

ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

ESTUDIO Y OBTENCIÓN DE UNA ALEACIÓN LIVIANA PARA LA FABRICACIÓN DE UN BLOQUE DE MOTOR DE COMBUSTIÓN INTERNA DE DOS TIEMPOS

PROYECTO PREVIO A LA OBTENCIÓN DEL TÍTULO DE INGENIERO MECÁNICO

JOSÉ GUILLERMO CALUGUILLIN ACHINA

josecaluguillin29@gmail.com

ANDREA PAOLA LEMA QUISHPE

compu_6af_andrealema@hotmail.es

DIRECTOR:

Ing. OSCAR EFRAÍN SOTOMAYOR GÁLVEZ

oscar.sotomayor@epn.edu.ec

CO-DIRECTOR:

Ing. FAUSTO HERNÁN OVIEDO FIERRO

fausto.oviedo@epn.edu.ec

Quito, Julio 2016

DECLARACIÓN

Nosotros, José Guillermo Caluguillin Achina y Andrea Paola Lema Quishpe, declaramos bajo juramento que el trabajo aquí descrito es de nuestra autoría; que no ha sido previamente presentado para ningún grado o calificación profesional; y, que hemos consultado las referencias bibliográficas que se incluyen en este documento.

La Escuela Politécnica Nacional, puede hacer uso de los derechos correspondientes a este trabajo, según lo establecido por la Ley de la Propiedad intelectual, por su Reglamento y por la normatividad institucional vigente.

José Guillermo Caluguillin Achina

Andrea Paola Lema Quishpe

CERTIFICACIÓN

Certificamos que el presente trabajo fue desarrollado por José Guillermo Caluguillin Achina y Andrea Paola Lema Quishpe bajo nuestra supervisión.

Ing. Oscar Sotomayor
DIRECTOR DEL PROYECTO

Ing. Fausto Oviedo
CO-DIRECTOR DEL PROYECTO

AGRADECIMIENTOS

A Dios por haberme permitido llegar a este momento de mi vida, por darme la fe y esperanza necesario para seguir adelante en mi camino.

A mis padres, Luis Caluguillin y Martha Achina, quienes han sido el pilar principal en mi vida estudiantil, siempre apoyándome y dándome las fuerzas para continuar cuando se presentaban los obstáculos.

A mis hermanas, Ana, Elsa y Martha, por la confianza que me han brindado en cada momento, y por ser un ejemplo de vida para mí, no solo en lo profesional sino también en lo personal.

A mis amigos con quienes he compartido gran parte de mi vida universitaria y, he vivido momentos especiales que me han llenado de recuerdos y anécdotas que no se olvidaran. A Gabriela quien ha estado junto a mí, en las buenas y en las malas.

Al ingeniero Oscar Sotomayor quien nos ha guiado en el desarrollo de este proyecto, aportando su experiencia para realizarlo de la mejor manera.

José Guillermo Caluguillin Achina

AGRADECIMIENTOS

A mis amigos y compañeros por contar con su apoyo en el transcurso de la carrera universitaria.

Al Ingeniero Oscar Sotomayor por los consejos y conocimientos brindados, que hicieron de esta tesis una buena experiencia.

A todas las personas que conforman los Laboratorios de la Facultad de Ingeniería Mecánica por haberme ayudado en el desarrollo de este proyecto.

Andrea Paola Lema Quishpe

DEDICATORIA

A mis padres que son mi razón para salir adelante y cumplir con mis objetivos, a ellos y mis hermanas que siempre me han apoyado y han forjado en mí una persona de bien, con valores y principios.

A mis sobrinos Joel y Justin, a quienes desde el día de hoy les pongo una meta, la cual es culminar sus estudios universitarios y seguir adelante sin importar las barreras que aparezcan en el camino, ya que si yo lo pude conseguir ellos también pueden.

José Guillermo Caluguillin Achina

DEDICATORIA

A Dios, por la vida, y la sabiduría brindada, que me ha permitido llegar a este momento tan especial. Por darme la fuerza para seguir adelante y nunca rendirme ante cualquier dificultad.

A mis padres Rafael Lema y María Quishpe, pilar fundamental en mi vida para lograr las metas propuestas. Por a ser de mí, cada día una mejor persona, a través de sus consejos y su amor incondicional. Por siempre estar a mi lado y apoyarme en los momentos más difíciles.

A mis primos Carlos, Javier, Liz y Carolina por estar presentes en cada uno de mis logros y contar su apoyo.

A mi familia por el apoyo y cariño brindado a lo largo de estos años.

Andrea Paola Lema Quishpe

INDICE DE CONTENIDO

DECLARACIÓN	i
CERTIFICACIÓN	ii
AGRADECIMIENTOS	iii
AGRADECIMIENTOS	iv
DEDICATORIA.....	v
DEDICATORIA.....	vi
INDICE DE CONTENIDO.....	vii
INDICE DE FIGURAS	xiv
INDICE DE TABLAS	xvii
INDICE DE ANEXOS	xx
RESUMEN	xxi
PRESENTACIÓN	xxiv
CAPÍTULO 1	1
GENERALIDADES.....	1
1.1 INTRODUCCIÓN	1
1.1.1 ALEACIONES LIVIANAS	1
1.1.2 ALUMINIO	3
1.2 MOTORES DE COMBUSTIÓN INTERNA.....	4
1.2.1 DEFINICIÓN	4
1.2.2 CLASIFICACIÓN	4
1.2.3 COMPONENTES PRINCIPALES.....	5
1.2.4 MATERIALES TÍPICOS.....	5
1.2.5 BLOQUE DE MOTOR DE DOS TIEMPOS.....	6
CAPÍTULO 2	8
MARCO TEÓRICO.....	8

2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO.....	8
2.1.1 DEFINICIÓN	8
2.1.2 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN	9
2.2 ALEACIONES DE ALUMINIO PARA FORJADO	9
2.2.1 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN	10
2.2.2 CARACTERÍSTICAS.....	11
2.2.2.1 Resistencia a la corrosión.....	11
2.2.2.2 Conductividad térmica	11
2.2.2.3 Conductividad eléctrica.....	11
2.2.2.4 Resistencia a la fractura	11
2.2.2.5 Soldabilidad	11
2.2.2.6 Reciclable	12
2.2.3 CLASIFICACIÓN.....	12
2.2.3.1 No tratable térmicamente	12
2.2.3.2 Tratable térmicamente.....	12
2.3 ALEACIONES DE ALUMINIO PARA FUNDICIÓN	13
2.3.1 PROPIEDADES	13
2.3.1.1 Composición de la aleación.....	13
2.3.1.2 Velocidad de enfriamiento durante y después de la solidificación .	13
2.3.1.3 Proceso de fundición	13
2.3.1.4 Solidificación.....	13
2.3.1.5 Tratamientos térmicos	14
2.3.2 CARACTERÍSTICAS.....	15
2.3.2.1 Fácil de fundir	15
2.3.2.2 Resistencia Mecánica.....	15
2.3.2.3 Acabado	16
2.3.3 ESPECIFICACIONES	16

2.3.4 SISTEMA DE DESIGNACIÓN	16
2.3.5 GRUPOS DE ALEACIONES	17
2.3.5.1 Aluminio-Cobre (2XX.X)	17
2.3.5.2 Aluminio-Silicio-Cobre (3XX.X)	18
2.3.5.3 Aluminio-Silicio-Magnesio (3XX.X)	18
2.3.5.4 Aluminio-Silicio (4XX.X)	18
2.3.5.5 Aluminio-Magnesio (5XX.X)	18
2.3.5.6 Aluminio-Zinc (7XX.X)	18
2.3.5.7 Aluminio-Estaño (8XX.X)	18
2.3.6 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS ALEANTES	19
2.3.6.1 Antimonio	19
2.3.6.2 Berilio	19
2.3.6.3 Bismuto	19
2.3.6.4 Boro	19
2.3.6.5 Cadmio	19
2.3.6.6 Calcio	20
2.3.6.7 Cobre	20
2.3.6.8 Fósforo	20
2.3.6.9 Hierro	20
2.3.6.10 Plomo	20
2.3.6.11 Magnesio	20
2.3.6.12 Titanio	20
2.4 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINIO	21
2.4.1 DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINO FORJADO	21

2.4.2 DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINO FUNDIDO.....	22
2.4.2.1 Subdivisión de los tratamientos térmicos T	22
2.4.2.1.1 Tratamiento T4	22
2.4.2.1.2 Tratamiento T5.....	23
2.4.2.1.3 Tratamiento T6.....	23
2.4.2.1.4 Tratamiento T7.....	23
2.5 APLICACIONES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.....	23
2.5.1 ANTECEDENTES	24
2.5.2 APLICACIONES PRINCIPALES	24
2.5.2.1 Aleaciones aluminio-cobre.....	24
2.5.2.2 Aleaciones aluminio-silicio-cobre/magnesio	24
2.5.2.3 Aleaciones aluminio-silicio.....	25
2.5.2.4 Aleaciones aluminio-magnesio	25
2.5.2.5 Aleaciones aluminio-zinc	26
2.5.2.6 Aleaciones aluminio-estaño.....	26
2.6 SELECCIÓN DE LA ALEACIÓN.....	26
CAPÍTULO 3	28
PROCESO PARA LA OBTENCIÓN DE LA ALEACIÓN.....	28
3.1 ALEACIÓN DE ALUMINIO A356.0	29
3.2 SOLIDIFICACIÓN.....	33
3.2.1 NUCLEACIÓN.....	34
3.2.2 CRECIMIENTO DE NÚCLEOS.....	35
3.2.3 INTERFACES DE SOLIDIFICACIÓN.....	35
3.2.4 SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES.....	37
3.2.5 TIEMPO DE SOLIDIFICACIÓN.....	37
3.2.6 DEFECTOS DE SOLIDIFICACIÓN.....	39

3.3 CONTROL DE LA MICROESTRUCTURA.....	41
3.3.1 ESPACIADO DE BRAZOS DENDRÍTICOS SECUNDARIOS (SDAS).	41
3.3.2 FASES INTERMETÁLICAS	41
3.3.3 ESTRUCTURA DE GRANO.....	42
3.3.4 FORMA DEL SILICIO EUTÉCTICO	43
3.4 INOCULACIÓN.....	45
3.4.1 MODIFICACIÓN DEL EUTÉCTICO	45
3.4.1.1 Modificación química	46
3.4.1.2 Modificación de enfriamiento	49
3.4.1.3 Efecto de modificación.....	49
3.4.2 REFINAMIENTO DE GRANO	52
3.4.2.1 Efecto de refinamiento de grano.....	54
3.5 USO DE FUNDENTE, DESGASIFICANTE Y FILTRACIÓN.....	57
3.5.1 FUNDENTE.....	57
3.5.2 DESGASIFICANTE	57
3.5.3 FILTRACIÓN.....	58
3.6 PROCESOS DE FUNDICIÓN.....	58
3.6.1 FUNDICIÓN CON MOLDE DESECHABLE.....	59
3.6.2 FUNDICIÓN CON MOLDE PERMANENTE	59
3.7 PROCESO DE FUNDICIÓN PARA OBTENER LAS PROBETAS PRELIMINARES DE LA ALEACIÓN.....	60
3.7.1 OBTENCIÓN DE PROBETAS.....	60
3.8 MÉTODOS PARA MEJORAR LAS PROPIEDADES MECÁNICAS.....	66
3.8.1 INFLUENCIA DEL REFINADOR DE GRANO.....	66
3.8.2 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO	70
3.8.3 INFLUENCIA DEL MODIFICADOR DE LA FASE EUTÉCTICA.....	71
3.8.4 INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO	75

3.9 PROCEDIMIENTO DE OBTENCIÓN DE LA ALEACIÓN A356.0.....	78
CAPÍTULO 4	85
APLICACIÓN DE ENSAYOS NORMALIZADOS	85
4.1 INTRODUCCIÓN	85
4.2 PREPARACIÓN DE PROBETAS	87
4.2.1 PROBETAS PARA ENSAYO DE TRACCIÓN	88
4.2.2 PROBETAS PARA ENSAYO DE METALOGRAFÍA	90
4.2.3 PROBETAS PARA ENSAYOS DE ESPECTROMETRÍA Y DUREZA..	90
4.3 ENSAYO DE TRACCIÓN	91
4.3.1 PROCEDIMIENTO PARA REALIZAR EL ENSAYO DE TRACCIÓN ...	91
4.4 ENSAYO METALOGRÁFICO	94
4.4.1 EXTRACCIÓN DE LA MUESTRA METALOGRÁFICA	94
4.4.2 MONTAJE DE LA MUESTRA	94
4.4.2.1 Montaje plástico-moldeable	94
4.4.3 DESBASTE	95
4.4.3.1 Desbaste grueso.....	95
4.4.3.2 Desbaste fino.....	95
4.4.4 PULIDO	96
4.4.5 ATAQUE QUÍMICO	97
4.4.6 PROCEDIMIENTO PARA ENSAYO METALOGRÁFICO	97
4.4.6.1 Identificación de fases	97
4.4.6.2 Visualización del tamaño de grano	99
4.5 ENSAYO DE ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA.....	101
4.5.1 CONDICIONES GENERALES Y ESPECÍFICAS DE LA MUESTRA .	101
4.6 ENSAYO DE DUREZA	102
CAPÍTULO 5	104
ANÁLISIS DE RESULTADOS	104

5.1 ENSAYO DE TRACCIÓN	104
5.1.1 CON REFINAMIENTO DE GRANO	104
5.1.2 CON TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE.....	108
5.1.3 CON MODIFICADOR DE FASE EUTÉCTICA	111
5.1.4 CON TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)	114
5.1.5 EN BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL.....	118
5.2 ENSAYO METALOGRÁFICO	119
5.2.1 REFINAMIENTO DE GRANO	119
5.2.1.1 Medición del tamaño de grano promedio según la norma ASTM E8M-15a.....	122
5.2.2 TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE.....	123
5.2.3 MODIFICACIÓN DE FASE EUTÉCTICA	125
5.2.4 TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)	127
5.2.5 BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL.....	129
5.3 ENSAYO DE DUREZA	130
5.3.1 REFINAMIENTO DE GRANO	130
5.3.2 TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE.....	132
5.3.3 MODIFICACIÓN DE FASE EUTÉCTICA	133
5.3.4 TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)	134
5.3.5 BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL.....	136
5.4 ENSAYO DE ESPECTROMETRÍA.....	136
5.5 RECOPIACIÓN DE RESULTADOS.....	140
5.6 TABLA COMPARATIVA	149
CAPÍTULO 6	152
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	152
BIBLIOGRAFÍA	158
ANEXOS	161

INDICE DE FIGURAS

Figura 1. 1 Bloque de cilindro de aleacion de aluminio. (Fuente propia).....	2
Figura 1. 2 Vista en corte transversal de cilindro de motor de dos tiempos. [11] ...	7
Figura 2. 1 Componente de avión fabricado de aleación 201.0 [13]	24
Figura 2. 2 Caja de eje trasero de aleación 360.0 fundido en arena. [13]	25
Figura 3. 1 Diagrama de equilibrio Al-Si. [20]	30
Figura 3. 2 Fases solidas presentes en el Sistema Al-Si. [21]	31
Figura 3. 3 Aleaciones comunes del Sistema Al-Si. [23]	32
Figura 3. 4 Variación de la energía libre con respecto al radio crítico. [20]	34
Figura 3. 5 Tipos de crecimiento. a) Planar. b) Dendrítico. [28]	35
Figura 3. 6 Frente de solidificación planar. [20]	36
Figura 3. 7 Frente de solidificación dendrítico. [20]	36
Figura 3. 8 Solidificación de aleaciones. [26]	37
Figura 3. 9 Tiempo de solidificación para aleaciones. [19]	38
Figura 3. 10 Solubilidad de hidrógeno en aluminio a una atmósfera. [30]	40
Figura 3. 11 Espaciado de brazos dendríticos secundarios. [20]	41
Figura 3. 12 Fase intermetálica $\beta - Al_5FeSi$. [30]	42
Figura 3. 13 Fase silicio eutéctico acicular. [23]	44
Figura 3. 14 Niveles de modificación eutéctica de Al-Si. [23]	46
Figura 3. 15 Modificación de silicio eutéctico con sodio y estroncio. [27]	47
Figura 3. 16 Eficacia del sodio y estroncio como modificadores en una aleación 356 [6]	48
Figura 3. 17 Mejora en la elongación de una aleación modificada con sodio. [23]	49
Figura 3. 18 a) Crecimiento del cristal silicio, b) plano de maclado. [37]	50
Figura 3. 19 Maclación inducida por impureza. [37]	51
Figura 3. 20 Crecimiento de cristal de silicio. a) no modificado, b) modificado. [38]	52
Figura 3. 21 Lingote de aleación Al-7Si. (a) Sin refinar (b) Refinada. [23]	53
Figura 3. 22 Eficacia de refinamiento de grano con tres aleaciones madres. [23]	54
Figura 3. 23 Coquilla de metal. (Fuente Propia)	60
Figura 3. 24 Perfiles, latas y pistones de aluminio. (Fuente propia)	61

