91,880
Titanio	0,133	Total	99,990	Titanio	0,149	Total	100,000

(Fuente: Propia)

2.1.1.3. Contaminante de hierro

Para la adición de hierro de forma controlada en la aleación base (A 356), se planteó utilizar aleaciones maestras de Al-Fe. Por ende, se adquirió pequeñas muestras de una aleación Al-Fe (hierro entre 70 y 90%). Sin embargo, el alto porcentaje de hierro dificultaría su fusión dentro del rango de temperaturas de fundición para el aluminio. Por esta razón, se adquirió 2 kg de una aleación maestra de composición Al-10%Fe (Anexo III) elaborada por la empresa Shanghai Ruizheng Chemical Technology Co., Ltd. Ubicada en China (Shanghai) (Figura 2.1.).



Figura 2.1. Aleación maestra Al-10%Fe (2 kg).
(Fuente: Propia)

2.1.2. Materiales, equipos y proceso de fundición

Para el proceso de fundición se utilizaron los materiales y equipos especificados en la Tabla 2.2. El horno de resistencia eléctrica tiene una capacidad de ~ 2,5 kg de aluminio, mientras que el crisol cuenta con una capacidad de 2 kg de aluminio. La coquilla metálica se carga con una masa de 500 g de Aleación A 356. Refinador de grano Al-5Ti-B, aleación maestra de hierro Al-10%Fe, fundente ALU FUNDEX, desgasificación con APARTAGAS e insuflación de gases nobles (Argón) fueron utilizadas. El control de temperatura se realizó con una termocupla tipo K conectada a un controlador de temperatura, debido a que la termocupla instalada en el horno no funciona adecuadamente.

Tabla 2.2. Materiales y equipos para el proceso de fundición.

Materiales y equipos	Imagen	Materiales y equipos	Imagen
Horno de Resistencia eléctrica		Termocupla tipo K y controlador de temperatura.	
Crisol (~2 Kg de Al)		Refinador de grano Al-5Ti-B	
Coquilla Metálica		Fundente ALU FUNDEX	
Sistema de insuflación de Argón		Desgasificante APARTAGAS	
Balanza (hasta 100 g)		Aros de Aleación A 356	
Balanza (para cantidades mayores a 100 g)		Aleación Maestra Al-10%Fe	

(Fuente: Propia)

Las primeras fundiciones revelaron defectos superficiales muy notorios en las probetas maquinadas (Figura 2.2.), las cuales presentaban cavidades en el cuerpo y en la rosca (presumiblemente por los rechupes generados en los cambios de sección debidos a un bajo calentamiento del molde metálico).

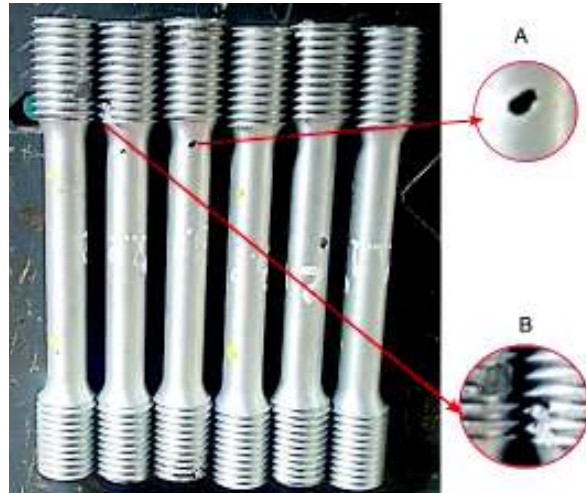


Figura 2.2. Defectos superficiales en probetas maquinadas, (A) defecto en el cuerpo de la probeta y (B) defecto en la rosca.
(Fuente: Propia)

Para corregir los defectos de las primeras pruebas, se aumentó la temperatura de calentamiento del molde metálico de un rango de 200 a 300 °C a una temperatura entre 300 a 400 °C. Se realizaron 10 nuevas probetas (Figura 2.3.), con características superficiales buenas (no se detectó defectos apreciables).



Figura 2.3. Probetas obtenidas al aumentar la temperatura de calentamiento del molde metálico.
(Fuente: Propia)

Sin embargo, las pruebas de tracción revelaron defectos internos en la rosca inferior de las probetas, donde se formaban cavidades por aire atrapado (Figura 2.4.). El 90% de las probetas presentaron este defecto después de ser sometidas al ensayo de tracción.



Figura 2.4. Defectos internos en la rosca inferior de las probetas ensayadas por tracción.
(Fuente: Propia)

Debido a la gran cantidad de defectos producidos se decidió cambiar el molde metálico por un molde de arena aglutinado con resinas furánicas (Los moldes de arena son ampliamente usados en la industria fundidora ecuatoriana), fabricado por la empresa FUNDIRECICLAR S.A. y diseñado por el Ing. Gustavo Barona (Figura 2.5.). Además, la coquilla metálica a parte del defecto antes descrito, presentaba mayor facilidad de formación de rechupes y grietas en los cambios de sección y en la parte superior. Los nuevos moldes permiten obtener tres probetas de forma cilíndrica (evitando problemas por cambio de sección) a diferencia de la coquilla que permitía obtener únicamente dos.

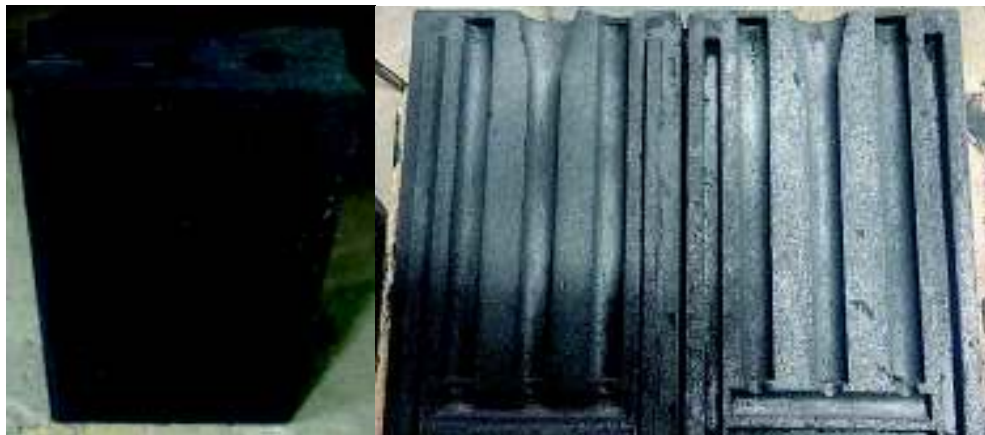


Figura 2.5. Molde de arena fabricado por la empresa FUNDIRECICLAR S.A.
(Fuente: Propia)

Después de algunas pruebas, se estableció el proceso de fundición, tomando en cuenta los factores antes descritos y el proceso de fundición descrito en la tesis de J. Caluguillin y A. Lema [8]. El proceso se describe a continuación:

1. Los Aros de aluminio se cortan en pequeños pedazos, para luego ser calentados con el soplete flameador facilitando la remoción de la capa de pintura presente (Figura 2.6.).



Figura 2.6 Corte y limpieza de aros de aleación A 356.
(Fuente: Propia)

2. Se pesa una cantidad específica de 1700 g (Figura 2.7.), lo cual equivale a una carga de material para cada fundición en el molde de arena.



Figura 2.7. Carga de material para el molde de arena.
(Fuente: Propia)

3. Se limpia el crisol utilizando una lija fina (número 1000 o 600), se lo coloca en el horno y se enciende por un tiempo de 5 minutos con las compuertas abiertas (Figura 2.8.) para eliminar humedad remanente en el horno y el crisol.



Figura 2.8. Eliminación de humedad y calentamiento del horno y crisol.
(Fuente: Propia)

4. Se pesa una cantidad de fundente equivalente al 0,5 % de la carga (8,5 gramos), una cantidad de 0,25% (4,25 gramos) de la carga para el desgasificante y 0,2% para el refinador de grano (3,4 gramos)(Figura 2.9.) [8].



Figura 2.9. Elementos adicionados a la colada fundida, (a) desgasificante marca APARTAGAS, (b) fundente marca ALU FUNDEX, (c) refinador de grano AL-5Ti-B.
(Fuente: Propia)

5. Se pesa la aleación maestra Al-Fe (Figura 2.10.), para diferentes contenidos de 85 g, 136 g, 170 g y 204 g (correspondientes a 0,5%; 0,8%; 1% y 1,2% de la carga). Se considera que la aleación maestra tiene 10% en peso de hierro.



Figura 2.10. Aleación maestra Al-10%Fe.
(Fuente: Propia)

6. Se coloca los 1700 gramos de la aleación A 356 en el crisol, para luego ser introducido en el horno. Se cierran las compuertas del horno y se espera la fundición del metal (Figura 2.11.).



Figura 2.11. Horno en funcionamiento con la carga de material.
(Fuente: Propia)

7. Se sobrecalienta el metal líquido a una temperatura de 750°C . La termocupla del horno no funciona adecuadamente, por lo que se usó una termocupla tipo K recubierta con una vaina de cerámico y conectada a un controlador de temperatura (Figura 2.12.). Se añade el contaminante de hierro y se espera por un periodo de tiempo de 1 hora, para asegurar su disolución y homogenización en la colada fundida.



Figura 2.12. Proceso de adición de la aleación maestra de Al-Fe, (a) control de temperatura, (b) adición y mezcla del contaminante de hierro.
(Fuente: Propia)

8. Se añade el refinador de grano y se espera durante un periodo de 15 minutos a 750°C para garantizar su disolución, se realizan movimientos lentos de mezcla con la cuchara de fundición para mejorar la homogenización (Figura 2.13.).



Figura 2.13. Adición de refinador de grano a 750°C con ayuda de una cuchara de hierro.
(Fuente: Propia)

9. Se utiliza el fundente en la cantidad especificada, introduciéndolo en el metal líquido. Se realiza movimientos suaves de arriba hacia abajo hasta que el fundente se consuma por completo (Figura 2.14.).

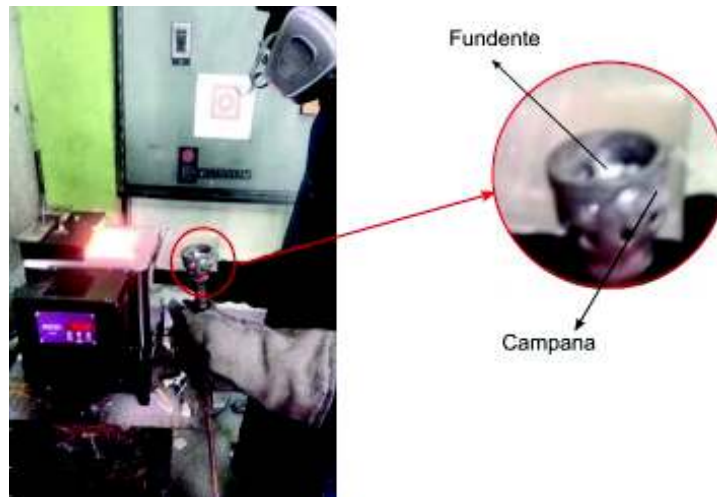


Figura 2.14. Uso de fundente en el metal líquido.
(Fuente: Propia)

10. Se adiciona el desgasificante APARTAGAS, de la misma manera que el fundente. La emanación de vapores es señal de que el desgasificante está siendo consumido. Se recomienda el uso de mascarilla para la protección contra la emanación de gases (Figura 2.15.).



Figura 2.15. Adición de desgasificante (APARTAGAS) por inmersión con ayuda de una campana de hierro.
(Fuente: Propia)

11. Terminada la etapa de utilización del fundente y desgasificante, se realiza la desgasificación con gas noble (Argón), para lo cual se empleó una campana de desgasificación con 18 orificios de diámetro 5/64 pulgadas [85]. Se realizó pequeños experimentos para determinar la presión adecuada de desgasificación. Para la cantidad de metal fundido una presión de 2 psi fue suficiente para una dispersión homogénea de las burbujas de argón por todo el crisol (A mayores presiones se produjo alta turbulencia que resultó en regado del material y enfriamiento brusco de la colada, incluso con el horno encendido). R. Garrido y G. Sánchez [86] determinaron parámetros para obtención de fundiciones de aluminio con baja porosidad, obteniendo mejores resultados para un tiempo de desgasificación con argón de 3 minutos en una masa de 6 Kg de aluminio. Por esta razón, para el presente estudio, el tiempo de insuflación de argón fue de 2 minutos, ya que, mayores tiempos afectaban la temperatura de colado y por ende la fluidez del material (Figura 2.16.).

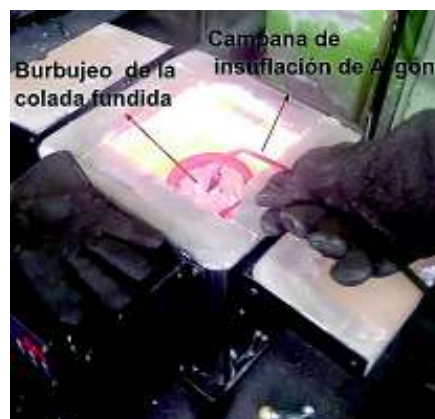


Figura 2.16. Insuflación de argón por medio de campana.
(Fuente: Propia)

12. Posterior a la desgasificación con argón se limpia la escoria de la colada líquida y se procede al vertido del material en el molde de arena (Figura 2.17.). La temperatura de colado para aleaciones de aluminio está en el rango de 700 a 750°C. Para un temperatura de colado superior al rango establecido, las fundiciones resultan en cristales grandes, bajas resistencias y mayor cantidad de gases disueltos [87]. Por esta razón, la temperatura de colado fue de ~720°C [8].



Figura 2.17. Colado del metal fundido en el molde de arena.
(Fuente: Propia)

Después de la fundición en molde de arena se obtienen tres cilindros, que tendrán que ser sometidos a procesos de maquinado para elaborar las probetas de los diferentes ensayos. En la Figura 2.18. se muestra el resultado de la fundición y un esquema con las dimensiones en mm de las diferentes secciones a ser utilizadas.

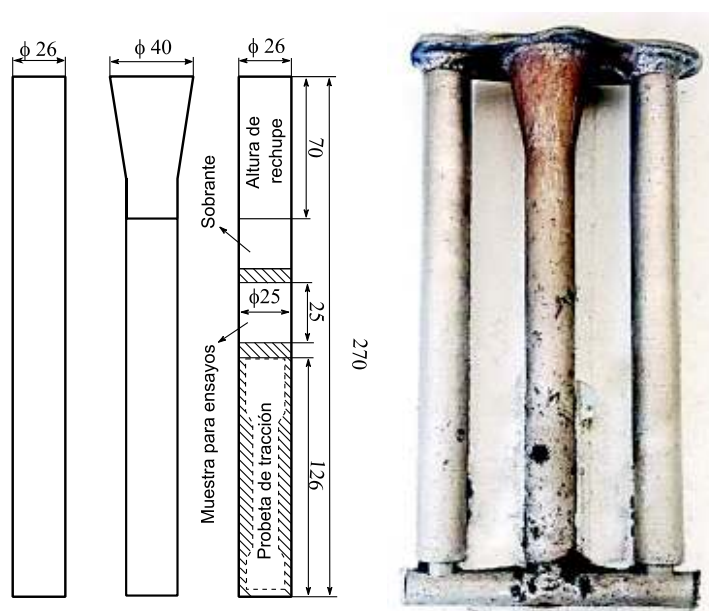


Figura 2.18. Esquema y producto final del proceso de fundición en molde de arena.
(Fuente: Propia)

2.2. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción permite evaluar la resistencia de un material al someter una probeta normalizada a cargas de tracción. Se emplea para establecer la relación entre el esfuerzo normal promedio y la deformación, mediante un gráfico esfuerzo deformación. Además, con el uso de extensómetros es posible determinar el módulo de elasticidad del material. El presente trabajo se centra en el análisis de la resistencia última a la tracción (UTS por sus siglas en inglés), y la ductilidad. Los ensayos de tracción se realizaron en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones (LAEV) de la Escuela Politécnica Nacional, bajo la norma ASTM E8/E8M-15a. El resumen del procedimiento del ensayo se puede revisar en el Anexo IV.

2.2.1. Obtención de probetas de tracción

Las primeras probetas de tracción elaboradas a partir del producto obtenido del molde metálico, se realizaron en el Laboratorio de Investigación, Desarrollo e Innovación en Nuevas Tecnología de Diseño Manufactura y Producción (LABINTECDIMP) de la Escuela Politécnica Nacional, en el torno CNC modelo ROMI C240. Los resultados del proceso se pueden apreciar en la sección 2.1.2. Las posteriores probetas de tracción obtenidas a partir del molde de arena, fueron maquinadas en el Laboratorio de Máquinas y Herramientas de la Escuela Politécnica Nacional bajo especificaciones de la norma ASTM E8/E8M-15a. Se parte del producto de la fundición en molde de arena. Se corta las secciones correspondientes a la mazarota y los alimentadores para obtener tres cilindros individuales (Figura 2.19.).

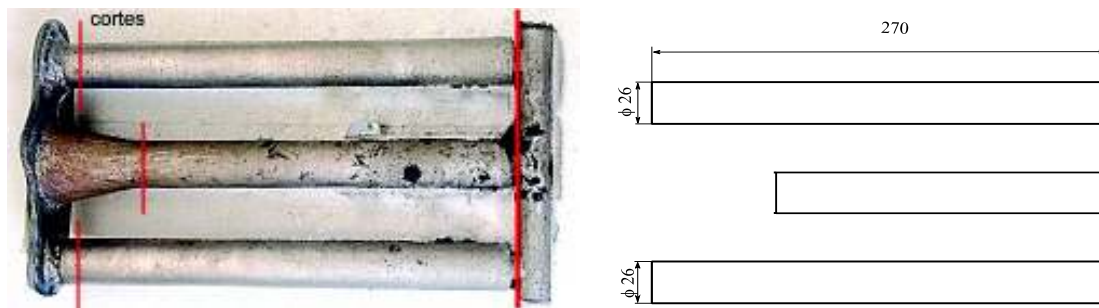


Figura 2.19. Producto obtenido de la fundición en molde de arena (las líneas rojas indica los cortes realizados).
(Fuente: propia)

Los cilindros fueron maquinados en un torno de marca NOSOTTI según las dimensiones especificadas en la norma ASTM E8/E8M-15a. El esquema de la probeta y el resultado

final después del proceso de maquinado en torno se presenta en la Figura 2.20. y las dimensiones en la Tabla 2.3. La rosca normalizada es una de tipo UNS (Unified National Standard) de la serie UNC (Unified National Coarse) con designación 3/4 -10UNC-2A.

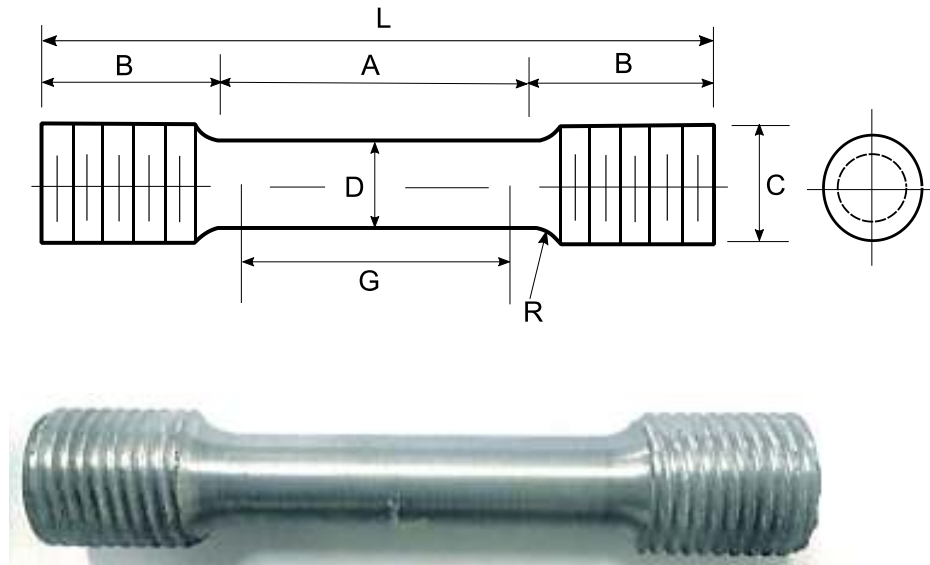


Figura 2.20. Probeta normalizada para tracción.
(Fuente: [89])

Tabla 2.3. Dimensiones de la probeta para tracción.

Símbolo	Denominación	Dimensiones [mm]
G	Longitud calibrada	50 ± 1
D	Diámetro (sección reducida)	$12,5 \pm 2$
R	Radio de filete	10
A	Longitud de la sección paralela reducida	56
L	Longitud total aproximada	126
B	Longitud de la sección final	35
C	Diámetro de la sección final	20

(Fuente: [89])

De los resultados de tracción se analizará los referentes a la resistencia última a la tracción y la elongación a la fractura. Se determinará el índice de calidad (Quality Index), para cada composición en la sección de resultados.

2.3. Ensayo de dureza

El ensayo de dureza mide la resistencia de la superficie de un material a la penetración de un objeto de mayor dureza (indentador). El concepto de dureza no se ha definido con precisión, ya que, dependiendo del contexto puede representar la resistencia al rayado o penetración [16]. En el presente estudio se realizaron mediciones de dureza superficial en escala Rockwell, macrodureza en escala Brinell y microdureza en escala Vickers para las probetas con diferentes porcentajes de hierro.

2.3.1. Dureza superficial Rockwell

La medición de dureza superficial en escala Rockwell se diferencia de la dureza Rockwell en la magnitud de las fuerzas empleadas, siendo menores para mediciones superficiales. Las mediciones de dureza superficial se llevaron a cabo en base a la norma ASTM E18 que especifica el método estándar de medición de dureza Rockwell para materiales metálicos [90].

El principio consiste de tres pasos básicos. En el primer paso el indentador se pone en contacto con la muestra, se aplica la fuerza de prueba preliminar F_0 por un tiempo de permanencia especificado y se mide la indentación. La fuerza en el indentador se incrementa por una fuerza adicional F_1 a una velocidad determinada, hasta alcanzar la fuerza de prueba total F . Por último la fuerza de prueba adicional es removida, retornando la fuerza de prueba preliminar y se mide la profundidad de indentación final. El valor de dureza Rockwell se deriva de la diferencia entre la indentación final y la preliminar.

La máquina de prueba Rockwell deberá determinar la dureza aplicando las fuerzas de prueba y midiendo la profundidad de la indentación de acuerdo con el principio de prueba de dureza Rockwell. Para obtener mejores resultados, la superficie de prueba y la superficie inferior deben ser lisas, uniformes, libres de escamas de óxidos, materiales extraños y lubricantes. Se recomienda que el espesor de la muestra supere en 10 veces la profundidad de indentación [90].

La muestra preparada posee un espesor de ~ 25 [mm] y un diámetro de ~ 25 [mm]. Las superficies fueron refrentadas en el torno a altas velocidades para un buen acabado superficial (Figura 2.21.).

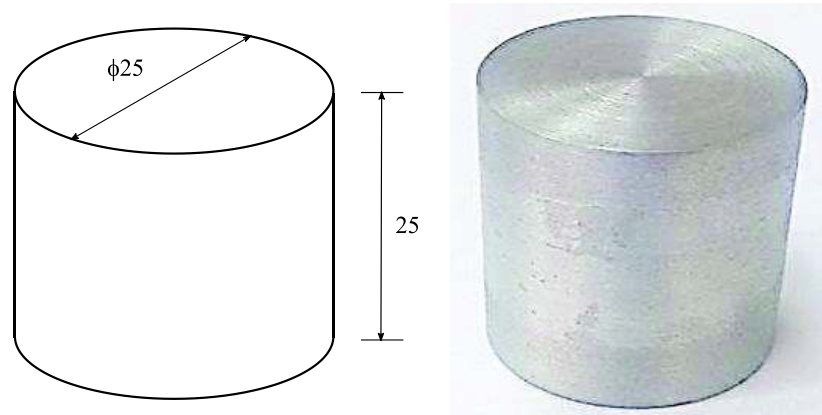


Figura 2.21. Esquema de la muestra para ensayo de dureza, muestra final después del proceso de maquina en torno.
(Fuente: Propia)

Los ensayos se realizaron en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones (LAEV) con el uso de un medidor Rockwell marca MITUTOYO. El ensayo se realizó con una carga de prueba total de 30 kilogramos fuerza con un indentador de esfera de 1/16 pulgada (Figura 2.22.). Se tomaron 7 medidas y se obtuvo el promedio de 5 (se excluyó valores extremos). En el Anexo V se presenta un resumen del proceso general para la medición de dureza superficial Rockwell realizado en el (LAEV).



Figura 2.22. Ensayo de dureza, (a) medidor de dureza Rockwell, (b) muestra después del ensayo de dureza.
(Fuente: Propia)

2.3.2. Macro dureza Brinell

En el ensayo de dureza Brinell se comprime una esfera de 10 mm de diámetro por lo general, contra la superficie de la muestra. Se usa una esfera de acero para materiales blandos y un cono o indentador de diamante para materiales más duros [16]. El principio general de la medición de dureza Brinell comprende dos etapas. En la primera, el indentador entra en contacto de manera perpendicular con la superficie de la muestra y se aplica una fuerza de prueba que se mantiene por un tiempo determinado para luego ser retirada. En la segunda etapa el diámetro de la indentación se mide en al menos dos dimensiones perpendiculares, el valor de dureza se deriva del diámetro de indentación. La preparación de la probeta es similar que el ensayo Rockwell por lo que se mantiene las dimensiones de la muestra [91].

El ensayo se realizó en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones (LAEV) bajo la norma ASTM E10 en el medidor de dureza Brinell modelo PITTSBURGH. La indentación se realizó con una esfera de acero de 10 mm y valor nominal de fuerza de 500 kilogramos fuerza (Figura 2.23.).



Figura 2.23. Medición de dureza Brinell (resultado de la indentación en las muestras).
(Fuente: Propia)

La medición del diámetro se realizó en el Laboratorio de Metalografía, en el microscopio óptico de marca OLYMPUS (Figura 2.24.) ya que en el LAEV los resultados de la medición del diámetro se presenta con un decimal, y la norma establece un valor de dos decimales (para mayor precisión).

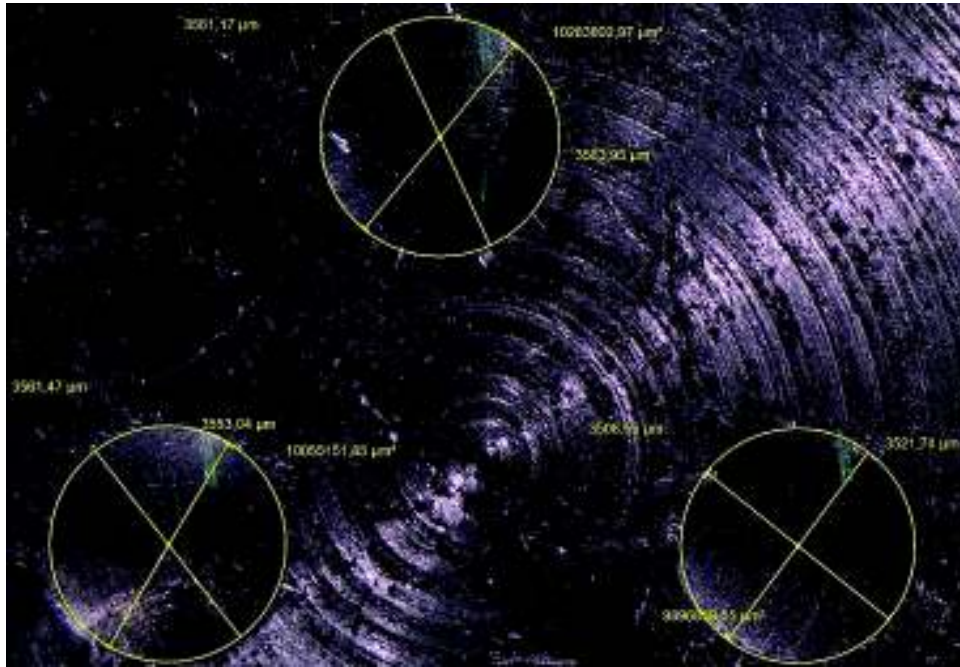


Figura 2.24. Medición del diámetro de indentaciones (micras) en el microscopio para una probeta sin adición de hierro.
(Fuente: Propia)

Con esta información se puede determinar la dureza a partir de las tablas especificadas en la norma ASTM E10 (10 mm y 500 kgf). Para cada probeta se tomó el promedio de los tres valores de dureza correspondientes a las tres indentaciones. El resumen del proceso general se especifica en el Anexo VI.