Figura 3. 25 Refinador de grano Al-5Ti-B. (Fuente Propia).....	66
Figura 3. 26 Probetas con porosidad. a) Externa, b) Interna (Fuente Propia).....	67
Figura 3. 27 Probeta sin porosidades. a) Externa, b) Interna (Fuente propia)	68
Figura 3. 28 a) Pirómetro óptico, b) termómetro por contacto. (Fuente propia) ...	68
Figura 3. 29 Estroncio metálico con 99% de pureza. (Fuente propia).....	72
Figura 3. 30 Proceso de corte aleación 6063	73
Figura 3. 31 Diagrama de endurecimiento por precipitación [45]	75
Figura 4. 1 Probeta preliminar como se la obtiene de la coquilla. (Fuente propia)87	
Figura 4. 2 Mecanizado de probeta de tracción. (Fuente propia).....	88
Figura 4. 3 Simulación de mecanizado de probeta en el torno CNC. (Fuente propia)	89
Figura 4. 4 Probeta de tracción según ASTM E8M-15a. (Fuente propia).....	89
Figura 4. 5 Probeta metalográfica. (Fuente propia).....	90
Figura 4. 6 Máquina universal de ensayos. (Fuente propia)	92
Figura 4. 7 Montaje de la probeta metalográfica. (Fuente propia).....	95
Figura 4. 8 Paño de billar. (Fuente propia).....	96
Figura 4. 9 Pulido de la superficie de la probeta. (Fuente propia).....	96
Figura 5. 1 Elongación vs Contenido de AL-5Ti-B. (Fuente propia)	106
Figura 5. 2 Resistencia a la tracción vs Contenido de Al-5Ti-B. (Fuente propia) 106	
Figura 5. 3 Tendencia de la curva Esfuerzo vs Deformación. (Fuente propia)... 108	
Figura 5. 4 Elongación vs Tiempo de permanencia. (Fuente propia).....	110
Figura 5. 5 Resistencia a la tracción vs Tiempo de permanencia. (Fuente propia)	111
Figura 5. 6 Resistencia a la tracción vs % Estroncio. (Fuente propia)	112
Figura 5. 7 Elongación vs % Estroncio. (Fuente propia)	113
Figura 5. 8 Resistencia a la tracción vs Tiempo de envejecimiento. (Fuente propia)	115
Figura 5. 9 Elongación vs Tiempo de envejecimiento. (Fuente propia).....	116
Figura 5. 10 Resistencia a la tracción vs % de Modificador. (Fuente propia).....	117
Figura 5. 11 Elongación vs % de Modificador. (Fuente propia).....	118
Figura 5. 12 Probeta de tracción de sección rectangular según la norma ASTM E8M- 15a. (Fuente propia).....	119

Figura 5. 13 Medición del área de grano en una macrografía con aumento 4X. (Fuente propia).....	122
Figura 5. 14 Medición del área de grano mediante AutoCad. (Fuente propia) ...	123
Figura 5. 15 Dureza vs % de Refinador de grano. (Fuente propia).....	131
Figura 5. 16 Dureza vs Tiempo de solidificación. (Fuente propia).....	133
Figura 5. 17 Dureza vs % de estroncio. (Fuente propia)	134
Figura 5. 18 Dureza vs % de estroncio. (Fuente propia)	135

INDICE DE TABLAS

Tabla 1. 1 Comparación de propiedades básicas entre distintos metales[2].....	1
Tabla 1. 2 Metales típicos para partes de motor [11]	6
Tabla 2. 1 Sistema de designación de aleaciones de aluminio forjado [13]	10
Tabla 2. 2 Propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para fundición más representativas [14]	14
Tabla 2. 3 Propiedades físicas de aleaciones de aluminio para fundición [14]	15
Tabla 2. 4 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para fundición [13]	17
Tabla 3. 1 Composición química de la aleación A356.0 [23]	33
Tabla 3. 2 Composición química de aleaciones madres	53
Tabla 3. 3 Procedimiento para obtener probetas preliminares	63
Tabla 3. 4 Características de la aleación Al-5Ti-B.....	67
Tabla 3. 5 Composición química de la aleación Al-5Ti-B	67
Tabla 3. 6 Parámetros utilizados en el proceso de refinamiento de grano	69
Tabla 3. 7 Cantidad de refinar utilizado por carga	69
Tabla 3. 8 Parámetros utilizados en la variación del tiempo de permanencia dentro del molde.....	70
Tabla 3. 9 Tiempos de permanencia dentro de la coquilla	71
Tabla 3. 10 Composición química de la aleación 6063	73
Tabla 3. 11 Parámetros utilizados en el proceso de modificación.....	74
Tabla 3. 12 Porcentajes de estroncio utilizados	74
Tabla 3. 13 Parámetros de temperatura.....	77
Tabla 3. 14 Parámetros considerados para el Tratamiento Térmico T6.....	78
Tabla 3. 15 Procedimiento experimental para obtener la aleación A356.0	79
Tabla 4. 1 Dimensiones normalizadas según la norma ASTM E8M-15a	90
Tabla 4. 2 Procedimiento para ensayo de tracción	92
Tabla 4. 3 Procedimiento para identificación de fases	97
Tabla 4. 4 Procedimiento para visualizar tamaño de grano	100
Tabla 4. 5 Composición química de los reactivos Poulton Y Keller.....	101
Tabla 4. 6 Procedimiento para realizar el ensayo de dureza Rockwell B.....	103
Tabla 5. 1 Propiedades mecánicas de un bloque de motor comercial	104

Tabla 5. 2 Resultados de ensayo de tracción en probetas con Refinador de Grano	105
Tabla 5. 3 Valores promedios del % de elongación	105
Tabla 5. 4 Valores promedios de la Resistencia a la tracción	105
Tabla 5. 5 Resultados de ensayo de tracción de probetas con diferentes tiempos de permanencia dentro del molde	109
Tabla 5. 6 Valores promedio del % de elongación	109
Tabla 5. 7 Valores promedio de la Resistencia a la tracción	110
Tabla 5. 8 Resultados de ensayo de tracción de probetas modificadas con estroncio	112
Tabla 5. 9 Resultado de ensayo de tracción de probetas sometidas a tratamiento térmico T6	114
Tabla 5. 10 Muestras sometidas a tratamiento térmico T6.....	114
Tabla 5. 11 Resultado de ensayo de tracción de probeta de sección rectangular extraída de un bloque de motor comercial	119
Tabla 5. 12 Micrografías y macrografías de probetas sometidas a refinamiento de grano	120
Tabla 5. 13 Valores de tamaño de macrograno	123
Tabla 5. 14 Micrografías y macrografías de probetas sometidas a diferentes tiempos de permanencia dentro del molde	124
Tabla 5. 15 Micrografías de probetas sometidas a modificación de fase eutéctica	126
Tabla 5. 16 Micrografías de probetas sometidas a tratamiento térmico T6.....	128
Tabla 5. 17 Micrografías de probetas extraídas de bloque de motor comercial .	130
Tabla 5. 18 Valores de dureza de probetas sometidas a refinamiento de grano	131
Tabla 5. 19 Valores de dureza de probetas sometidas a diferente tiempo de permanencia dentro del molde	132
Tabla 5. 20 Valores de dureza de probetas sometidas a modificación eutéctica	133
Tabla 5. 21 Valores de dureza de probetas sometidas a tratamiento térmico T6	134
Tabla 5. 22 Valores de dureza de probetas sin tratamiento térmico	135
Tabla 5. 23 Valores de dureza de probeta extraída de un bloque de motor.....	136
Tabla 5. 24 Composición química de probetas obtenidas con pistones.....	136
Tabla 5. 25 Composición química de probetas obtenidas con latas de aluminio	137

Tabla 5. 26 Composición química de probetas con adiciones de silicio.....	138
Tabla 5. 27 Composición química de probeta con adición de silicio y probeta extraída de un bloque de motor.....	138
Tabla 5. 28 Composición química aleación experimental A356.0	139
Tabla 5. 29 Refinamiento de grano	140
Tabla 5. 30 Tiempo de permanencia dentro del molde	142
Tabla 5. 31 Modificación de fase eutéctica	145
Tabla 5. 32 Tratamiento térmico T6	147
Tabla 5. 33 Tabla comparativa entre la aleación A356.0 y la aleación de un bloque de motor comercial.....	150

INDICE DE ANEXOS

ANEXO 1. VALOR RECOMENDADO DE REFINADOR DE GRANO Al-5Ti-B .	161
ANEXO 2. CANTIDADES RECOMENDADAS DE ALU FUNDEX Y APARTAGAS	162
ANEXO 3. VALOR RECOMENDADO DE MODIFICADOR.....	164
ANEXO 4. TAMAÑO DE MACROGRANO	165
ANEXO 5. LENGUAJE DE PROGRAMACIÓN UTILIZADO PARA MECANIZADO DE PROBETAS DE TRACCIÓN SEGÚN NORMA ASTM E8M-15a EN TORNO CNCN (ROMI C420).....	166
ANEXO 6. RESULTADOS OBTENIDOS	172

RESUMEN

El presente proyecto de titulación denominado “Estudio y obtención de una aleación liviana para la fabricación de un bloque de motor de combustión interna de dos tiempos”, se realiza como parte de la investigación que se encuentra desarrollando el Laboratorio de Fundición de la Escuela Politécnica Nacional, cuyo objetivo es el desarrollo de un bloque de motor de dos tiempos, que se pueda producir nacionalmente. La principal motivación es aumentar el conocimiento explícito en el campo de las aleaciones livianas teniendo como principal beneficiario a la industria nacional.

El desarrollo del presente estudio consiste en la obtención de una aleación liviana para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de dos tiempos. El desarrollo del bloque como tal se lo realizará en una tesis posterior alineada con la presente. La aleación liviana estudiada es la aleación de aluminio para fundición A356.0 (Al-7Si-0.3Mg). Esta aleación hipoeutéctica del sistema Al-Si, es la más utilizada en la industria automotriz, debido a su excelente fluidez, así como también elevada resistencia a la tracción en relación a su densidad.

En la presente investigación se considerará las características microestructurales y propiedades mecánicas deseables en una aleación liviana de aluminio. Por lo tanto, se realizará un estudio detallado de los factores y variables de fabricación que afectan directamente las propiedades mecánicas de la aleación de aluminio a obtener. El estudio se centra en tres áreas como son: el control al metal fundido, la velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico.

El control del metal fundido se lo hace mediante la aplicación de agentes refinadores de grano, modificadores de fase eutéctica, como también de productos fundentes y desgasificantes. El uso adecuado de cada uno de ellos en las proporciones correctas confiere características técnicas deseables a la aleación.

En primer lugar, mediante el refinamiento de grano se mejora la resistencia a la tracción del material, al aumentar la densidad de límites de grano por unidad de volumen se aumenta las barreras que impiden el avance de las dislocaciones muy

comunes en los materiales cristalinos. Este efecto se lo puede conseguir aumentando la velocidad de enfriamiento o con la adición de agentes refinadores. La segunda técnica mencionada ha demostrado ser la más efectiva y por esta razón ha sido usada en esta tesis. Además, se ha intentado una modificación en la forma de la fase eutéctica presente en la aleación con el uso de estroncio 99% puro. La modificación de la fase de silicio eutéctico mejora la ductilidad del material, debido a que, al añadir estroncio como agente modificador, este genera planos de maclación, produciendo un crecimiento ramificado del silicio. Como consecuencia se obtiene una fase eutéctica mejor distribuida sobre la matriz de aluminio primario. La generación de planos de maclado se produce debido a que los átomos de estroncio se absorben durante la etapa de crecimiento de la interface sólido-líquido de silicio. El plano de macla se genera si el radio atómico del modificador tiene el tamaño adecuado en relación al radio del átomo de silicio (r_m/r_s excede 1.646).

Por otro lado, la afinidad del aluminio por el oxígeno, facilita la formación de óxidos, que resultan en la formación de porosidades producidas por inclusiones no metálicas. La elevada solubilidad del hidrógeno en el aluminio y sus aleaciones a altas temperaturas, resultan en la formación de porosidades por gases atrapados durante el proceso de solidificación. Por lo tanto, es necesario el control de la temperatura de sobrecalentamiento además del uso de fundentes y desgasificantes para minimizar la presencia de inclusiones e hidrogeno disuelto en el metal fundido. Para la aleación de aluminio estudiada se utiliza los productos de nombre comercial ALUFUNDEX y APARTAGAS como fundente y desgasificante respectivamente. Al termino del tratamiento del metal fundido, se obtuvo una aleación de aluminio con granos de tamaño pequeño, fase eutéctica con morfología fibrosa mejor distribuida y, menor presencia de porosidades.

En segundo lugar, otro de los factores que influye poderosamente en las características funcionales de la aleación deseada es el tiempo de enfriamiento. La solidificación de la aleación se llevará a cabo en un molde metálico, el cual generará una mayor transferencia de calor con el consecuente aumento de la velocidad de enfriamiento. Para el estudio de la velocidad de enfriamiento, se utilizó diferentes tiempos de permanencia (3 a 18 minutos) de la aleación dentro del molde. Como

resultado se observa que las propiedades mecánicas de la aleación mejoran al aumentar el tiempo de permanencia de la aleación dentro del molde.

Finalmente, con la aplicación de tratamiento térmico T6 se espera que las propiedades mecánicas de la aleación obtenida mejoren, y sean las adecuadas para la fabricación del prototipo de bloque de motor. Una aleación de aluminio silicio es tratable térmicamente debido a que se forman precipitados durante el tratamiento térmico. Estos precipitados otorgan características únicas a la aleación y, se forman por la presencia de ciertos elementos aleantes como el magnesio o cobre. En el caso de la aleación A356.0 mejora la dureza superficial por la presencia de precipitados de magnesio. Al final del tratamiento térmico T6 se observó un incremento moderado de la dureza, debido a la precipitación de la solución sólida de siliciuro de magnesio (Mg_2Si).

Para el estudio de las propiedades mecánicas, características microestructurales y composición química de la aleación, se realizaron ensayos mecánicos estáticos, ensayos metalográficos y análisis de espectrometría respectivamente. Cuyos resultados permitieron modificar componentes y procesos con la finalidad de alcanzar las más altas prestaciones posibles de la aleación requerida.

Al final de la investigación se compara los resultados de la aleación experimental obtenida con valores obtenidos de una aleación de un bloque de motor comercial.

PRESENTACIÓN

JUSTIFICACIÓN DEL PROYECTO

Según datos de la Asociación de Empresas Automotrices del Ecuador (AEADE), debido a normativas gubernamentales en cuanto a la imposición de aranceles de importación de CKD (Completely Knock Down) partes y piezas utilizadas en el ensamblaje de motocicletas, se ha reducido la cantidad de importaciones de este tipo, dentro de los cuales se incluyen los bloques de cilindro.

El presente proyecto pretende encontrar un material idóneo para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de combustión interna de dos tiempos. Y tiene por objetivo contribuir al desarrollo tecnológico del país, aportando con la generación de conocimientos en el área de fundición de aleaciones livianas de aluminio. En la actualidad las industrias nacionales automotrices y específicamente las que se dedican a la producción de motocicletas, limitan su producción a muy pocos de sus componentes. Aunque producen localmente algunos de los componentes que se requieren para el ensamble, la mayoría son importados. Por ejemplo, protectores de cárter para motocicleta Yamaha XT1200Z Súper Tenere, importado en el año 2015.

Además, aún se requiere investigación para la manufactura de componentes con mayor valor agregado como el caso del motor de combustión. Aunque para la producción de motores de combustión en el país se deberá considerar aspectos no solo de orden tecnológico sino también del orden económico. El presente análisis pretende facilitar el camino a empresas interesadas en producir partes de motocicletas con aleaciones livianas desde un enfoque tecnológico más no económico.

De ser factible el aumento de la producción interna de partes de motocicleta en aleaciones de aluminio, impactará de forma positiva a la economía del país. Ya que los procesos de producción y actividades relacionadas con el comercio de estas autopartes, generarían un aumento en las fuentes de empleo dentro de la industria manufacturera del país. Y así reduciría la tasa de desempleo que según datos estadísticos publicados en la página oficial del Banco Central del Ecuador a finales del año 2014 fue del 4,54%.

CAPÍTULO 1

GENERALIDADES

1.1 INTRODUCCIÓN

1.1.1 ALEACIONES LIVIANAS

Tradicionalmente el término metales livianos ha sido asignado a metales como el aluminio, magnesio, titanio y berilio, los cuales a excepción del berilio son aceptados como materiales de ingeniería. Por su alta resistencia específica, fácil procesamiento, buena resistencia a la corrosión y reciclabilidad, se utilizan en componentes y estructuras donde se requieren bajo peso y relativamente altas prestaciones [1] [2].

En la tabla 1.1 se comparan las propiedades del acero con las propiedades de los metales livianos antes mencionados.

Tabla 1. 1 Comparación de propiedades básicas entre distintos metales[2]

Aleación	Módulo de elasticidad (GPa)	Resistencia a la tracción (MPa)
Acero	160 - 220	250 - 2400
Aluminio	65 - 75	50 - 600
Magnesio	40 - 50	75 - 400
Titanio	95 - 135	240 - 1450
Berilio	290 - 305	240 - 800

El sustituir materiales y partes pesadas de automotores, por reemplazos más ligeros y de comparable resistencia, genera un mejor rendimiento de combustible sin sacrificar la seguridad de los usuarios y un mínimo impacto en el precio. Debido al aumento del precio de los combustibles en las últimas décadas, ya sea por normas de eficiencia y de control ambiental, es primordial reducir el consumo de combustible [3, 4].

Frente a estos acontecimientos se ha dado un incremento en el uso y producción de piezas de aleaciones de aluminio, las cuales han sido utilizadas con éxito por décadas para aplicaciones de automoción, por ejemplo, bloques de cilindro de motor (ver figura 1.1), pistones, cajas de transmisión y cárteres [3, 5].



Figura 1. 1 Bloque de cilindro de aleacion de aluminio. (Fuente propia)

Para un mayor impacto en la eficiencia energética, las piezas de aluminio deben sustituir partes estructurales críticas, las cuales requieren la calificación de nuevos diseños y métodos de producción [6].

El aluminio ha sido el metal liviano de mayor acogida dentro de la industria automotriz para reemplazar piezas y componentes pesados. Como se mencionó anteriormente, los bloques de motor fabricados de aleaciones de aluminio han sido utilizados con éxito debido a las características únicas que poseen, especialmente su ligereza. Por ejemplo, el bloque de cilindro de motor de cuatro tiempos LS1 V8 Chevrolet Corvette quinta generación (1997-2004), fabricado de aleación de aluminio 319-T5 [5, 7].

1.1.2 ALUMINIO

El aluminio es el tercer elemento más abundante en la corteza de la tierra (después del oxígeno y del silicio)[8]. Sin embargo, nunca se encuentra en depósitos naturales como un metal libre, debido a que reacciona fácilmente con otros elementos como el oxígeno, por lo que en la naturaleza se encuentra en forma de bauxita. La bauxita primeramente es sometida al proceso de Bayer para obtener óxido de aluminio (alúmina) y finalmente mediante reducción electrolítica, la alúmina es transformada en aluminio[8].

El aluminio se clasifica en aluminio primario y aluminio secundario. El aluminio primario es obtenido a partir de la bauxita mediante los procesos antes mencionados. El aluminio secundario es el obtenido mediante reciclaje (chatarra de aluminio) [6] [9]. Prácticamente todas las fundiciones de aleaciones de aluminio en Ecuador son producidas a partir de material reciclado.