2.3.3. Microdureza Vickers

Para los ensayos de microdureza Vickers se generan indentaciones tan pequeñas, que se necesita un microscopio para obtener la medida. El indentador utilizado para esta prueba, es una pirámide de diamante recta (con base cuadrada), con un ángulo entre caras opuestas de 136° .

La Dureza Vickers se calcula a partir de la fuerza de prueba aplicada y el área de indentación remanente. También existen relaciones para el cálculo de la dureza Vickers en función de la diagonal promedio de la figura romboidal que deja la indentación (Figura 2.25.). El método de dureza Vickers utiliza fuerzas de prueba en rangos de 1 a 120 gramos fuerza (gf) [92,93].

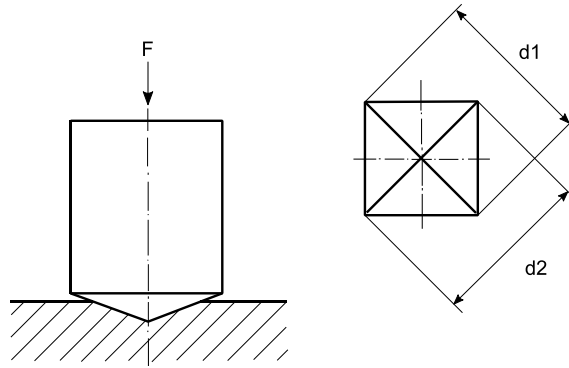


Figura 2.25. Esquema del principio de medición de dureza en Vickers.
(Fuente: [92])

Para precisión en la medición de microdureza, la muestra debe poseer las caras planas y la superficie analizada debe estar pulida. El espesor del material debe ser mínimo 10 veces la profundidad de indentación. La muestra utilizada es similar a la usada en la medición de dureza Rockwell y Brinell, diferenciándose únicamente por la superficie pulida (Figura 2.26.) [93].



Figura 2.26. Probeta para medición de dureza Vickers (superficie ensayada pulida).
(Fuente: Propia)

El ensayo de dureza Vickers se llevó a cabo en el laboratorio de Metalografía, con la utilización de un microdurómetro de marca DUROLINE. Las zonas de interés para la medición de dureza son: las plaquetas β , la matriz de aluminio, interfaces entre las plaquetas β , la matriz de aluminio y el silicio. El procedimiento del ensayo se realizó en base a las normas ASTM E92-16, y la norma ASTM E384-17 para microdureza.

Para el ensayo se aplicó una carga de 50 gramos fuerza (el valor de la fuerza debe estar entre 1 y 120 gf) por un tiempo de 10 segundos (la norma especifica un valor de tiempo de 10 a 15 segundos). Después de establecer los parámetros de entrada se realiza la microindentación y se evalúa la marca dejada (forma romboidal). Se usó el software

Kameram para analizar las imágenes. Se tomó la medida de las diagonales para cada sección analizada en la probeta, ya que el programa automáticamente muestra el valor de dureza para cada indentación analizada en función del valor de las diagonales Figura 2.27.

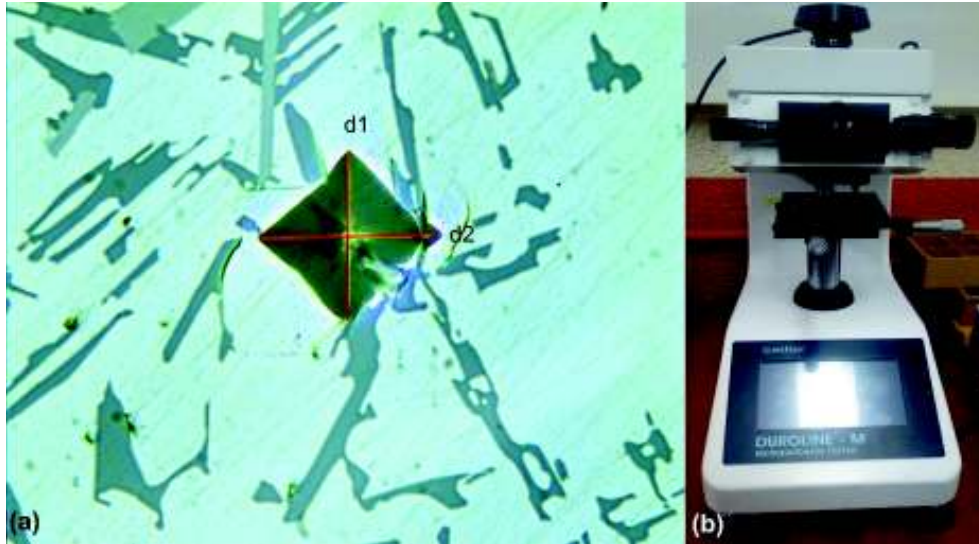


Figura 2.27. Medición de dureza Vickers, (a) imagen a analizada en el software Kameram, (b) equipo utilizado para la medición de dureza Vickers.
(Fuente: Propia)

En el Anexo VII se presenta un resumen del proceso de medición de dureza de dureza Vickers realizado en el Laboratorio de Metalografía de la Escuela Politécnica Nacional.

2.4. Análisis de composición química

El análisis metalográfico e identificación de fases en las probetas realizadas permitirá relacionar el comportamiento de las propiedades mecánicas de los anteriores ensayos con la microestructura de la aleación.

2.4.1. Espectrometría por chispa

La espectrometría por chispa permite conocer la composición química de metales y aleaciones, donde en general se analizan bases de aluminio, hierro, cobre y zinc. En el espectrómetro se produce una descarga eléctrica controlada en una atmósfera de argón entre la superficie plana preparada de una muestra y la punta de un electrodo. La energía de la descarga es suficiente para eliminar el material de la superficie de la muestra, romper los enlaces químicos o físicos y hacer que los átomos o iones emitan energía radiante. Las energías radiantes de las líneas analíticas seleccionadas y las

líneas estándar internas se convierten en señales eléctricas mediante tubos fotomultiplicadores (PMT) o un detector de estado sólido adecuado. Las señales del detector están integradas eléctricamente y convertidas a un valor digitalizado. Las señales se relacionan con la señal estándar interna adecuada y se convierten en fracciones de masa de acuerdo con la práctica [95].

Para el análisis de espectrometría la muestra debe cubrir y sellar por completo la abertura del espectrómetro para que la quemadura producida por el arco sea buena. Una buena quemadura es aquella que tiene un área profundamente quemada en el centro, rodeada por un anillo negro. Las quemaduras incorrectas se dan por falta de sellado entre la muestra y la placa del espectrómetro produciendo fugas de aire, por mala calidad del argón o por malas condiciones superficiales de la muestra (óxidos, poros) [95]. Para la preparación de las muestras se consideró principalmente las recomendaciones del fabricante del espectrómetro y de la norma ASTM E 1251. Las muestras utilizadas son similares a las usadas para los diferentes ensayos de dureza (Figura 2.21.). El ensayo de espectrometría por chispa se realizó en el Laboratorio de Fundición de la Escuela Politécnica Nacional. Se usó un espectrómetro BRUKER modelo Q2 ION (Figura 2.28.).



Figura 2.28. Espectrómetro de chispa BRUKER modelo Q2 ION.
(Fuente: Propia)

El proceso para el ensayo de espectrometría se realizó tomando en cuenta el modelo del espectrómetro (el diámetro de la abertura es de 12 mm) las recomendaciones del fabricante y de la norma ASTM E1251. El resultado de la composición química es el promedio de tres mediciones, el software del equipo muestra el resultado final de la composición para cada elemento. El resumen del proceso se puede revisar en el Anexo VIII.

2.5. Análisis Metalográfico

El objetivo del análisis metalográfico es revelar los constituyentes, fases y la estructura de los metales y sus aleaciones (microestructura) mediante un microscopio óptico de luz o un microscopio electrónico de barrido. La microestructura tiene gran influencia en las propiedades mecánicas de los metales y aleaciones, de ahí la importancia de su análisis [96]. En el presente estudio el análisis metalográfico se enfocó en la identificación de fases intermetálicas de hierro, específicamente la formación de partículas intermetálicas de formas de agujas o plaquetas denominadas fase β .

2.5.1. Preparación de las muestras

La preparación de las muestras se realiza en base a la norma ASTM E3. Para una fundición, se recomienda un corte de sección perpendicular a la superficie, para mostrar las variaciones en la estructura desde el exterior al interior de la fundición. Las muestras para análisis metalográfico generalmente poseen diámetros de 12 a 25 mm para muestras cilíndricas, donde la altura se define por la facilidad para la realización del pulido. La muestra preparada posee un diámetro y altura de 25 mm (Figura 2.29.). El diámetro de la muestra se maquinó en función de los alojamientos de la máquina de pulido.

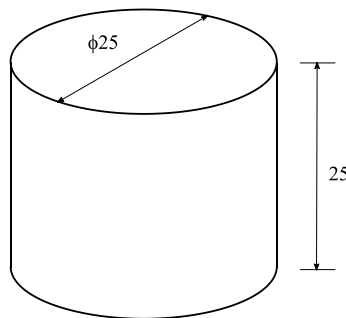


Figura 2.29. Dimensiones de la muestra para ensayo metalográfico.
(Fuente: Propia)

2.5.2. Preparación de la superficie

Se eliminan recubrimientos de las superficies que puedan afectar el proceso de pulido. En el caso de las muestras preparadas, no se necesita la utilización de resinas ya que el tamaño de la muestra es específico para el modelo del alojamiento de la máquina de pulido y lapeado de la serie FORCIMAT. Los procesos de desbaste grueso, desbaste fino y pulido se realizaron de manera semiautomática (Figura 2.30.).



Figura 2.30. Máquina para la preparación superficial de muestras para análisis metalográfico.
(Fuente: Propia)

En el desbaste se eliminan las imperfecciones grandes, que resultan de procesos de maquinado anteriores y se nivelan las superficies de la muestra (caras paralelas). En la etapa de desbaste se retira gran cantidad de material hasta dejar una superficie adecuada para las siguientes etapas. Se utilizó una rueda rotatoria para el desbaste de las muestras (Figura 2.31.). La máquina permite desbastar 6 probetas a la vez, reduciendo considerablemente el tiempo de preparación de la muestra. Una vez terminada esta etapa se lava la muestra con agua y se adiciona alcohol para evitar la oxidación.



Figura 2.31. Desbastado rotatorio de muestras de aleación de aluminio.
(Fuente: Propia)

La etapa siguiente es el desbaste fino. En esta etapa se busca eliminar el daño en las muestras que se produce en el desbaste grueso. Se utiliza lijas más finas y agua para

eliminar los restos de trituración y refrigerar las muestras. Los resultados del desbaste fino se presentan en la Figura 2.32.



Figura 2.32. Muestras después del desbaste fino.
(Fuente: Propia)

La etapa final es el pulido (Figura 2.33.), donde la principal diferencia con las anteriores etapas es el uso de abrasivos disueltos de tamaños menores a $6 \mu m$. Para esta etapa se empleó una suspensión de diamante de tres micras y lubricante de diamante en base de agua. El proceso de pulido se realizó en varias etapas, debido a que la superficie de aluminio se rayaba constantemente.



Figura 2.33. Proceso de pulido de las muestras, utilizando lubricantes y abrasivos disueltos.
(Fuente: Propia)

Una vez terminada la preparación de la superficie de análisis de las muestras, estas presentan un acabado espejo. Las muestras están listas para el análisis de su microestructura en la siguiente etapa.

2.5.3. Ataque químico

El ataque químico es una técnica que permite la visualización y diferenciación entre fases. Para el caso de las muestras de la aleación de aluminio estudiada (A 356), se pudo identificar las fases sin la necesidad de utilizar ataque químico. Sin embargo algunos estudios similares utilizan una solución de ácido fluorhídrico al 0,5% [69] o al 0,8% [47]. Se analizó una muestra con ácido fluorhídrico al 0,5%, pero los resultados no fueron apreciablemente diferentes a la muestra sin ataque, por lo que el análisis de microestructura se realizó sin el uso ataque químico.

2.5.4. Análisis de la microestructura

El análisis de la microestructura en el presente estudio está enfocado en tres aspectos principales: la identificación de la fase intermetálica β de morfología acicular o de plaquetas, análisis de la longitud promedio de las plaquetas β para contenidos en hierro del 0,5; 0,8 y 1% y la medición del espacio entre brazos secundarios de dendritas para determinar la velocidad aproximada de enfriamiento.

2.5.4.1. Identificación de la fase β

La identificación de la fase intermetálica β se realizó en base a la morfología característica de la fase. Además, en las condiciones de trabajo (bajos contenidos de Mg, tasas de enfriamiento alto, bajos contenidos de Mn) la formación de fases como la α de morfología de escritura china o la fase π (se forma a contenidos de Mg de $\sim 0,5\%$) son poco probables [33]. Por ende, la formación de la fase intermetálica β de morfología acicular es la única que se formaría de las fases de hierro.

La identificación de fases se puede complementar con análisis como difracción de rayos X y un EDS (espectroscopia de Dispersión de Energía). El análisis de la microestructura se llevó a cabo en el Laboratorio de Metalografía, utilizando un microscopio metalográfico Marca OLYMPUS SC 30. Se tomó imágenes con aumentos de 100X y 500X en diferentes partes de la superficie pulida, preferencialmente en zonas con alta densidad de intermetálicos β (Figura 2.34.). Las imágenes fueron analizadas en el software Steam Essential.

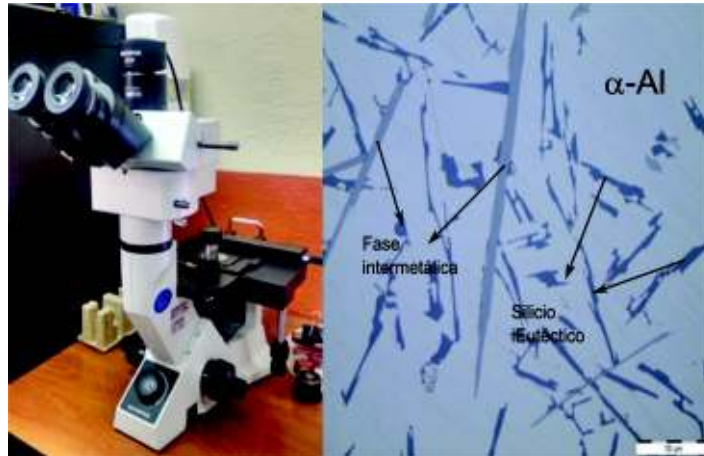


Figura 2.34. Imagen a 500X de A 356 con 8% de hierro (a la izquierda el microscopio metalográfico utilizado).
(Fuente: Propia)

La difracción de rayos X y una prueba de composición puntal (microscopio electrónico de barrido) fueron realizadas en el DEMEX (Departamento de Metalurgia Extractiva). Para la prueba de composición puntal se utilizó una muestra pulida y se analizó la composición en plaquetas de morfología acicular (Figura 2.35.), en el microscopio electrónico de barrido marca BRUKER modelo Vega y el software Vega TC.



Figura 2.35. Análisis de composición química puntal en el microscopio electrónico de barrido de una aguja o plaqueta en una muestra de aleación A 356 con alto contenido de hierro.
(Fuente: Propia)

La difracción de rayos x permite identificar fases cristalinas formadas en la muestra, para ellos se elaboró una muestra cilíndrica de diámetro ~25 mm y altura 4 mm (Figura 2.36.). El análisis se llevó acabo empleando un Difractómetro D8 ADVANCE marca BRUKER y el los resultados obtenidos fueron evaluados en el software Diffrac Plus (EVA) (Figura 2.37.).

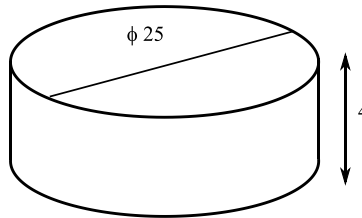


Figura 2.36. Esquema de la muestra elaborada para el análisis por difracción de rayos X (dimensiones en mm).
(Fuente: Propia)



Figura 2.37. Difractómetro de Rayos X D8 ADVANCE marca BRUKER.
(Fuente: Propia)

2.5.4.2. Longitud promedio de las plaquetas β

El aumento en el contenido de hierro no incrementa apreciablemente el número de plaquetas β formadas, pero sí su tamaño [2]. Para analizar el efecto en el incremento de tamaño de las plaquetas β , se tomó un aproximado de 150 mediciones de las plaquetas más grandes para muestras de aleación A 356 con porcentajes aproximados de hierro de 0,5%; 0,8% y 1%. De estas 150 mediciones se sacó el promedio de las 100 plaquetas de mayor longitud. En un estudio realizado por L. Anantha *et al.* [33] obtuvieron la longitud promedio de las 10 plaquetas más grandes de 50 mediciones en una aleación de aluminio 319. Sin embargo, se decidió tomar mayor cantidad para obtener una tendencia clara. Se usó el software analizador de imágenes Steam Essential y el microscopio metalográfico marca OLYMPUS (Figura 2.38.).

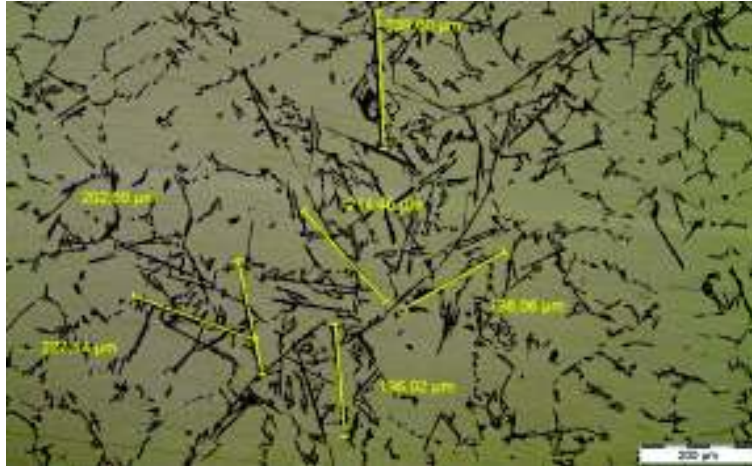


Figura 2.38. Medición de la longitud de plaquetas β en una muestra con un contenido de hierro aproximado de 1%.
(Fuente: Propia)

El objetivo será relacionar la longitud promedio de la plaqueta β para los tres contenidos de hierro con las propiedades mecánicas obtenidas en los diferentes ensayos. Esto se expondrá en la sección de resultados.

2.5.4.3. Medición de la distancia entre brazos dendríticos secundarios (SDAS)

Un factor que determina en gran medida la calidad y propiedades de la fundición, es el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (SDAS), el cual depende en gran medida de la velocidad de enfriamiento [83]. Q.G. Wang [18] estudió las propiedades de tracción y el comportamiento a la fractura de aleaciones de aluminio fundido A 356 y A 357, encontrando una gran dependencia con el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (SDAS). Registró un decremento de ductilidad y de la resistencia última a la tracción (UTS) con valores de espaciamiento dendrítico mayores. El valor del SDAS se puede calcular identificando y midiendo pequeños grupos de brazos dendríticos secundarios bien definidos en la pantalla del analizador de imágenes y utilizando la Ecuación 2.1.

$$SDAS = \frac{L}{nM}$$

Ecuación 2.1. Cálculo de la distancia dendrítica entre brazos secundarios (SDAS).
(Fuente: [18])

Donde:

L = Es la longitud entre el extremo de las dendritas consideradas (μm).

n = Número de dendritas en la longitud L .

M = Magnificación del microscopio.

En la Figura 2.39. se muestran tres grupos de dendritas secundarias. En el grupo de dendritas de la derecha se ha marcado la longitud L , el valor de n corresponde a 6 y dependiendo la magnificación usada (100X, 500X, etc.), se podría determinar el valor del SDAS.

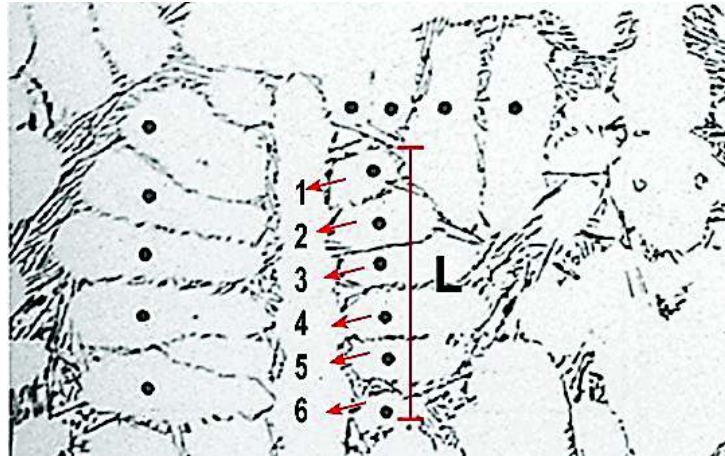


Figura 2.39. Grupo de dendritas secundarias en una aleación de Al-Si.
(Fuente: [97])

En el presente trabajo se buscó grupos de dendritas en las muestras de aleación A 356 sin adición de hierro. La medición y el análisis de imágenes se realizó con el software Steam Essential y la magnificación fue de 100x. En la Figura 2.40. la longitud del grupo de dendritas es $383,23 \mu m$, en este caso ya se consideró la magnificación de la medida.

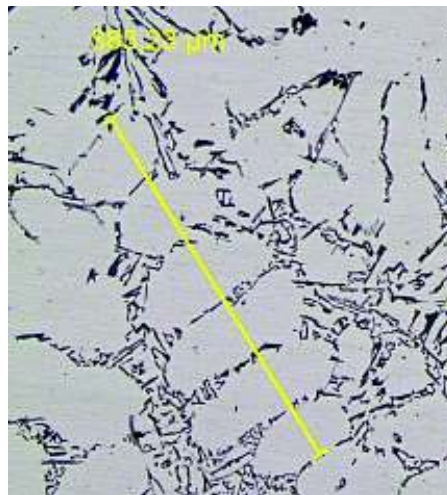


Figura 2.40. Grupo de dendritas secundarias en la aleación base A356 (se halla marcada la longitud entre dendritas).
(Fuente: Propia)

El número de dendritas n es de 6, por lo que el valor del SDAS es de $\sim 64 \mu m$ calculado a partir de la Ecuación 2.1. A partir de este valor (SDAS) se puede estimar la tasa de solidificación o velocidad de enfriamiento con la Ecuación 2.2.

$$\log\left(\frac{dT}{dt}\right) = -\frac{(\log(SDAS) - 1,66)}{0,4}$$

Ecuación 2.2. Cálculo de la velocidad de enfriamiento en función del espaciamiento entre dendritas secundarias (SDAS).
(Fuente:[98])

Donde:

$\left(\frac{dT}{dt}\right)$ = es la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}C/s$).

$SDAS$ = es la distancia entre brazos dendríticos secundarios.

El cálculo de la velocidad de enfriamiento, permite definir de manera más completa las condiciones de experimentación. Además, la velocidad de enfriamiento juega un papel fundamental en la formación de fases y por ende en las propiedades mecánicas. Para el presente trabajo se tomó un promedio de 50 valores de SDAS, con los cuales se determinó un valor de SDAS promedio, usado en el cálculo de la velocidad de enfriamiento.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presentan los resultados de los ensayos de composición química, tracción, dureza y análisis metalográfico de las muestras con diferentes composiciones en peso de hierro y se presenta el análisis de estos resultados.

3.1. Resultados

Para el presente estudio se elaboraron 53 probetas. Las primeras 2 probetas fueron ensayos del proceso de fundición. El siguiente grupo de 6 probetas corresponden a pruebas para la obtención de la aleación A 356 en el Laboratorio de Fundición de la Facultad. Un grupo de 10 probetas obtenidas a partir del molde metálico se desecharon por los defectos presentes en el 90% de las mismas (cavidades en la rosca inferior). Las restantes 35 probetas fueron fundiciones en molde de arena. El total de probetas realizadas se puede dividir en 4 grupos como se indica en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1. Probetas elaboradas para el estudio del efecto del hierro en la aleación A 356.

Grupo	Número de probetas	Descripción
A	2	Práctica del proceso de fundición
B	6	Elaboración de la aleación A 356
C	10	Fundición en molde metálico
D	35	Fundición en molde de arena

(Fuente: Propia)

De las 35 probetas, un grupo de 17 probetas se destinaron para tratamiento térmico. Sin embargo, deficiencias en el control de temperatura del horno produjeron la pérdida de estas probetas (las probetas se fundieron). De las 18 restantes, dos probetas se rechazaron por defectos de fundición (macroporosidad). Durante los ensayos de tracción dos probetas más se rechazaron por defectos en el maquinado (se rompieron en marcas realizadas por la cuchilla del torno).

Se terminó con un grupo de 14 probetas para ser sometidas a los diferentes ensayos propuestos en este trabajo. En la Tabla 3.2. se presenta la denominación de las probetas usada. La numeración comprende números del 1 al 35.

Tabla 3.2. Denominación de las probetas para los ensayos de propiedades mecánicas y análisis metalográfico.

Probeta (Denominación en los ensayos)	Nueva denominación	Descripción
1-2-3	N1-N2-N3	Probetas sin adición de hierro (probetas 1 y 3 presentaron defectos de maquinado).
4-5-6	Fea1-Fea2-Fea3	Adición del 0,5% Fe (Probeta 6 defecto de fundición).
7-8-9	Feb1-Feb2-Feb3	Adición del 0,8% Fe
10-11-12	Fec1-Fec2-Fec3	Adición del 1% Fe
13-14-15	N4-N5-N6	Probetas sin adición de hierro (Probeta 15 defectos de fundición).
16—27	-	Probetas dañadas en tratamiento térmico.
28-29-30	Fed1-Fed2-Fed3	Adición del 1,2% Fe
31—35	-	Probetas dañadas en tratamiento térmico.

(Fuente: Propia)

Para cada composición se tiene un grupo de 3 probetas (N1-N2-N3, Fea1-Fea2-Fea3, Feb-1, Feb-2, Feb-3, Fec-1, Fec-2, Fec3, Fed-1, Fed-2, Fed3), para las siguientes secciones los resultados están expresados como un promedio, es decir para las probetas N1, N2 y N3 se hablará de manera general de las probetas de composición N (sin adición de hierro), y así con los demás grupos de composiciones.

3.1.1. Resultados de espectrometría por chispa

El objetivo principal de los análisis de espectrometría por chispa, fue determinar el contenido promedio de hierro en las probetas analizadas. En la Tabla 3.3. se presenta la composición promedio de hierro para los diferentes grupos de aleaciones.

Tabla 3.3. Composición en peso de hierro de las probetas fundidas en molde de arena.