El material de aluminio reciclado disponible se divide generalmente en dos grupos. El primer grupo consiste en residuos del sector industrial, es decir, aquel material sobrante de procesos de fabricación como laminación, torneado, fresado y cualquier otro proceso que incluya desprendimiento de material. El segundo grupo consiste en materiales que se obtienen de productos manufacturados, que han terminado su ciclo de vida, es decir, están disponibles para el reciclado. Por ejemplo, latas de aluminio, tapas de botellas, papel de aluminio entre otros [9]. A largo plazo la disposición de la chatarra de aluminio no será la necesaria para cumplir con la demanda de aluminio, debido a que la vida útil de cada producto es variable [9]. Por ejemplo:

- Las latas y papel de aluminio están disponibles para ser recicladas en pocas semanas.
- Residuos como la escoria y viruta de aluminio están disponibles en pocos meses.
- Componentes de automóviles, aeronaves y máquinas están disponibles a los 10 años o más.
- Productos como cables de aluminio están disponibles a partir de los 50 años o más como mínimo.

El aluminio comercialmente puro contiene un mínimo de 99% de pureza. El uso del aluminio y sus aleaciones ha ido creciendo dentro de la industria automotriz, así como también su aplicación en otros productos de la vida cotidiana.

Debido a la amplia gama de aplicaciones y a la combinación única de ciertas características, por ejemplo, baja densidad, alta resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, buena conductividad eléctrica, buena conductividad térmica y su costo razonable. Hacen del aluminio un material competitivo para numerosos productos y mercados

El ahorro al sustituir metales pesados por metales ligeros ha sido una práctica común por generaciones en la industria aeroespacial. Aunque actualmente ha alcanzado niveles muy elevados en variedad de industrias, como en la fabricación de estructuras viales, municiones y equipos de construcción.

1.2 MOTORES DE COMBUSTIÓN INTERNA

1.2.1 DEFINICIÓN

Los motores de combustión interna son actualmente utilizados en diversas aplicaciones como equipos transformadores de energía, dentro de los que se incluyen automóviles y motocicletas. Los motores forman parte fundamental de un automotor y puede ser definido como el corazón del sistema. En un automóvil, el motor normalmente se encuentra protegido bajo el capó. Por otra parte, en una motocicleta se encuentra expuesto, aunque sus elementos constitutivos pueden estar ocultos.

1.2.2 CLASIFICACIÓN

Los motores de combustión interna se clasifican en dos grupos: motores de cuatro tiempos y motores de dos tiempos.

Los motores de cuatro tiempo o motores de ciclo Otto, completan el ciclo de trabajo en cuatro tiempos, estos tiempos son de compresión, potencia, escape y admisión. El embolo se desplaza desde el punto muerto inferior (PMI) hasta el punto muerto superior (PMS) dentro del cilindro hasta completar los cuatro tiempos.

Los motores de dos tiempos completan el ciclo de trabajo en dos tiempos, estos tiempos son el tiempo de potencia y de compresión. Debido a la expulsión incompleta de los gases de escape y a la expulsión parcial de la mezcla aire-combustible con los gases de escape, los motores de dos tiempos por lo general son menos eficientes que su contraparte de cuatro tiempos. Pero al contrario de los motores de cuatro tiempos son más sencillos y económicos, además, tienen una elevada relación entre potencia-peso, así como entre potencia y volumen. Estas características los hacen más adecuados en aplicaciones que requieren menor tamaño y peso, por ejemplo, en sierras de cadena, podadoras de pasto y motocicletas [10].

1.2.3 COMPONENTES PRINCIPALES

Los componentes del motor son aquellos elementos sin los cuales el motor no podría funcionar. Entre los más importantes se encuentran, el pistón, la biela y el cigüeñal, mediante los cuales el motor genera rotación debido a la presión producida por la combustión de los gases. Primeramente, el pistón recibe la presión de combustión, seguidamente la biela trasmite esa presión al cigüeñal y este a su vez transforma ese movimiento en rotación.

1.2.4 MATERIALES TÍPICOS

Las últimas tendencias por obtener materiales más livianos, han reducido en gran proporción el uso del acero en componentes mecánicos. Sin embargo, aún existe oportunidades de reemplazar elementos ferrosos por otros livianos en base al aluminio.

Los materiales comúnmente utilizados en la fabricación de piezas de motores se pueden observar en la tabla 1.2.

Tabla 1. 2 Metales típicos para partes de motor [11]

Pieza	Material
Bloque cilíndrico	Fundición gris, fundición de grafito compactado, fundición de aleaciones de aluminio.
Pistón	Aleaciones de Al-Si-Cu- Mg
Biela	Acero al carbono, base de hierro de metal sinterizado.
Cigüeñal	Acero al carbono, acero Cr-Mo y fundición nodular.

Las aleaciones de hierro fundido se utilizan debido a la combinación de buenas propiedades mecánicas, bajo costo y disponibilidad en comparación con otros metales. Sin embargo, ciertas aleaciones de aluminio combinan las características de las aleaciones de hierro, pero con menor peso. Esto hace que el material sea más atractivo para los fabricantes que buscan una ventaja competitiva.

El material utilizado en la fabricación de un bloque de motor debe cumplir ciertos requerimientos funcionales como son: alta resistencia, alto módulo de elasticidad, alta resistencia a la abrasión y alta resistencia a la corrosión. También debe poseer bajo coeficiente de expansión térmica y baja conductividad térmica, con la finalidad de resistir la expansión térmica debido a las altas temperaturas de funcionamiento.

Como se pudo observar en la tabla 1.2, los bloques de cilindros de motor, son normalmente fabricados de fundición gris y aleaciones de aluminio. Los bloques fabricados de aleación de aluminio resultan mucho más ligeros y presentan un mejor acabado superficial y alta maquinabilidad.

1.2.5 BLOQUE DE MOTOR DE DOS TIEMPOS

El bloque forma parte principal de la estructura del motor, ya que se encarga de apoyar y sostener a los otros componentes que lo conforman. Un bloque de motor de dos tiempos, posee puertos de entrada, escape y barrido (ver figura 1.2), los cuales están conectados y permiten que el gas entre y salga del cilindro.

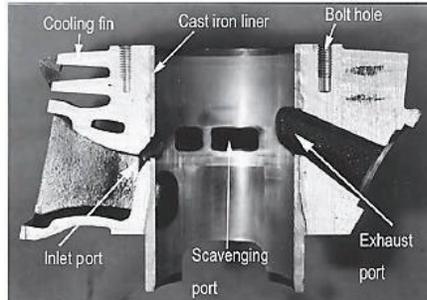


Figura 1. 2 Vista en corte transversal de cilindro de motor de dos tiempos. [11]

Los bloques de cilindros de motor fabricados de aleaciones de aluminio, son los más adecuados para ser utilizados en motocicletas, debido a su ligereza y menor consumo de combustible. Esto hace que el motor tenga una mayor potencia con un mínimo consumo de combustible.

Históricamente las aleaciones de aluminio utilizadas para la fabricación de bloques de motor, han sido aleaciones del tipo hipoeutécticas, por ejemplo, las aleaciones A356.0 y A319.0. Estas aleaciones poseen una moderada resistencia al desgaste, por lo que el uso de camisas de acero para el cilindro es necesario. Para evitar el uso de estas camisas, actualmente se ha desarrollado una nueva aleación del tipo hipereutéctica, esta es la aleación A390 [12]. Estas aleaciones se describirán con más detalle en el capítulo 2.

Por la combinación de bajo consumo de combustible, menor peso y mayor potencia de salida, que ofrecen los bloques de motor fabricados de aleaciones de aluminio, en comparación con los fabricados de hierro fundido. En el siguiente capítulo se analizará, en base a los requerimientos mencionados y a recomendaciones de la Asociación de Aluminio (AA por sus siglas en inglés), una aleación adecuada para la fabricación de un prototipo de bloque motor de dos tiempos. Cabe mencionar que el presente trabajo es parte de un proyecto mayor, destinado al desarrollo de un motor de combustión interna en el Ecuador. El objetivo primordial del presente estudio es el desarrollo de la aleación liviana de aluminio y no abarca la construcción de un bloque de motor. El desarrollo de un bloque de motor está siendo desarrollada a la par por otro equipo de investigación en el Laboratorio de Fundición de la EPN.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

En este capítulo se selecciona la aleación de aluminio que cumpla con las características necesarias para la fabricación de un prototipo de bloque de cilindro de motor de dos tiempos.

2.1 ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1.1 DEFINICIÓN

Se denomina aleación a un material que posee propiedades mecánicas y está compuesto de dos o más elementos, en donde al menos uno de ellos es un metal.

Las aleaciones de aluminio forman parte del grupo de los metales no ferrosos, en su mayoría contienen aluminio entre 90% y 96%, con uno o más elementos aleantes que al ser añadidos proporcionan una combinación específica de propiedades y características[13].

Las propiedades mecánicas y físicas de aleaciones de aluminio dependen de la composición química y de las características microestructurales. La adición de elementos seleccionados en el aluminio puro, mejoran en gran medida sus propiedades y utilidad. Debido a esto, la mayoría de aplicaciones para el aluminio utilizan aleaciones que tienen uno o más elementos adicionales.

Los elementos aleantes que principalmente se pueden adicionar al aluminio puro son: cobre, magnesio, silicio, manganeso y zinc. La cantidad total de estos elementos puede constituir hasta el 10% de la composición de la aleación (porcentaje en peso a menos que se indique lo contrario). También se añaden en cantidades más pequeñas, otros elementos para el refinamiento de grano (aleación madre Al-5Ti-B) y modificación de fase eutéctica (sodio o estroncio). Mediante el refinamiento de grano se pretende obtener un grano de aluminio de menor tamaño y mediante la modificación se pretende mejorar la morfología de la fase eutéctica de la aleación. Con el refinamiento de grano y modificación de fase eutéctica, se mejoran propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción y ductilidad de la

aleación. Otros elementos como impurezas, por ejemplo, el hierro, también están presentes en aleaciones de aluminio, pero su porcentaje total es generalmente menor al 0,15% [14].

Existen aleaciones de aluminio que pueden ser tratadas térmicamente, esto depende de los principales elementos aleantes, por ejemplo, el magnesio. Cada uno de estos elementos influyen directamente para obtener buenos resultados durante los tratamientos térmicos posteriores a los que sean sometidos. Por ejemplo, la presencia de magnesio en el tratamiento térmico por solución y envejecimiento (T6), permite obtener una mayor resistencia a la tracción y mayor dureza de la aleación, mediante la precipitación de soluciones solidas formadas como el siliciuro de magnesio (Mg_2Si).

Las aleaciones de aluminio se clasifican en dos grandes grupos de acuerdo a su utilización, estas son: aleaciones de aluminio para forjado y las aleaciones de aluminio para fundición. A su vez, según el proceso seguido para obtener los productos finales se subdivide en: aleaciones termo tratables y no termo tratables.

2.1.2 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN

Contrario a lo que sucede con otros metales, los sistemas de designación de aleaciones y tratamientos del aluminio, creados por la Asociación del Aluminio (Aluminum Association) tienen gran aceptación en la industria, debido a la ventaja de ser coherentes, lógicos y de fácil comprensión[13].

El sistema de designación para aleaciones de aluminio proporciona un formulario estándar para la identificación de la aleación, el cual permite al usuario entender sobre la composición química y las características de la aleación. El sistema de designación de temple del aluminio, permite al usuario comprender como ha sido tratado el producto después de su fabricación.

2.2 ALEACIONES DE ALUMINIO PARA FORJADO

Son aquellas aleaciones producidas en forma de lingotes y que posteriormente han de ser trabajadas mediante procesos mecánicos tales como: laminación, extrusión

o cualquier otro proceso de trabajo en metales, para obtener productos semielaborados a partir de los cuales se obtendrán los productos finales.

2.2.1 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN

El sistema de designación otorgado para este grupo de aleaciones, consiste de cuatro dígitos numéricos, algunas veces se incluye un prefijo alfabético, aunque normalmente se utilizan solamente los cuatro dígitos. Cada uno de los dígitos de la serie contiene información muy importante acerca de las aleaciones, como se muestra a continuación:

- El primer dígito muestra el principal elemento aleante, es el que define la serie.
- El segundo dígito define las variaciones en la aleación original. Los dígitos van desde el 0 en adelante. El 0 indica que no hay variación, el 1 indica la primera variación, el 2 indica la segunda variación y así sucesivamente. Las variaciones son típicamente definidas por diferencias en uno o más elementos aleantes, de 0.15 a 0.50% o más, dependiendo del nivel de elementos añadidos.
- El tercer y cuarto dígito designan una aleación específica dentro de la serie.

En la tabla 2.1 se muestra los principales elementos aleantes que definen el sistema de designación para aleaciones de aluminio para forjado.

Tabla 2. 1 Sistema de designación de aleaciones de aluminio forjado [13]

Aleación	Principal elemento aleante
1 xxx	Aluminio en su totalidad, sin grandes adiciones de aleantes.
2 xxx	Cobre
3 xxx	Manganeso
4 xxx	Silicio
5 xxx	Magnesio
6 xxx	Magnesio y silicio
7 xxx	Zinc
8 xxx	Otros elementos (por ejemplo, hierro o estaño)
9 xxx	No asignado

2.2.2 CARACTERÍSTICAS

Algunas de las características básicas de las aleaciones de aluminio forjado se detallan a continuación.

2.2.2.1 Resistencia a la corrosión

Como resultado de la formación natural de una capa de óxido sobre la superficie, muchas aleaciones de aluminio proporcionan una resistencia excepcional a la corrosión en muchos ambientes atmosféricos y químicos. Por ejemplo, las aleaciones de las series 1xxx, 3xxx, 5xxx y 6xxx.

2.2.2.2 Conductividad térmica

Tanto el aluminio como sus aleaciones son excelentes conductores de calor, aunque se funden a menor temperatura que los aceros, aproximadamente 535°C (1000°F).

2.2.2.3 Conductividad eléctrica

El aluminio puro y algunas de sus aleaciones tienen una excepcionalmente alta conductividad eléctrica, solamente superado por el cobre dentro de los denominados metales conductores.

2.2.2.4 Resistencia a la fractura

Muchas aleaciones de aluminio son altamente resistentes, y son una excelente opción en aplicaciones críticas en donde la resistencia a la fractura es importante. Por ejemplo, se tiene las aleaciones de la serie 5xxx.

2.2.2.5 Soldabilidad

Las aleaciones de aluminio pueden ser unidas por una gran variedad de métodos, estos pueden ser: soldadura, roblonado, empernado.

2.2.2.6 Reciclable

El aluminio y sus aleaciones son materiales fáciles de reciclar, cualquiera que sea su forma. A diferencia de otros metales, pueden ser reciclados y utilizados en la obtención de productos de una mayor calidad.

2.2.3 CLASIFICACIÓN

Dentro de las aleaciones de aluminio forjado se tienen dos grupos, en el primer grupo están aquellas aleaciones que pueden ser endurecidas por trabajo en frío (no termo tratable) y en el segundo grupo están aquellas que pueden ser endurecidas por un tratamiento en caliente (termo tratable).

2.2.3.1 No tratable térmicamente

En este tipo de aleaciones se puede obtener una buena resistencia mediante endurecimiento por deformación en frío.

Dentro de esta clasificación se tiene las siguientes aleaciones de aluminio:

- Aleación Al-Fe-Si (1xxx)

Las aleaciones de la serie (1xxx), contienen aluminio en un 99% o más. Los dos últimos dígitos de la serie representan el porcentaje mínimo de contenido de aluminio. Por ejemplo, la aleación 160.0 contiene 99.60% de aluminio.

Aleación Al-Mg (5xxx)

- Aleación Al-Si (4xxx)
- Aleación Al-Mn (3xxx)

2.2.3.2 Tratable térmicamente

Las aleaciones pertenecientes a este grupo son:

- Aleación Al-Cu (2xxx)
- Aleación Al-Si (4xxx)
- Aleación Al-Mg-Si (6xxx)
- Aleación Al-Zn (7xxx)

2.3 ALEACIONES DE ALUMINIO PARA FUNDICIÓN

El término aleaciones de aluminio para fundición, se emplea para aquellas aleaciones, generalmente utilizadas en piezas cuya forma final se obtiene mediante procesos de fundición. Este término también hace referencia al lingote que se utiliza para obtener piezas fundidas posteriormente.

2.3.1 PROPIEDADES

Las propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones de aluminio para fundición pueden cambiar si se alteran algunos de los siguientes factores:

2.3.1.1 Composición de la aleación

La composición de la aleación es importante, ya que, mediante esta se alcanzan las propiedades físicas y mecánicas específicas deseadas.

2.3.1.2 Velocidad de enfriamiento durante y después de la solidificación

La velocidad de enfriamiento es un factor muy importante, ya que las características microestructurales de la aleación dependen de las condiciones en las que se produzca la solidificación. Esto afecta directamente las propiedades mecánicas tales como la resistencia a la tracción y ductilidad de la aleación.

2.3.1.3 Proceso de fundición

Cada proceso de fundición existente posee técnicas de fundición específicas, las cuales afectan los productos en lo microestructural, así como en lo macroestructural.

2.3.1.4 Solidificación

Todo producto fundido, durante la solidificación es susceptible a defectos internos y superficiales, por ejemplo, porosidades, grietas, inclusiones no metálicas. Estos defectos influyen directamente sobre las propiedades de la aleación.

2.3.1.5 Tratamientos térmicos

Mediante los tratamientos térmicos se pueden mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones. Por ejemplo, la resistencia a la tensión, dureza y ductilidad.

La resistencia a la tracción de las aleaciones de aluminio para fundición oscilan entre 145 y 485 MPa (20 a 70 ksi), el esfuerzo de fluencia oscila entre 70 y 415 MPa (10 a 60 ksi) y la elongación oscila entre 1.0 y 20% [14].

En la tabla 2.2 se muestran las propiedades de tracción y la composición química nominal de las aleaciones de aluminio más representativas.

Tabla 2. 2 Propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para fundición más representativas [14]

Table 8 Typical mechanical properties of representative aluminum casting alloys

Alloy	Nominal composition	Product(a)	Temper	Tensile strength		Yield strength		Elongation, %	Hardness(b), HB
				MPa	ksi	MPa	ksi		
201.0	4.6% Cu	S	T4	365	53	215	31	20	95
		S	T6	485	70	435	63	7	135
		S	T7	460	67	415	60	4.5	130
355.0	5% Si, 1.3% Cu	S	T51	195	28	160	23	1.5	65
		S	T6	240	35	175	25	3.0	80
		S	T61	270	39	240	35	1.0	90
		S	T7	265	38	250	36	0.5	85
		S	T71	175	35	200	29	1.5	75
		P	T51	210	30	165	24	2.0	75
		P	T6	290	42	190	27	4.0	90
		P	T62	310	45	280	40	1.5	105
		P	T7	280	40	210	30	2.0	85
		P	T71	250	36	215	31	3.0	85
356.0	7% Si, 0.3% Mg	S	T51	175	25	140	20	2.0	60
		S	T6	230	33	165	24	3.5	70
		S	T7	235	34	210	30	2.0	75
		S	T71	195	28	145	21	3.5	60
		P	T6	265	38	185	27	5.0	80
		P	T7	220	32	165	24	6.0	70
380.0	8.5% Si, 3.5% Cu	D	F	330	48	165	24	3.0	...
390.0	17% Si, 4.5% Cu	D	F	280	41	240	35	1.0	120
		D	T5	300	43	260	38	1.0	125
413.0	12% Si	D	F	300	43	140	21	2.5	...
B443.0	5.2% Si	P	F	159	23	62	9	10.0	...

(a) S, sand; P, permanent mold; D, die cast. (b) 500 kg load on 10 mm ball

Las propiedades físicas como la densidad, conductividad eléctrica, conductividad térmica y puntos de fusión se muestran a continuación en la tabla 2.3 [14].

Tabla 2. 3 Propiedades físicas de aleaciones de aluminio para fundición [14]

Table 9 Typical physical properties of representative aluminum casting alloys

Alloy	Density g/cm ³	Approximate melting range		Thermal conductivity at 25 °C (77 °F)		Electrical conductivity(a), % IACS
		°C	°F	W/m · K	Btu/ft · h · °F	
201.0	2.80	571–649	1060–1200	121	70	30
355.0	2.71	549–621	1020–1150	150	87	39
356.0	2.69	560–616	1040–1140	150	87	41
380.0	2.71	521–588	970–1090	108	62	27
390.0	2.73	505–650	945–1200	134	77	27
413.0	2.66	577–588	1070–1090	154	89	39
B443.0	2.69	577–632	1070–1170	146	84	37

(a) Equal volume at 20 °C (68 °F)

2.3.2 CARACTERÍSTICAS

Las características deseables de las aleaciones de aluminio forjado son generalmente aplicables a las aleaciones de aluminio de fundición, pero, la elección de una aleación para fundición, está determinado por las capacidades relativas de la aleación para satisfacer una o más de las siguientes características:

- Fácil de fundir
- Resistencia Mecánica
- Acabado

Desafortunadamente no todas las aleaciones de aluminio para fundición poseen estas características.

2.3.2.1 Fácil de fundir

Las aleaciones con alto contenido de silicio son las más sobresalientes en este grupo, ya que presentan características como: buena fluidez y capacidad de llenado del molde. Son utilizadas especialmente para fundir piezas de gran tamaño y geometrías complejas. Estas aleaciones pertenecen al grupo 4XX.X.

2.3.2.2 Resistencia Mecánica

Las aleaciones del grupo 2XX.X presentan una gran resistencia mecánica, pero son de difícil fundición y no presentan buenas características superficiales. Por lo que su aplicación se limita a situaciones en las que se empleen técnicas avanzadas de

fundición y se requiera elevada resistencia mecánica y tenacidad. Por ejemplo, se utiliza en la industria aeroespacial [13].

2.3.2.3 Acabado

Las aleaciones de las series 5XX.X y 7XX.X proporcionan un buen acabado superficial, pero son más difíciles de fundir que las aleaciones del grupo 3XX.X. Por lo que su aplicación se limita a situaciones en donde el acabado superficial sea de gran importancia [13].

2.3.3 ESPECIFICACIONES

Todo producto de aluminio para fundición está sujeto a numerosas normas y especificaciones registrados por la Asociación del Aluminio. Por ejemplo, dentro de las especificaciones químicas de las aleaciones de aluminio se incluyen los elementos aleantes principales y las impurezas.

2.3.4 SISTEMA DE DESIGNACIÓN

El sistema de designación para aleaciones de aluminio de fundición, es similar al sistema para aleaciones de aluminio para forjado. En este sistema se mantienen los cuatro dígitos, la diferencia radica en que a más de los cuatro dígitos se tiene un punto decimal, que se utiliza entre el tercer y cuarto dígito. El dígito a la derecha del punto permite identificar la forma del producto.

De igual manera que el sistema de aleaciones para forjado, cada uno de los dígitos de este sistema contiene información muy importante de cada aleación [13]:

- El primer dígito de la serie indica el grupo de aleación. El grupo de aleación es determinado por el elemento aleante con mayor porcentaje.
- El segundo y tercer dígito de la serie indica la aleación específica dentro del grupo. Excepto en el grupo 1xx.x en el cual indica la pureza del aluminio, por ejemplo, una aleación 160.0 contiene 99.60% de aluminio. Para los grupos restantes no tiene ningún significado numérico.
- El cuarto dígito de la serie indica la forma del producto, 0 es para fundición, 1 o 2 indica que es lingote (dependiendo la pureza). El 2 indica una composición más estricta de la aleación.

Las pequeñas variaciones en los límites de la composición de aleaciones de aluminio para fundición, no requieren un cambio de designación numérica, este cambio se indica mediante un prefijo alfabético, ya sea A, B, C en adelante. Por ejemplo, se tiene la aleación de aluminio 356.0, la primera variación de esta aleación es la A356.0, la segunda variación es la aleación B356.0, y así sucesivamente. La aleación A356.0 indica la variación de la aleación 356.0, con controles más estrictos sobre las impurezas y contenido de hierro en la etapa de fundición.

A continuación, en la tabla 2.4 se muestra los principales elementos aleantes en el sistema de designación para aleaciones de aluminio de fundición.

Tabla 2. 4 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para fundición [13]

Aleación	Principal elemento aleante
1 xx.x	Aluminio en su totalidad, (99.00% o más)
2 xx.x	Cobre
3 xx.x	Silicio, con adición de cobreo y/o magnesio
4 xx.x	Silicio
5 xx.x	Magnesio
7 xx.x	Zinc
8 xx.x	Estaño
9 xx.x	Otros elementos
6 xx.x	Serie sin uso

2.3.5 GRUPOS DE ALEACIONES

Como se observa en la tabla 2.4, existen siete grupos básicos de aleaciones de aluminio, considerando que del grupo 3XX.X se obtiene dos grupos y sin considerar los grupos 1XX.X, 6XX.X y 9XX.X.

A continuación, se detallan cada uno de estos grupos de aleaciones [13].

2.3.5.1 Aluminio-Cobre (2XX.X)

Estas aleaciones presentan mayor dureza y resistencia mecánica a temperatura ambiente y temperaturas elevadas, son susceptibles a la corrosión.

2.3.5.2 Aluminio-Silicio-Cobre (3XX.X)

Estas aleaciones son las más utilizadas dentro de las aleaciones de fundición. La cantidad de cobre y silicio varían de modo que alguna de las dos adiciones predomine en algunos casos. Adiciones de cobre mejoran la maquinabilidad, mientras que el silicio mejora la colabilidad y reduce la fragilidad en caliente.

2.3.5.3 Aluminio-Silicio-Magnesio (3XX.X)

La adición de magnesio en la aleación Al-Si proporciona gran resistencia a la corrosión y conserva un nivel bajo de dilatación térmica.

2.3.5.4 Aluminio-Silicio (4XX.X)

Esta aleación presenta buena fluidez y resistencia a la corrosión, presentan baja resistencia mecánica y baja maquinabilidad. Posee buena ductilidad debido al bajo contenido de impurezas y características microestructurales. Estas aleaciones presentan bajo coeficiente de expansión térmica.

2.3.5.5 Aluminio-Magnesio (5XX.X)

Estas aleaciones presentan buena resistencia a la corrosión, excelente maquinabilidad, soldabilidad y buenas características de acabado.

2.3.5.6 Aluminio-Zinc (7XX.X)

Estas aleaciones presentan temperaturas de fusión elevadas, también tienen buena maquinabilidad y resistencia a la corrosión. No posee buena colabilidad.

2.3.5.7 Aluminio-Estaño (8XX.X)

Esta aleación presenta buena resistencia a la compresión, a la fatiga y a la corrosión.

2.3.6 EFECTOS DE LOS ELEMENTOS ALEANTES

Los diferentes elementos aleantes presentes en las aleaciones de aluminio, proporcionan características específicas y el efecto que producen en cada aleación depende de la cantidad en la que se encuentra presente.

A continuación, se detallan los principales elementos aleantes presentes en las aleaciones y sus efectos.

2.3.6.1 Antimonio

En niveles de concentración iguales o mayores al 0.05% el antimonio altera la estructura eutéctica del aluminio-silicio a una forma laminar, esto ocurre en composiciones hipoeutécticas.

2.3.6.2 Berilio

La adición de berilio en pequeñas partes por millón puede ser eficaz en la reducción de pérdidas por oxidación e inclusiones en composiciones que contienen magnesio.

2.3.6.3 Bismuto

La adición de bismuto en concentraciones superiores al 0.1% mejora la maquinabilidad de las aleaciones.

2.3.6.4 Boro

El boro en las aleaciones se combina con otros elementos para formar compuestos binarios tales como el boruro de aluminio AlB_2 y el boruro de titanio TiB_2 . Los boruros de titanio forman sitios para una nucleación estable y heterogénea que interactúan con fases activas tales como el $TiAl_3$, para refinar el grano.

2.3.6.5 Cadmio

La concentración de cadmio mayores a 0.1% mejoran la maquinabilidad.

2.3.6.6 Calcio

En concentración mayores a 0.005% afecta de manera negativa a la ductilidad en aleaciones de magnesio.

2.3.6.7 Cobre

La adición de cobre ayuda a mejora la resistencia mecánica, en concentraciones de 4 a 5.5 % responden de mejor manera a tratamientos térmicos y muestran mejores propiedades de fundición.

2.3.6.8 Fósforo

En pequeñas partes por millón, el fósforo altera bruscamente la estructura eutéctica de aleaciones hipoeutécticas de Al-Si, también disminuye los efectos de modificadores eutécticos como el sodio y el estroncio.

2.3.6.9 Hierro

La adición de hierro mejora la resistencia en caliente y reduce la tendencia a pegarse o soldarse en fundiciones a presión. Influye negativamente en la ductilidad debido a los intermetálicos que forma durante la solidificación.

2.3.6.10 Plomo

La adición de plomo en cantidades mayores al 0.1% mejora la maquinabilidad.

2.3.6.11 Magnesio

La adición de magnesio en aleaciones de aluminio-silicio, permite alcanzar un mejor desarrollo de la resistencia mecánica y dureza después del tratamiento térmico.

2.3.6.12 Titanio

El titanio es ampliamente utilizado para refinar la estructura del grano en combinación con menor cantidad de boro.

2.4 SISTEMAS DE DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINIO

El sistema de designación de temple adoptado por la Asociación del Aluminio, es utilizado para productos de aleaciones de aluminio forjado y fundido, no incluyen los lingotes. Este sistema consiste en la secuencia de tratamientos, que pueden ser mecánicos, térmicos o ambos, utilizados para producir materiales de diferentes características mecánicas.

La nomenclatura de esta designación consiste de una letra mayúscula, que indica el principal tratamiento de fábrica al que son sometidos los productos. Posee también uno o más números, los cuales proporcionan información más específica de cómo se llevó a cabo el procesamiento. Esta nomenclatura es separada por un guion después de la designación de la aleación.

Las letras utilizadas para designar los diferentes tratamientos para el aluminio y sus aleaciones son **H**, **T**, **O** y **F**.

Donde:

H: Denominación para materiales que han sido endurecidos mediante trabajo en frío.

T: Denominación para materiales que han sido sometidos a tratamiento térmico por solución, enfriado y endurecido natural o artificialmente.

O: Denominación para materiales que han sido recocidos.

F: Denominación para el material tal como sale de fábrica.

2.4.1 DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINO FORJADO

Se designan con la letra **H**, las aleaciones de aluminio no tratables térmicamente, sometidas a procesos de endurecimiento por deformación a temperatura ambiente (trabajo en frío). La **H** es siempre seguido por uno o más dígitos, cuyo propósito es indicar la cantidad aproximada de trabajo en frío y la naturaleza de cualquier tratamiento térmico posterior. Por ejemplo, **H1** indica que el material se ha

endurecido por deformación hasta obtener la dureza deseada sin un tratamiento térmico complementario [13].

Se designan con la letra **T**, aquellas aleaciones tratables térmicamente sometidas a procesos de tratamiento térmico por envejecimiento. La **T** es siempre seguida por uno o más dígitos que definen en términos generales los tratamientos posteriores.

Se designa con la letra **O**, en el caso de aleaciones de aluminio forjado a las que se les aplique un recocido para aumentar su maleabilidad, tenacidad y ductilidad.

Se designa con la letra **F**, las aleaciones de aluminio forjado en las cuales no es importante un control de las condiciones térmicas o procesos de endurecimiento por deformación para obtener propiedades específicas.

2.4.2 DESIGNACIÓN DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINO FUNDIDO

Se designa con la letra **F**, a los productos obtenidos a partir de cualquier proceso de fundición, esta designación se refiere a la condición en bruto de las piezas fundidas, ya que salen de los moldes sin ningún tratamiento térmico o mecánico adicional.

Se designa con la letra **O**, a las fundiciones que han sido recocidas para mejorar la ductilidad y estabilidad dimensional.

Se designa con la letra **T**, a las fundiciones que han sido sometidas a un tratamiento térmico de solubilización, seguido de un enfriamiento adecuado ya sea natural o artificial. La **T** es siempre seguida por uno o más dígitos que definen en términos generales los tratamientos subsecuentes.

2.4.2.1 Subdivisión de los tratamientos térmicos T

Para piezas fundidas de aluminio existen cuatro subdivisiones del tipo T comercialmente utilizadas, estas son T4, T5, T6 y T7 [13].

2.4.2.1.1 Tratamiento T4

Este tratamiento indica que las fundiciones han sido tratadas térmicamente en solución y envejecidas de forma natural (temperatura ambiente).

2.4.2.1.2 Tratamiento T5

Este tratamiento indica que la pieza fundida ha sido enfriada desde el proceso de fundición y luego sometido a un envejecimiento artificial. Este tratamiento estabiliza las dimensiones de la pieza, mejora la maquinabilidad y alivia esfuerzos residuales.

2.4.2.1.3 Tratamiento T6

Este tratamiento indica que las fundiciones han sido tratadas térmicamente en solución y envejecidas de forma artificial. Este tratamiento estabiliza las dimensiones de la pieza, mejora la resistencia y aumenta la dureza.

2.4.2.1.4 Tratamiento T7

Este tratamiento indica que las fundiciones han sido tratadas térmicamente en solución y sobre envejecidas de forma artificial. Este tratamiento proporciona una mejor combinación de alta resistencia y alta ductilidad.

2.5 APLICACIONES DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Los productos a base de aleaciones de aluminio forjado, se obtienen mediante procesos de conformado mecánico, por ejemplo, extrusión y laminado. Es decir, el lingote obtenido por fundición no puede ser fundido nuevamente para obtener el producto deseado, ya que la composición química no sería la misma.

En el caso de las aleaciones de aluminio para fundición, el lingote tiene una composición química que permite fundir nuevamente para obtener el producto final con la composición química deseada.

En el presente estudio se desea obtener una aleación para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de dos tiempos, el cual será fabricado mediante fundición.

Por lo tanto, para el estudio de una aleación adecuada para la fabricación de un prototipo de bloque de motor, se estudiará el grupo de aluminio para fundición. De esta manera se determinará qué serie de este grupo de aleaciones de aluminio, es la adecuada.

2.5.1 ANTECEDENTES

A finales del siglo XIX las aplicaciones del aluminio para fundición dentro de la ingeniería empezaron a ser económicamente viable, debido a la disminución constante de su valor. Actualmente el aluminio y sus aleaciones son utilizados en la fabricación de utensilios de cocina, latas de bebidas, aplicaciones eléctricas y arquitectónicas, componentes estructurales de barcos, aviones y vehículos.

2.5.2 APLICACIONES PRINCIPALES

A continuación, se detallan las principales aplicaciones de cada grupo de aleaciones de aluminio para fundición.

2.5.2.1 Aleaciones aluminio-cobre

Las piezas obtenidas por fundición en molde permanente o de arena pueden ser tratadas térmicamente, también ofrecen excelente resistencia a altas temperaturas y buena resistencia a la tracción.

Debido a estas características, las principales aplicaciones de estas aleaciones están en la industria aeroespacial, por ejemplo, la aleación 201.0 como se muestra en la figura 2.1. También es utilizado en componentes de máquinas herramientas sometidos a grandes esfuerzos.



Figura 2. 1 Componente de avión fabricado de aleación 201.0 [13]

2.5.2.2 Aleaciones aluminio-silicio-cobre/magnesio

Las piezas fundidas en molde permanente y molde de arena, son tratables térmicamente, ofrecen excelente fluidez, fácil soldabilidad y buena resistencia a la tracción.

Este grupo de aleaciones es ampliamente utilizado debido a su alto contenido de silicio, el cual proporciona buena fluidez, y alta resistencia al desgaste. A más de los procesos de fundición antes mencionados se pueden emplear otras tecnologías de fundición más avanzadas.

Dentro de este grupo las aleaciones principalmente utilizadas son las aleaciones 319.0 y 356.0/A 356.0 para fundiciones en arena y molde permanente, aleaciones 360.0, 380.0/A 380.0 y 390.0 para fundición a presión. En la figura 2.2 se puede ver un componente de aleación 360.0 fundido en arena.