Denominación	Probeta	Fe	Fe (Promedio)
		%	%
N	N1	0,089	
	N2	0,103	0,099
	N3	0,105	
Fea	Fea1	0,455	0,440
	Fea2	0,424	
Feb	Feb1	0,778	0,795
	Feb2	0,817	
	Feb3	0,790	
Fec	Fec1	1,069	1,002
	Fec2	1,001	
	Fec3	0,936	
Fed	Fed1	1,290	1,219
	Fed2	1,145	
	Fed3	1,222	

(Fuente: Propia)

Del análisis de la composición química por espectrometría de chispa, se puede dividir a las probetas en 5 grupos diferentes en función del porcentaje en peso de hierro. Los grupos son:

1. Probetas sin adición de hierro denominadas N (0,1% Fe).
2. Probetas denominadas Fea (~0,5% Fe)
3. Probetas denominadas Feb (~0,8% Fe)
4. Probetas denominadas Fec (~1% Fe)
5. Probetas denominadas Fed (~1,2% Fe).

La composición química completa de cada probeta perteneciente a cada grupo se especifica en el Anexo IX.

3.1.2. Resultados del ensayo de tracción

Del total de probetas elaboradas se ensayaron el grupo B, C y D (Tabla 3.1), siendo el grupo D las probetas definitivas para el análisis. En la Tabla 3.4. se presentan los resultados de tracción de las probetas elaboradas en molde de arena, para las composiciones de hierro establecidas en la sección 3.1.1. Estos valores representan el promedio de las tres mediciones para cada composición

El estudio se centra en la resistencia última a la tracción y la ductilidad evaluada como porcentaje de elongación a la fractura. Adicionalmente, se usa el indicador de calidad de fundición (Quality Index, calculado a partir de la Ecuación 1.4.) para combinar el efecto de las dos propiedades (resistencia última a la tracción y elongación). Todos los resultados de los ensayos de tracción realizados se presentan detalladamente en el Anexo X.

Tabla 3.4. Resultados de tracción para diferentes composiciones en hierro (A 356).

Probeta	% Fe	Resistencia a la tracción (UTS)	Elongación en 50	Quality Index
		[MPa]	[mm] %	[MPa]
N	0,099	144,200	5,300	252,841
Fea	0,440	130,100	3,250	206,883
Feb	0,795	127,600	3,240	204,183
Fec	1,002	127,567	2,420	185,139
Fed	1,219	125,767	2,533	186,321

(Fuente: Propia)

En el Figura 3.1. se representa la relación entre contenido de hierro con la resistencia última a la tracción, la elongación a la fractura y el índice de calidad (Quality Index) de las muestras de aleación A 356 con diferentes contenidos en peso de hierro. Para la elongación a la fractura se presenta un gráfico de dispersión, debido a que los valores no seguían una tendencia clara.

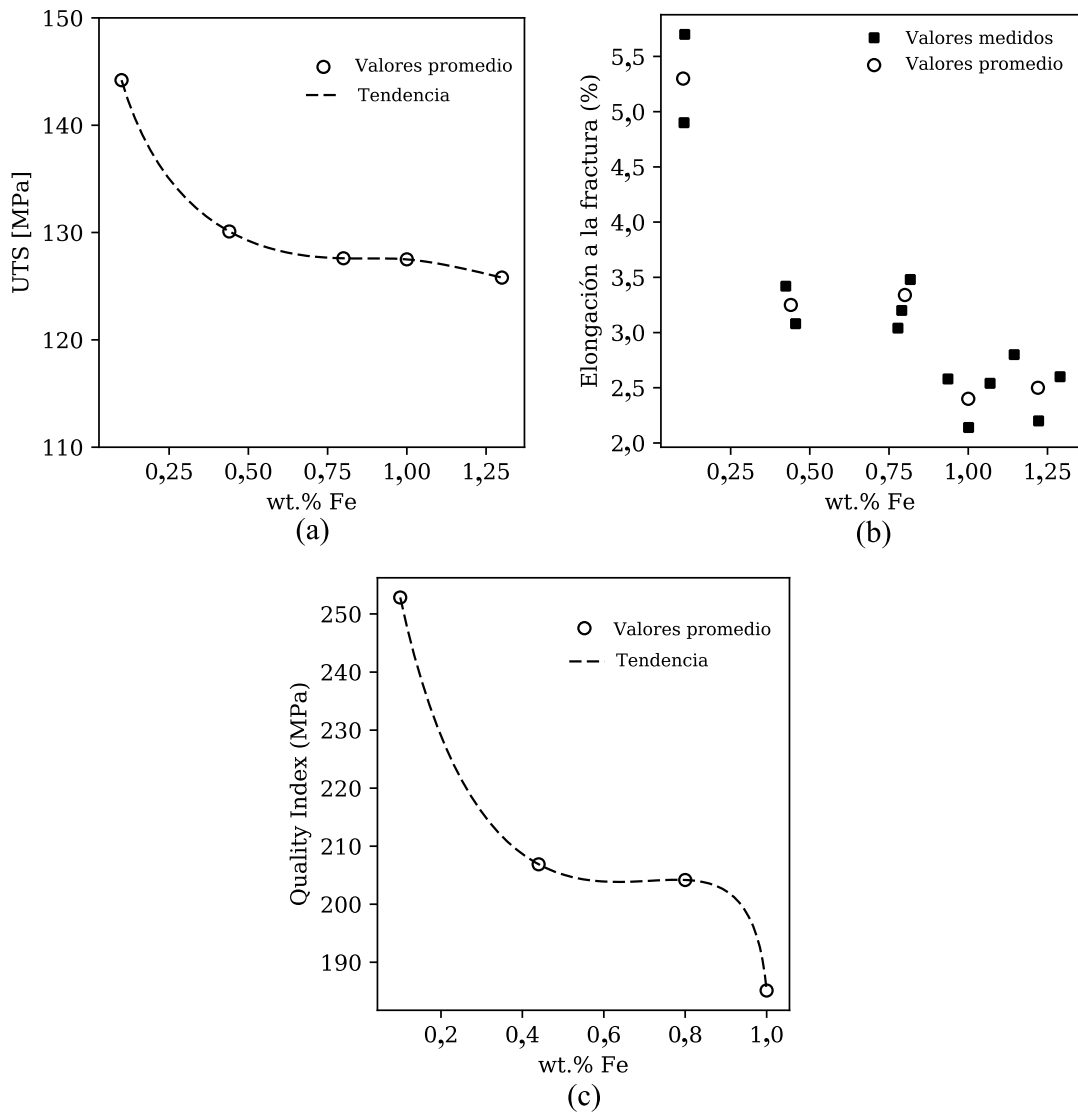


Figura 3.1. Resultados del ensayo de tracción. (a) Relación entre la resistencia última a la tracción (UTS) y el contenido en peso de hierro. (b) Relación entre la elongación a la fractura y el contenido en peso de hierro. (c) Índice de calidad (Quality Index) en función del contenido en peso de hierro %Fe.

(Fuente: Propia)

3.1.3. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell

Los resultados de dureza superficial se presentan en la Tabla 3.5., estos valores representan el promedio de 5 mediciones para cada porcentaje. En el Anexo XI se presenta con más detalle los valores de dureza entregados por el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

Tabla 3.5. Resultados del ensayo de dureza superficial en escala Rockwell 30 T.

Probeta	% Fe	Dureza Superficial
		[30T]
N	0,099	19,733
Fea	0,440	26,700
Feb	0,795	27,867
Fec	1,002	27,000
Fed	1,219	28,100

(Fuente: Propia)

En la Figura 3.2. se presenta la relación entre la dureza superficial en escala Rockwell y el contenido en peso de hierro. Los resultados expresados representan el valor promedio para cada porcentaje de hierro de las muestras analizadas.

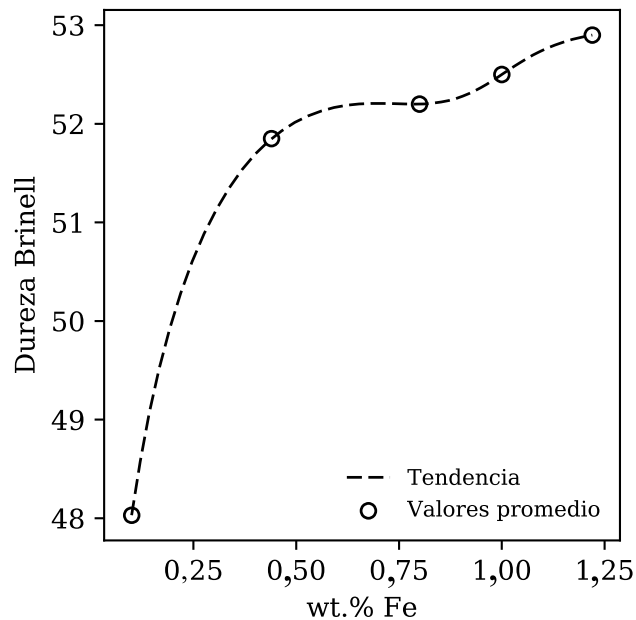


Figura 3.2. Dureza superficial en escala Rockwell (30-T) en función del contenido en peso de hierro (wt. %Fe).
(Fuente: propia)

3.1.4. Resultados del ensayo de dureza Brinell

Los resultados del ensayo de dureza Brinell realizados en el Laboratorio de Análisis de esfuerzos y Vibraciones se presentan en la Tabla 3.6. Se expresa el promedio de tres indentaciones (Anexo XII).

Tabla 3.6. Resultados del ensayo de dureza Brinell.

Probeta	% Fe	Dureza Brinell
		[500 kgf, esfera de 10 mm]
N	0,099	48,030
Fea	0,440	51,850
Feb	0,795	52,200
Fec	1,002	52,500
Fed	1,219	52,900

(Fuente: Propia)

En la Figura 3.3. se presenta la relación entre la dureza en escala Brinell y el contenido en peso de hierro. Los valores graficados representan el promedio de 3 indentaciones Brinell por muestra.

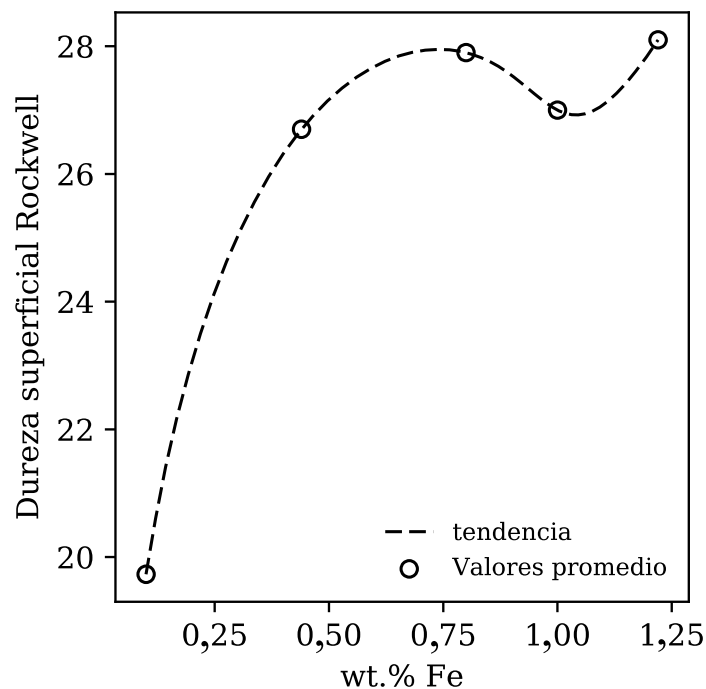


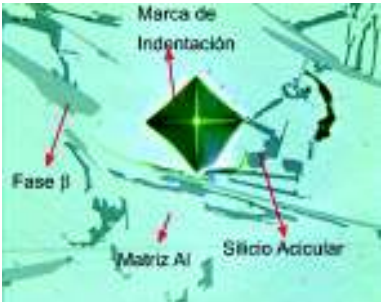


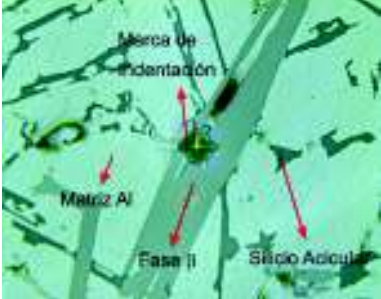
Figura 3.3. Dureza en escala Brinell en función del contenido en peso de hierro (wt. %Fe).
(Fuente: propia)

3.1.5. Resultados del ensayo de microdureza Vickers

La medición de microdureza Vickers se realizó en diferentes puntos de interés como: matriz de aluminio, matriz de aluminio y silicio, fase β , fase β y matriz de aluminio. La medición de microdureza nos da una mejor perspectiva de la influencia de las fases

presentes, centrándose principalmente en el efecto de la fase β . En la Tabla 3.7. se presentan las diferentes medidas y zonas de medición en probetas con alto contenido de hierro (0,5; 0,8 y 1%). Los valores de microdureza expresados para cada zona, son el resultado del promedio de varias mediciones (Anexo XIII).

Tabla 3.7. Microindentación Vickers para diferentes zonas de una muestra de A 356 con alto contenido de hierro.

Imagen de la microindentación 500X	Zonas	Dureza Vickers (50 gf, 10 segundos)
	Matriz de Aluminio (Zona A)	76,491
	Matriz de aluminio y silicio acicular (Zona B)	95,810
	Matriz de Aluminio y Fase intermetálica β (Zona C)	112,368
	Fase intermetálica β (Zona D)	537,490

(Fuente: Propia)

Para el valor de dureza de la fase intermetálica β , se obtuvo a partir de una única medición, debido a que se encontró una única zona donde hubo aglomeración de plaquetas y donde fue posible realizar la microindentación (la marca de indentación quedó dentro de las plaquetas). En la Figura 3.4. se muestra de manera esquemática la diferencia de microdureza Vickers en las diferentes zonas analizadas.

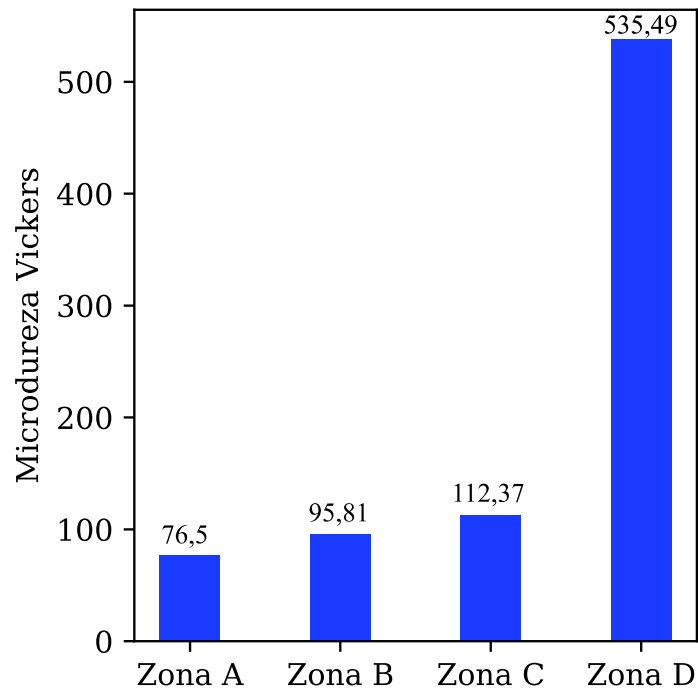


Figura 3.4. Diagrama de barras de la microdureza en escala Vickers de las diferentes zonas analizadas.
(Fuente: Propia)

3.1.6. Microestructura

El objetivo de esta sección es la identificación de las fases presentes en las muestras de aleación A 356 con porcentajes de hierro de $\sim 0,5$; $0,8$ y 1 %. Se puede distinguir la formación de silicio eutéctico, aluminio dendrítico y una fase intermetálica llamada fase β por la morfología característica en forma de plaquetas (Figura 1.12.). A continuación se presenta la comparación entre una toma micrográfica de una aleación con $\sim 7\%$ Si, $\sim 0,8\%$ Fe y $\sim 0,34\%$ Mg [83] y nuestra muestra con $\sim 0,8\%$ Fe perteneciente al presente trabajo (Figura 3.5.).

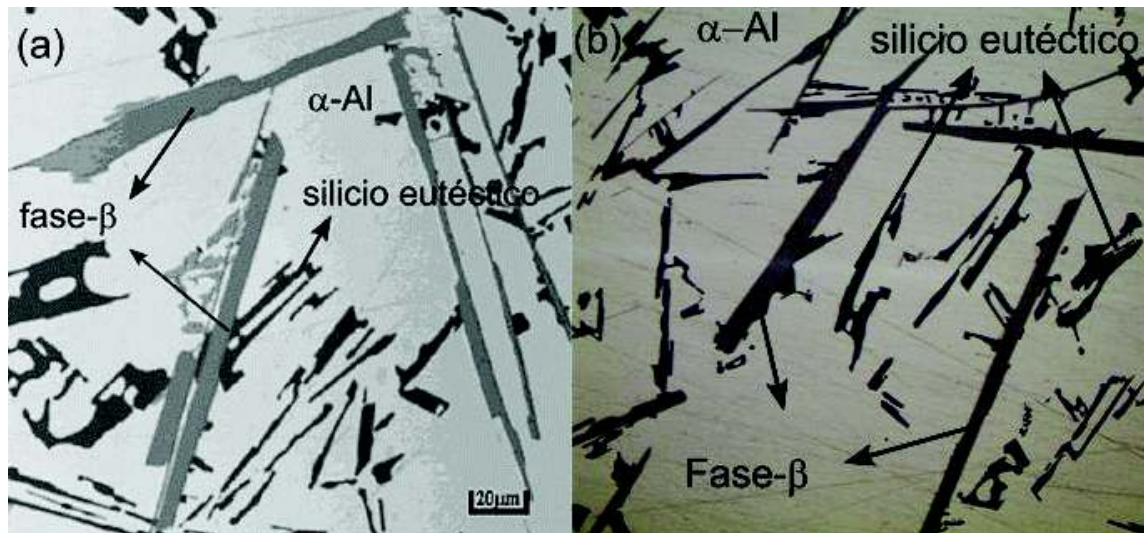


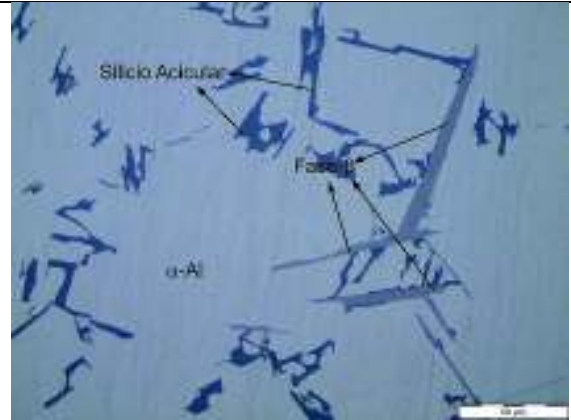
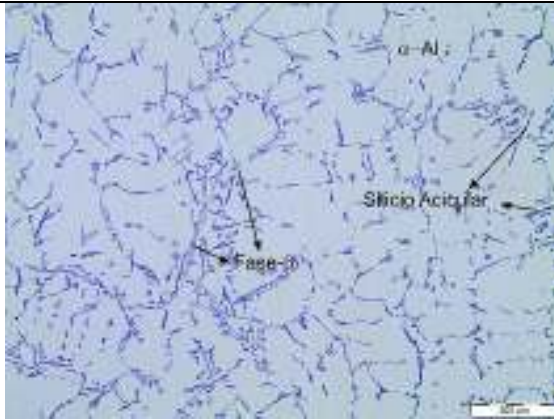
Figura 3.5. Fases presentes en una aleación Al-Si-Mg, (a) micrografía de referencia del trabajo de L.Liu. (b) micrografía de una muestra con 0,8%Fe.
(Fuente: [83], Propia)

En la Tabla 3.8. se presenta secciones de las muestras de aleación A 356 con y sin adición de hierro N, Fea, Feb y Fec a 100 y 500 X, donde se señala las fases presentes según el análisis comparativo previo.

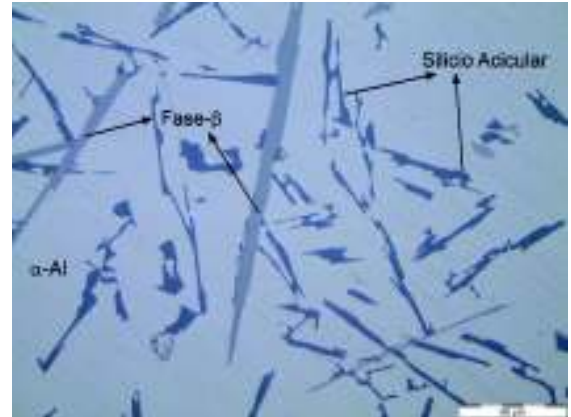
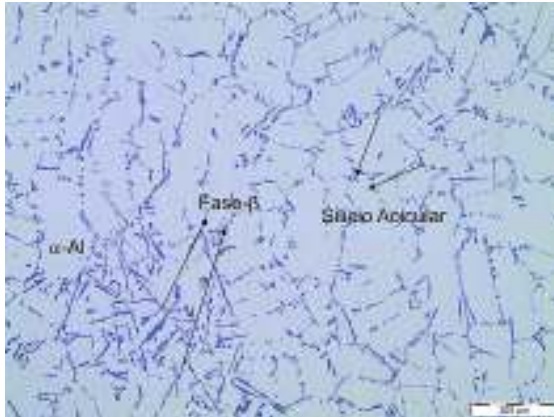
Tabla 3.8. Micrografías a 100 y 500 X de muestras de aleación A 356 con diferentes porcentajes de hierro.

Probeta	Imagen	Imagen
	100X	500X
N		

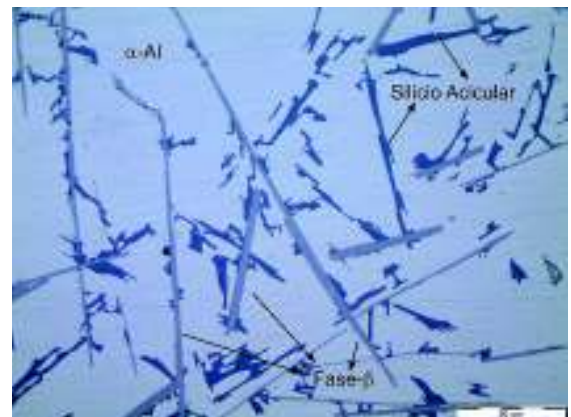
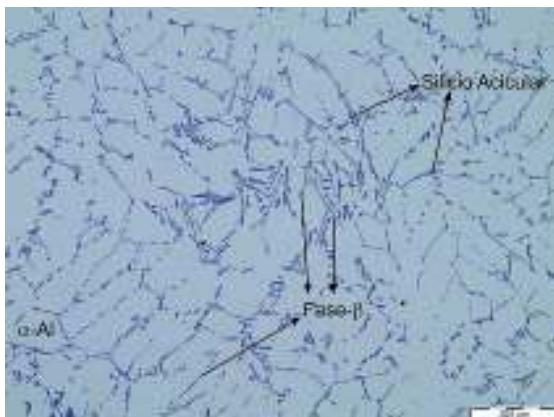
**Fea
(0,44%)**



**Feb
(0,8%)**



**Fec
(1%)**



(Fuente: Propia)

Adicional a las imágenes obtenidas en el microscopio metalográfico marca OLYMPUS en el Laboratorio de Metalografías, se obtuvo una imagen de las fases presentes por microscopía electrónica de barrido en el Departamento de Metalurgia Extractiva (DEMEX). Se distinguen tres fases presentes, donde se destaca la fase de morfología en forma de plaquetas cuyo brillo es mayor en comparación a las otras fases y su composición química revela la presencia de aluminio, silicio y hierro (Figura 3.6.).

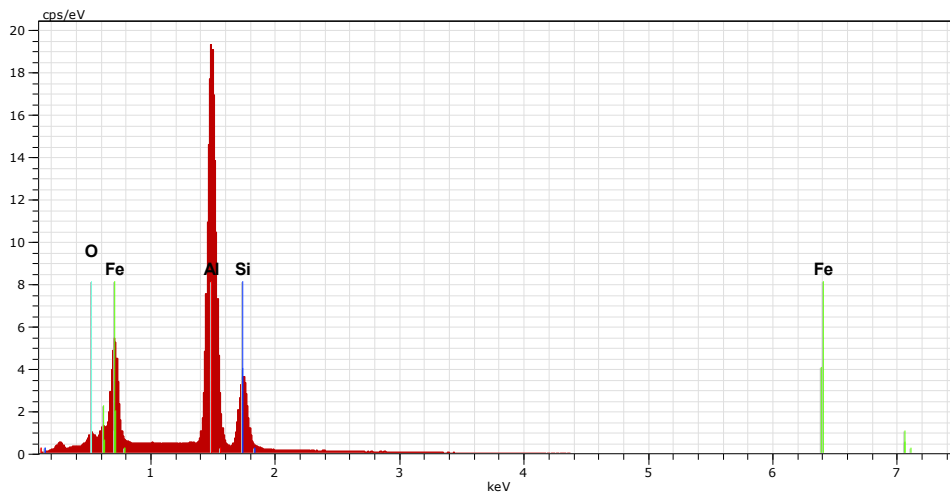
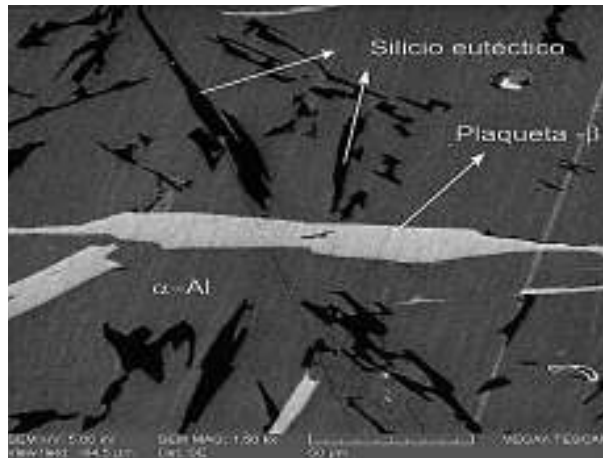


Figura 3.6. Imagen de la microscopía electrónica de barrido de una sección de aleación A 356 con 1% de hierro y elementos presentes en una plaqueta β .
(Fuente: Propia)

En las imágenes metalográficas se distingue la matriz de aluminio y dos fases más. En las muestras de aleación A 356 sin adición de hierro, únicamente se observa la formación de silicio eutéctico. En las muestras con adición de hierro, aparece una fase intermetálica de morfología en forma de largas plaquetas. El resumen de fases presentes se muestra en la Tabla 3.9.

Tabla 3.9. Fases presentes en muestra de aleación A 356 con y sin adición de hierro.

Fases Presentes	Características
$\alpha - Al$	Dendrítico (Zona blanca)
Silicio eutéctico	Acicular (agujas negras)
Fase β	plaquetas

(Fuente: Propia)

La identificación de fases se realizó basándose en la morfología característica (comparación con otros trabajos) y las condiciones de fundición. Sin embargo, se puede considerar como un primer paso, que será complementado con los análisis de difracción de rayos X y composición puntual mediante microscopía electrónica de barrido en las siguientes secciones.

3.1.7. Difracción de rayos X

La difracción de rayos X detectó tres fases cristalinas, dentro de las cuales aparece una fase intermetálica de hierro de estequiometría Al_5FeSi de estructura monoclinica. Los resultados se presentan en la Tabla 3.10.

Tabla 3.10. Fases presentes en muestra de aleación A356 con 1% de Fe (muestra analizada con Difracción de Rayos X).

Fases presentes	Fórmula
Aluminio	Al
Aluminio-silicio	$Al_{3,21}Si_{0,47}$
Aluminio-Silicio-hierro	Al_5FeSi

(Fuente: Propia)

En el Anexo XIV se presenta la gráfica obtenida en el programa Diffrac plus del Difractómetro D8 ADVANCE marca BRUKER.

3.1.8. Composición puntual (Microscopía Electrónica de Barrido)

La composición puntual permite analizar la composición química de una fase presente en la microestructura de la muestra. En este caso se analizó la composición química de plaquetas β . Con la composición química se puede estimar la estequiometría de la fase. Los resultados de la composición en peso presentados en la Tabla 3.11.

Tabla 3.11. Composición en porcentaje en peso de una plaqueta β (Microscopía electrónica de barrido).

Elemento	Número atómico	Composición en Peso (%)					Promedio
		1	2	3	4	5	
Silicio	13	18,230	17,350	16,800	18,540	17,590	17,702
Aluminio	14	37,070	40,330	41,170	36,730	38,120	38,684
Hierro	26	23,930	22,550	22,890	23,610	24,250	23,446
Oxígeno	8	20,770	19,770	19,140	21,120	20,040	20,168

(Fuente: Propia)

El promedio de composición en peso es el resultado de 5 mediciones en 5 diferentes plaquetas β , en dos muestras de A 356 con 1% de contenido en peso de Fe (Figura 3.7.). En el Anexo XV se presentan las gráficas de elementos presentes y los resultados obtenidos en el software Vega TC.

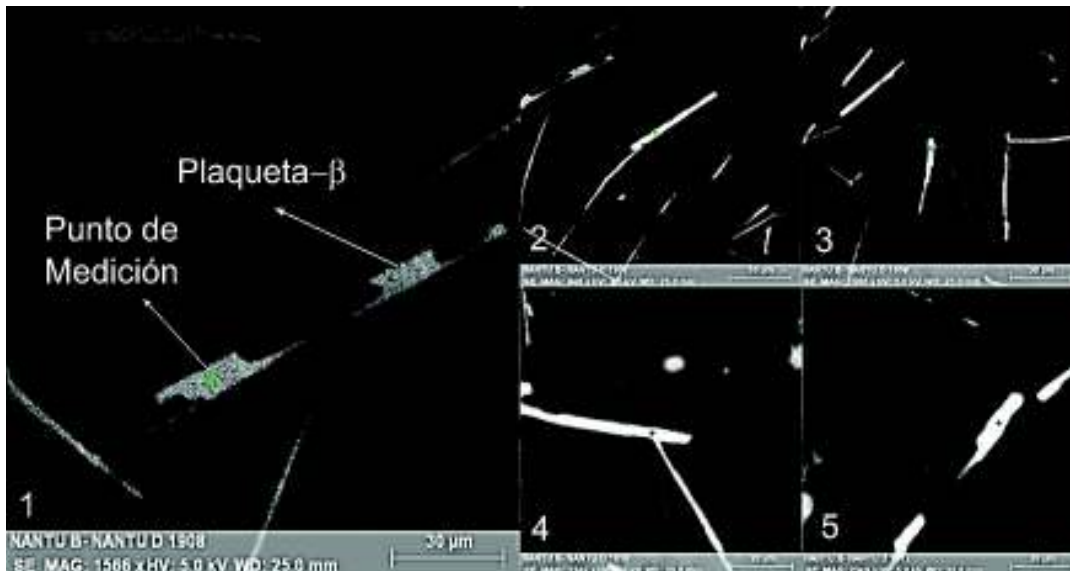


Figura 3.7. Análisis de composición puntual en 5 plaquetas β de dos muestras de aleación A 356 con adición de hierro del 1 %.
(Fuente: Propia)

3.1.9. Longitud promedio de plaquetas β

Las muestras analizadas fueron la Fea1 con 0,45 % de contenido de hierro en peso, la Feb1 y Feb3 con 0,78 y 0,79 % en peso de hierro respectivamente y la muestras Fec2 con 1% de contenido en hierro (Tabla 3.2.). Los resultados se presentan en la Tabla

3.12. Estos valores son el resultado del promedio de las 100 plaquetas más largas de un número de entre 110 y 150 mediciones (Anexo XVI),

Tabla 3.12. Longitud promedio de plaquetas beta en muestras de A 356 con alto contenido de hierro.

Denominación	Contenido en peso de hierro [%]	Longitud promedio [μm]
Fea	0,440	117,423
Feb	0,795	172,696
Fec	1,002	222,573

(Fuente: Propia)

En la Figura 3.8. se presenta de manera esquemática la relación entre la longitud promedio de las partículas intermetálicas β (μm) y el contenido en peso de hierro (%). La Tabla 3.13. muestra diferentes secciones de las muestras con altos contenidos de hierro y las medidas de algunas de las plaquetas β que fueron tomadas con ayuda del software Steam Essential.

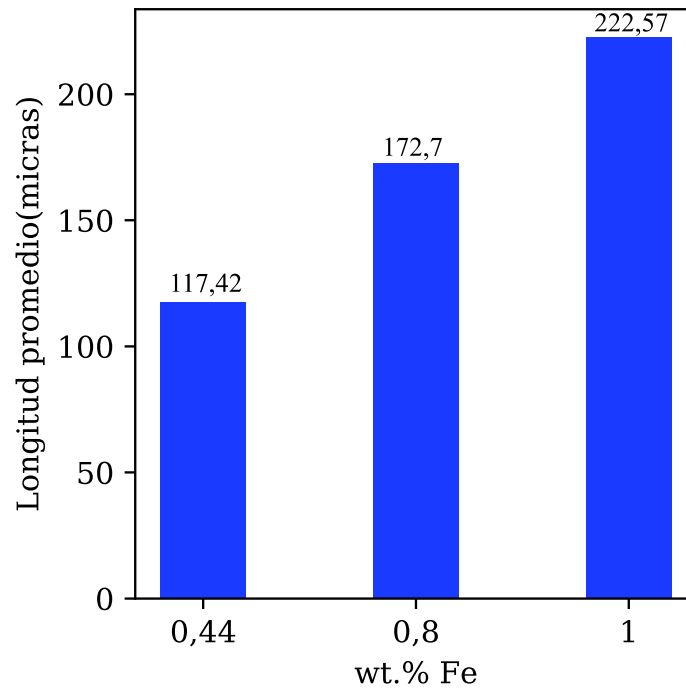


Figura 3.8. Relación entre la longitud promedio de las plaquetas β y el contenido de hierro expresado en un diagrama de barras.

(Fuente: Propia)

Tabla 3.13. Medición de plaquetas beta en muestras con alto contenido de hierro.

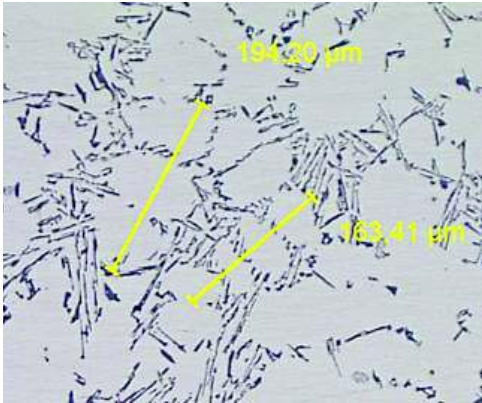
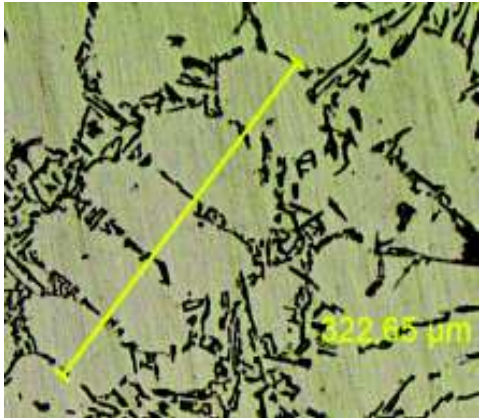
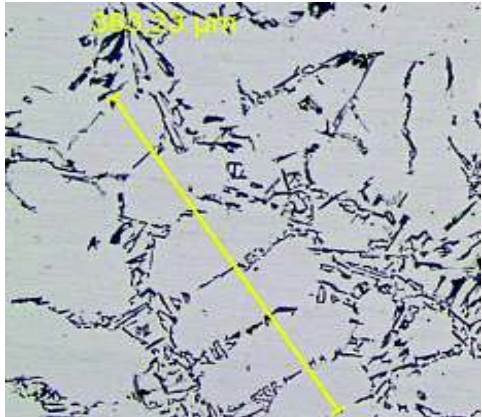
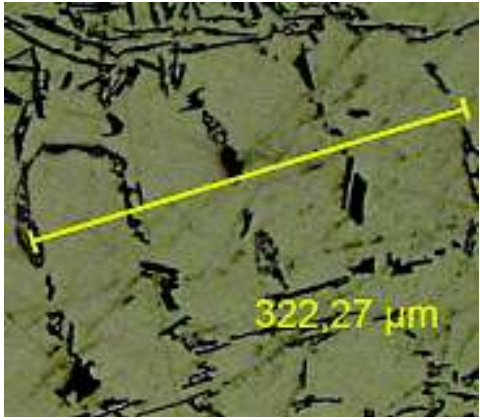
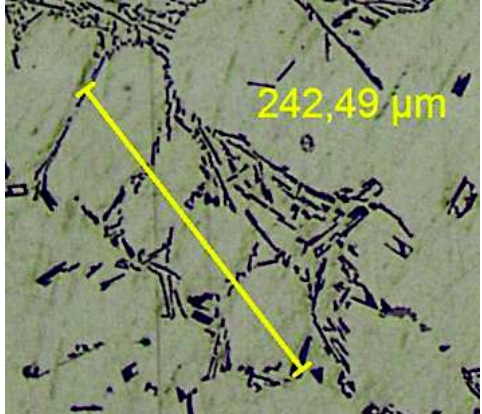
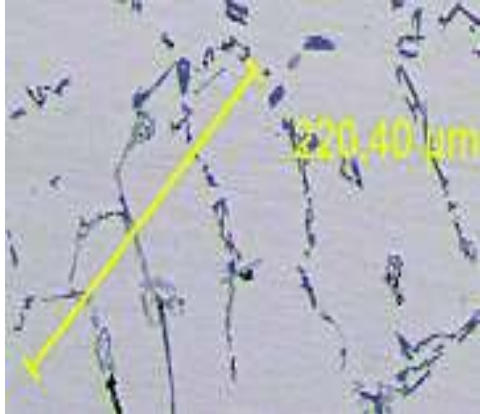
Denominación	Medición de plaquetas β	
Fea		
Feb		
Fec		

(Fuente: Propia)

3.1.10. Distancia entre dendritas secundarias (SDAS)

La medición de la distancia entre dendritas secundarias (SDAS, también llamado DAS) se realizó en las muestras de aleación A 356 sin adición de hierro (muestras denominadas N). La Tabla 3.14. presenta algunas imágenes de las dendritas de aluminio consideradas para el valor promedio del SDAS.

Tabla 3.14. Dendritas secundarias en muestra de A 356.

N	Imagen (dendritas de aluminio)	N	Imagen (dendritas de aluminio)
1		4	
2		5	
3		6	

(Fuente: Propia)

Los valores del SDAS se calcularon a partir de la Ecuación 2.1. En la Tabla 3.15. se muestra el valor promedio del SDAS de 50 mediciones (Anexo XVII). Este valor permitirá determinar una tasa de enfriamiento promedio en la siguiente sección.

Tabla 3.15. Distancia promedio entre dendritas secundarias (SDAS).

Denominación	Contenido en peso de hierro [%]	SDAS [μm]
N	0,099	62,747

(Fuente: Propia)

3.1.11. Velocidad de enfriamiento

La velocidad de enfriamiento se calcula a partir del valor obtenido del SDAS de la anterior sección. Se utiliza la Ecuación 2.2. para su cálculo. Este valor ayudará a definir una velocidad de enfriamiento alta o baja (importante para el análisis de propiedades mecánicas).

$$\log\left(\frac{dT}{dt}\right) = -\frac{(\log(SDAS) - 1,66)}{0,4}$$

$$\log\left(\frac{dT}{dt}\right) = -3439$$

$$\left(\frac{dT}{dt}\right) = 0,45 \left[\frac{^{\circ}C}{s}\right]$$

3.2. Discusión

En esta sección se presenta el análisis de los resultados. Se comenzará con el análisis de los resultados de las micrografías y posteriormente se analizarán los resultados de los ensayos de dureza y tracción.

3.2.1. Identificación de fases

La Tabla 3.8. presenta la microestructura para diferentes muestras. Se puede distinguir la formación de silicio eutéctico, aluminio dendrítico y una fase de morfología en forma de plaquetas. Las fases más comunes en aleaciones de Al-Si-Mg son: $\alpha - Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$, $\beta - Al_5FeSi$ y $\pi - Al_8Mg_3FeSi_6$. Sin embargo, la formación de la fase π se da en aleaciones con alto contenido de Magnesio (~0,5%), en nuestro caso el contenido en peso de magnesio es de ~0,25%, por ende no se espera la formación de

esta fase. Por otro lado la fase α se forma en aleaciones con un contenido de manganeso mayor a 0,2% (el manganeso incentiva la formación de la fase α) (Tabla 1.9.), en nuestras muestras el contenido de manganeso es muy inferior al 0,1%, siendo poco probable la formación de esta fase. Según este análisis, la formación únicamente de la fase β resulta concordante con las condiciones de fundición. Sin embargo, es necesario establecer la estequiometría de esta fase intermetálica de hierro, para complementar adecuadamente la identificación. Para esta razón, los análisis de difracción de rayos X, y el análisis de composición puntual mediante microscopía electrónica de barrido fueron realizados. La difracción de rayos X confirma la identificación completa de la fase intermetálica de hierro como fase β de estequiometría Al_5FeSi y de estructura cristalina monoclinica como se documenta en diversos trabajos (sección 1.5.). Los resultados de la microscopía electrónica de barrido mostraron la presencia de oxígeno, lo cual podría ser resultado de la oxidación de la superficie analizada por el barrido de electrones. La teoría de la formación de la doble capa de óxido (sección 1.5.2.) podría explicar el contenido de oxígeno encontrado. Sin embargo, no se encontró una fisura apreciable a lo largo de las plaquetas β (la fisura es un indicativo de que la fase β nucleó en los extremos del óxido atrapado) por lo cual es poco probable la nucleación por óxidos atrapados.

Tanto en los análisis de difracción de rayos X y la medición puntual de la composición química de las plaquetas β , se encontró en su composición aluminio, hierro y silicio lo cual sustenta la identificación de esta fase, ya que muchos trabajos (sección 1.5.) muestran que los componentes de dicha fase son los expuestos en estos resultados.

3.2.2. Análisis de la microestructura

Después de identificación de las fases presentes, el análisis se centra en las características de la fase β (longitud promedio de las plaquetas) y el establecimiento de una tasa de enfriamiento de referencia para el molde de arena usado (mediación del SDAS).

Las muestras utilizadas son las que poseen porcentajes en peso de hierro de ~0,5; 0,8 y 1%. La longitud promedio para cada composición se presenta en la Tabla 3.12. Los resultados revelan un incremento en la longitud promedio de las plaquetas β para las tres composiciones, siendo de ~117 μm , ~173 μm y ~223 μm respectivamente. La longitud promedio sugiere la formación de partículas intermetálicas β antes de la reacción eutéctica. En el Anexo XVI se muestran las diferentes medidas de longitud para

cada muestra, encontrando valores desde $10 \mu m$ a $500 \mu m$ lo que indica que la fase β se formó antes de la reacción eutéctica (plaquetas largas y gruesas) y probablemente durante y después de la misma (plaquetas delgadas y cortas) (Figura 3.9.). A Taylor [2] establece que las plaquetas formadas antes de la reacción eutéctica están entre 50 y $500 \mu m$ y las formadas durante o después de la reacción eutéctica tienen longitudes entre 10 y $50 \mu m$, lo cual verifica las suposiciones anteriores. Sin embargo, no se puede asegurar si las plaquetas más largas se formaron antes que las dendritas de aluminio o después de la aparición de las primeras dendritas. Sería necesario un estudio in-situ del proceso de solidificación o un estudio mediante análisis térmico para estimar la temperatura de formación de fases.



Figura 3.9. Plaquetas β en muestra con 1% de Fe, las plaquetas marcadas con A son aquellas formadas antes de la reacción eutéctica (las más largas y gruesas), las del grupo (B) son aquellas formadas después o durante la reacción eutéctica (cortas y delgadas).
(Fuente: Propia)

Los resultados de la medición promedio de la distancia entre dendritas secundarias (SDAS) revelan un valor promedio de $\sim 63 \mu m$ (Tabla 3.15.) lo que representa un valor relativamente alto e implica una tasa de enfriamiento baja ($\sim 0,45 \text{ }^\circ\text{C/s}$) típica de un molde de arena. Este valor no es exacto y sirve para dar una idea general del tipo de enfriamiento en el molde. Las tasa de enfriamiento bajas incentivan la formación de y crecimiento de las partículas de fase β siendo más perjudicial en comparación a un enfriamiento rápido (molde metálico) [33]. La baja tasa de enfriamiento y los contenidos altos de hierro son causantes de las plaquetas largas de fase β . Para mayores detalles

se puede revisar la sección 1.5.1. referente a los parámetros y condiciones de formación de la fase β .

3.2.3. Dureza, dureza superficial y microdureza

Los resultados de la dureza (escala Brinell), dureza superficial (escala Rockwell) muestran una tendencia en el incremento de dureza con el aumento de contenido de hierro. La medición de microdureza Vickers muestra la influencia de las fases presentes en la dureza de la aleación. Estas mediciones se realizaron en la matriz de aluminio, entre la matriz de aluminio y silicio, entre la matriz de aluminio y la fase β y en la fase β . En la Tabla 3.7. se muestran los valores de dureza, donde se destaca la diferencia entre la microdureza en la matriz de aluminio (76,6) con la microdureza en la fase β (537,49) y la interfaz entre la matriz de aluminio y la fase β (112,37). En estos resultados se evidencia la naturaleza dura de la fase β y como su presencia afecta la dureza de la aleación.

En cuanto a la dureza superficial Rockwell (Tabla 3.5. y Figura 3.2.) hay un aumento de ~42% al incrementar el contenido de hierro de 0,1 a 1,2%. Para las muestras cuya composición en peso de hierro es 1%, se notó un decremento de dureza con relación a las muestras con 0,8 %Fe (Figura 3.2.), esto debido a que la marca de indentación generada es pequeña (Figura 2.22.), lo que aumenta la posibilidad de realizar la medición en zonas con baja población de plaquetas β , lo que se traduce en menores valores de dureza. Por ende, la medición de dureza más precisa será con la escala Brinell, ya que la marca de indentación cubre una mayor área de la muestra.

Los resultados de dureza Brinell muestran un incrementos de 7,95%; 8,68%, 9,3% y 10,14% para muestras con porcentajes de peso en hierro de 0,44% (Fea); 0,8% (Feb), 1% (Fec) y 1,2%(Fed) respectivamente (Tabla 3.6.). Estos resultados están comparados con la dureza de la muestra sin adición de hierro (denominada N). Además, se muestra que para un aumento de hierro de ~0,3% la dureza se incrementó en un valor de ~0,3. Este aumento de dureza se puede justificarse con los resultados de microdureza Vickers donde las partículas intermetálicas de fase β poseen mayor dureza que las otras fases. Además para mayores contenidos de hierro, la longitud promedio de las plaquetas β aumenta (Tabla 3.12.), y por lo tanto la fracción de volumen de la fase también incrementa.

3.2.4. Resistencia última a la tracción y ductilidad

Del ensayo de tracción de las diferentes probetas se registra la máxima reducción de 144,2 a 125,8 (12,76%) en la resistencia última a la tracción (UTS) para las muestras sin adición de hierro (denominadas N) en comparación con las muestras con un contenido en peso de hierro de ~1,2% y una reducción en la elongación a la fractura del ~53% para un contenido de hierro de ~ 1% (Tabla 3.4.). Esto indica un ligero decremento en el UTS y un decremento considerable de la elongación a la fractura (ductilidad).

En la Figura 3.1. se presenta el comportamiento de la resistencia última a la tracción, la elongación a la fractura y el índice de calidad con respecto al contenido en peso de hierro. Para el caso de la elongación a la fractura no se marca una tendencia clara. Sin embargo, es evidente la reducción de ductilidad con respecto a las muestras sin adición de hierro. La reducción en la elongación a la fractura puede ser resultado de la dureza de la fase β .

Los valores de la resistencia última a la tracción y la ductilidad cambian ligeramente entre los diferentes porcentajes de hierro (0,44%; 0,8%; 1%; 1,2%), mientras que para un aumento en el contenido de hierro de 0,1 a 0,44% el cambio en dichas propiedades es más notorio. Esto puede ser debido a que la microestructura de las probetas con 0,1% Fe registran únicamente la formación del silicio eutéctico y aluminio primario (Tabla 3.8.), en cambio las probetas con 0,4 % ya registran la formación de la fase intermetálica β , lo que representa una variación significativa en la microestructura de la aleación A 356. Para porcentajes mayores a 0,44% las plaquetas intermetálicas β ya están formadas y el incremento del hierro aumenta ligeramente su longitud promedio (poca variación de la microestructura), por ende la reducción del UTS y la ductilidad es menos pronunciada que en el caso anterior. El porcentaje de hierro a partir del cual se da la formación de los intermetálicos β , no se ha definido en este trabajo. Sin embargo, dicho porcentaje se encuentra entre $0,1 < \%Fe < 0,4$.

En algunas investigaciones como la de K. Koech [22] se reporta una reducción de la resistencia última a la tracción de ~18% cuando se incrementa el contenido de hierro de 0,8 a 1,8 % y un decremento en la elongación a la fractura de ~40%. M. Žihalová y D. Bolibruchová registraron un decremento de ~9% del UTS (de un contenido de hierro de ~0,5 a 0,8 %). S. Seifeddine [70] registra una influencia casi nula del hierro en el UTS (para un contenido de hierro de hasta el 0,5%). A. Darvishi *et al* [32] registraron un decremento de ~18 % en el UTS para un contenido de hierro de 0,4% a 1,8% (para una

mayor descripción revisar la sección 1.5.4. donde se habla de la influencia del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación). Sin embargo, cada una de estas investigaciones han sido realizadas bajo condiciones muy específicas (molde permanente, modificación eutéctica, composición química de la aleación), por ende la comparación entre los resultados aquí presentados, está enfocada principalmente a la tendencia encontrada (ligero decremento del UTS y grave afección de la ductilidad). Para ninguna muestra con adición de hierro se registró un aumento en la resistencia última a la tracción (UTS), lo cual puede estar relacionado con la formación de plaquetas β antes de la reacción eutéctica, las cuales poseen formas alargadas y mayores radios de aspecto que las partículas formadas durante o después de la reacción eutéctica (Figura 3.9.). Ya que, de acuerdo con C. Mascré [55] la fase β tiene efectos negativos cuando se forma en la fase primaria (antes de la reacción eutéctica), mientras que, cuando es parte del eutéctico sus efectos son imperceptibles y hasta beneficiosos.

La morfología de plaqueta larga con un alto radio de aspecto (relación entre la longitud máxima y mínima), la baja cohesión con la matriz de aluminio y la naturaleza dura de la fase β (como se muestra en los resultados de microdureza), convierten a esta fase en un concentrado de esfuerzo durante la tracción. Otro aspecto perjudicial es la tendencia a la formación de porosidad por contracción, debido al efecto de bloqueo de la fase β en la alimentación de metal líquido a través de los canales interdendríticos. En el presente trabajo se encontró porosidad formada entre o en las cercanías de plaquetas β (Figura 3.10.) lo cual es una causa del decremento en las propiedades mecánicas reportadas en este trabajo.

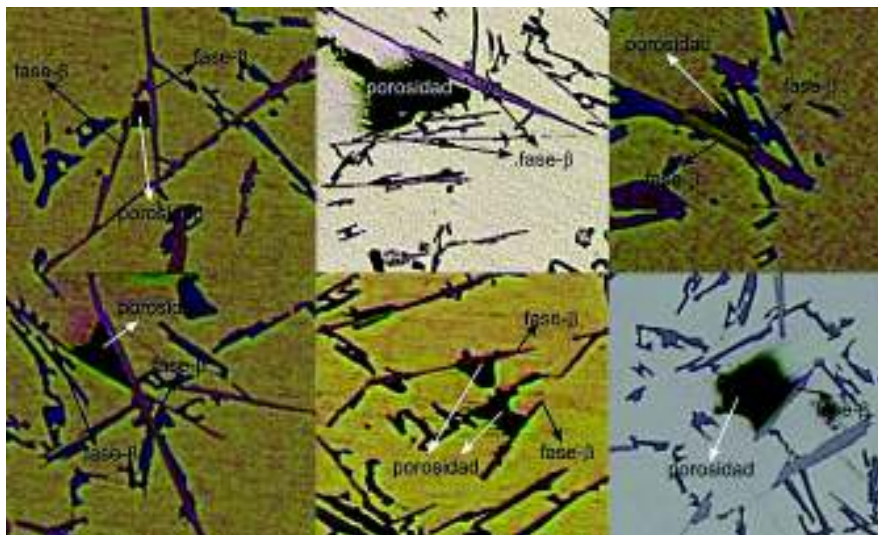


Figura 3.10. Porosidad por contracción formada entre o en las cercanías de plaquetas β .
(Fuente: propia)

Las probetas ensayadas a tracción presentan fractura del tipo frágil, ya que no hay una reducción apreciable del área transversal ni formación del cuello de botella en la zona de fractura. En la Figura 3.11. se presentan algunas probetas ensayadas por tracción, con altos contenidos de hierro (0,5; 0,8 y 1) y una probeta sin adición de hierro. Todas las probetas presentan una fractura frágil, sin embargo las probetas sin adición de hierro presentan mayor deformación plástica como se evidencia en los resultados del ensayo de tracción (Tabla 3.4.). La fractura frágil en las probetas ensayadas es consecuencia de la formación de fases más duras que la matriz de aluminio, como el silicio eutéctico acicular y fase intermetálica β , siendo la fase intermetálica β más perjudicial para la ductilidad, reportándose una reducción de ~50% en la elongación a la fractura al incrementar el contenido de hierro de una muestra con 0,1 % (formación únicamente de silicio eutéctico acicular) a una muestra con 1,2 % (formación de silicio eutéctico acicular y fase intermetálica β).