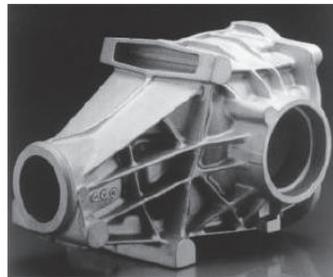


Figura 2. 2 Caja de eje trasero de aleación 360.0 fundido en arena. [13]

2.5.2.3 Aleaciones aluminio-silicio

Las piezas fundidas en moldes de arena y molde permanente no son tratables térmicamente, estas aleaciones presentan buena fluidez y buena resistencia a la tracción por lo que son excelentes para fundir piezas de geometrías complicadas.

Debido a las características que presentan estas aleaciones su principal aplicación se da en equipos dentales, carcasa de computadoras, componentes críticos en la industria de la marina y aplicaciones arquitectónicas.

2.5.2.4 Aleaciones aluminio-magnesio

Las piezas fundidas en moldes de arena y molde permanente no son tratables térmicamente, y presentan buena resistencia a la tracción [13].

Debido a la característica de resistencia a la corrosión que presentan estas aleaciones la principal aplicación se da en componentes expuestos al agua marina

u otros de ambientes de corrosión similar. Por ejemplo, se tiene las aleaciones 512.0 y 514.0.

2.5.2.5 Aleaciones aluminio-zinc

Las piezas fundidas en moldes de arena o molde permanente son tratables térmicamente, y poseen buena resistencia a la tracción.

Debido a la característica de difícil fundición las aplicaciones de esta aleación se limitan a productos que requieran excelentes características de acabado y maquinabilidad, por ejemplo, equipos de agricultura y minería.

2.5.2.6 Aleaciones aluminio-estaño

Las piezas fundidas en moldes de arena o molde permanente son tratables térmicamente, y tiene buena resistencia a la tracción.

Al igual que las aleaciones aluminio-zinc, las aplicaciones de esta aleación se limita a productos donde se requiere excelentes características de acabado y dureza, por ejemplo, componentes como cojinetes y rodamientos.

2.6 SELECCIÓN DE LA ALEACIÓN

Debido a que el bloque de motor posee una geometría compleja, se requiere una aleación que ofrezca excelente fluidez, estas características las ofrece una aleación con alto contenido de silicio. El silicio proporciona buena fluidez, alta resistencia al desgaste y reduce el coeficiente de expansión térmica.

A más de las características antes mencionadas un bloque de motor debe tener gran resistencia a la corrosión y conservar un bajo nivel de dilatación térmica, debido a que el bloque de motor está sometido a tensiones cíclicas mecánicas y térmicas causadas por el movimiento relativo que existe con otras piezas del motor[15]. Estas características se obtienen mediante la adición de magnesio a aleaciones de aluminio silicio.

Por lo tanto, para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de dos tiempos se elige el grupo de aleación aluminio-silicio (3XX.X) con adición de magnesio, es

decir, se selecciona la aleación Al-Si-Mg. Debido a que esta aleación otorga las características deseadas en un bloque de motor, como alta resistencia, bajo coeficiente de dilatación térmica, baja conductividad térmica y gran resistencia a la corrosión. Además, es tratable térmicamente con el fin de mejorar las propiedades mecánicas.

De acuerdo al estudio realizado en el capítulo 1, se determinó que el material adecuado para la fabricación de un bloque de motor de dos tiempos es el aluminio, debido a que cada vez es más importante reducir el peso del vehículo y sus componentes.

En el presente capítulo se determinó que la aleación de aluminio adecuada para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de dos tiempos, es la aleación de aluminio para fundición, dentro de la cual se seleccionó la aleación Al-Si-Mg por su alta resistencia, excelente fluidez, bajo coeficiente de dilatación térmica y principalmente bajo peso.

Actualmente existen dos aleaciones de aluminio-silicio con adiciones de magnesio que han sido comercialmente utilizadas para producir bloques de motor, estas aleaciones son la A356.0 y A390.0 [15].

CAPÍTULO 3

PROCESO PARA LA OBTENCIÓN DE LA ALEACIÓN

En este capítulo se realiza el estudio de la aleación de aluminio apta para la fabricación de un prototipo de bloque de motor de combustión interna de dos tiempos. Además, se detalla el proceso de fundición adecuado para la obtención de la aleación, así como los parámetros a controlar para obtener las características deseadas.

En el capítulo 2 se mencionó que las aleaciones de aluminio-silicio comúnmente usadas para la fabricación de bloques de motor, son las aleaciones A356.0 (Al-7Si-0.3Mg) y A390.0 (Al-17Si-4.5Cu-0.6Mg) [15]. Como se puede apreciar, cada una de estas aleaciones contiene silicio y magnesio como elementos aleantes principales. El silicio proporciona buena fluidez al metal fundido, así como también reduce el coeficiente de expansión térmica. Para la aleación A356.0 el coeficiente de expansión térmica es $21.4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, el cual es muy importante, considerando las altas temperaturas que se generan por las exigentes condiciones de funcionamiento a las que están sometidos los motores [6]. Adicionalmente, el magnesio es un elemento de gran importancia en el bloque de motor, debido a que proporciona características únicas. Por ejemplo, una elevada dureza por precipitación después del tratamiento térmico.

Por el porcentaje de silicio contenido, la aleación A356.0 es una aleación hipoeutéctica, mientras que la aleación A390.0 es del tipo hipereutéctica. Por el prefijo alfabético (A) utilizado, se conoce que estos dos tipos de aleaciones necesitan un mayor control al momento de tratar las impurezas en la etapa de fundición (ver sección 2.3.4). Por ejemplo, es importante controlar el contenido de hierro durante la etapa de fundición, ya que un alto contenido de hierro puede generar fases intermetálicas durante el proceso de solidificación. Estos intermetálicos segregados comúnmente en los límites de grano son de naturaleza dura y frágil y afectan la ductilidad de la aleación, debido a que actúan como concentradores de esfuerzos.

La aleación de aluminio A390 no será estudiada en la presente investigación. El motivo es que esta aleación hipereutéctica, fue desarrollada debido a la baja resistencia al desgaste que presentan los cilindros de los bloques de motor de aluminio, que por lo general utilizan revestimientos de camisas de acero para contrarrestar esta deficiencia. La aleación A390 específicamente fue desarrollada para que los cilindros no utilicen revestimiento, ya que, por su alto contenido de silicio, esta aleación posee una elevada resistencia al desgaste. La mayor resistencia al desgaste se debe, a que los cristales de silicio primario se precipitan durante el enfriamiento, proporcionando una elevada dureza. Su costo de producción es elevado, debido a la dureza que presenta durante el proceso de maquinado. Además, las fundiciones obtenidas con este tipo de aleación en su mayoría presentan porosidad, la cual se produce fácilmente de no emplearse un proceso adecuado de fundición. Por lo tanto, no es recomendable utilizar el proceso de fundición en moldes de arena, en donde se tiene mayor presencia de porosidad debido a la baja velocidad de enfriamiento. El proceso de fundición a presión en molde permanente es comúnmente utilizado para este tipo de aleaciones, aun así, en este proceso no se logra eliminar por completo la presencia de poros.

Por los motivos antes mencionados y debido a que la aleación A356.0 cumple con las características que se busca en un bloque de motor, se realizará el estudio de esta aleación, que será utilizada en el proyecto que se está desarrollando en el laboratorio de fundición y cuyo objetivo es la fabricación de un prototipo de bloque de motor de dos tiempos. Así también, se recomienda el uso de camisas de acero durante la construcción del bloque de motor, al usar la aleación A356.0.

3.1 ALEACIÓN DE ALUMINIO A356.0

Las aleaciones para fundición de Al-Si-Mg han alcanzado un uso generalizado en las industrias automotriz y aeroespacial por su buena colabilidad, alta resistencia a la corrosión y alta resistencia a la tensión en relación a su densidad, especialmente al someterse a condiciones de tratamiento térmico [16, 17].

La aleación A356.0 es una de las aleaciones del sistema aluminio-silicio (Al-Si), de mayor uso en aplicaciones industriales, por su buena resistencia mecánica, buena

ductilidad, elevada dureza, elevada resistencia a la fatiga, excelente fluidez, bajo coeficiente de dilatación térmica y buena maquinabilidad [18]. Con este tipo de aleaciones se pueden obtener componentes estructurales de formas complejas y de espesores delgados, ya sea por fundición en molde permanente o de arena [16] [19].

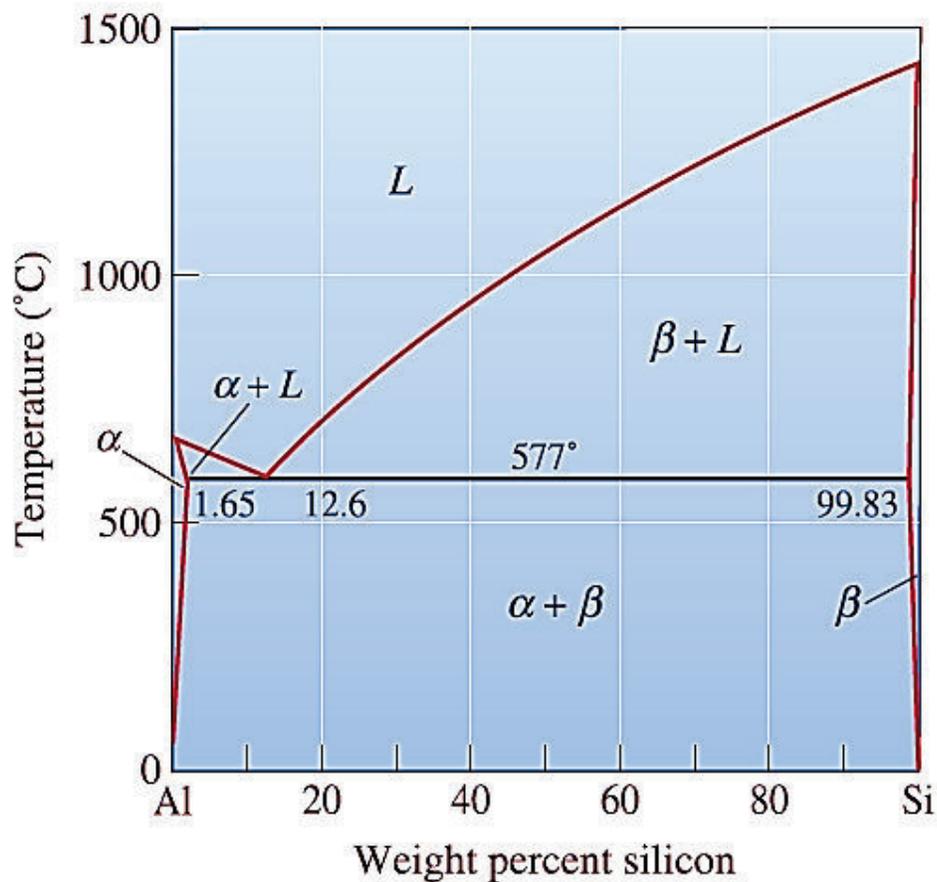


Figura 3. 1 Diagrama de equilibrio Al-Si. [20]

El diagrama de fases del sistema Al-Si, como se observa en la figura 3.1, presenta un punto eutéctico simple, siendo la composición eutéctica en 12.6% en peso de Si y 577°C. De acuerdo con el contenido de silicio estas aleaciones se clasifican en tres grupos, hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas. Se denominan eutécticas cuando el contenido de silicio corresponde a la composición eutéctica 12.6%, aleaciones hipoeutécticas cuando el contenido de silicio es menor 12.6% y aleaciones hipereutécticas cuando el contenido de silicio es mayor al 12.6% en

peso. La información que se puede obtener de este diagrama fases, son las temperaturas de liquidus y solidus, las fases presentes de la aleación a determinada temperatura y la solubilidad del silicio en el aluminio. La línea de enlace horizontal que pasa por el punto eutéctico se conoce como línea eutéctica, a partir de esta línea se produce la reacción eutéctica. La reacción eutéctica se produce cuando el líquido se enfría y forma dos fases sólidas ($\alpha + \beta$) de manera simultánea. El producto de esta reacción eutéctica se conoce como microconstituyente eutéctico.

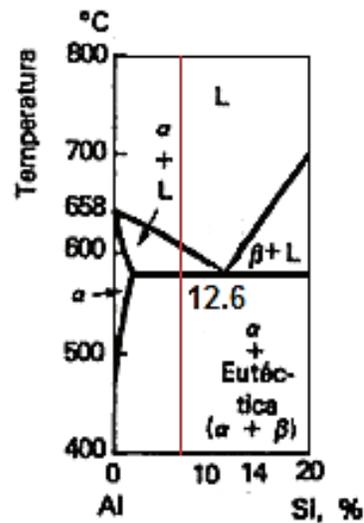


Figura 3. 2 Fases solidas presentes en el Sistema Al-Si. [21]

En la figura 3.2 se observa que en el caso de aleaciones Al-Si hipoeutécticas, la cristalización de la solución sólida de silicio en aluminio (α) es seguida por la reacción eutéctica [22]. En general cuando se enfría una aleación hipoeutéctica, el líquido empieza a solidificar cuando llega a la temperatura de liquidus, produciendo una fase sólida de aluminio primario α . Este sólido crece hasta llegar a la temperatura eutéctica, después el líquido restante pasa a reaccionar eutécticamente, formando el eutéctico ($Si_E + \alpha(Al)$). El proceso de enfriamiento de aleaciones hipoeutécticas se puede representar de la siguiente manera:



Donde:

L: Líquido

$\alpha(Al)$: Fase sólida de aluminio

Si_E : Silicio eutéctico

Por lo tanto, la microestructura de las aleaciones hipoeutécticas del sistema Al-Si, consiste de una matriz de aluminio primario $\alpha(Al)$ y una fase eutéctica ($Si_E + \alpha(Al)$) [23]. Cabe mencionar que el sólido α formado entre las temperaturas de liquidus y eutéctica, no forma parte de la reacción eutéctica.

Como se puede observar en la figura 3.3, la aleación A356.0 (Al-7Si-0.3Mg) es una aleación del tipo hipoeutéctica, debido a que el contenido de silicio está por debajo de la composición eutéctica (12.6% en peso de silicio). Además, se observan las diferentes aleaciones (hipoeutécticas e hipereutécticas) del sistema Al-Si existentes, que varían según el contenido de silicio.

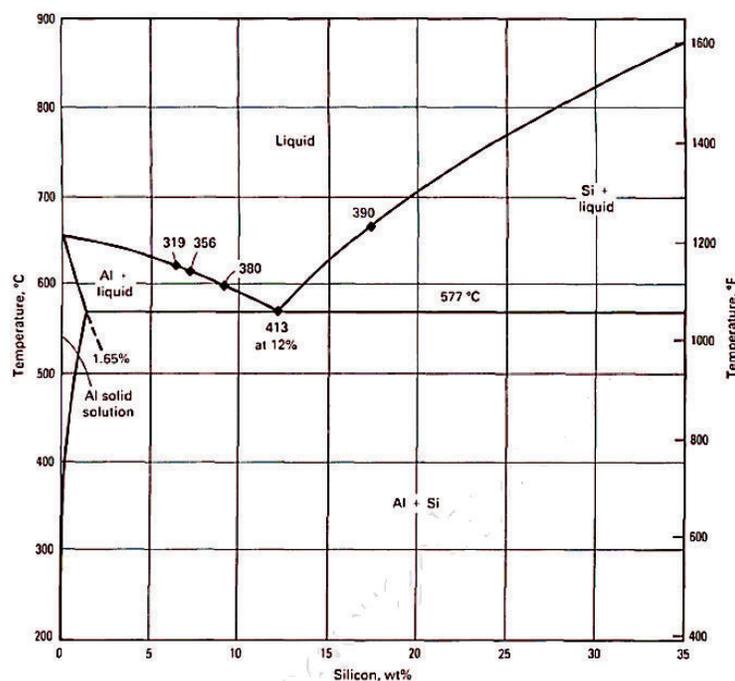


Figura 3. 3 Aleaciones comunes del Sistema Al-Si. [23]

En la tabla 3.1 se muestra la composición química común de la aleación A356.0, el porcentaje de aluminio se puede obtener por diferencia.

Tabla 3. 1 Composición química de la aleación A356.0 [23]

Aleación	Composición química (% en peso)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Otros	
								Cada uno	Total
A356.0	6.5 7.5	0.20	0.20	0.10	0.25 0.45	0.10	0.20	0.05	0.15

Las propiedades físicas de la aleación A356.0 se ven influenciadas por la composición química de la aleación. Mientras que las propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción y la ductilidad, se ven influenciadas principalmente por la composición química y por las características microestructurales que se forman durante el proceso de solidificación. El espaciado de brazos dendríticos secundarios (SDAS, por sus siglas en inglés), el tamaño, forma y distribución de fases intermetálicas, forma de silicio eutéctico y la forma y tamaño de grano, han sido identificados como los principales parámetros que influyen en el comportamiento mecánico de las aleaciones. El control adecuado de los componentes de la aleación, así como del proceso de solidificación, influyen fuertemente en las características mencionadas. Por lo tanto, se realiza un estudio detallado del proceso de solidificación y de cada una de las etapas que lo conforman. [6, 23]

3.2 SOLIDIFICACIÓN

La solidificación es el proceso mediante el cual los metales puros y aleaciones, pasan de un estado líquido a un estado sólido. Esto ocurre cuando el líquido se enfría por debajo de su temperatura de solidificación (temperatura de liquidus)[24] [25].

Un material solidifica, porque la energía asociada con la estructura del sólido es menor que la energía del líquido. La diferencia de energía entre sólido y líquido se denomina energía libre por unidad de volumen ΔG_V , y es la fuerza motriz para la solidificación. [20]

El momento en que se forma el sólido, se crea una interfaz sólido-líquido, que se asocia con la energía libre superficial (σ_{sl}). Cuanto mayor sea el sólido, mayor es el aumento de energía superficial (Figura 3.4).

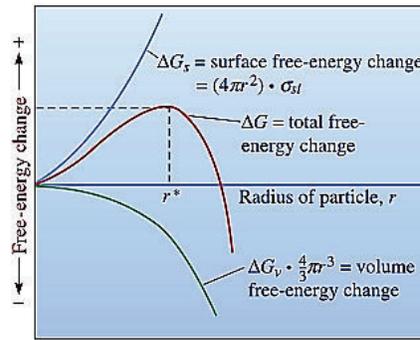


Figura 3. 4 Variación de la energía libre con respecto al radio crítico. [20]

En la figura 3.4, se observa como la energía libre total cambia al cambiar el tamaño del sólido. El sólido se considera como núcleo (átomos aglomerados), si su radio es mayor al radio crítico (tamaño mínimo de un cristal que deben formar los átomos en el líquido para que el sólido sea estable y empiece a crecer).