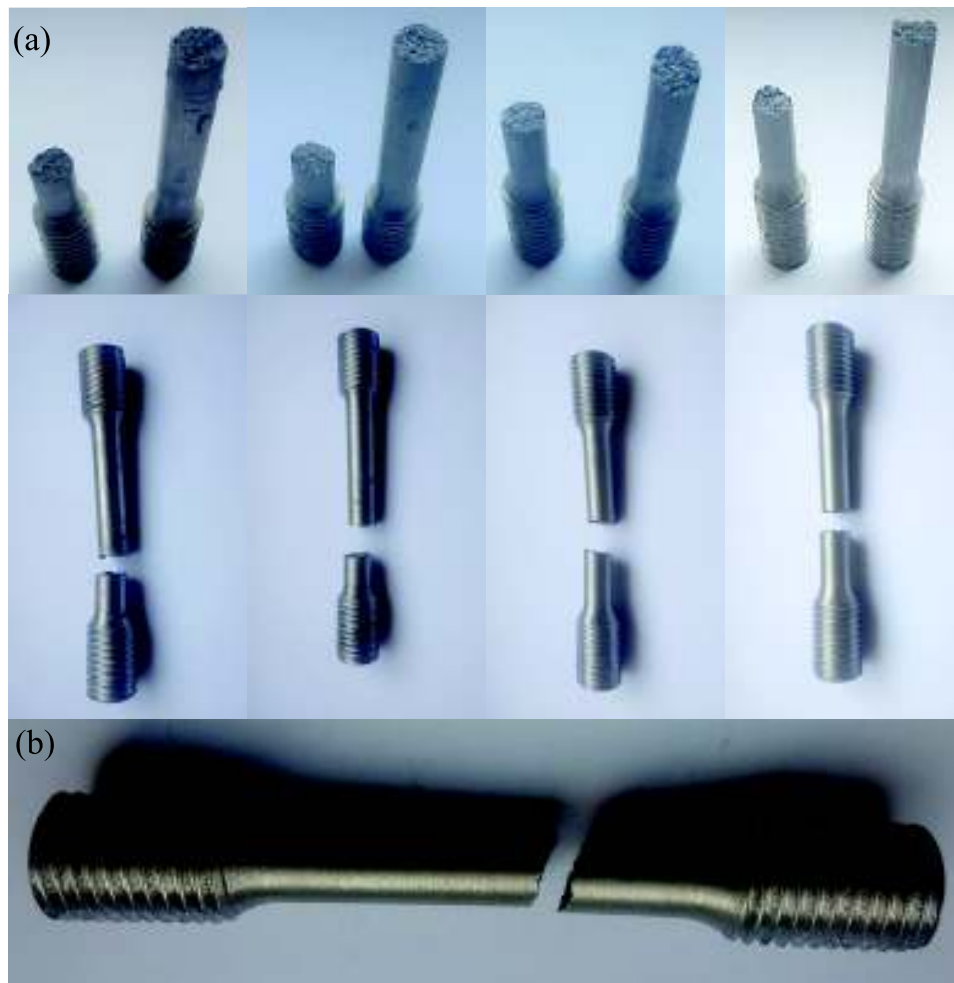


Figura 3.11. Probetas ensayadas a tracción que presentan una fractura frágil, (a) probetas con contenidos de hierro de 0,5; 0,8 y 1 %, (b) probeta sin adición de hierro.
(Fuente: Propia)

4. CONCLUSIONES

4.1. Conclusiones

Se realizó el estudio del efecto del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación liviana de aluminio A356, mediante ensayos de tracción, dureza, composición química y análisis de la microestructura, estableciéndose una relación entre el incremento de hierro y los efectos en la microestructura, ductilidad y resistencia a la tracción de las muestras analizadas, a continuación se presentan los principales resultados.

Para una aleación de aluminio A 356 con bajo contenido de manganeso y contenidos en peso de hierro de ~0,5; 0,8; 1 y 1,2%, obtenida a partir de un molde de arena (tasa de enfriamiento lenta ~0,45 °C/s) se registró únicamente la formación de una fase intermetálica de hierro, la fase β .

La longitud promedio de las plaquetas β , guarda una relación directa con el contenido de hierro (aumenta la longitud promedio mientras más mayor sea el contenido en peso de hierro). Esto se traduce en un aumento de la fracción de volumen de la fase β con el incremento del contenido de hierro en la aleación.

Mediante difracción de rayos X se determinó la fórmula estequiometría y la estructura cristalina de la fase intermetálica β , correspondiendo a una fórmula Al_5FeSi de estructura monoclinica.

El valor de la distancia entre brazos dendríticos secundarios (SDAS) es de $\sim 63\mu m$ lo que se traduce en una baja tasa de enfriamiento (0,45°C/s) obtenida del molde de arena utilizado. Los resultados de tracción de las muestras utilizadas para determinar el SDAS presentan una resistencia última a la tracción muy similar (140,9; 143,8 y 147,9 [Mpa]), lo cual indica similares características tanto en el enfriamiento como en el SDAS.

Para las muestras de aleación A 356 con adición de hierro, se registró la formación de plaquetas intermetálicas β de forma alargada (grandes radios de aspecto), lo que implica que estas se formaron antes de la reacción eutéctica. Estas plaquetas se observaron incluso para un contenido de hierro de ~0,45%.

Para las muestras de aleación A 356 con ~0.1% de hierro, no se registró la formación de la fase intermetálica β , únicamente se encontró silicio eutéctico y aluminio primario en las imágenes metalográficas.

Mediante la microindentación Vickers se determinó que la dureza de la fase intermetálica β es mayor que la matriz de aluminio y silicio, lo que resulta en un incremento de la dureza general de la muestra de aleación A356.

Los resultados del ensayo de tracción muestran una ligera reducción de la resistencia última (~13%) por la adición de hierro (para una composición de 1,2% Fe). El efecto más marcado es el decremento de la elongación a la fractura (medida de ductilidad), reportándose una reducción de más del 50% para un contenido de ~1% de hierro.

Las muestras de aleación A 356 con adición de hierro, presentaron una tendencia a la formación de porosidad por contracción entre o cerca de las plaquetas intermetálicas β , haciendo que estos vacíos actúen como concentradores de esfuerzos, afectando negativamente las propiedades mecánicas de la aleación analizada.

Los diferentes resultados expuestos demuestran que el hierro representa un problema en la producción de elementos con base en la aleación A 356, principalmente por la formación de la fase intermetálica β , de naturaleza frágil y dura, que produce un decremento de la ductilidad y la resistencia a la tracción, además de incentivar la formación de porosidad por contracción. Estos aspectos son un punto de interés para el desarrollo del sector dedicado a la fundición de aluminio y sus aleaciones, ya que su crecimiento dependerá en gran medida de la calidad de elementos fabricados, la cual se ve afectado por el contenido de hierro.

4.2. Recomendaciones

En vista de que la contaminación de hierro es muy común en la fundición de aleaciones de aluminio, presentando altos valores en la industria local (~1,3% Fe)(Anexo I) y su efecto se ha demostrado que infiere de manera negativa principalmente en la ductilidad de la aleación, se recomienda mantener los niveles de hierro por debajo del valor crítico establecido por A. Taylor [2] (este valor nos da una buena referencia de la posibilidad de la formación de plaquetas intermetálicas β antes de la reacción eutéctica lo cual produce mayores efectos en las propiedades mecánicas de la aleación).

La contaminación de hierro se debe en gran medida al uso de crisoles de hierro y el uso de chatarra que contienen hierro (algunos pistones poseen un esqueleto de hierro que no suele ser removido en la fundición de aluminio), estando en porcentajes mayores para aleaciones fundidas secundarias (recicladas). Por ende se recomienda utilizar crisoles de grafito o revestidos de grafito, limpiar los óxidos de los elementos y herramientas de fundición o recubrirlos de pinturas refractarias y mayor control en la chatarra para fundición.

4.3. Trabajos futuros

El análisis del efecto del hierro en aleaciones de aluminio con tratamiento térmico T-6 (el más común), representa un tema de interés, ya que, la mayorías de los elementos fabricados a partir de esta aleación, son sometidos a este proceso. El objetivo se centraría en determinar si el tratamiento térmico mitiga los efectos de la fase intermetálica β

Estudiar las condiciones óptimas de aplicación del tratamiento térmico T-6, ya que variar los parámetros como el tiempo de envejecimiento artificial, temple, homogenización, se traducen en diferentes características de los elementos sometidos a este tratamiento. El objetivo sería determinar, según la aplicación las condiciones óptimas de dureza, ductilidad y resistencia.

Estudiar el efecto de contaminantes en aleaciones de bronce o zinc, ya que actualmente el Departamento de fundición de la Facultad de Ingeniería Mecánica, realizó proyectos con estas aleaciones.

Mecanismos de neutralización de la fase β para aleaciones de Al-Si, ya que la reducción de la contaminación con hierro puede representar altos costos en las empresas fundidoras.

Referencias Bibliográficas

- [1] J. R. Davis, "Aluminum and Aluminum Alloys," *Light Met. Alloy.*, p. 66, 2001.
- [2] J. A. Taylor, "Iron-Containing Intermetallic Phases in Al-Si Based Casting Alloys," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 1, pp. 19–33, 2012.
- [3] R. I. Mackay, "Quantification of iron in aluminium-silicon foundry alloys via thermal analysis," *J. Cast Met. Res.*, vol. 10, no. 3, pp. 131–145, 1997.
- [4] M. Standardization, "HANDBOOK n," *Defense*, no. December, 1966.
- [5] I. Polmear *et al.*, *Wrought aluminium alloys*, vol. 21. 1997.
- [6] The Aluminum Association Inc, "Selection and Applications," *Alum. Assoc. Inc.*, pp. 1–20, 1998.
- [7] V. S. Zolotarevskii, M. V. Glazoff, and N. Belo, "Casting Aluminum Alloys," *Elsevier Sci.*, vol. 12, p. 300, 2007.
- [8] J. Caluguillin and P. Lema, "Estudio y obtención de una aleación liviana para la fabricación de un bloque de motor de combustión interna de dos tiempos.," Escuela Politécnica nacional, 2009.
- [9] M. G. Mueller, M. Fornabaio, G. Zagar, and A. Mortensen, "Microscopic strength of silicon particles in an aluminium-silicon alloy," *Acta Mater.*, vol. 105, pp. 165–175, 2016.
- [10] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, *Aluminum Alloy Castings: Properties , Processes , and Applications*. 2004.
- [11] S. Nayak and A. Karthik, "SYNTHESIS OF Al-Si ALLOYS AND STUDY OF THEIR MECHANICAL PROPERTIES," 2011.
- [12] G. K. Sigworth, "Fundamentals of solidification in aluminum castings," *Int. J. Met.*, vol. 8, no. 1, pp. 7–20, 2014.
- [13] J. L. Murray and A. J. McAlister, "The Al-Si (Aluminum-Silicon) system," *Bull. Alloy Phase Diagrams*, vol. 5, no. 1, pp. 74–84, 1984.
- [14] M. Warmuzek, *Aluminum-Silicon Casting Alloys, Atlas of Microfractographs*. 2004.
- [15] A. K. Dahle, K. Nogita, S. D. McDonald, C. Dinnis, and L. Lu, "Eutectic modification and microstructure development in Al-Si Alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 413–414, pp. 243–248, 2005.
- [16] D. Askeland, P. Fulay, and W. Wright, *The Science and Engineering of Materials*. 2010.

- [17] R. Chen, Y. F. Shi, Q. Y. Xu, and B. C. Liu, "Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 6, pp. 1645–1652, 2014.
- [18] Q. Wang, "Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356 / 357," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34, no. December, pp. 2887–2899, 2003.
- [19] B. Closset and J. E. Gruzleski, "Structure and properties of hypoeutectic Al-Si-Mg alloys modified with pure strontium," *Metall. Trans. A*, vol. 13, no. 6, pp. 945–951, 1982.
- [20] S. R. Wang, R. Ma, Y. Z. Wang, Y. Wang, and L. Y. Yang, "Growth mechanism of primary silicon in cast hypoeutectic Al-Si alloys," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 22, no. 6, pp. 1264–1269, 2012.
- [21] X. Jian and Q. Han, "Formation of hypereutectic silicon particles in hypoeutectic Al-Si alloys under the influence of high-intensity ultrasonic vibration," *China Foundry*, vol. 10, no. 2, pp. 118–123, 2013.
- [22] K. Koech, "A Study on the Effects of Iron on Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum-Silicon alloys," 2012.
- [23] A. I. Handbook, "Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials," *ASM Metals Handbook*, 1990. .
- [24] ASTM, "ASTM B108 Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings," *Annual book of ASTM standards*, vol. 1. pp. 1–6, 1999.
- [25] ASTM, "ASTM B26/B26M – 14 Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Casting," vol. 15, no. June. pp. 1–14, 2002.
- [26] T. A. F. S. Technical, "Aluminum Alloys," *Online*, 2006. [Online]. Available: <http://www.sae.org/technical/papers/130042>.
- [27] M. Palm, "Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe-Al-based alloys," *Intermetallics*, vol. 13, no. 12, pp. 1286–1295, 2005.
- [28] U. R. Kattner and B. P. Burton, "Phase Diagrams of Binary Iron Alloys," *ASM Int.*, p. 12, 1993.
- [29] K. Han, I. Ohnuma, and R. Kainuma, "Experimental determination of phase equilibria of Al-rich portion in the Al-Fe binary system," *J. Alloys Compd.*, vol. 668, pp. 97–106, 2016.
- [30] L. F. Mondolfo, "Aluminum Alloys: Structure and Properties," p. 282–289, 534–536, 759, 774, 1976.
- [31] T. O. Mbuya, B. O. Odera, S. P. Ng, T. Mbuyaa, B. Oderaa, and S. P. Ng, "Influence of iron on castability and properties of aluminium silicon alloys: literature review," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 16, no. December, pp. 451–465,

- 2003.
- [32] D. Alireza, A. Maleki, M. Atabaki, and M. Zargami, "The mutual effect of iron and manganese on microstructure and mechanical properties of Aluminum-Silicon alloys." pp. 12–24, 2010.
- [33] L. A. Narayanan, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski, "Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminium alloy," *Met. Mat. Trans. A*, vol. 25, no. August, pp. 1761–1773, 1994.
- [34] M. V. Kral, "A crystallographic identification of intermetallic phases in Al-Si alloys," *Mater. Lett.*, vol. 59, no. 18, pp. 2271–2276, 2005.
- [35] M. V. Kral, P. N. H. Nakashima, and D. R. G. Mitchell, "Electron microscope studies of Al-Fe-Si intermetallics in an Al-11 Pct Si alloy," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 37, pp. 1987–1997, 2006.
- [36] E. A. Elsharkawi, M. H. Abdelaziz, H. W. Doty, S. Valtierra, and F. H. Samuel, "Effect of β -Al₅FeSi and π -Al₈Mg₃FeSi₆ Phases on the Impact Toughness and Fractography of Al–Si–Mg-Based Alloys," *Int. J. Met.*, 2017.
- [37] M. V. Kral, H. R. McIntyre, and M. J. Smillie, "Identification of intermetallic phases in a eutectic Al-Si casting alloy using electron backscatter diffraction pattern analysis," *Scr. Mater.*, vol. 51, no. 3, pp. 215–219, 2004.
- [38] J. a Taylor, "The Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys," *35th Aust. Foundry Inst. Natl. Conf.*, no. December, pp. 148–157, 2004.
- [39] G. Gustafsson, T. Thorvaldssons, and G. L. Dunlop, "INFLUENCE OF Fe AND Cr ON THE MICROSTRUCTURE OF CAST Al-Si-Mg ALLOYS," *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 17 A, no. 1, pp. 45–52, 1986.
- [40] J. N. Pratt and G. V. Raynor, "Intermetallic Compounds in Ternary Aluminium-Rich Alloys Containing Transitional Metals," *Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math. Phys. Sci.*, vol. 205, no. 1080, pp. 103–118, 1951.
- [41] ASM, "Metallography and Microstructures Handbook," in *ASM International*, vol. 9, V. Voort and W. Baldwin, Eds. 2004, p. 1693.
- [42] C. Rømming, V. Hansen, and J. Gjønnes, "Crystal structure of β -Al_{4.5}FeSi," *Acta Crystallogr. Sect. B*, vol. 50, no. 3, pp. 307–312, 1994.
- [43] V. Hansen, B. Hauback, M. Sundberg, C. Rømming, and J. Gjønnes, " β -Al_{4.5}FeSi: A Combined Synchrotron Powder Diffraction, Electron Diffraction, High-Resolution Electron Microscopy and Single-Crystal X-ray Diffraction Study of a Faulted Structure," *Acta Crystallogr. Sect. B Struct. Sci.*, vol. 54, no. 4, pp. 351–357, 1998.
- [44] G. J. C. Carpenter and Y. Le Page, "Revised cell data for the β -FeSiAl phase in aluminum alloys," *Scr. Metall. Mater.*, vol. 28, no. 6, pp. 733–736, 1993.

- [45] S. G. Shabestari and J. E. Gruzleski, "Gravity segregation of complex intermetallic compounds in liquid aluminum-silicon alloys," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 26, pp. 999–1006, Apr. 1995.
- [46] J. G. Zheng, R. Vincent, and J. W. Steeds, "Crystal structure of an orthorhombic phase in β -(Al-Fe-Si) precipitates determined by convergent-beam electron diffraction," *Philos. Mag. A Phys. Condens. Matter, Struct. Defects Mech. Prop.*, vol. 80, no. 2, pp. 493–500, 2000.
- [47] X. Cao and J. Campbell, "The solidification characteristics of Fe-rich intermetallics in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 35, no. 5, pp. 1425–1435, 2004.
- [48] R. Seligman and P. Williams, "the fatty acids,(b) phenol, cresol, α -and β -naphthols,(c) methyl, ethyl, butyl, amyl and benzyl alcohols," *J. Soc. Chem. Ind.*, vol. 37, p. 159, 1918.
- [49] D. A. Granger, R. R. Sawtell, and M. M. Kersker, "Effect of Beryllium on the Properties of A 357. 0 Castings," *AFS Trans.*, vol. 92, pp. 579–586, 1984.
- [50] D. N. Miller, L. Lu, and A. K. Dahle, "The role of oxides in the formation of primary iron intermetallics in an Al-11.6Si-0.37Mg alloy," *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 37, no. 6, pp. 873–878, 2006.
- [51] M. Mahta, M. Emamy, X. Cao, and J. Campbell, "Overview of β -Al₅FeSi phase in Al-Si alloys," *Can. Geotech. J.*, vol. 14, no. 3, pp. 280–287, 1977.
- [52] L. Lu and A. K. Dahle, "Iron-rich intermetallic phases and their role in casting defect formation in hypoeutectic Al-Si alloys," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 13, pp. 819–835, 2005.
- [53] C. M. Dinnis, J. A. Taylor, and A. K. Dahle, "As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys," *Scr. Mater.*, vol. 53, no. 8, pp. 955–958, 2005.
- [54] S. Terzi *et al.*, "In situ study of nucleation and growth of the irregular α -Al/ β -Al₅FeSi eutectic by 3-D synchrotron X-ray microtomography," *Acta Mater.*, vol. 58, no. 16, pp. 5370–5380, 2010.
- [55] C. Mascré, "Influence du fer et du manganèse sur les alliages du type de TA-S13 (Alpax)," *Fonderie*, vol. 108, p. 4330–4336., 1995.
- [56] W. Khalifa, F. H. Samuel, and J. E. Gruzleski, "Iron intermetallic phases in the Al corner of the Al-Si-Fe system," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 34, no. 13, pp. 807–825, 2003.
- [57] X. Cao and J. Campbell, "The nucleation of Fe-Rich phases on oxide films in Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 34, no. 7, pp. 1409–1420, 2003.

- [58] C. Puncreobutr, A. B. Phillion, J. L. Fife, P. Rockett, A. P. Horsfield, and P. D. Lee, "In situ quantification of the nucleation and growth of Fe-rich intermetallics during Al alloy solidification," *Acta Mater.*, vol. 79, pp. 292–303, 2014.
- [59] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, *Castings Properties, Processes, and Applications*. 2004.
- [60] A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Villeneuve, H. W. Doty, and S. Valtierra, "Effect of trace elements on β -Al₅FeSi characteristics, porosity and tensile properties in Al-Si-Cu (319) cast alloys," *Int. J. cast Met.*, vol. 14, pp. 97–120, 2001.
- [61] M. A. Moustafa, "Effect of iron content on the formation of β -Al₅FeSi and porosity in Al-Si eutectic alloys," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, no. 1, pp. 605–610, 2009.
- [62] N. Roy, A. M. Samuel, and F. H. Samuel, "formation in Al-9Si-3Cu alloy systems: metallographic observations," *Metall. Mater. Trans.*, vol. 21, no. A, pp. 415–429, 1996.
- [63] O. Vorren, J. Evensen, and T. Pedersen, "Microstructure and mechanical properties of AlSi(Mg) casting alloys," *AFS Trans.*, vol. 92, pp. 459–466, 1984.
- [64] C. H. Cáceres, I. L. Svensson, and J. A. Taylor, "Strength-Ductility Behaviour of Al-Si-Cu-Mg Casting Alloys in T6 Temper," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 15, no. 5, pp. 531–543, May 2003.
- [65] L. Wang, D. Apelian, and M. Makhloug, "Tensile Properties of Aluminum DieCasting Alloys," in *Proc. 19th Int. Diecasting Congress. Minneapolis*, pp. 179–189.
- [66] M. Drouzy, S. Jacob, and M. Richard, "Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength," *AFS Int. Cast Met.*, vol. 5, pp. 43–50, 1980.
- [67] C. H. Cáceres, "A rationale for the quality index of Al-Si-Mg casting alloys," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 10, no. 5, pp. 293–299, 1998.
- [68] M. Žihalová and D. Bolibruchová, "Influence of Iron in AlSi10MgMn Alloy," vol. 14, no. 4, pp. 109–112, 2014.
- [69] M. Sacinti, E. Cubuklusu, and Y. Birol, "Effect of iron on microstructure and mechanical properties of primary AlSi7Mg0.3 alloy," *Int. J. Cast Met. Res.*, vol. 30, no. 2, pp. 96–102, 2017.
- [70] S. Seifeddine, "The influence of iron and Mn content on microstructure and tensile properties of cast AlSiMg Alloys," JÖNKÖPING UNIVERSITY THE SCHOOL OF ENGINEERING COMPONENT TECHNOLOGY SWEDEN, 2007.
- [71] M. Ravi, U. T. S. Pillai, B. C. Pai, A. D. Damodaran, and E. S. Dwarakadasa, "The Effect of Mischmetal Addition on the Structure and Mechanical Properties of a

- Cast Al-7Si-0.3Mg Alloy Containing Excess Iron (up to 0.6 Pct),” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 33, no. February, pp. 391–400, 2002.
- [72] S. Ji, W. Yang, F. Gao, D. Watson, and Z. Fan, “Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 564, pp. 130–139, 2013.
- [73] J. A. Taylor, “Metal-related castability effects in aluminium foundry alloys,” *Cast Met.*, vol. 8, no. 4, pp. 225–252, Jan. 1996.
- [74] D. N. Wang’ombe, S. E. Maube, S. M. Maranga, and J. M. Kihiu, “Effect of Iron-intermetallics on the fluidity of the Recycled Aluminium Silicon Cast Alloys,” in *Mechanical Engineering Conference on Sustainable Research and Innovation*, 2012, vol. 4, pp. 224–227.
- [75] E. Taghaddos, M. M. Hejazi, R. Taghiabadi, and S. G. Shabestari, “Effect of iron-intermetallics on the fluidity of 413 aluminum alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 468, no. 1–2, pp. 539–545, 2009.
- [76] R. Budynas and K. Nisbett, *Diseño en ingeniería mecánica de Shigley*, Octava. Mc Graw Hill, 2008.
- [77] J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, and T. C. Lindley, “Effect of Fe-content on fatigue crack initiation and propagation in a cast aluminum-silicon alloy (A356-T6),” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 386, no. 1–2, pp. 396–407, 2004.
- [78] Q. G. Wang, D. Apelian, and D. A. Lados, “Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II - Effect of microstructural constituents,” *J. Light Met.*, vol. 1, no. 1, pp. 85–97, 2001.
- [79] J. H. Horng, D. S. Jiang, T. S. Lui, and L. H. Chen, “The fracture behaviour of A356 alloys with different iron contents under resonant vibration,” *Int J Cast Met Res*, vol. 13, no. 4, pp. 215–222, 2000.
- [80] K. Gall, N. Yang, M. Horstemeyer, D. L. McDowell, and J. Fan, “The influence of Modified intermetallics and Si particles on fatigue crack paths in a cast A 356,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 23, pp. 159–172, 2000.
- [81] J. Igleisis, C. Frantz, and M. Gantois, “Conditions de formation des phases de fer dans les alliages Al-Si de pureté commerciale,” *Mémoires Sci. la Rev. métallurgie*, vol. 73, no. 4, p. 237–242., 1977.
- [82] S. Seifeddine, S. Johansson, and I. L. Svensson, “The influence of cooling rate and manganese content on the β -Al₅FeSi phase formation and mechanical properties of Al-Si-based alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 490, no. 1–2, pp. 385–390, 2008.
- [83] L. Liu, A. M. A. Mohamed, A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty, and S. Valtierra, “Precipitation of β -Al₅FeSi Phase platelets in Al-Si based casting alloys,”

- Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 40, no. 10, pp. 2457–2469, 2009.
- [84] F. Delgado, “Fabricación y caracterización de la aleación de aluminio reciclado con adición de silicio particulado,” 2016.
- [85] G. B. López, “Caracterización de un material compuesto de matriz aleación de aluminio-silicio reforzada con partículas de carburo de silicio.” Quito, 2017.
- [86] R. Garrido and G. Sánchez, “Determinación de la metodología para la obtención de aleaciones de aluminio de fundición maquinables y sin porosidad,” 2011.
- [87] M. B. Ndaliman and A. P. Pius, “Behavior of Aluminum Alloy Castings under Different Pouring Temperatures and Speeds,” no. 11, pp. 71–80, 2007.
- [88] R. . Hibbeler, *Mecánica de Materiales*, Octava. Mexico: PEARSON, 2011.
- [89] ASTM Int., “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1,” *Astm*, no. C, pp. 1–27, 2009.
- [90] Astm, “Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials,” *ASTM Int.*, vol. 14, pp. 1–38, 2014.
- [91] ASTM, “Brinell Hardness of Metallic Materials.” pp. 1–9, 2004.
- [92] K. HERRMANN, *Hardness Testing: Principles and Applications*. 2011.
- [93] ASTM, “Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials,” *ASTM B. Stand.*, vol. 82, no. July 2010, pp. 1–27, 2017.
- [94] ASTM, “E384 -17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,” pp. 1–40, 2017.
- [95] ASTM, “Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark,” *Astm*, vol. i, pp. 7–16, 2015.
- [96] ASTM, “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens,” *ASTM Copyright.*, vol. i, no. Reapproved, pp. 1–12, 2011.
- [97] R. N. Grugel, “Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys,” *J. Mater. Sci.*, vol. 28, no. 3, pp. 677–683, 1993.
- [98] M. Drouzy and M. Richard, “EFFECT OF SOLIDIFICATION CONDITIONS ON QUALITY OF FOUNDRY ALLOYS A-U5-GT AND A-S7-G. ESTIMATION OF MECHANICAL PROPERTIES,” *Fonderie*, vol. 285, no. 4, p. 500, 1969.

Anexos

ANEXO I. Estudio del contenido de hierro en fundidoras de Quito.

Es este apartado se presenta el estudio realizado a 7 fundidoras de Quito, para documentar el porcentaje en hierro de las fundiciones realizadas en dichas empresas. En la Tabla 4.1. se presenta el valor del contenido crítico de hierro para cada muestra y en la Figura 4.1. se compara este valor con el valor medido en las muestras recolectadas.

Tabla 4.1 Contenido crítico de hierro para las muestras recolectadas.