Durante la transición de líquido a sólido ocurren dos procesos físicos, el primero es un proceso de nucleación y segundo un crecimiento de los núcleos [24].

3.2.1 NUCLEACIÓN

La nucleación es el inicio de una transformación de fase en sitios discretos [23], es decir, es la etapa inicial de formación de los cristales [26]. El proceso de nucleación ejerce un papel muy importante en la solidificación de piezas de fundición, ya que controla en gran medida el tipo de estructura inicial, tamaño y distribución espacial de las distintas fases [23]. Existen dos tipos de nucleación, la primera es la nucleación homogénea y la segunda es la nucleación heterogénea.

De los dos tipos de nucleación, la nucleación homogénea es la que mayor dificultad tiene para producirse, debido a que es muy difícil evitar la presencia de impurezas en el metal fundido.

3.2.2 CRECIMIENTO DE NÚCLEOS

El proceso de crecimiento de núcleos es evidente, debido a que conforme desciende la temperatura del líquido, el grano se va formando hasta completar el proceso de solidificación.

Durante el proceso de solidificación no solo se tiene la aparición de una fase sólida principal, sino también de otras fases debido a la presencia de impurezas. Existen fases sólidas y líquidas conocidas como fases secundarias o inclusiones y, fases de gas o vapor conocidas como poros [27].

3.2.3 INTERFACES DE SOLIDIFICACIÓN

Cuando la interfaz sólido-líquido solidifica, presenta un crecimiento que puede ser del tipo planar o del tipo dendrítico (ver figura 3.5), el crecimiento es controlado por la forma de cómo se elimina el calor latente de fusión [28].

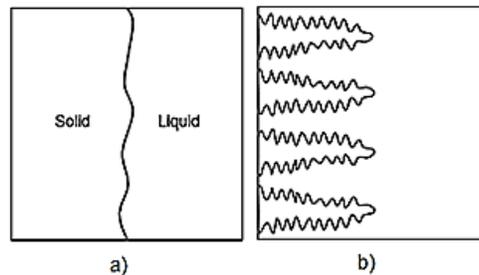


Figura 3. 5 Tipos de crecimiento. a) Planar. b) Dendrítico. [28]

El crecimiento planar, se produce cuando la temperatura del líquido por delante de la interfaz sólido-líquido es mayor a la temperatura de solidificación. Durante la solidificación el calor latente es removido por conducción a través de la interfaz, por lo que cualquier protuberancia que empieza a crecer en la interfaz, se encuentra con el líquido a mayor temperatura que la de solidificación. En consecuencia, se detiene el crecimiento de la protuberancia, hasta emparejar con el resto de la interfaz como se observa en la figura 3.6. [20] [28]

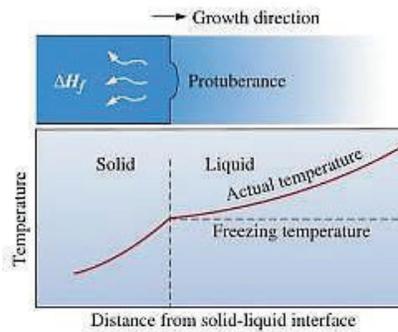


Figura 3. 6 Frente de solidificación planar. [20]

El crecimiento dendrítico, se produce cuando la temperatura del líquido por delante de la interfaz sólido-líquido es subenfriado, es decir, la temperatura del líquido está por debajo de la temperatura de solidificación, para que se forme el sólido. En consecuencia la protuberancia que se forma en la interfaz puede incrementar su crecimiento, debido a que el calor latente es removido hacia el líquido subenfriado (ver figura 3.7) [20].

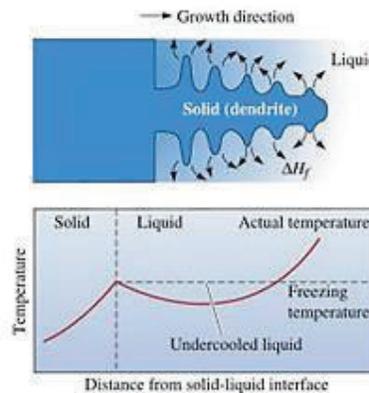


Figura 3. 7 Frente de solidificación dendrítico. [20]

Las dendritas pueden desarrollar brazos secundarios perpendiculares a los brazos primarios. Cuando solidifica el brazo primario y emite su calor latente de reacción, la temperatura inmediatamente adyacente a los brazos primarios aumenta, por lo que los brazos secundarios crecen [28].

3.2.4 SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES

El proceso de solidificación de las aleaciones se produce en un intervalo de temperaturas, a diferencia de la solidificación de metales puros que se da a una temperatura constante.

La solidificación de las aleaciones inicia cuando la temperatura del líquido se reduce por debajo de la línea de liquidus (T_L), y se completa cuando alcanza la temperatura de solidus (T_S) como se observa en la figura 3.8.

El inicio de la solidificación en las aleaciones empieza con la formación de una delgada película en la pared del molde, debido al alto gradiente de temperatura existente entre las paredes y el líquido. La solidificación continúa con el crecimiento de dendritas alejadas de las paredes, las cuales debido a la propagación de temperatura entre liquidus y solidus, se forman en una zona donde el sólido y el líquido coexisten. El sólido está representado por las dendritas que se han formado y han atrapado en la matriz pequeñas islas de líquido. Las islas atrapadas en la matriz de las dendritas, solidifican al bajar la temperatura de la fundición hasta la temperatura de solidus correspondiente a la composición de la aleación.

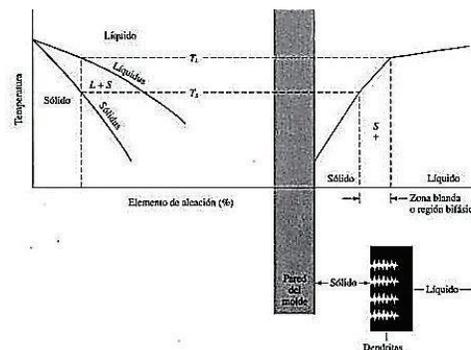


Figura 3. 8 Solidificación de aleaciones. [26]

3.2.5 TIEMPO DE SOLIDIFICACIÓN

El tiempo de solidificación (t_s), relaciona el tiempo total y el tiempo local de solidificación. El tiempo desde que es vertido el metal fundido en el molde, hasta el final de la solidificación es el tiempo total de solidificación. El tiempo desde el cual

inicia la solidificación del metal fundido dentro del molde, hasta obtener la pieza final, se denomina tiempo local de solidificación. [29]

En la figura 3.9 se puede observar el efecto de solidificación de la aleación desde el colado hasta la solidificación de la pieza conforme varía el tiempo.

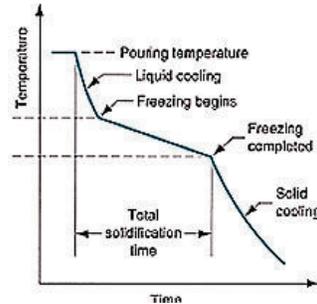


Figura 3. 9 Tiempo de solidificación para aleaciones. [19]

El tiempo total de solidificación depende de la forma y el tamaño de la pieza a obtener, y se encuentra relacionado por la ecuación empírica conocida con el nombre de regla de Chvorinov's. [19]

La ecuación empírica de Chvorinov's se expresa de la siguiente manera:

$$ts = B(V/A)^n$$

Donde:

n : Constante que varía de 1,5 a 2

V : Volumen del metal fundido

A : Área de superficie a través del cual se extrae calor

B : Constante del molde

La constante B del molde, depende de ciertas características relacionadas con el metal fundido (calor de fusión, calor específico), el material del molde (conductividad térmica, calor específico), el espesor del molde, la temperatura inicial de vertido y sobrecalentamiento (diferencia entre la temperatura de vertido y la temperatura de fusión) [29].

La regla de Chvorinov's indica que, en el metal fundido, una relación alta de volumen con respecto al área de superficie se enfriaría y solidificaría lentamente en comparación a una relación baja [19].

3.2.6 DEFECTOS DE SOLIDIFICACIÓN

Dentro del proceso de solidificación, el defecto más común que se produce es la porosidad. La porosidad puede generarse debido al efecto de la contracción, presencia de inclusiones no metálicas y por exceso de hidrógeno.

La transformación de líquido a sólido siempre está acompañada de una disminución de volumen (contracción), en aleaciones de aluminio el porcentaje de contracción esta entre 3.5 y 8.5%. La porosidad por contracción se produce si la solidificación comienza en todas las superficies de la pieza. También se generan microporosidades debido a la presencia de pequeños poros de contracción entre las dendritas, este problema se puede evitar con velocidades de enfriamiento altas, ya que dendritas más pequeñas permitirían el paso del líquido hacia la interfaz que está solidificando, evitando que algo de líquido quede atrapado entre las dendritas.

Las inclusiones no metálicas también influyen en la formación de porosidad, estas inclusiones se generan debido al contacto del metal fundido con el oxígeno. El aluminio y sus aleaciones se oxidan con facilidad en estado sólido y fundido, la velocidad de oxidación aumenta al incrementar la temperatura, por lo que en estado fundido se oxida con mayor facilidad. En aleaciones de aluminio se pueden formar óxidos a partir de los elementos aleantes presentes, por ejemplo, óxidos de MgO , Al_2MgO_4 , Al_2O_3 . Además, las inclusiones pueden originarse de herramientas sucias, impurezas en el molde y residuos de lubricantes en la chatarra.

La porosidad también puede ser causada por la precipitación de hidrógeno en el metal fundido. El aluminio y sus aleaciones son muy susceptibles a la absorción de hidrógeno debido a la alta solubilidad que presenta en este metal. La solubilidad incrementa al aumentar la temperatura por encima del liquidus, por lo que, la solubilidad es mayor en estado líquido que en estado sólido. La principal fuente de hidrógeno proviene de la humedad de la atmósfera que al entrar en contacto con la superficie del metal fundido este se disocia en la masa fundida. Otras fuentes que facilitan el incremento de los niveles de hidrógeno por humedad son, herramientas contaminadas con humedad, sales fundentes que pueden facilitar la absorción de hidrógeno por higroscopia (capacidad de absorber humedad atmosférica) y cargas

con superficies contaminadas con humedad. La turbulencia producida durante el vertido del metal fundido también es una fuente potencial de hidrógeno.

La porosidad causada por hidrógeno se genera durante el enfriamiento y solidificación, debido a que el hidrógeno presenta menor solubilidad y precipita en forma molecular, resultando en la formación de burbujas que quedan atrapadas en el metal sólido.

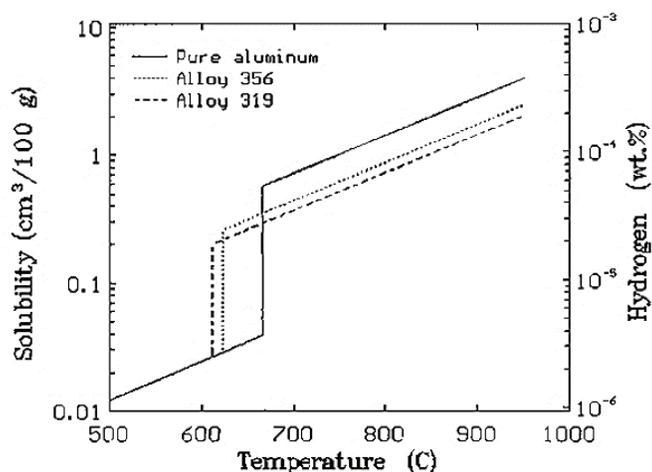


Figura 3. 10 Solubilidad de hidrógeno en aluminio a una atmósfera. [30]

En la figura 3.10 se puede observar el incremento de la solubilidad de hidrógeno en el aluminio y aleaciones de aluminio al aumentar la temperatura. En especial se observa que la aleación de aluminio A356.0 presenta alta solubilidad y alto contenido de hidrógeno disuelto, al aumentar la temperatura. Por esta razón un adecuado control de la temperatura del metal fundido durante las diferentes etapas del proceso de fundición es requisito importante para garantizar un producto final de óptimas condiciones. En el presente trabajo el control de la temperatura se lo realizará por métodos de inmersión y métodos ópticos. Para el control de temperatura por inmersión, se utiliza un termómetro marca NAKAYAMA y, para el control de temperatura por el método óptico, utiliza un pirómetro de infrarrojo marca OMEGA.

3.3 CONTROL DE LA MICROESTRUCTURA

Factores como el espaciado de brazos dendríticos secundarios (SDAS), tamaño, forma y distribución de las fases intermetálicas, el tamaño y forma de grano, y la morfología del silicio eutéctico, afectan directamente las propiedades mecánicas de la aleación. A continuación, se realiza un estudio detallado de cada uno de estos factores, para conocer de qué manera influyen sobre las características microestructurales.

3.3.1 ESPACIADO DE BRAZOS DENDRÍTICOS SECUNDARIOS (SDAS)

La solidificación se lleva a cabo a través de la formación de dendritas en la solución líquida, las celdas contenidas en la estructura dendrítica, corresponden a las dimensiones que separan los brazos de las dendritas primarias y secundarias (ver figura 3.11), y son controladas por la velocidad de solidificación. El espaciado entre los brazos dendríticos secundario (tamaño de la dendrita primaria) se reduce, cuando la velocidad de solidificación es alta. Con una red dendrítica más fina se tiene una conducción de calor latente más eficiente hacia el líquido subenfriado, dendritas más pequeñas garantizan mejores propiedades como la resistencia a la tracción [6].

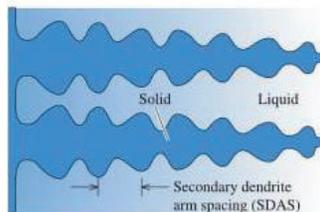


Figura 3. 11 Espaciado de brazos dendríticos secundarios. [20]

3.3.2 FASES INTERMETÁLICAS

Es normal que se formen fases intermetálicas durante el proceso de solidificación, debido a la presencia de impurezas. Sin embargo, las mismas deben ser minimizadas. Una de las fases que afecta mayormente las propiedades mecánicas como la resistencia a la tracción de las aleaciones de Al-Si, es la formada por una fase con alto contenido de hierro (mayor al 0.9% en peso), particularmente se forma la fase $\beta - Al_5FeSi$ [31], que tiene una forma de placa gruesa y frágil como se señala en círculos rojos en la figura 3.12. Esta fase de hierro produce fragilidad en

la pieza fundida, debido a que actúa como un concentrador de esfuerzo. En general las fases intermetálicas casi siempre son duras y frágiles.

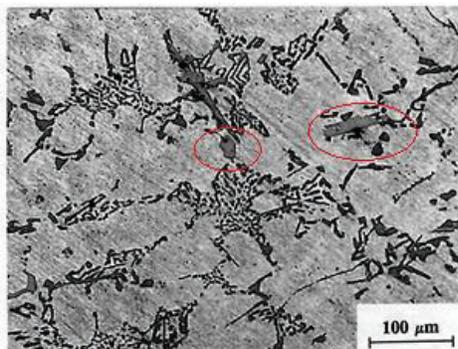


Figura 3. 12 Fase intermetálica $\beta - Al_5FeSi$. [30]

3.3.3 ESTRUCTURA DE GRANO

Para piezas fundidas del sistema Al-Si, un grano de aluminio primario fino y equiaxial es el adecuado. El tipo y el tamaño de grano son determinados por la velocidad de solidificación y la adición de aleaciones madre que proporciona sitios para una nucleación heterogénea del grano. Un grano fino proporciona mejor ductilidad, mejor distribución de fases secundarias, microporosidad reducida, mejor acabado superficial, reduce el agrietamiento, mejora la resistencia a la fractura en caliente, mejor resistencia mecánica y alta tenacidad [6]. La mejora en las propiedades se explica por el aumento de superficies de grano, lo que proporciona mayores lugares donde puede obstruirse cualquier dislocación presente en la estructura cristalina del interior del grano. Las dislocaciones internas en el grano son muy comunes si se considera la gran cantidad de átomos que forma un grano. Por ejemplo, en 1 cm^3 de cobre en forma cristalina existen alrededor de 8.5×10^{22} átomos. Así, no es de sorprenderse que algunos átomos no estén completos en la estructura. A temperatura ambiente puede existir alrededor de 1.82×10^8 vacantes por cm^3 en cobre.

El tamaño de grano promedio se determina de acuerdo a la norma ASTM E112-13. Esta norma cubre métodos de prueba para determinar el tamaño de grano promedio, estos métodos son procedimientos de medición, y por su base puramente geométrica, son independientes del metal o aleación.

Los procedimientos básicos para el cálculo del tamaño de grano promedio son el método de comparación, método planimétrico y método de intercepción. En los métodos planimétrico y de intercepción el tamaño de grano se mide contando el número de granos en un área dada o el número de granos que cruzan una línea de prueba en una fotografía ampliada. En el método de comparación el tamaño de grano se determina comparándolo con una serie de imágenes estándar graduadas.

En este estudio se tiene muestras con grano equiaxial, por lo que el método de comparación es el más adecuado. En vista que el tamaño de grano no se puede observar a un aumento de 100X, se hará el cálculo de tamaño de grano macroscópico. Para hacer el cálculo de tamaño de grano determinado macroscópicamente por comparación directa, se requiere un aumento de 1X. En el presente estudio se utilizó un aumento de 4X, por lo que la comparación se realizara utilizando la relación proporcionada en la tabla de macrograno del Anexo 4. Para reportar el tamaño de grano en número de tamaño de macrograno ASTM, es conveniente utilizar la relación:

$$Q = 2\log_2 M$$

Donde:

Q: Factor de corrección, agregado al tamaño aparente de grano de la muestra

M: Aumento al que se observó el tamaño de grano

3.3.4 FORMA DEL SILICIO EUTÉCTICO

Al extraer las fundiciones de aleaciones Al-Si fuera de los moldes, es necesario modificar la forma del silicio eutéctico. Debido a que, durante el proceso de solidificación a temperatura ambiente, la microestructura presenta una fase de silicio eutéctico en forma de placa grande con lados y extremos afilados (silicio acicular) en una matriz continua de α -Al, lo cual genera bajas propiedades mecánicas de las fundiciones. Las bajas propiedades mecánicas de la aleación se atribuyen a la concentración de esfuerzos que el silicio acicular provoca en la solución sólida. Este efecto es parecido al efecto de concentración de esfuerzos que tienen las microgrietas en partes y piezas mecánicas. Es bien conocido que, si

estas microgrietas superan una determinada longitud crítica, las mismas reducen drásticamente las capacidades mecánicas de partes y piezas mecánicas.