Fundidora	Si	Fe	$Fe. crítico = 0,075 * (wt. \% Si) - 0,05$
	(%)	(%)	(%)
F1	6,360	2,640	0,430
F2	7,660	0,953	0,520
F3	4,350	1,635	0,280
F4	12,700	1,370	0,900
F5	7,840	0,632	0,540
F6	7,050	1,166	0,480
F7	6,370	0,805	0,430
Promedio		1,314	

(Fuente: Propia)

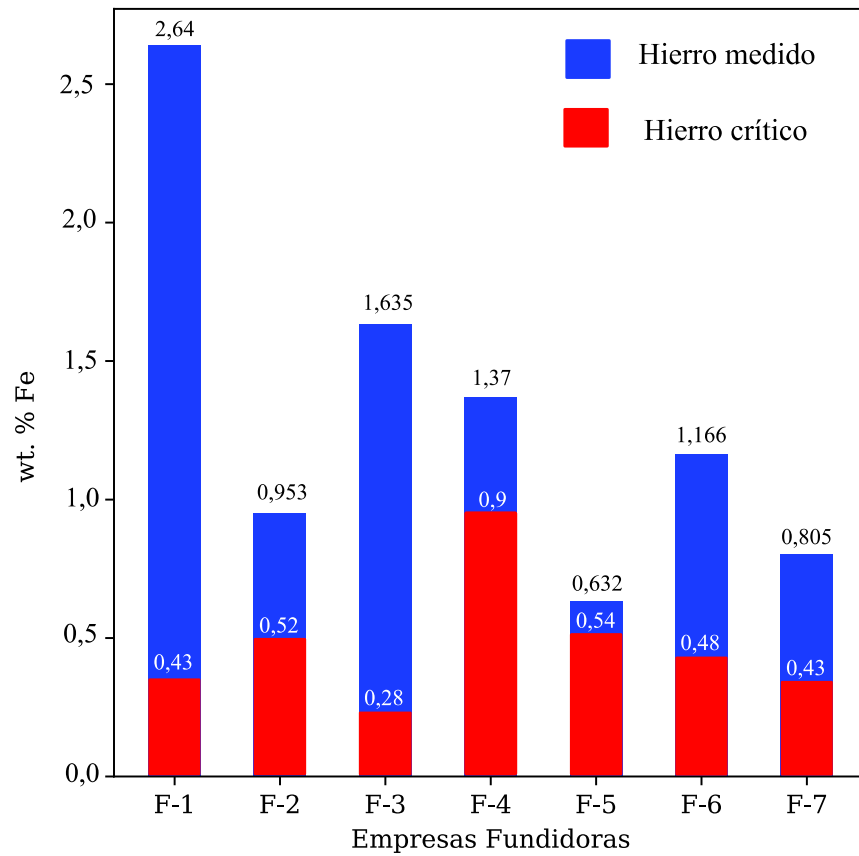


Figura 4.1. Contenido en peso medido y crítico de hierro para muestras de aleaciones de Al-Si de 7 fundidoras.
(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.2. se presenta la composición química obtenida mediante análisis de espectrometría de chispa en el Laboratorio de Fundición de la Escuela Politécnica Nacional.

Tabla 4.2. Composición química de muestras de aleación Al-Si de empresas fundidoras de Quito.

Elemento	F-1	F-2	F-3	F-4	F-5	F-6	F-7
	%	%	%	%	%	%	%
Silicio	6,360	7,659	4,347	12,70	7,832	7,053	6,366
Hierro	>2,640	0,953	1,635	1,370	0,632	1,166	0,805
Cobre	1,001	1,518	0,922	0,389	3,976	1,334	0,070
Manganeso	0,151	0,153	0,203	0,116	0,205	0,128	0,120
Magnesio	0,157	0,183	0,125	0,186	0,350	0,251	0,130
Cromo	0,031	0,035	0,054	0,015	0,014	0,026	0,056
Níquel	0,141	0,074	0,136	0,143	0,050	0,204	0,015
Zinc	1,052	1,237	1,328	0,396	0,726	0,372	0,032
Titanio	0,022	0,050	0,020	0,021	0,027	0,029	0,017
Plomo	0,109	0,150	0,054	0,018	0,032	0,025	0,005
Estaño	0,030	0,018	<0,001	<0,010	0,014	0,012	<0,01
Vanadio	0,014	0,010	0,010	0,010	0,008	0,008	0,010
Estroncio	<0,003	<0,003	<0,003	<0,030	<0,003	<0,003	<0,030
Circonio	0,003	0,004	0,003	0,004	0,005	0,004	<0,002
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	<0,001	<0,001	0,002	0,010	0,004	0,019	<0,001
Aluminio	86,780	87,960	91,150	84,610	86,130	89,370	92,370

(Fuente: Propia)

ANEXO II. Composición química de las probetas de A 356 y de la de la chatarra de automóvil

La composición química de las muestras de A 356 elaboradas en el Laboratorio de Fundición se muestran en la Tabla 4.3. El símbolo N representa una probeta sin modificación con hierro (de cada fundición se obtienen 2 probetas).

Tabla 4.3. Composición química expresada en porcentaje en peso de las pruebas para elaboración de la aleación A 356.

Elemento	N-1.1	N-1.2	N-2.1	N-2.2	N-3.1	N-3.2
	%	%	%	%	%	%
Silicio	8,604	8,301	7,069	7,355	6,766	6,817
Hierro	0,236	0,225	0,208	0,226	0,263	0,270
Cobre	0,013	0,013	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	0,010	0,009	0,004	0,004	0,010	0,010
Magnesio	0,189	0,177	0,175	0,182	0,255	0,254
Cromo	0,002	0,002	<0,001	<0,001	0,002	0,002
Níquel	0,011	0,012	0,010	0,013	0,010	0,010
Zinc	0,006	0,006	0,010	0,010	0,004	<0,004
Titanio	0,031	0,032	0,141	0,133	0,030	0,030
Plomo	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	0,013	0,014	0,010	0,010	0,013	0,013
Estroncio	<0,003	<0,003	0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	0,002	0,002	0,002	<0,002	0,002	0,002
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	<0,001	0,002	<0,001	0,001	<0,001	0,002
Aluminio	90,870	91,200	92,350	92,050	92,630	92,580

(Fuente: Propia)

Para determinar la composición química de los elementos analizados se utilizó el espectrómetro de chispa del Laboratorio de Fundición de la Escuela Politécnica Nacional de marca BRUKER modelo Q2 ION. En la Tabla 4.4. se presenta la composición química de pistones en su mayoría. En la Tabla 4.5. y Tabla 4.6. se presenta la composición química de diversos aros de automóvil.

Tabla 4.4. Composición química de diversos elementos de automóvil (composición en peso).

Elemento	Pistón 1	Pistón 2	Pistón 3	Pistón 4	Pistón 5	Cabezote
	%	%	%	%	%	%
Silicio	13,380	12,820	12,200	16,790	13,860	9,089
Hierro	0,672	0,782	0,581	1,312	0,433	0,398
Cobre	1,357	1,341	0,815	3,697	0,873	8,979
Manganeso	0,035	0,203	0,273	0,291	0,034	0,217
Magnesio	0,868	0,801	1,222	0,784	0,554	0,334
Cromo	0,029	0,026	0,048	>0,144	0,023	0,080
Níquel	1,469	1,133	0,637	0,138	0,650	0,139
Zinc	0,023	0,255	0,314	0,562	0,047	0,836
Titanio	0,017	0,037	0,120	0,054	0,054	0,052
Plomo	<0,004	0,018	0,029	0,012	<0,004	0,267
Estaño	<0,01	<0,001	<0,01	<0,01	<0,01	2,292
Vanadio	0,015	0,010	0,014	0,011	0,012	0,037
Estroncio	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	0,048
Circonio	0,025	0,006	0,007	0,004	0,008	0,047
Cobalto	0,006	0,005	0,005	<0,003	0,004	0,113
Calcio	0,009	0,008	0,002	0,003	0,002	>0,096
Aluminio	82,080	82,540	83,720	76,170	83,440	77,710

(Fuente: Propia)

Tabla 4.5. Composición química de aros de automóvil (composición en peso).

Elemento	Aro 1	Aro 2	Aro 3	Aro 4	Aro 5	Aro 6
	%	%	%	%	%	%
Silicio	7,279	10,310	7,549	7,310	8,369	7,279
Hierro	0,122	0,165	0,100	0,097	0,366	0,122
Cobre	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	0,007	<0,005
Manganeso	0,004	0,007	0,004	0,004	0,016	0,004
Magnesio	0,202	0,214	0,272	0,274	0,447	0,202
Cromo	<0,001	0,002	0,001	<0,001	0,006	<0,001
Níquel	0,006	0,008	0,008	0,009	0,018	0,006

Zinc	0,025	0,008	<0,004	<0,004	0,065	0,025
Titanio	0,113	0,132	0,149	0,133	0,155	0,113
Plomo	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	0,004	<0,004
Estaño	<0,01	<0,1	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	0,016	0,010	0,010	0,014	0,019	0,016
Estroncio	0,015	0,023	0,017	0,015	0,011	0,015
Circonio	<0,002	0,002	0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	0,017	0,001	0,005	0,007	0,027	0,017
Aluminio	92,190	89,110	91,880	92,130	90,480	92,190

(Fuente: Propia)

Tabla 4.6. Composición química de aros de automóvil (composición en peso).

Elemento	Aro 7	Aro 8	Aro 9	Aro 10	Aro 11
	%	%	%	%	%
Silicio	7,141	8,325	7,714	7,714	7,419
Hierro	0,176	0,134	0,122	0,122	0,120
Cobre	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	0,005	0,004	0,004	0,004	0,003
Magnesio	0,077	0,267	0,227	0,227	0,289
Cromo	<0,001	0,002	0,001	0,001	0,002
Níquel	0,008	0,012	0,011	0,011	0,010
Zinc	0,001	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Titanio	0,142	0,117	0,152	0,152	0,138
Plomo	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	0,016	0,023	0,009	0,009	0,024
Estroncio	0,007	0,016	0,017	0,017	0,015
Circonio	<0,002	0,003	<0,002	<0,002	0,003
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	0,008	0,008	0,003	0,003	0,007
Aluminio	92,400	91,050	91,730	91,730	91,960

(Fuente: Propia)

**ANEXO III. Especificaciones del refinador de grano, y aleación
Maestra**

A continuación se presenta la composición química enviada por el fabricante de la aleación maestra Al-10%Fe.



Richest Group Ltd.

Add: No.999, Jiangyue, Road, Shanghai 201114, China

Tel: +86 21 5017 5386

Fax: +86 21 6085 3086

E-mail: service@richest-group.com

Website: www.richestgroup.com

CERTIFICATE OF ANALYSIS

Product: Aluminium-Iron Alloy

Date: 2017-02-10

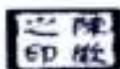
Product Code: AlFe-10

Batch No.: 2017021001

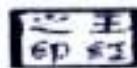
Net weight: 2KG

Test Item	Standard	Result
Fe	10% ($\pm 0.5\%$)	10.21%
Si	$\leq 0.15\%$	0.07%
Cu	$\leq 0.05\%$	$< 0.01\%$
Ni	$\leq 0.05\%$	$< 0.01\%$
Al	90% ($\pm 0.5\%$)	Bal.
Conclusion	Qualified	

Tester:



Checker:



Quality Manager:



En la Tabla 4.7. se presenta las características del refinador de grano, fundente, desgasificante y aleación maestra.

Tabla 4.7. Composición química del refinador de grano Al-5Ti-B.

Presentación	Ti	B	Si	Fe	V	Balance
	%	%	%	%	%	%
Alambrón de 9.5 mm de diámetro	4,800	1,00	0,100	0,120	0,070	Balance

(Fuente: Propia)

ANEXO IV. Resumen del procedimiento del ensayo de tracción

El resumen del proceso llevado a cabo para la prueba de tracción en las probetas maquinadas se muestra en la Tabla 4.8.

Tabla 4.8. Procedimiento para el ensayo de tracción


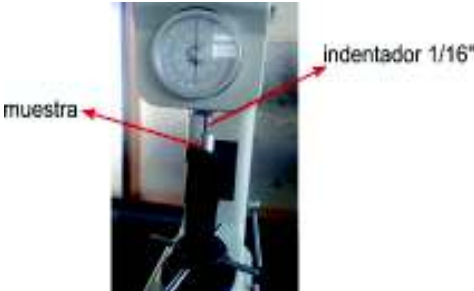

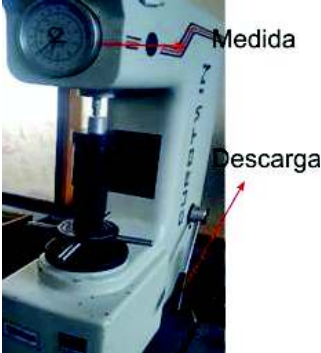
Descripción	Imagen
<p>Se marca la longitud calibrada con ayuda de un punzón (50 mm según norma). La falla de la probeta debe darse dentro de esta longitud para que la prueba se considerada como válida.</p>	
<p>Se mide el diámetro de la sección reducida de la probeta normalizada con ayuda de un calibrador</p>	
<p>Se coloca la probeta entre las mordazas de la máquina universal de ensayos, roscándola en la parte superior e inferior. Una vez fijada la probeta se inicia el ensayo a una velocidad de desplazamiento de 1 [mm/s].</p>	
<p>Después de la fractura de la probeta, se vuelve a unir para tomar la distancia de la longitud calibrada.</p>	

(Fuente: Propia)

ANEXO V. Resumen del procedimiento para el ensayo de dureza Rockwell superficial

El resumen del proceso llevado a cabo para la medición de dureza en las probetas se muestra en la Tabla 4.9.

Tabla 4.9. Procedimiento para el ensayo de dureza Rockwell superficial.



Descripción	Imagen
Se realiza la calibración del durómetro Rockwell utilizando un patrón base.	
Se coloca el indentador de esfera de 1/16 de pulgada, se coloca el valor correspondiente de precarga de 30 kgf y se coloca la muestra.	
Se aplica la precarga a la muestra (la palanca se debe encontrar en la posición superior).	
Se libera a la muestra de la precarga y se toma la medida de dureza directamente del equipo.	

(Fuente: Propia)

ANEXO VI. Resumen del procedimiento para el ensayo de dureza Brinell

El resumen del proceso llevado a cabo para la medición de dureza en las probetas se muestra en la Tabla 4.10.

Tabla 4.10. Procedimiento para el ensayo de dureza Brinell.

Descripción	Imagen
Se coloca la carga mínima (en el caso de la muestra analizada se utiliza 500 kgf, y un indentador de esfera de 10 mm), y la probeta en la posición de prueba.	
Se cierra la válvula de presión para poder aplicar la precarga correspondiente (en este caso la precarga es 500 kgf).	

Después de colocar la precarga, se abre suavemente la válvula para producir la indentación.



Se toma la medida del diámetro de la indentación para obtener el valor de dureza mediante el uso de la norma.



(Fuente: Propia)

ANEXO VII. Resumen del procedimiento para el ensayo de microdureza Vickers

El resumen del proceso llevado a cabo para la medición de dureza en las probetas se muestra en la Tabla 4.11.

Tabla 4.11. Procedimiento para el ensayo de dureza Vickers.





N°	Proceso
1	Se verifica el nivel de las superficies de la probeta, ya que estas deben ser paralelas para una correcta medición.
2	Se coloca la probeta en el medidor de microdureza y se selecciona un área para realizar la indentación
3	Se colocan los parámetros del ensayo (la carga usada fue de 50 gf por un tiempo de 10 segundos).
4	Se realiza la indentación apareciendo la imagen en el software Kameram.
5	Se toma tres capturas y se utiliza la opción de autoenfoco para que la imagen tenga la mejor calidad, identificándose adecuadamente las diagonales.
6	Se toma la medida de las diagonales, y el programa permite obtener el valor de dureza.
7	Se realiza la operación para más mediciones y al final se guarda un informe de las mediciones (tomo esto a partir del software).

(Fuente: Propia)

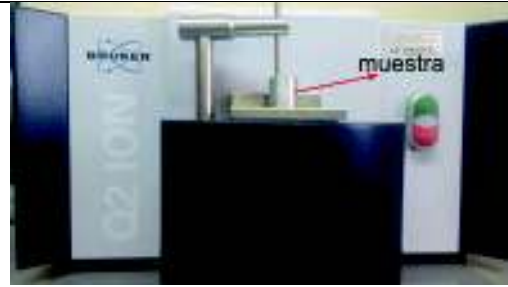
ANEXO VIII. Resumen del proceso para la realización del ensayo de espectrometría por chispa

La espectrometría por chispa se realizó en el espectrómetro marca BRUKER modelo Q2 ION. El uso se basa principalmente en las recomendaciones del fabricante y en conceptos de la norma ASTM E1251.

Tabla 4.12. Procedimiento para el ensayo de espectrometría por chispa.

Descripción	Imagen
<p>1.- Se enciende el espectrómetro y se abre la válvula del argón a una presión de 3 bares (recomendado por el fabricante)</p>	
<p>2.- Se abre el software del manejo del espectrómetro y se realiza un proceso de purga (este proceso dura un aproximado de 40 minutos).</p>	
<p>3.- Después de la purga se realiza una calibración inicial, para el caso de la base de aluminio se realiza con la muestra R-10.</p>	
<p>4.- Si el proceso de purga fue efectivo, se verá una señal de aprobación por parte del programa (se observa un signo de visto verde) y el equipo estará listo para usarse.</p>	

5.- Se selecciona la base de aluminio, y se coloca la muestra de manera que cubre por completo la abertura de la placa del espectrómetro.



6.- Se cierra el circuito entre la muestra y la placa y se realiza el proceso de medición de composición. Los resultados aparecerán en el software automáticamente.



(Fuente. Propia)

ANEXO IX. Composición química de probetas de aleación A 356 con adición de hierro

La composición química de las muestras analizadas se presenta en la Tabla 4.13. y Tabla 4.14.

Tabla 4.13. Composición química de las muestras de aleación A 356 con adición de hierro.

Elemento	N1	N2	N3	Fea1	Fea2	Feb1	Feb2
	%	%	%	%	%	%	%
Silicio	7,679	7,318	7,155	6,855	6,913	7,199	6,664
Hierro	0,089	0,103	0,105	0,455	0,424	0,778	0,817
Cobre	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	0,003	0,004	0,003	0,004	0,004	0,005	0,004
Magnesio	0,180	0,193	0,210	0,193	0,174	0,178	0,170
Cromo	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	0,001	<0,001
Níquel	0,007	0,008	0,007	0,009	0,009	0,009	0,009
Zinc	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Titanio	0,144	0,150	0,156	0,145	0,143	0,101	0,110
Plomo	0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,001
Vanadio	0,012	0,012	0,013	0,013	0,012	0,014	0,013
Estroncio	0,006	0,006	0,006	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	0,002	0,002	<0,001	<0,001	0,002	0,002	0,001
Aluminio	91,860	92,190	92,330	92,310	92,300	91,700	92,210

(Fuente: Propia)

Tabla 4.14. Composición química de las muestras de aleación A 356 con adición de hierro.

Elemento	Feb3	Fec1	Fec2	Fec3	Fed1	Fed2	Fed3
	%	%	%	%	%	%	%
Silicio	6,921	7,046	6,984	6,743	6,650	6,374	6,855
Hierro	0,790	1,069	1,001	0,936	1,290	1,145	1,222
Cobre	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005

Manganeso	0,004	0,005	0,005	0,005	0,006	0,006	0,006
Magnesio	0,188	0,193	0,180	0,170	0,173	0,238	0,184
Cromo	<0,001	0,002	0,002	0,002	0,003	0,004	0,003
Níquel	0,009	0,010	0,009	0,010	0,010	0,009	0,011
Zinc	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	0,008	<0,004
Titanio	0,104	0,097	0,083	0,108	0,089	0,086	0,088
Plomo	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	0,013	0,014	0,013	0,015	0,014	0,014	0,014
Estroncio	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cobalto	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	<0,001	<0,001	<0,001	0,002	0,001	<0,001	0,003
Aluminio	91,960	91,560	91,720	92,000	91,760	92,100	91,600

(Fuente: Propia)

ANEXO X. Resultados de los ensayos de tracción

En este apartado se presentan los resultados de tracción para las probetas correspondientes al grupo B, C y D. En la Tabla 4.15. se presentan los resultados de tracción para las probetas del grupo B correspondientes a los ensayos para la obtención de la aleación A 356 en el Laboratorio de fundición de la Escuela Politécnica Nacional.

Tabla 4.15. Resultados de tracción para probetas del grupo B (ensayos para la elaboración de la aleación A 356).

Denominación	Probeta	Resistencia a la tracción (UTS)	Elongación en 50 [mm]
		[MPa]	%
N	N1.1	204,1	6,2
	N1.2	189,7	7,6
	N2.1	171,0	5,9
	N2.2	165,3	3,8
	N3.1	105,1	1,7
	N3.2	160	4,8

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.16. se presentan los resultados de tracción de las probetas correspondientes al grupo C (molde metálico), los resultados se deben al defecto producido en la rosca inferior, el 90% de las probetas fallaron fuera de la marca (50 mm).

Tabla 4.16. Resultados del ensayo de tracción para las probetas del grupo C (Molde metálico).

Denominación	Probeta	Resistencia a la tracción (UTS)	Elongación en 50 [mm]
		[MPa]	%
N	N1.1	107,9	-
	N1.2	168,9	6,9
	N2.1	55,7	-
	N2.2	135,2	-
Fea (0,5%Fe)	Fea1	170,8	-
	Fea2	-	-

	Fea3	203,4	7,6
	Fea4	152,3	5,3
Feb (0,8%Fe)	Feb1	89,8	-
	Feb2	115,1	-

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.17. se presentan los resultados de tracción de las probetas correspondientes al grupo D, estas probetas se obtuvieron a partir del molde de arena y representan las probetas definitivas para el estudio. El valor de elongación de la probeta N1 no se encuentra ya que en el momento del ensayo no se realizó la marca de la probeta (50 mm), sin embargo la probeta se rompió en la mitad (Lo que se consideraría como ensayo válido). Para el promedio de elongación se tomó únicamente los dos valores para las probetas N.

Tabla 4.17. Resultados de tracción de las probetas del grupo D (molde de arena, probetas definitivas).

Denominación	Probeta	Resistencia a la tracción (UTS)	Elongación en 50 [mm]
		[MPa]	%
N	N1	140,900	-
	N2	143,800	4,900
	N3	147,900	5,700
Fea	Fea1	131,600	3,080
	Fea2	128,600	3,420
Feb	Feb1	128,200	3,040
	Feb2	135,500	3,480
	Feb3	119,100	3,200
Fec	Fec1	128,400	2,540
	Fec2	127,100	2,140
	Fec3	127,200	2,580
Fed	Fed1	124,800	2,600
	Fed2	131,100	2,800
	Fed3	121,400	2,200

(Fuente: Propia)

ANEXO XI. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell

En la Tabla 4.18. se presentan los resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell 30T, realizados en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones.

Tabla 4.18. Resultados del ensayo de dureza superficial Rockwell 30T.

Denominación	Probeta	Mediciones					Dureza Promedio
		1	2	3	4	5	30T
N	N1	20	23	22	22	24	22,200
	N2	17	17	16	15	18	16,600
	N3	20	19	20	22	21	20,400
Fea	Fea1	28	26	27	25	30	27,200
	Fea2	26	26	29	25	25	26,200
Feb	Feb1	26	30	33	26	25	2800
	Feb2	27	28	25	30	29	27,800
	Feb3	25	30	30	28	26	27,800
Fec	Fec1	26	29	28	27	27	27,400
	Fec2	27	30	26	25	25	26,600
	Fec3	27	26	26	31	26	27,200
Fed	Fed1	24	30	24	26	25	25,800
	Fed2	29	28	30	29	32	29,600
	Fed3	28	28	30	28	31	29,000

(Fuente: Propia)

ANEXO XII. Resultados del ensayo de dureza Brinell

En la Tabla 4.19. se presentan los resultados de dureza Brinell con una carga de 500Kgf y una esfera de 10 mm de diámetro. En este caso no se realizó la medición de dureza para todas las probetas, se tomó únicamente una o dos para cada composición.

Tabla 4.19. Resultados del ensayo de dureza Brinell.

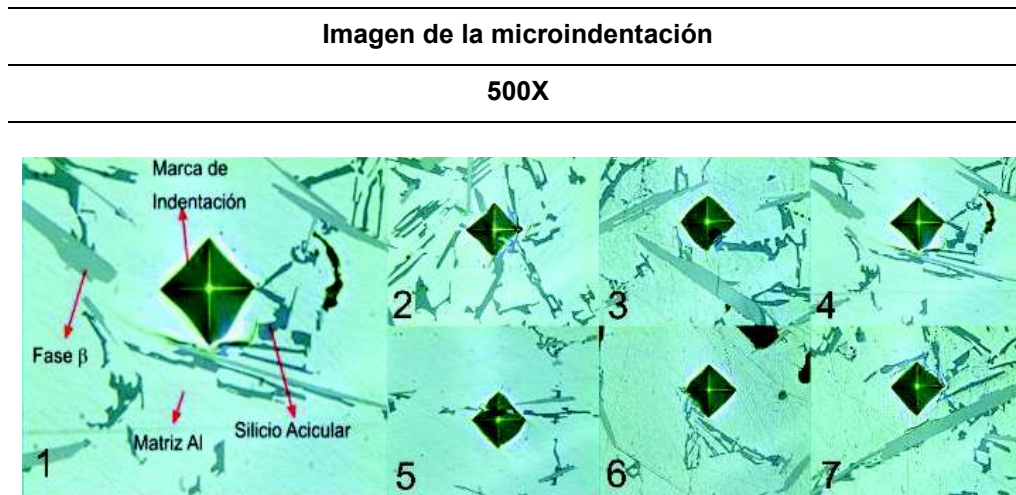
Denominación	Probeta	Dureza Brinell
		[500 kgf, esfera de 10 mm]
N	N1	49,200
	N2	47,200
	N3	47,700
Fea	Fea1	51,500
	Fea2	51,800
Feb	Feb1	52,200
Fec	Fec1	52,500
	Fed1	52,800
	Fed2	53,100
Fed	Fed3	52,800

(Fuente: Propia)

ANEXO XIII. Mediciones de microdureza Vickers

En la Tabla 4.20. se presentan las microindentaciones en la matriz de aluminio, y en la Tabla 4.21. los valores de dureza Vickers para una carga de 50 gf aplicada por 10 segundos. Los valores fueron dados por el software Kameram.

Tabla 4.20. Microindentación Vickers (matriz de aluminio).



(Fuente: Propia)

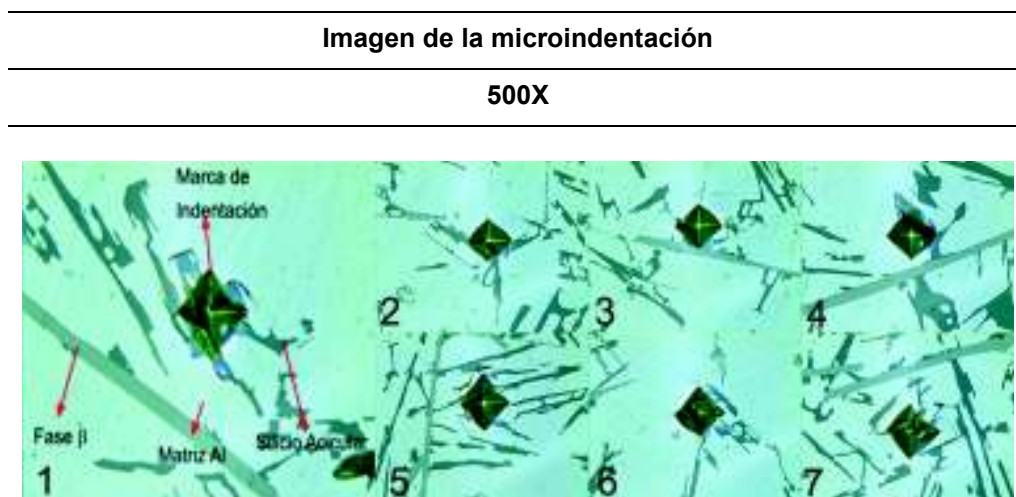
Tabla 4.21. Valores de Dureza Vickers para indentaciones en la matriz de aluminio.

Sección	Dureza Vickers
	[50 gf, 10 segundos]
1	74,730
2	74,030
3	74,480
4	79,090
5	84,130
6	74,250
7	74,730
Promedio	76,491

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.22. se presentan las microindentaciones en la matriz de aluminio y silicio, y en la Tabla 4.23. los valores de dureza Vickers para una carga de 50 gf aplicada por 10 segundos. Los valores fueron dados por el software Kameram.

Tabla 4.22. Microindentación Vickers (matriz de aluminio y silicio acicular).



(Fuente: Propia)

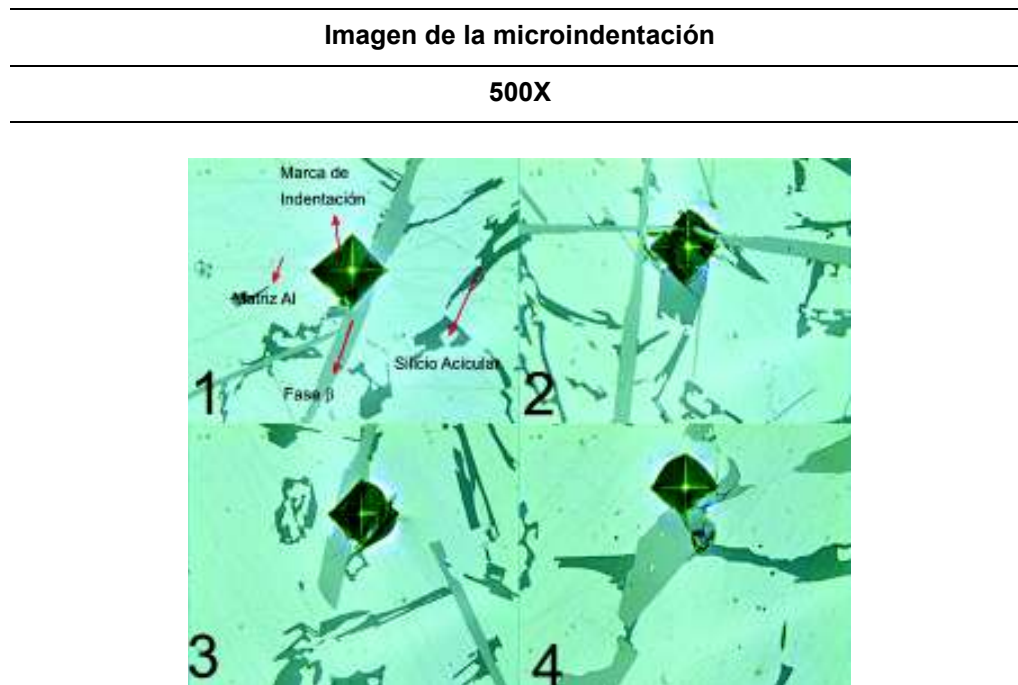
Tabla 4.23. Valores de dureza Vickers (matriz de aluminio y silicio acicular).

Sección	Dureza Vickers
	[50 gf, 10 segundos]
1	119,390
2	108,890
3	104,500
4	91,910
5	81,970
6	89,050
7	74,960
Promedio	95,810

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.23. se presentan las microindentaciones en la matriz de aluminio y la fase β , y en la Tabla 4.24. los valores de dureza Vickers para una carga de 50 gf aplicada por 10 segundos. Los valores fueron dados por el software Kameram.

Tabla 4.24. Microindentación Vickers (matriz de aluminio y fase β).



(Fuente: Propia)

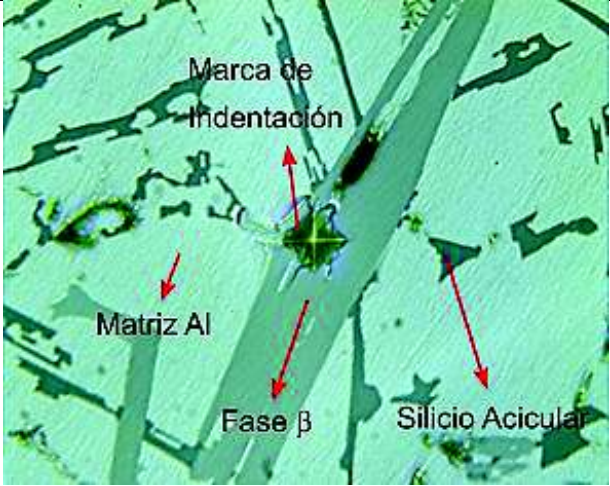
Tabla 4.25. Valores de dureza Vickers (matriz de aluminio y fase β).

Sección	Dureza Vickers
	[50 gf, 10 segundos]
1	123,810
2	105,670
3	118,50
4	101,490
Promedio	112,368

(Fuente: Propia)

Para la medición de microdureza Vickers en una plaqueta β , únicamente se cuenta con un valor, debido a la dificultad de encontrar una plaqueta lo suficientemente grande para la marca de indentación. En la Tabla 4.26. se presenta la imagen de indentación y el valor en Vickers para las condiciones dadas.

Tabla 4.26. Microindentación y dureza Vickers (fase β).

Imagen de la microindentación
500X

Valor de dureza: 537,490

(Fuente: Propia)

ANEXO XIV. Difracción de rayos X

En la Figura 4.2., se muestra la gráfica obtenida por el programa Diffrac plus. En esta sección se adjunta el informe entregado por el laboratorio del DEMEX (Departamento de Metalurgia Extractiva).

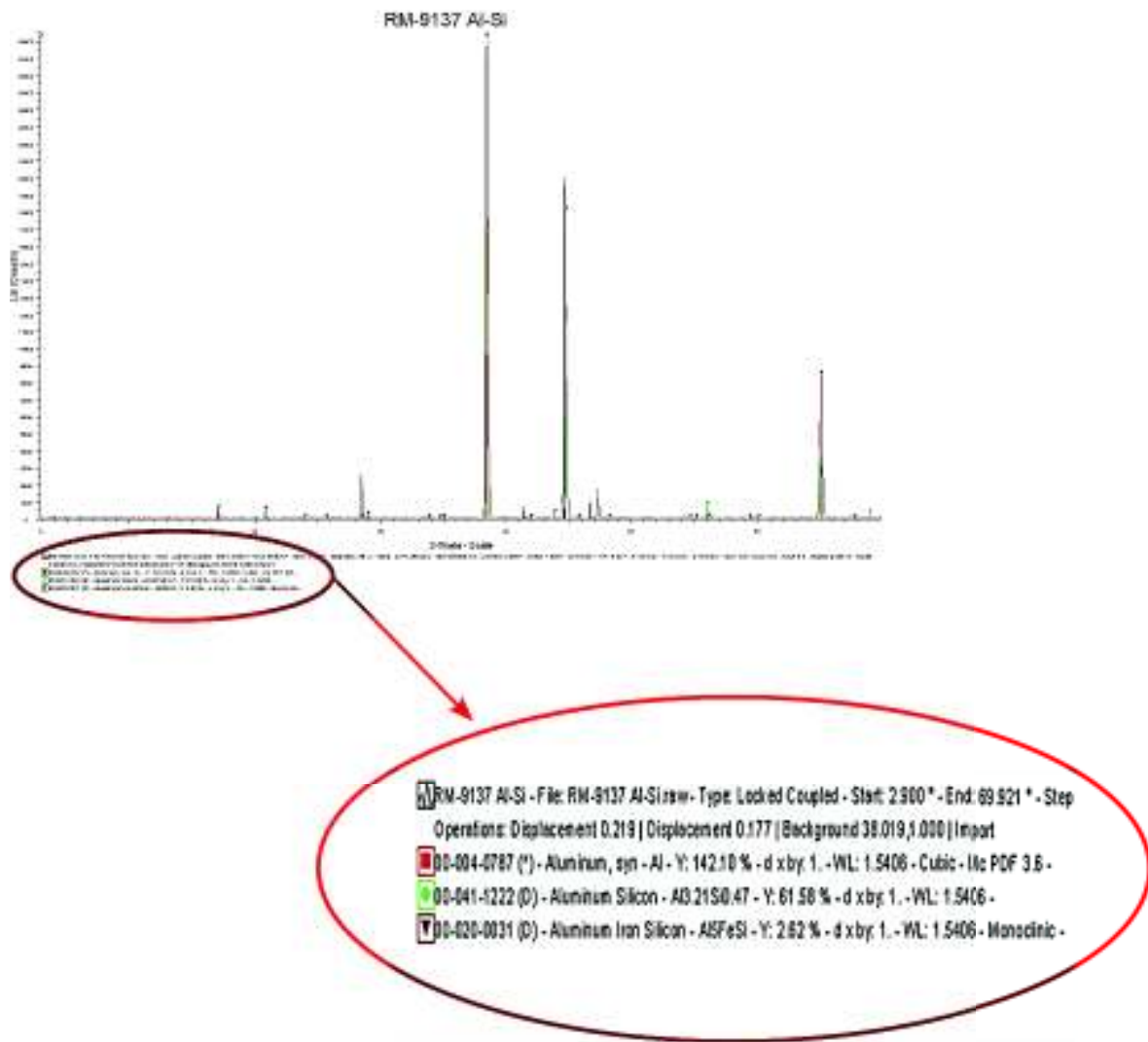
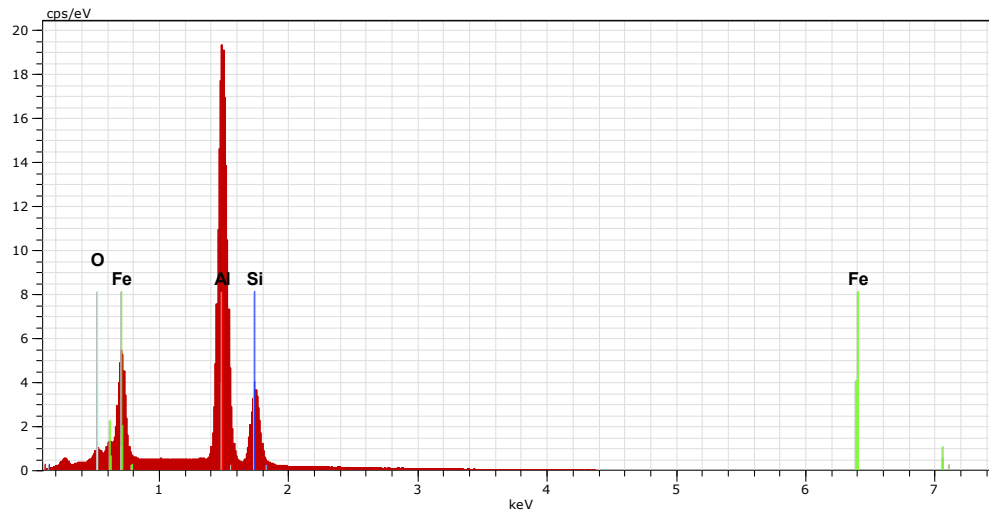


Figura 4.2. Identificación de fases por difracción de rayos x (programa Diffrac Plus).

(Fuente: propia)

ANEXO XV. Composición puntual mediante microscopía electrónica de barrido

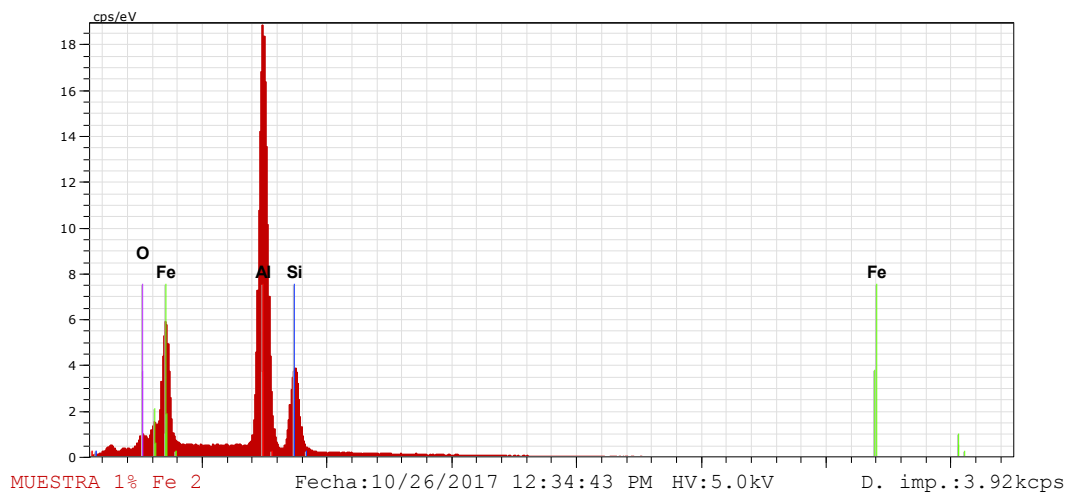
Se presentan los resultados de 5 mediciones en 5 diferentes plaquetas, para una muestra de aleación A 356 con porcentaje en peso de hierro del 1%. Las imágenes se tomaron con las siguientes características: aumento de ~950X, HV0 0.5Kv.



MUESTRA 1% Fe 1 Fecha:10/26/2017 12:29:20 PM HV:5.0kV D. imp.:3.90kcps

El AN Series	unn.	C norm.	C Atom.	C Error (1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Al 13 K-series	44.09	40.33	39.84	2.12
Si 14 K-series	18.97	17.35	16.47	0.91
Fe 26 L-series	24.66	22.55	10.76	2.81
O 8 K-series	21.62	19.77	32.93	3.12

Total:		109.33	100.00	100.00

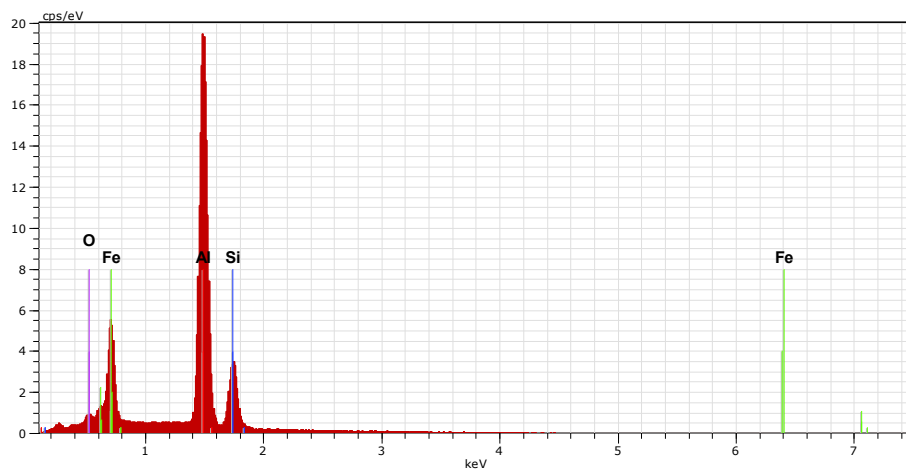


El AN Series unn. C norm. C Atom. C Error (1 Sigma)

[wt.%) [wt.%) [at.%) [wt.%)

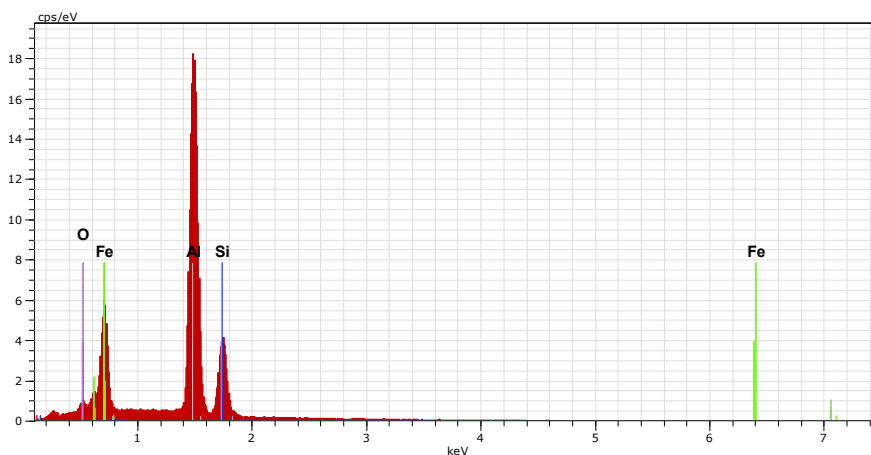
	[wt.%)	[wt.%)	[at.%)	[wt.%)
Si 14 K-series	20.22	18.23	17.31	1.01
Al 13 K-series	41.11	37.07	36.64	2.00
Fe 26 L-series	26.54	23.93	11.43	3.54
O 8 K-series	23.04	20.77	34.62	4.99

Total: 110.91 100.00 100.00



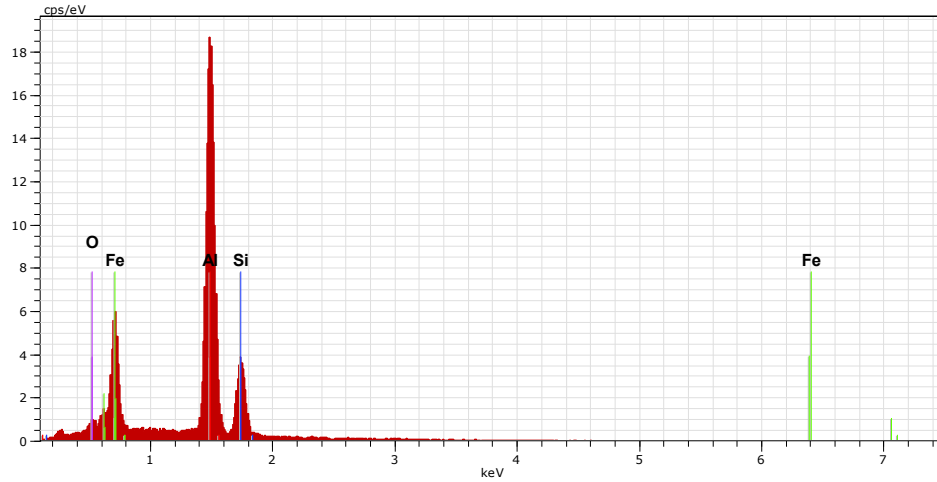
El AN Series	unn. [wt.%]	C norm. [wt.%]	C Atom. [at.%]	C Error (1 Sigma) [wt.%]
Al 13 K-series	44.15	41.17	40.91	2.14
Si 14 K-series	18.02	16.80	16.04	0.90
Fe 26 L-series	24.54	22.89	10.99	3.29
O 8 K-series	20.53	19.14	32.07	4.45

Total: 107.24 100.00 100.00				



El AN Series	unn. [wt.%]	C norm. [wt.%]	C Atom. [at.%]	C Error (1 Sigma) [wt.%]
Si 14 K-series	20.57	18.54	17.53	1.03
Al 13 K-series	40.75	36.73	36.16	1.99
Fe 26 L-series	26.20	23.61	11.23	3.57
O 8 K-series	23.43	21.12	35.07	5.40

Total: 110.94 100.00 100.00				



MUESTRA 1% Fe 5

Fecha:10/26/2017 12:49:19 PM HV:5.0kV

D. imp.:3.84kcps

El AN Series	unn. C	norm. C	Atom. C	Error (1 Sigma)
	[wt.%]	[wt.%]	[at.%]	[wt.%]
Al 13 K-series	41.64	38.12	37.92	2.10
Si 14 K-series	19.21	17.59	16.81	1.10
Fe 26 L-series	26.49	24.25	11.65	4.58
O 8 K-series	21.89	20.04	33.62	8.17

Total: 109.23 100.00 100.00				

ANEXO XVI. Longitud promedio de plaquetas β

En la Tabla 4.27. se presenta los valores medidos para la probeta Fea1 con 0,45% de contenido en Hierro. Además, se presenta el promedio de los 155 valores y el de las 100 más largas (este dato se usa como resultado final).

Tabla 4.27. Longitud de plaquetas β en una muestra de A356 con 0,45% en peso de hierro.

N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]
1	224,46	32	126,25	63	102,59	94	89,66	125	72,73
2	199,25	33	126,20	64	102,07	95	89,66	126	72,47
3	193,15	34	125,93	65	102,05	96	89,02	127	71,85
4	186,60	35	124,47	66	101,76	97	87,19	128	71,78
5	182,91	36	124,31	67	101,70	98	86,74	129	70,30
6	180,36	37	124,17	68	101,22	99	86,65	130	69,05
7	167,40	38	124,01	69	101,12	100	86,36	131	68,27
8	167,10	39	120,46	70	100,67	101	85,60	132	68,18
9	161,61	40	120,03	71	99,12	102	85,12	133	67,35
10	156,17	41	120,03	72	98,32	103	85,11	134	67,28
11	152,13	42	119,97	73	97,69	104	84,52	135	67,20
12	151,05	43	119,37	74	97,66	105	84,04	136	66,76
13	150,12	44	118,33	75	97,43	106	82,98	137	63,55
14	146,61	45	117,87	76	96,70	107	82,82	138	62,42
15	146,33	46	115,31	77	95,93	108	82,56	139	62,13
16	143,41	47	115,12	78	95,85	109	82,46	140	61,55
17	142,58	48	114,40	79	95,82	110	82,17	141	60,72
18	141,06	49	112,69	80	95,50	111	80,19	142	58,94
19	139,33	50	111,51	81	95,10	112	79,86	143	58,20
20	137,39	51	111,46	82	94,61	113	79,47	144	57,73
21	135,48	52	110,99	83	94,38	114	79,02	145	57,31
22	135,05	53	110,84	84	93,70	115	77,72	146	57,26
23	134,62	54	109,58	85	93,70	116	77,60	147	56,63
24	134,07	55	109,34	86	93,63	117	77,49	148	56,29

25	131,48	56	108,85	87	93,03	118	76,21	149	56,19
26	129,21	57	107,28	88	92,20	119	76,17	150	53,96
27	128,67	58	105,65	89	91,91	120	75,29	151	50,23
28	127,88	59	105,58	90	91,60	121	75,15	152	49,68
29	127,88	60	104,18	91	90,62	122	74,21	153	44,12
30	127,76	61	102,79	92	90,50	123	73,88	154	42,93
31	126,77	62	102,77	93	90,11	124	73,31	155	32,90

Promedio 155 valores: 101,09 [μm]

Promedio 100 valores: 117,42 [μm]

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.28. se presenta los valores medidos para la probeta Feb1 con 0,78% de contenido en Hierro. Además, se presenta el promedio de los 82 valores tomados.

Tabla 4.28. Longitud de plaquetas β para muestra Feb1 (0,78%Fe).

N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]
1	348,52	29	180,36	57	137,24
2	275,01	30	180,34	58	136,78
3	273,71	31	176,95	59	135,65
4	246,56	32	175,70	60	135,14
5	240,24	33	175,35	61	134,21
6	228,99	34	174,34	62	132,60
7	227,00	35	174,34	63	131,99
8	218,40	36	173,65	64	128,01
9	216,96	37	172,21	65	126,82
10	215,68	38	168,38	66	123,89
11	215,32	39	168,20	67	123,51
12	212,99	40	168,02	68	123,34
13	212,99	41	165,97	69	122,27
14	212,79	42	165,65	70	121,49
15	212,47	43	163,34	71	121,36
16	209,52	44	158,35	72	120,10
17	201,50	45	158,35	73	117,49
18	199,33	46	157,27	74	116,98

19	198,68	47	155,70	75	116,45
20	197,09	48	154,98	76	116,17
21	197,09	49	152,23	77	115,84
22	195,69	50	152,06	78	113,44
23	194,28	51	149,43	79	97,41
24	194,18	52	148,85	80	97,28
25	192,72	53	146,90	81	87,72
26	188,92	54	141,27	82	87,10
1	348,52	29	180,36	57	137,24
27	182,90	55	138,28	Promedio	167,63
28	182,37	56	137,26		

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.29. se presenta los valores medidos para la probeta Feb3 con 0,79% de contenido en Hierro. Además, se presenta el promedio de los 117 valores tomados y el promedio final entre la muestra Feb1 y Feb3.

Tabla 4.29. Longitud de plaquetas β para una muestra Feb3 (0,79%Fe).

N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]
1	305,64	25	202,84	49	169,95	73	149,78	97	112,85
2	293,26	26	202,76	50	169,72	74	149,27	98	111,52
3	293,16	27	202,55	51	164,52	75	147,71	99	110,25
4	293,16	28	202,29	52	164,48	76	145,28	100	109,97
5	268,83	29	200,49	53	164,48	77	141,27	101	109,93
6	267,04	30	198,38	54	164,13	78	141,01	102	105,82
7	255,36	31	198,36	55	163,23	79	140,98	103	105,49
8	249,45	32	197,83	56	163,15	80	140,95	104	105,49
9	249,45	33	197,52	57	162,10	81	136,40	105	105,47
10	248,54	34	196,04	58	161,92	82	136,40	106	105,18
11	246,06	35	192,52	59	161,58	83	134,37	107	104,55
12	243,28	36	192,52	60	160,98	84	132,69	108	103,40
13	239,93	37	191,65	61	159,41	85	132,69	109	102,02
14	239,81	38	186,67	62	159,09	86	131,01	110	101,77

15	238,39	39	186,40	63	159,09	87	130,45	111	97,74
16	231,48	40	184,23	64	158,77	88	130,45	112	97,54
17	231,00	41	183,73	65	158,77	89	129,41	113	95,98
18	230,99	42	182,72	66	158,61	90	125,79	114	91,46
19	228,30	43	182,50	67	158,24	91	122,20	115	85,24
20	228,30	44	180,01	68	158,01	92	121,38	116	83,11
21	212,65	45	178,04	69	158,01	93	118,81	117	68,98
22	212,65	46	171,70	70	155,99	94	118,80		
23	212,44	47	171,69	71	155,83	95	115,12		
24	202,84	48	170,64	72	155,74	96	112,89		
Promedio 117 valores				167,87					
Promedio 100 valores				177,76					
Promedio entre la muestra Feb1 y Feb3				172,69					

(Fuente: Propia)

En la Tabla 4.30. se presenta los valores medidos para la probeta Fec2 con 1 % de contenido en Hierro. Además, se presenta el promedio de los 120 valores tomados.

Tabla 4.30. Longitud de plaquetas β para una muestra Fec2 (1 %Fe).

N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]	N	Longitud [μm]
1	450,4	25	257,92	49	217,44	73	186,64	97	153,25
2	410,8	26	253,66	50	214,46	74	186,11	98	153,00
3	407,2	27	251,08	51	210,51	75	185,42	99	151,39
4	354,8	28	247,64	52	210,08	76	185,21	100	149,16
5	350,9	29	247,55	53	209,92	77	183,37	101	145,56
6	347,6	30	246,02	54	206,30	78	183,36	102	145,37
7	326,6	31	242,54	55	205,77	79	176,34	103	143,60
8	316,5	32	241,93	56	203,22	80	171,98	104	142,10
9	316,1	33	239,00	57	202,85	81	171,98	105	140,01
10	307,7	34	238,13	58	200,60	82	171,14	106	140,01
11	300,2	35	236,49	59	200,07	83	169,82	107	137,18
12	291,3	36	235,56	60	199,28	84	169,44	108	134,69
13	282,2	37	235,56	61	198,67	85	168,38	109	132,44

14	278,7	38	233,14	62	198,37	86	168,32	110	131,84
15	278,6	39	232,51	63	198,37	87	167,56	111	131,69
16	273,0	40	230,47	64	198,14	88	167,56	112	127,24
17	272,0	41	228,40	65	198,06	89	165,63	113	127,24
18	266,5	42	227,14	66	196,02	90	165,63	114	126,31
19	262,2	43	225,51	67	195,67	91	165,17	115	123,92
20	260,5	44	221,93	68	193,61	92	165,17	116	111,93
21	258,7	45	221,77	69	190,63	93	162,98	117	106,17
22	258,0	46	221,41	70	188,07	94	156,21	118	105,42
23	258,0	47	220,83	71	187,74	95	154,69	119	100,80
24	258,0	48	219,79	72	187,19	96	153,85	120	11,93
Promedio 120 valores				208,56					
Promedio 100 valores				222,57					

(Fuente: Propia)

ANEXO XVII. Medición de la distancia entre dendritas secundarias (SDAS)

En la Tabla 4.31. se presentan las mediciones hechas para las muestras sin adición de hierro de la aleación A 356 (denominación N), El cálculo del SDAS se realizó en base a la Ecuación 2.1.

Tabla 4.31. Distancia promedio interdendrítica secundaria para una muestra de A 356.