Así, en un enfriamiento a temperatura ambiente se tiene aleaciones hipoeutécticas con una fase de aluminio primario blanda y dúctil y una fase de silicio eutéctico dura y frágil.

Por lo tanto, una aleación hipoeutéctica A356.0 con una velocidad de enfriamiento baja, presenta una microestructura con dendritas de α -Al y una fase de silicio eutéctico acicular (ver figura 3.13) [32].

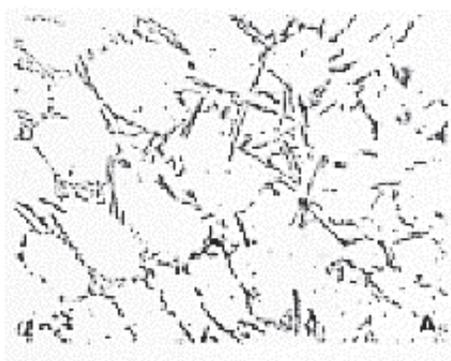


Figura 3. 13 Fase silicio eutéctico acicular. [23]

Como se mencionó anteriormente, las propiedades mecánicas de la aleación A356.0 son influenciadas por características microestructurales formadas durante la solidificación, factores como tamaño de grano, espaciado de brazos dendríticos secundarios (SDAS), forma de silicio eutéctico, compuestos intermetálicos como la fase rica en hierro ($\beta - Al_5FeSi$), afectan la microestructura y por lo tanto las propiedades mecánicas. Un control de estos factores durante la solidificación no es suficiente para garantizar una mejor microestructura. Por tal motivo es de gran importancia encontrar los métodos adecuados para mejorar la microestructura de la aleación A356.0 que se desea obtener.

Habitualmente la microestructura y propiedades mecánicas pueden ser mejoradas si se aplican ciertos tratamientos al metal fundido tales como: refinamiento de grano y modificación de silicio eutéctico. Además, se debe tener un control de gases atrapados, impureza e inclusiones no metálicas que podrían generar defectos en la fundición, por lo que es necesario aplicar desgasificación y filtración, así como también el uso de fundentes [33].

Otro proceso diferente al refinamiento de grano y modificación eutéctica, utilizado para mejorar la microestructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones, es el tratamiento térmico. El tratamiento térmico es utilizado al final del proceso de fabricación de las fundiciones.

3.4 INOCULACIÓN

La inoculación es un proceso que implica la adición al metal fundido de determinados elementos, ya sea de forma externa (dispersión fina) o a través de medios internos (reacción química), con el fin de alterar la estructura de solidificación. Entre los inoculantes más importantes están los agentes modificadores y refinadores de grano.

3.4.1 MODIFICACIÓN DEL EUTÉCTICO

La transformación de la morfología del silicio eutéctico de acicular a fibrosa, es lo que da lugar al proceso conocido como modificación. La modificación de la fase de silicio eutéctico en aleaciones hipoeutécticas de Al-Si, se ha llevado a cabo ampliamente en la industria para mejorar las propiedades mecánicas en particular la ductilidad [34].

La modificación es un proceso en el cual los inoculantes en forma de aleaciones madre, se añaden al metal fundido de aluminio para cambiar la estructura del silicio eutéctico [23, 35].

La transformación de la fase de silicio eutéctico de acicular a laminar o fibroso, está representado por una serie de niveles de modificación. El nivel de modificación se refiere al tipo de microestructura que presenta la fase eutéctica después de realizada la modificación. Este cambio está representado en un sistema de clasificación adoptado por la American Foundry Society (AFS), en donde todo el rango de niveles de modificación se divide en seis clases, que se basan en el tamaño de las partículas de silicio eutéctico.

La figura 3.14, muestra los niveles de modificación eutéctica de una aleación (Al-Si). La clase 1 representa una microestructura no modificada (acicular), las clases 2,3 y 4 representan una microestructura sub modificada (laminar), las clases 5 y 6 representan una microestructura modificada y sobre modificada (fibrosa).

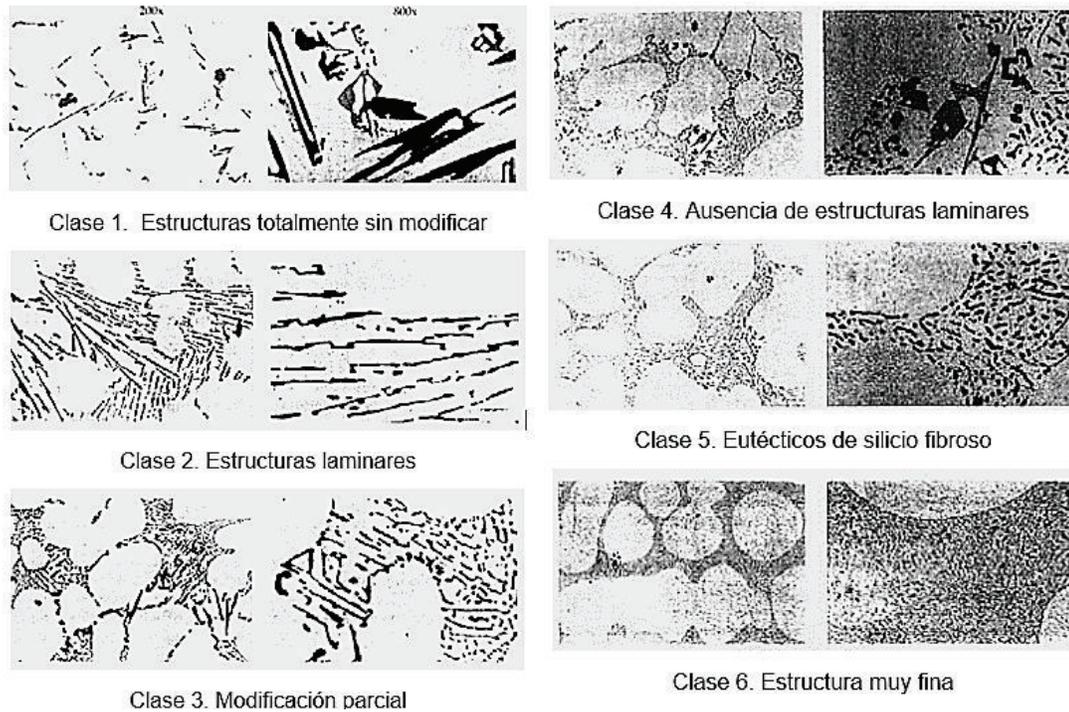


Figura 3. 14 Niveles de modificación eutéctica de Al-Si. [23]

La modificación de la forma acicular del silicio eutéctico, se puede alcanzar de dos formas diferentes:

- Modificación química (adición de ciertos elementos)
- Modificación del enfriamiento (velocidades de enfriamiento rápidas)

3.4.1.1 Modificación química

La modificación química para cambiar la forma del silicio eutéctico consiste en adicionar directamente sobre el metal fundido ciertos agentes modificadores.

Para aleaciones hipoeutéctica de Al-Si existen varios agentes modificadores, pero los más utilizados en la industria estos días son el estroncio (Sr), sodio (Na) y antimonio (Sb), los cuales mejoran considerablemente las propiedades mecánicas en especial la ductilidad [6].

Los agentes modificadores Sr y Na se encargan de modificar la morfología del silicio eutéctico de una forma acicular a formas fibrosas finas, tal como se puede apreciar en la figura 3.15, en donde también se observa que la estructura modificada con

estroncio no es igual a la estructura modificada con sodio. Por otra parte, se tiene que el antimonio causa un refinamiento en la estructura acicular del silicio.

En general se requiere una adición de sodio 0.015 a 0.020% para una adecuada modificación, lo que resulta en un nivel residual de sodio en el metal fundido de 0.002% [23]. No es recomendable utilizar sodio como agente modificador en aleaciones con un contenido de magnesio mayor al 1% ya que puede existir fragilización.

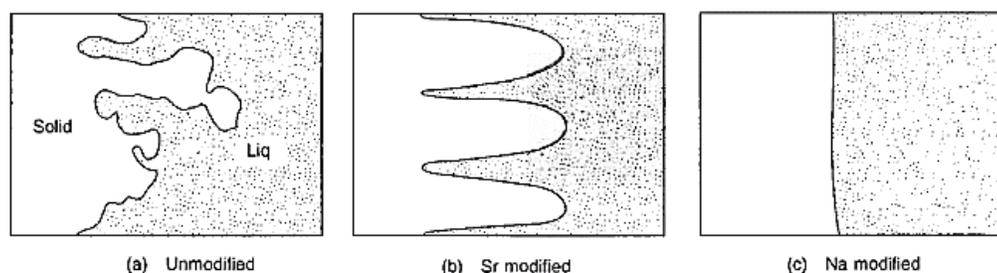


Figura 3. 15 Modificación de silicio eutéctico con sodio y estroncio. [27]

La modificación con estroncio y sodio son similares. Aunque se ha demostrado una superioridad con el sodio, sus efectos son transitorios debido a pérdidas por oxidación y presión de vapor [6]. El sodio puede ser añadido al metal fundido en forma metálica o de sal. Por ejemplo, en el estudio realizado por Martínez E. y colaboradores [36], se usó sodio proveniente del NaCl (sal en grano) como modificador. En donde la modificación con sal añadida por gravedad presentó mejores resultados de modificación que, con sal agregada mediante inyección con argón.

Tanto el sodio como el estroncio son elementos modificadores compatibles, de modo que se pueden hacer combinaciones de adiciones sin que se produzcan efectos adversos durante la modificación [23].

En la figura 3.16, se observa el grado de modificación que sufre una aleación A356.0 al utilizar sodio y estroncio como agentes modificadores. Se observa como el efecto de modificación al utilizar solamente sodio disminuye al aumentar el tiempo de permanencia, esto debido a las pérdidas generadas por oxidación. Por otra parte, se observa como el efecto modificador del estroncio o la combinación de

estroncio y sodio aumenta conforme pasa el tiempo de permanencia en el metal fundido.

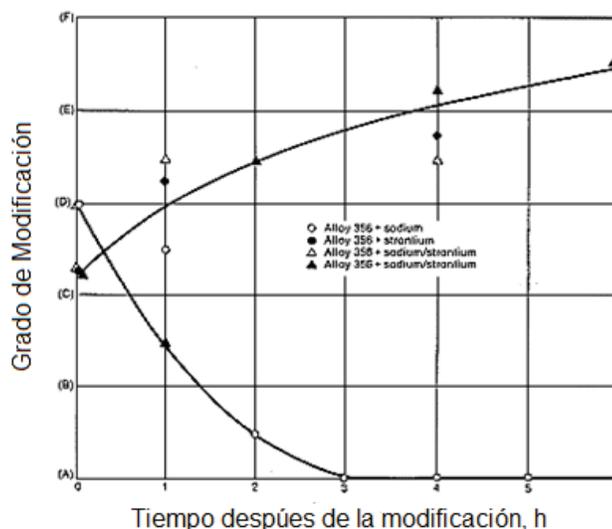


Figura 3. 16 Eficacia del sodio y estroncio como modificadores en una aleación 356 [6]

A diferencia del estroncio y sodio, el antimonio no es compatible con ningún elemento modificador. De existir otro elemento modificador con el antimonio, se tendrán intermetálicos gruesos de antimonio que se oponen a una modificación estructural eficaz [23].

Al utilizar agentes modificadores como el sodio y estroncio, existe un aumento en el contenido de hidrógeno [6]. Por eso, la eliminación del hidrógeno mediante gases reactivos conlleva la eliminación de agentes modificadores, por lo tanto, se requiere el uso de fundentes de gas hidrógeno a niveles aceptables.

El mecanismo de modificación puede verse interferido por la presencia de fósforo. Debido a que el fósforo reacciona con el sodio para formar foruros, los cuales anulan la modificación prevista. Por lo tanto, para una modificación eficaz, el contenido de fósforo debe ser bajo en el metal a modificar. El contenido de fósforo para que no haya ningún inconveniente al momento de realizar la modificación debe ser menor a 0.0005% [23].

3.4.1.2 Modificación de enfriamiento

La modificación de enfriamiento para cambiar la morfología de la fase de silicio eutéctico, consiste en aumentar la velocidad de solidificación. Aumentando la velocidad de solidificación se tiene una estructura de silicio eutéctico fibrosa similar a la obtenida mediante la modificación química [6, 23].

Los resultados de modificar la estructura de silicio eutéctico se ven reflejadas en la mejora de las propiedades de tensión. Como se puede apreciar en la figura 3.17, la estructura modificada presenta una mejora en la ductilidad conforme se reduce el tamaño de grano, pero únicamente en la aleación modificada.

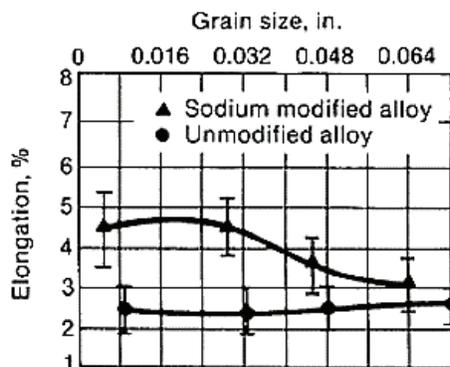


Figura 3. 17 Mejora en la elongación de una aleación modificada con sodio. [23]

Debido a que en el presente estudio se desea obtener la aleación A356.0, se debe tener en cuenta la forma del silicio eutéctico, ya que una forma acicular de silicio eutéctico actúa como un concentrador de esfuerzos que promueve la iniciación y propagación de fisuras.

3.4.1.3 Efecto de modificación

En la presente investigación, para la modificación de la aleación A356.0, se empleará el método químico y se usará estroncio como agente modificador para minimizar la presencia de silicio en forma acicular.

La teoría ampliamente aceptada para explicar el efecto de modificación de la fase eutéctica se denomina maclado inducido por impurezas. La cual se detalla a continuación.

Durante la solidificación del eutéctico en aleaciones Al-Si, la fase de silicio desempeña un papel fundamental. El silicio es no metal y como tal solidifica en forma de faceta (estructura cubica de diamante), los cristales de silicio crecen preferentemente en las direcciones $\langle 112 \rangle$ formando caras planas a lo largo del plano (111) como se muestra en la figura 3.18 (a). Las maclas se forman fácilmente a lo largo de los planos $\{111\}$, formando canales en V con un ángulo de 141° . Las maclas (figura 3.18b) se generan cuando grandes cantidades de átomos cambian uniformemente de dirección a través de un plano de macla en la estructura cristalina.

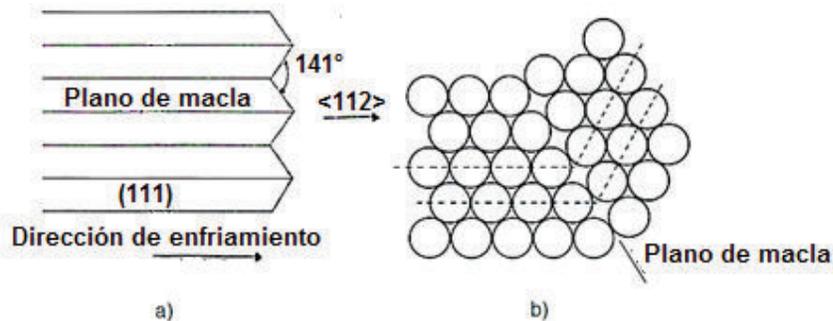


Figura 3. 18 a) Crecimiento del cristal silicio, b) plano de maclado. [37]

El crecimiento del cristal de silicio se produce por adición constante de los átomos de la fase líquida. El crecimiento es fuertemente anisotrópico por lo que es difícil cambiar la dirección de crecimiento, lo que no favorece la ramificación de los cristales.

Una fase no modificada de silicio tiene una morfología tipo plana como la mostrada en la figura 3.18 (a), ya que no existe ramificación del cristal. Una estructura modificada de silicio del tipo fibrosa se forma debido al diferente tipo de crecimiento, lo que permite una ramificación libre y fácil. Esta diferencia radica en el número de maclas presentes en cada estructura.

Las fibras de silicio modificado presentan más maclas que las placas del silicio no modificado. Además, presentan una superficie micro facetada y áspera, como consecuencia de las intersecciones del gran número de maclas.

Las fibras de silicio cristalográficamente son imperfectas, por lo que cada imperfección superficial es un sitio potencial para que ocurra ramificación. Por lo

tanto, fibras del eutéctico modificado químicamente, son capaces de doblar, curvar y dividirse para crear una microestructura fina.

La diferencia en la densidad de maclas es causada por la adición de solo una fracción de un porcentaje en peso de modificador.

La teoría de maclación inducida por impureza utilizada para explicar el mecanismo de maclado del silicio en aleaciones Al-Si modificadas químicamente, sugiere que los átomos de modificador se absorben durante la etapa de crecimiento de la interface sólido-líquido del silicio, y si el radio del átomo de modificador (r_m) tiene el tamaño adecuado (r_m/r_s excede 1.646) con respecto al átomo de silicio (r_s), se tiene el crecimiento de un plano de macla en el borde de la interface.

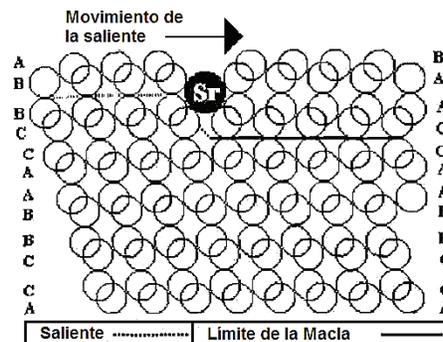


Figura 3. 19 Maclación inducida por impureza. [37]

En la figura 3.19 se observa que el átomo de modificador se adhiere a la superficie del silicio, este distorsiona la red en formación, dando lugar a la creación de un plano de macla. La cantidad de planos de macla es proporcional a la cantidad de átomos de modificador y cuando existan más maclas habrá más salientes en la superficie del silicio eutéctico.