N	L [μm]	N	SDAS [μm]	N	L [μm]	n	SDAS [μm]
1	238,89	4	59,72	26	253,11	4	63,28
2	265,47	4	66,37	27	260,02	4	65,01
3	194,20	3	64,73	28	283,77	4	70,94
4	163,41	4	40,85	29	283,48	4	70,87
5	131,73	3	43,91	30	227,65	4	56,91
6	176,20	4	44,05	31	211,66	3	70,55
7	232,22	4	58,06	32	318,46	5	63,69
8	162,17	3	54,06	33	330,58	5	66,12
9	383,23	6	63,87	34	329,55	4	82,39
10	160,93	3	53,64	35	435,94	8	54,49
11	218,31	3	72,77	36	284,57	4	71,14
12	154,33	3	51,44	37	159,78	3	53,26
13	220,40	4	55,10	38	164,32	3	54,77
14	180,50	3	60,17	39	227,84	3	75,95
15	141,76	3	47,25	40	242,49	4	60,62
16	207,46	4	51,87	41	270,12	4	67,53
17	311,26	5	62,25	42	315,31	4	78,83
18	286,41	5	57,28	43	229,51	3	76,50
19	173,92	3	57,97	44	235,88	3	78,63
20	253,18	4	63,30	45	223,37	4	55,84
21	322,65	5	64,53	46	220,49	3	73,50
22	446,78	8	55,85	47	221,50	4	55,38
23	322,27	4	80,57	48	229,01	3	76,34

24	167,18	3	55,73	49	225,27	3	75,09
25	280,06	4	70,02	50	184,08	3	61,36
Promedio			62,75				

(Fuente: Propia)

ANEXO XVIII. Informes de los diferentes ensayos



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA
LABORATORIO DE ANÁLISIS
DE ESFUERZOS Y VIBRACIONES

LAEV

INFORME TÉCNICO

LAEV – JUN.17.29.0

Quito, 29 de junio de 2017

TRABAJO SOLICITADO POR: ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
M. Sc. Oscar Efraín Sotomayor Gálvez

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en probetas de aleación de aluminio pertenecientes al Sr. William Antonio Pancho Ramírez para el desarrollo del proyecto de titulación "ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DEL HIERRO EN UNA ALEACIÓN LIVIANA DE ALUMINIO A356". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Seis (6) probetas circulares de aleación de aluminio para ensayo de tracción.

2. ENSAYO DE TRACCIÓN

En la tabla 1 se muestran los resultados del ensayo de tracción realizado a las probetas.

Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción de las probetas.

Id.	Diámetro promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 50 mm
		mm	lbf	N	MPa	
T-1.1	12,76	5.867	26.098	204,1	29,6	6,2
T-1.2	12,77	5.463	24.301	189,7	27,5	7,6
T-2.1	12,80	4.946	22.001	171,0	24,8	5,9
T-2.2	12,78	4.766	21.200	165,3	24,0	3,8
T-3.1	12,88	3.078	13.692	105,1	15,2	1,7
T-3.2	12,74	4.586	20.400	160,0	23,2	4,8

NOTA: No se pudo determinar el valor del límite de fluencia en las muestras ensayadas.

Las curvas de esfuerzo vs. porcentaje de deformación se muestran en el anexo. El porcentaje de deformación que se puede observar en las curvas corresponde al desplazamiento del cabezal de la máquina universal de ensayos.

	ELABORADO POR:	REVISADO POR:	APROBADO POR:
Firma:			
Nombre:	Ing. Jonathan Rios	Ing. Alexis Sola	Ing. Jonathan Castro, M.Sc.
Cargo:	ASISTENTE	ESPECIALISTA	JEFE (E)
LABORATORIO DE ANÁLISIS DE ESFUERZOS Y VIBRACIONES			



INFORME TÉCNICO

LAEV – AGO.17.25.0

Quito, 22 de agosto de 2017

TRABAJO SOLICITADO POR: ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
M.Sc. Oscar Efraim Sotomayor Galvez

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en muestras metálicas pertenecientes al Sr. William Antonio Pancho Ramírez para el proyecto de titulación "ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DEL HIERRO EN UNA ALEACIÓN LIVIANA DE ALUMINIO A356". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Nueve (9) probetas de sección circular para ensayo de tracción.

2. ENSAYO DE TRACCIÓN

En la tabla 1 se presenta los resultados del ensayo de tracción realizado a las juntas soldadas.

Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción.

Id.	Diámetro promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% elongación en 50 mm
	mm	N	lbf	MPa	ksi	
N 1.1	12,22	12.650	2.844	107,9	15,6	-
N 1.2	12,46	20.600	4.631	168,9	24,5	6,9
N 2.1	12,49	6.830	1.535	55,7	8,1	-
N 2.2	12,43	16.410	3.689	135,2	19,6	-
Fa.1	12,54	21.100	4.744	170,8	24,8	-
Fa.3	12,46	24.800	5.575	203,4	29,5	-
Fa.4	12,42	18.450	4.148	152,3	22,1	-
Fb.1	12,66	11.310	2.543	89,8	13,0	-
Fb.2	12,42	13.950	3.136	115,1	16,7	-





INFORME TÉCNICO

LAEV – SEP.17.25.0

Quito, 20 de septiembre de 2017

TRABAJO SOLICITADO POR: ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
M.Sc. Oscar Efraín Sotomayor Galvez

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en muestras metálicas pertenecientes al Sr. William Antonio Pancho Ramírez para el proyecto de titulación "ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DEL HIERRO EN UNA ALEACIÓN LIVIANA DE ALUMINIO A356". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Once (11) probetas de sección circular para ensayo de tracción y once (11) probetas circulares para ensayo de dureza.

2. ENSAYO DE TRACCIÓN

En la tabla 1 se presenta los resultados del ensayo de tracción realizado a las probetas de aluminio.

Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción.

Id.	Diámetro promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% elongación en 50 mm
	mm	N	lbf	MPa	ksi	
T-1	12,75	14.490	3.257	113,5	16,46	4,42
T-2	12,45	17.150	3.855	140,9	20,43	-
T-3	12,40	14.860	3.341	123,1	17,85	4,26
T-4	12,42	15.940	3.583	131,6	19,08	3,08
T-5	12,45	15.660	3.521	128,6	18,66	3,42
T-6	12,46	15.630	3.514	128,2	18,59	3,04
T-7	12,57	16.790	3.775	135,3	19,62	3,48
T-8	12,42	14.430	3.244	119,1	17,27	3,20
T-9	12,77	16.440	3.696	128,4	18,62	2,54



Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción (Continuación).

T-11	12,66	16.000	3.597	127,1	18,44	2,14
T-12	12,63	15.930	3.581	127,2	18,44	2,58

- El % de elongación no se puede determinar debido a que la probeta fallan fuera de las marcas establecidas en 50 mm.

Las curvas de esfuerzo vs. porcentaje de deformación se muestran en el anexo. El porcentaje de deformación que se puede observar en la curva corresponde al desplazamiento del cabezal de la máquina universal de ensayos.

3. ENSAYO DE BARRIDO DE DUREZA

En la tabla 2 se presentan los resultados de las mediciones de dureza Rockwell escala 30T.

Tabla 2. Dureza Rockwell escala 30T de las muestras ensayadas.

Puntos. de Medición	Mediciones en escala Rockwell 30T					Promedio
	1	2	3	4	5	
M-1	20	21	24	22	20	21,4
M-2	20	23	22	22	24	22,2
M-3	22	21	21	24	23	22,2
M-4	28	26	27	25	30	27,2
M-5	26	26	29	25	25	26,2
M-7	26	30	33	26	25	28,0
M-8	27	28	25	30	29	27,8
M-9	25	30	30	28	26	27,8
M-10	26	29	28	27	27	27,4
M-11	27	30	26	25	25	26,6
M-12	27	26	26	31	26	27,2

	REVISADO POR:	APROBADO POR:
Firma:		
Nombre:	Ing. Jonathan Castro, M.Sc.	Ing. Mario Granja, M.Sc.
Cargo:	PROFESOR OCASIONAL DE INGENIERIA MECANICA	JEFE
LABORATORIO DE ANALISIS DE ESFUERZOS Y VIBRACIONES		

LAEV-EPN



Página 2 de 6



INFORME TÉCNICO

LAEV – NOV.17.17.0

Quito, 16 de noviembre de 2017

TRABAJO SOLICITADO POR: ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
M.Sc. Oscar Efraín Sotomayor Galvez

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en muestras metálicas pertenecientes al Sr. William Antonio Pancho Ramirez para el proyecto de titulación "ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DEL HIERRO EN UNA ALEACIÓN LIVIANA DE ALUMINIO A356". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Cinco (5) probetas de sección circular para ensayo de tracción y cinco (5) probetas circulares para ensayo de dureza superficial.

2. ENSAYO DE TRACCIÓN

En la tabla 1 se presenta los resultados del ensayo de tracción realizado a las probetas de aluminio.

Tabla 1. Resultados del ensayo de tracción.

Id.	Diámetro promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% elongación en 50 mm
	mm	N	lbf	MPa	ksi	
T-13	12,33	17.170	3.860	143,8	20,9	4,9
T-14	12,20	17.290	3.887	147,9	21,5	5,7
T-28	12,50	15.310	3.442	124,8	18,1	2,6
T-29	12,30	15.580	3.503	131,1	19,0	2,8
T-30	12,17	14.120	3.174	121,4	17,6	2,2




3. ENSAYO DE BARRIDO DE DUREZA

En la tabla 2 se presentan los resultados de las mediciones de dureza superficial, Rockwell 30T.

Tabla 2. Dureza Rockwell superficial, escala 30T de las muestras ensayadas.

Mediciones en escala Rockwell 30T						Promedio
Puntos. de Medición	1	2	3	4	5	
M-13	17	17	16	15	18	16,6
M-14	20	19	20	22	21	20,4
M-28	24	30	24	26	25	25,8
M-29	29	28	30	29	32	29,6
M-30	28	28	30	28	31	29

	REVISADO POR:	APROBADO POR:
Firma:		
Nombre:	Ing. Jonathan Castro, M.Sc.	Ing. Mario Granja, M.Sc.
Cargo:	TÉCNICO DOCENTE	JEFE

LABORATORIO DE ANÁLISIS DE ESPUERZOS Y VIBRACIONES





INFORME TÉCNICO

LAEV – DIC.17.02.0

Quito, 01 de diciembre de 2017

TRABAJO SOLICITADO POR: ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
M.Sc. Oscar Efraim Sotomayor Galvez

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en muestras metálicas pertenecientes al Sr. William Antonio Pancho Ramírez para el proyecto de titulación "ESTUDIO DE LA INFLUENCIA DEL HIERRO EN UNA ALEACIÓN LIVIANA DE ALUMINIO A356". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Doce (12) probeta metálicas para ensayo de dureza Brinell.
2. **ENSAYO DE DUREZA BRINELL**

En la tabla 1 se presentan los resultados de la medición de dureza Brinell en escala 500-kgf (10-mm esfera).

Tabla 1. Dureza Brinell

Mediciones de dureza Brinell HBW 10/500	
Probeta	1
1	49,2
2	49,2
3	48,6
4	51,5
5	51,8
9	52,2
12	52,5
13	47,2
14	47,7





LAEV-EPN



Página 1 de 2

Tabla 1. Dureza Brinell (Continuación).

28	52,8
29	53,1
30	52,8

	REVISADO POR:	APROBADO POR:
Firma:		
Nombre:	Ing. Jonathan Castro, M.Sc.	Ing. Mario Granja, M.Sc.
Cargo:	TÉCNICO DOCENTE	JEFE
LABORATORIO DE ANÁLISIS DE ESFUERZOS Y VIBRACIONES		





ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE METALURGIA EXTRACTIVA



Resultados Análisis de Difracción de Rayos X

Solicitante : Sr. Antonio Pancho
No. Referencia : RM- 9137
Fecha : 13 - 12 - 2017
Muestras recibidas : Una muestra sólida denominada:
Muestra 1* : Al-Si (Código Registrado)

La muestra se analizó empleando el Difractómetro D8 ADVANCE (Bruker) y el programa Diffrac plus (EVA) para cualificación. A continuación se detallan los resultados obtenidos del análisis:

Mineral	Fórmula	Muestra 1 Contenido (%)
Aluminum	Al	+++
Aluminum Silicon	$Al_{1.2}Si_{0.7}$	++
Aluminum Iron Silicon	Al_3FeSi	+

NOTA: El límite de detección del equipo empleado es del 1% para compuestos con cristalización definida.

*El contenido de fases de la muestra, es solamente una estimación, obtenida a partir de la altura de los picos que presenta el difractograma respectivo.


Ing. Alicia Guevara Ph.D.
Jefe de Departamento




Ing. Kleber Collantes
Responsable


MSc. Evelyn Criollo
Jefe de Laboratorio



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL

DEPARTAMENTO DE MATERIALES

LABORATORIO DE FUNDICIÓN



INFORME TÉCNICO

Solicitado por: William Antonio Pancho Ramirez

Tipo de Trabajo: Espectrometría por chispa

Fecha: 1 de Junio del 2017

Realizado por: Ing. Oscar Sotomayor

Descripción: Muestras de chatarra

1. ANTECEDENTES.

Como objetivo de la tesis: Estudio de la influencia del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 358, del estudiante de Ingeniería Mecánica William Antonio Pancho Ramirez. Se recibió 12 muestra para el análisis espectrometría por chispa. Se solicita realizar la prueba con la finalidad de determinar los componentes presentes en las muestras entregadas

2. IDENTIFICACIÓN DE LAS PROBETAS.

Las probetas para el análisis correspondiente son identificadas como se muestra a continuación:

Nombre	Identificación de la probeta
Muestra 1	Pistón 1
Muestra 2	Pistón 2
Muestra 3	Pistón 3
Muestra 4	Pistón 4
Muestra 5	Pistón 5
Muestra 6	Cabezote
Muestra 7	Aro1
Muestra 8	Aro2
Muestra 9	Aro3
Muestra 10	Aro4
Muestra 11	Aro5
Muestra 12	Aro6





3. VALORES OBTENIDOS

El análisis de espectrometría por chispa se realiza empleando el espectrómetro marca BRUKER modelo Q2 ION según la Norma ASTM E 1251. Para el análisis se toman 3 mediciones por muestra promediando su valor.

Elemento		Pistón 1	Pistón 2	Pistón 3	Pistón 4	Pistón 5	Cabezote
		Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	13,38	12,82	12,2	16,79	13,86	9,089
Hierro	Fe	0,672	0,782	0,581	1,312	0,433	0,398
Cobre	Cu	1,357	1,341	0,815	3,697	0,873	8,979
Manganeso	Mn	0,035	0,203	0,273	0,291	0,034	0,217
Magnesio	Mg	0,868	0,801	1,222	0,784	0,554	0,334
Cromo	Cr	0,029	0,026	0,048	>0,144	0,023	0,08
Níquel	Ni	1,469	1,133	0,637	0,138	0,65	0,139
Zinc	Zn	0,023	0,255	0,314	0,562	0,047	0,836
Titanio	Ti	0,017	0,037	0,12	0,054	0,054	0,052
Plomo	Pb	<0,004	0,018	0,029	0,012	<0,004	0,267
Estaño	Sn	<0,01	<0,001	<0,01	<0,01	<0,01	2,292
Vanadio	V	0,015	0,0095	0,024	0,011	0,012	0,037
Estroncio	Sr	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	0,048
Circonio	Zr	0,025	0,0063	0,0066	0,0039	0,0076	0,047
Cobalto	Co	0,0063	0,0054	0,0045	<0,003	0,0044	0,113
Calcio	Ca	0,0092	0,0083	0,0019	0,0027	0,0016	>0,096
Aluminio	Al	82,08	82,54	83,72	76,17	83,44	77,71

Elemento		Muestra			
		Aro 1	Aro 2	Aro 3	Aro 4
		Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	7,279	10,31	7,549	7,31
Hierro	Fe	0,122	0,165	0,1	0,097
Cobre	Cu	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	Mn	0,0042	0,0074	0,0035	0,0037
Magnesio	Mg	0,202	0,214	0,272	0,274
Cromo	Cr	<0,001	0,0022	0,0011	<0,001
Níquel	Ni	0,0062	0,008	0,0084	0,0087





ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE MATERIALES
LABORATORIO DE FUNDICIÓN



Zinc	Zn	0,025	0,0082	<0,004	<0,004
Titanio	Ti	0,113	0,132	0,149	0,133
Plomo	Pb	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	Sn	<0,01	<0,1	<0,01	<0,01
Vanadio	V	0,016	0,0098	0,0098	0,014
Estroncio	Sr	0,015	0,023	0,017	0,015
Circonio	Zr	<0,002	0,0022	0,0023	<0,002
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	0,017	0,0014	0,0049	0,0065
Aluminio	Al	92,19	89,11	91,88	92,13

		Muestra						
		Aro 5	Aro 6	Aro 7	Aro 8	Aro 9	Aro10	Aro11
Elemento		Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	8,369	7,773	7,141	8,325	7,714	7,714	7,419
Hierro	Fe	0,366	0,103	0,176	0,134	0,122	0,122	0,12
Cobre	Cu	0,0068	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	Mn	0,016	0,0031	0,005	0,0042	0,0038	0,0038	0,0034
Magnesio	Mg	0,447	0,202	0,077	0,267	0,227	0,227	0,289
Cromo	Cr	0,0064	0,013	<0,001	0,0016	0,0014	0,0014	0,0019
Níquel	Ni	0,018	0,0087	0,0078	0,012	0,011	0,011	0,01
Zinc	Zn	0,065	<0,004	0,0012	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Titanio	Ti	0,155	0,149	0,142	0,117	0,152	0,152	0,138
Plomo	Pb	0,0043	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	Sn	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	V	0,019	0,0092	0,016	0,023	0,0091	0,0091	0,024
Estroncio	Sr	0,011	0,028	0,0069	0,016	0,017	0,017	0,015
Circonio	Zr	<0,002	<0,002	<0,002	0,003	<0,002	<0,002	0,0028
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	0,027	0,0042	0,0082	0,0083	0,0032	0,0032	0,0068
Aluminio	Al	90,48	91,7	92,4	91,05	91,73	91,73	91,96

Ing. Óscar Sotomayor

Jefe del Laboratorio de
Fundición.





INFORME TÉCNICO

Solicitado por: William Antonio Pancho Ramirez

Tipo de Trabajo: Espectrometría por chispa

Fecha: 26 de Junio del 2017

Realizado por: Ing. Oscar Sotomayor

Descripción: Muestra de aleación base Al-Si

1. ANTECEDENTES.

Como objetivo de la tesis: Estudio de la influencia del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 356, del estudiante de Ingeniería Mecánica William Antonio Pancho Ramirez. Se recibió 6 muestra para el análisis espectrometría por chispa. Se solicita realizar la prueba con la finalidad de determinar los componentes presentes en las muestras entregadas.

2. IDENTIFICACIÓN DE LAS PROBETAS.

Las probetas para el análisis correspondiente son identificadas como se muestra a continuación:

Nombre	Identificación de la probeta
Muestra 1	N 1.1
Muestra 2	N 1.2
Muestra 3	N 2.1
Muestra 4	N 2.2
Muestra 5	N 3.1
Muestra 6	N 3.2





3. VALORES OBTENIDOS

El análisis de espectrometría por chispa se realiza empleando el espectrómetro marca BRUKER modelo Q2 ION según la Norma ASTM E 1251. Para el análisis se toman 3 mediciones por muestra promediando su valor.

Elemento		N-1.1	N-1.2	N-2.1	N-2.2	N-3.1	N-3.2
		Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	8,604	8,301	7,069	7,355	6,766	6,817
Hierro	Fe	0,236	0,225	0,208	0,226	0,263	0,27
Cobre	Cu	0,013	0,018	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	Mn	0,0095	0,0093	0,0036	0,0042	0,0096	0,0099
Magnesio	Mg	0,189	0,177	0,175	0,182	0,255	0,254
Cromo	Cr	0,002	0,0018	<0,001	<0,001	0,0021	0,0023
Niquel	Ni	0,011	0,012	0,01	0,013	0,0096	0,0097
Zinc	Zn	0,006	0,0062	0,0096	0,01	0,0042	<0,004
Titania	Ti	0,031	0,032	0,141	0,133	0,03	0,03
Plomo	Pb	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	Sn	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	V	0,013	0,014	0,0099	0,0096	0,013	0,013
Estroncio	Sr	<0,003	<0,003	0,0031	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	Zr	0,0021	0,0022	0,0021	<0,002	0,0021	0,0021
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	<0,001	0,0022	<0,001	0,0011	<0,001	0,0016
Aluminio	Al	90,87	91,2	92,35	92,05	92,63	92,58

Ing. Óscar Sotomayor

Jefe del Laboratorio de
Fundición.





INFORME TÉCNICO

Solicitado por: William Antonio Pancho Ramirez

Tipo de Trabajo: Espectrometría por chispa

Fecha: 26 de Junio del 2017

Realizado por: Ing. Oscar Sotomayor

Descripción: Muestras de aleación base Al-Si

1. ANTECEDENTES.

Como objetivo de la tesis: Estudio de la influencia del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 356, del estudiante de Ingeniería Mecánica William Antonio Pancho Ramirez. Se recibió 14 muestra para el análisis espectrometría por chispa. Se solicita realizar la prueba con la finalidad de determinar los componentes presentes en las muestras entregadas.

2. IDENTIFICACIÓN DE LAS PROBETAS.

Las probetas para el análisis correspondiente son identificadas como se muestra a continuación:

Nombre	Identificación de la probeta
Muestra 1	N 1
Muestra 2	N 2
Muestra 3	N 3
Muestra 4	Fea1
Muestra 5	Fea2
Muestra 6	Feb1
Muestra 7	Feb2
Muestra 8	Feb3
Muestra 9	Fec1
Muestra 10	Fec2
Muestra 11	Fec3
Muestra 12	Fed1





ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE MATERIALES
LABORATORIO DE FUNDICIÓN



Muestra 13	Fed2
Muestra 14	Fed3

3. VALORES OBTENIDOS

El análisis de espectrometría por chispa se realiza empleando el espectrómetro marca BRUKER modelo Q2 ION según la Norma ASTM E 1251. Para el análisis se toman 3 mediciones por muestra promediando su valor.

Elemento		N-1	N-2	N-3	Fea-1	Fea-2	Feb-1	Feb-2
	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	7,679	7,318	7,155	6,855	6,913	7,199	6,664
Hierro	Fe	0,089	0,103	0,105	0,455	0,424	0,778	0,817
Cobre	Cu	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	Mn	0,0033	0,0035	0,0033	0,0044	0,0042	0,0045	0,0042
Magnesio	Mg	0,18	0,193	0,21	0,193	0,174	0,178	0,17
Cromo	Cr	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001	0,0014	<0,001
Niquel	Ni	0,0073	0,0076	0,0073	0,0088	0,0086	0,0087	0,0094
Zinc	Zn	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Titanio	Ti	0,144	0,15	0,156	0,145	0,143	0,101	0,11
Plomo	Pb	0,0042	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	Sn	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,001
Vanadio	V	0,012	0,012	0,013	0,013	0,012	0,014	0,013
Estroncio	Sr	0,0058	0,0061	0,0063	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	Zr	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	0,0017	0,0016	<0,001	<0,001	0,0021	0,0016	0,0013
Aluminio	Al	91,86	92,19	92,33	92,31	92,3	91,7	92,21





INFORME TÉCNICO

Solicitado por: William Antonio Pancho Ramírez

Tipo de Trabajo: Espectrometría por chispa

Fecha: 20 de Diciembre del 2017

Realizado por: Ing. Oscar Sotomayor

Descripción: Muestras de aleación base Al-Si

1. ANTECEDENTES.

Como objetivo de la tesis: Estudio de la influencia del hierro en las propiedades mecánicas de la aleación A 356, del estudiante de Ingeniería Mecánica William Antonio Pancho Ramírez. Se recibió 7 muestra para el análisis: espectrometría por chispa.

Se solicita realizar la prueba con la finalidad de determinar los componentes presentes en las muestras entregadas

2. IDENTIFICACIÓN DE LAS PROBETAS.

Las probetas para el análisis correspondiente son identificadas como se muestra a continuación:

Nombre	Identificación de la probeta
Muestra 1	F-1
Muestra 2	F-2
Muestra 3	F-3
Muestra 4	F-4
Muestra 5	F-5
Muestra 6	F-6
Muestra 7	F-7





3. VALORES OBTENIDOS

El análisis de espectrometría por chispa se realiza empleando el espectrómetro marca BRUKER modelo Q2 ION según la Norma ASTM E 1251. Para el análisis se toman 3 mediciones por muestra promediando su valor.

Elemento		Muestra						
		F-1	F-2	F-3	F-4	F-5	F-6	F-7
Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	
Silicio	Si	6,36	7,659	4,347	12,7	7,832	7,053	6,366
Hierro	Fe	>2,640	0,953	1,635	1,37	0,632	1,166	0,805
Cobre	Cu	1,001	1,518	0,922	0,389	3,976	1,334	0,07
Manganeso	Mn	0,151	0,153	0,203	0,116	0,205	0,128	0,12
Magnesio	Mg	0,157	0,183	0,125	0,186	0,35	0,251	0,13
Cromo	Cr	0,031	0,035	0,054	0,015	0,014	0,026	0,056
Niquel	Ni	0,141	0,074	0,136	0,143	0,05	0,204	0,015
Zinc	Zn	1,052	1,237	1,328	0,396	0,726	0,372	0,032
Titania	Ti	0,022	0,05	0,02	0,021	0,027	0,029	0,017
Plomo	Pb	0,109	0,15	0,054	0,018	0,032	0,025	0,0048
Estaño	Sn	0,03	0,018	<0,001	<0,01	0,014	0,012	<0,01
Vanadio	V	0,014	0,0098	0,0095	0,01	0,0082	0,0086	0,0098
Estroncio	Sr	<0,003	<0,003	<0,003	<0,03	<0,003	<0,003	<0,03
Circonio	Zr	0,0027	0,004	0,0028	0,0056	0,0049	0,0035	<0,002
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	<0,001	<0,001	0,0018	0,01	0,004	0,019	<0,001
Aluminio	Al	86,78	87,96	91,15	84,61	86,13	89,37	92,37



Ing. Oscar Sotomayor
Jefe del Laboratorio de
Fundición.





ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE MATERIALES
LABORATORIO DE FUNDICIÓN



		Feb-3	Fec-1	Fec-2	Fec-3	Fed-1	Fed-2	Fed-3
Elemento		Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]	Valor [%]
Silicio	Si	6,921	7,046	6,984	6,743	6,65	6,374	6,855
Hierro	Fe	0,79	1,069	1,001	0,936	1,29	1,145	1,222
Cobre	Cu	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005	<0,005
Manganeso	Mn	0,0042	0,0052	0,0046	0,0048	0,006	0,0059	0,0064
Magnesio	Mg	0,188	0,193	0,18	0,17	0,173	0,238	0,184
Cromo	Cr	<0,001	0,0017	0,0016	0,0017	0,003	0,004	0,0033
Niquel	Ni	0,0087	0,01	0,0093	0,0095	0,01	0,0093	0,011
Zinc	Zn	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	0,0079	<0,004
Titanio	Ti	0,104	0,097	0,083	0,108	0,089	0,086	0,088
Plomo	Pb	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004	<0,004
Estaño	Sn	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01
Vanadio	V	0,013	0,014	0,013	0,015	0,014	0,014	0,014
Estroncio	Sr	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Circonio	Zr	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002	<0,002
Cobalto	Co	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003	<0,003
Calcio	Ca	<0,001	<0,001	<0,001	0,0015	0,0014	<0,001	0,0025
Aluminio	Al	91,96	91,56	91,72	92	91,76	92,1	91,6

Ing. Óscar Sotomayor

Jefe del Laboratorio de
Fundición.