En general una estructura de silicio no modificada tiene menor número de maclas en comparación a estructuras modificadas, como se muestra en la figura 3.20.

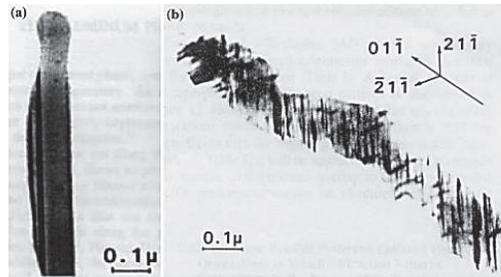


Figura 3. 20 Crecimiento de cristal de silicio. a) no modificado, b) modificado. [38]

El modificador se añade directamente al metal fundido durante el proceso de fundición, a una temperatura aproximada de 750°C con un tiempo de permanencia de 30 minutos para su disolución total. La modificación se ve reflejada solamente en la fase eutéctica de silicio, debido a que, durante la nucleación y crecimiento de la fase eutéctica, el estroncio reduce los sitios de nucleación que puedan existir por la presencia de impurezas como el fósforo (fosfuros de aluminio) que actúan como sitios de nucleación. De esta manera se deja un libre crecimiento de la fase de silicio la cual conduce el crecimiento de la fase eutéctica.

La modificación puede verse afectada por variables como, la cantidad de modificador utilizada, impurezas presentes en el metal fundido, velocidad de enfriamiento y contenido de silicio.

3.4.2 REFINAMIENTO DE GRANO

El proceso de refinamiento de grano es utilizado principalmente para mejorar las propiedades mecánicas de la pieza fundida, por ejemplo, mejora la resistencia a la tracción, también proporciona un mejor acabado superficial.

Existen varios métodos para realizar el refinamiento de grano, estos son:

- Método térmico
- Método químico
- Método mecánico

El método a utilizar en la presente investigación, es el método químico, el cual consiste en usar refinadores de grano en forma de aleaciones madre. Los refinadores de grano tienen por objetivo liberar partículas de fase intermetálica, las cuales producen una fase sólida heterogénea, es decir se crean más sitios de

nucleación [27]. Se teoriza que la nucleación se produce por la mayor temperatura de fusión tanto del titanio como del boro con respecto al aluminio.

Entre las principales aleaciones madres utilizadas como refinadores de grano en aleaciones de aluminio se tienen:

- Aleación madre Al-Ti
- Aleación madre Al-Ti-B
- Aleación madre Al-Ti-C

La composición química de las aleaciones madres antes mencionadas, se muestra en la tabla 3.2.

Tabla 3. 2 Composición química de aleaciones madres

Refinador	%Ti	%B	%C	Boruros	Aluminuros
Al-5%Ti-1%B	5.0	1.0	0	TiB_2	$TiAl_3$
Al-3%Ti-1%B	3.0	1.0	0	TiB_2	$TiAl_3$
Al-5%Ti-0.2%B	5.0	0.2	0	TiB_2	$TiAl_3$
Al-3%Ti-0.2%B	3.0	0.2	0	TiB_2	$TiAl_3$
Al-3%Ti-1%C	3.0	0	1	TiC	$TiAl_3$
Al-3%Ti-0.15%C	3	0	0.15	TiC	$TiAl_3$

En aleaciones de aluminio, se utilizan refinadores de grano adecuados, los cuales permiten obtener una forma de grano más fino y equiaxial como se observa en la figura 3.21. Los refinadores de grano más utilizados son aleaciones madres de titanio, boro, y titanio más boro en aluminio [6, 23].

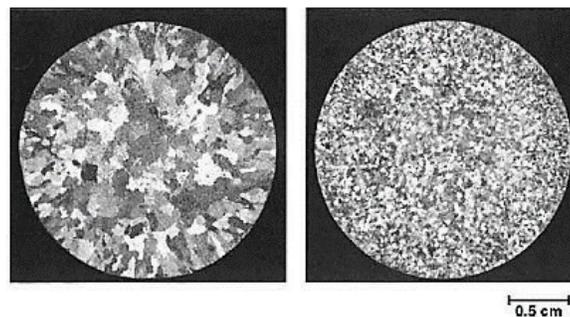


Figura 3. 21 Lingote de aleación Al-7Si. (a) Sin refinar (b) Refinada. [23]

El efecto de refinamiento de grano con las aleaciones madre mencionadas en la tabla 3.2, se puede apreciar en la figura 3.22.

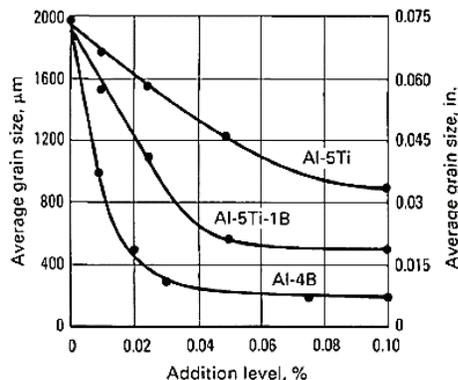


Figura 3. 22 Eficacia de refinamiento de grano con tres aleaciones madre. [23]

La figura 3.22, muestra el efecto de refinamiento de grano en una aleación de aluminio con diferentes aleaciones madre y diferentes porcentajes de las mismas. En donde se observa que el tamaño de grano promedio obtenido con una aleación madre de Al-B, demuestra que el boro es un refinador más eficaz [23].

3.4.2.1 Efecto de refinamiento de grano

Durante la solidificación, la fase sólida de aluminio cristaliza en forma de dendritas en base a la red cristalográfica del aluminio. Es decir, presenta una estructura cristalina cúbica centrada en la cara (FCC). Los parámetros de red de la celda unitaria de aluminio se describen a continuación, suponiendo un átomo en cada punto de red en la celda unitaria.

- Número de coordinación 12, el número de coordinación representa la cantidad de átomos vecinos más cercanos a un átomo en particular.
- Átomos por celda unitaria 4.
- Factor de empaquetamiento atómico 0.74. El factor de empaquetamiento representa la fracción de espacio ocupado por los átomos, considerando que los átomos son esferas duras que tocan a su vecino más cercano. La estructura FCC presenta una estructura con empaquetamiento compacto, es decir, la fracción de empaquetamiento es la máxima posible.
- Plano de empaquetamiento compacto $\{111\}$.
- Dirección de empaquetamiento compacto $\langle 110 \rangle$.

Los planos y direcciones de empaquetamiento compacto tienen una importancia especial, ya que, la deformación de los metales tiene preferencia por estos planos y direcciones. Para la estructura cristalina FCC del aluminio, existen 12 sistemas de deslizamientos: cuatro planos únicos $\{111\}$ y, dentro de cada plano, tres direcciones independientes $\langle 110 \rangle$. Estos aspectos serán considerados más adelante.

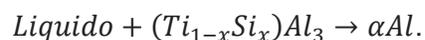
En el proceso de refinamiento de grano, el refinador se añade al metal fundido a una temperatura aproximada de 750°C por un tiempo aproximado de 30 minutos para su disolución total, dando como resultado una reducción en el tamaño de grano de (αAl) durante la solidificación.

El refinamiento se produce debido a que la aleación madre Al-5Ti-B, posee partículas como (TiAl_3) y (TiB_2). En el caso Al-5Ti-B, debido al alto contenido de titanio, este se combina con el aluminio en abundancia para formar partículas de (TiAl_3) [39, 40].

Existen teorías que explican el efecto de refinamiento de grano. Entre las más importantes se encuentran la teoría del soluto y la teoría del peritético.

En la teoría del soluto, las partículas de TiB_2 , presentan baja solubilidad en el metal fundido. Así, actúan de forma eficaz al generar sitios de nucleación heterogénea durante la solidificación.

Para explicar la teoría del peritético, es necesario que ocurra una reacción peritética (un sólido diferente se forma de la reacción cuando se juntan una fase líquida y sólida). Una capa interfacial ternaria de Al-Ti-Si se forma por la presencia de titanio disuelto de las partículas de TiAl_3 y forman una solución sólida ($\text{Ti}_{1-x}\text{Si}_x$) Al_3 . Las partículas de TiAl_3 se disuelven por completo a una temperatura aproximada de 665°C . La reacción peritética se representa a continuación:



Donde x es la fracción mol de silicio

La resistencia y la ductilidad, son propiedades mecánicas que están relacionadas con la deformación plástica del material. La resistencia mecánica es la medida de la resistencia del material a ser deformado plásticamente, mientras que la ductilidad es la medida del grado de deformación plástica.

Se entiende por deformación plástica, al movimiento de un gran número de dislocaciones en respuesta a una tensión aplicada. En sólidos cristalinos la deformación plástica resulta de un proceso denominado deslizamiento. Las dislocaciones son defectos lineales cristalinos presentes en el material. Las mismas facilitan la reconfiguración (deformación plástica) de la estructura cristalina cuando se aplican esfuerzos al material.

En materiales policristalinos la tensión necesaria para iniciar el deslizamiento depende de la orientación cristalográfica en la que se encuentren los granos. Es decir, si un grano se encuentra favorablemente orientado para iniciar el deslizamiento, este no puede deformarse hasta que el grano adyacente sea capaz de deslizar, esto debido a la diferencia en la orientación cristalográfica.

Por lo tanto, la capacidad de un material para deformarse plásticamente depende de la capacidad de las dislocaciones para moverse. Es decir, un material de alta resistencia, se puede obtener reduciendo la movilidad de las dislocaciones.

En general un metal policristalino, presenta granos contiguos de orientación cristalográfica diferente, pero con un límite de grano común. La deformación plástica debe ocurrir a través del límite de grano común, el cual actúa como una barrera para que se produzca un deslizamiento continuo.

El límite de grano actúa como una barrera, debido a la orientación cristalográfica diferente de los granos, esto impide que la dislocación de un grano tenga la misma dirección al pasar a otro grano adyacente.

Por lo tanto, restringir e impedir el movimiento de las dislocaciones mediante las barreras producidas por los límites de grano, proporcionará mejores resultados cuando se tenga áreas con mayores límites de grano. Es decir, para obtener materiales con alta resistencia se debe tener granos de tamaño pequeño, en donde se tiene un área con más límites de grano que pueden actuar como barrera e impedir el movimiento de las dislocaciones.

Para fundición de piezas de estructura compleja es recomendable la adición de refinador de grano. Debido a que, la velocidad de enfriamiento en este tipo de estructura varía y el grado de refinamiento de grano es menor que el obtenido con refinadores de grano, en donde se tiene una nucleación heterogénea.

3.5 USO DE FUNDENTE, DESGASIFICANTE Y FILTRACIÓN

3.5.1 FUNDENTE

Debido a la facilidad con la que se pueden generar óxidos en el metal fundido de aluminio, es necesario protegerlo mediante fundentes. Los fundentes son aditivos empleados para purificar, limpiar, cubrir, desoxidar y refinar el baño de metal fundido. Facilitan la separación de partículas no deseadas del metal fundido mediante la formación de escoria.

Este proceso es dependiente de la temperatura, por lo que debe llevarse a cabo a elevadas temperaturas, lo cual mejora la reacción química que facilita la separación física del metal fundido y la escoria. Los fundentes deben tener bajo punto de fusión, alta fluidez, deben ser capaces de descomponerse para generar aniones que reaccionan con las impurezas y las separa por la diferencia de densidad, deben ser capaces de aglomerar las impurezas para su fácil eliminación.

En el desarrollo de esta investigación, se utilizará como fundente el ALU FUNDEX, el cual forma una capa protectora sobre el metal fundido, reduciendo la oxidación y minimizando la absorción de hidrógeno. Las especificaciones del ALU FUNDEX pueden observarse en el Anexo 2.

También se puede utilizar gases fundentes como los cloruros o fluoruros, cuyo objetivo es proporcionar una separación efectiva de los óxidos del metal fundido.

3.5.2 DESGASIFICANTE

Como se mencionó anteriormente, la presencia de hidrógeno en el metal fundido de aluminio es inevitable, ya sea por la prolongada exposición a altas temperatura, contacto con el aire o por la adición de estroncio. Esto resulta en la formación de porosidades durante el proceso de solidificación. Por lo tanto, es de gran importancia el uso de un desgasificante.

En la presente investigación se utilizará como desgasificante el APARTAGAS, el cual elimina la porosidad proporcionando una rápida desgasificación del baño líquido. Las especificaciones del APARTAGAS pueden observarse en el Anexo 2.

La remoción de hidrógeno también se puede llevar a cabo mediante el uso de gases como el nitrógeno, argón, cloro y freón. Estos gases reducen por difusión el

contenido de hidrógeno disuelto en el metal fundido, ya que se disocian a temperatura de metal fundido. El gas de uso común es el argón, el cual actúa de manera directa en el metal fundido.

El uso del desgasificante y el fundente, se lo realiza con la finalidad de tener un metal fundido libre de gases e impurezas, que pueden resultar en la formación de porosidades en la pieza final.

3.5.3 FILTRACIÓN

El proceso de filtrado es un desarrollo moderno hecho para aumentar la calidad de las piezas fundidas. Debido a la tendencia que tiene el aluminio para oxidarse, se forman inclusiones no metálicas que pueden generar porosidad en la pieza fundida.

La filtración consiste en pasar el metal fundido a través de un depósito poroso (filtro), en el que las inclusiones presentes en el metal que fluye son atrapadas. El filtro debe ser de un material que no reaccione con la aleación y que resista las tensiones térmicas y mecánicas sin romperse. A continuación, se mencionan los diferentes tipos de filtración que existen.

- Filtración por espuma porosa cerámica
- Filtración por lecho profundo

3.6 PROCESOS DE FUNDICIÓN

El proceso de fundición, consiste en verter el metal fundido en la cavidad de un molde, el cual al solidificar adquiere la forma de la cavidad. La fundición obtenida requiere un pequeño o ningún maquinado final para obtener las dimensiones adecuadas [28]. En el proceso de fundición convencional, el metal líquido fluye dentro del molde por acción de la gravedad [19, 26].

Los procesos de fundición se clasifican de acuerdo al tipo de moldes, procesos de moldeo y métodos de alimentación del molde.

De acuerdo al tipo de molde, los procesos de fundición se clasifican en [26]:

- Fundición con molde desechable
- Fundición con molde permanente

3.6.1 FUNDICIÓN CON MOLDE DESECHABLE

En el proceso de fundición con molde desechable, el molde es destruido para remover la pieza solidificada. Los moldes pueden ser fabricados a base de arena, yeso y cerámicos, por lo general estos materiales se mezclan con varios aglutinantes como la sílice, para garantizar la consistencia del molde durante la fundición. De esta manera los moldes son capaces de resistir las elevadas temperaturas del metal fundido, y su fácil desintegración después del proceso de fundición [19, 26].

3.6.2 FUNDICIÓN CON MOLDE PERMANENTE

En el proceso de fundición con molde permanente, el molde es fabricado de metales que conservan su resistencia a elevadas temperaturas. Debido a que los moldes de metal son mejores conductores de calor en comparación a los moldes desechables, la fundición al solidificarse queda sometida a una velocidad de enfriamiento más alta. Esta velocidad alta de enfriamiento afecta de manera positiva en la microestructura y tamaño de grano de la pieza fundida [26].

El molde metálico está formado por dos mitades, estas pueden ser fabricadas de materiales como el hierro colado, el acero y el bronce. En el molde se maquinan la cavidad y el sistema de canales de alimentación, de manera que forman parte integral del mismo [26].

Para facilitar el flujo del metal fundido y reducir el daño causado por el alto gradiente de temperatura que puede existir, estos moldes se precalientan a una temperatura aproximada de 150°C a 200°C. Este proceso de fundición principalmente se utiliza para aleaciones de aluminio, magnesio, cobre y hierro gris, debido a sus bajos puntos de fusión [26].

Los procesos de fundición principalmente empleados en aleaciones de Al-Si son: fundición en arena, fundición en molde metálico permanente o coquilla y fundición por presión o inyección [13, 16].

3.7 PROCESO DE FUNDICIÓN PARA OBTENER LAS PROBETAS PRELIMINARES DE LA ALEACIÓN

En la presente investigación, el proceso de fundición utilizado para obtener probetas de la aleación que será utilizada en la fabricación de un prototipo de bloque de motor, fue el proceso de fundición en molde permanente.

El molde metálico para obtener las probetas preliminares, fue gentilmente proporcionado por el Ing. Marco Quito, quien inicio un proyecto de investigación denominado “Estudio para la producción de bloques de motor estacionario de combustión interna de 250CC mediante molde permanente”. Sin embargo, este proyecto está retrasado por falta de recursos económicos.

Este molde está conformado por dos partes simétricas y permite la fabricación de dos probetas sobredimensionadas para ensayos a tracción conforme a la norma ASTM E8M. El mismo está fabricado de un acero Bohler W302, el cual para su acoplamiento y sujeción utiliza pernos y espigas guías (ver figura 3.23).

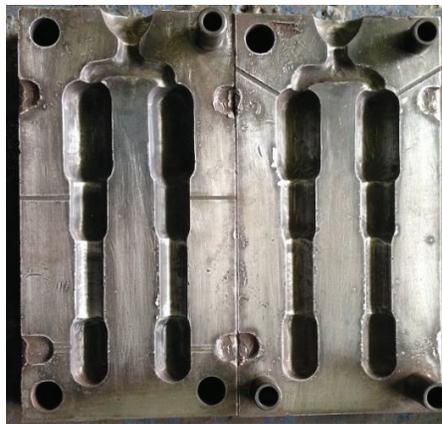


Figura 3. 23 Coquilla de metal. (Fuente Propia)

3.7.1 OBTENCIÓN DE PROBETAS

Las probetas obtenidas en el molde metálico, serán utilizadas en la evaluación de propiedades como la resistencia a la tracción, ductilidad y la dureza, así como también composición química y microestructura serán analizadas individualmente.

La realización de los ensayos, proporcionará evidencia de los cambios en las propiedades mecánicas conforme se evalúa la influencia de los elementos aleantes y procedimientos de fundición, en el objetivo de obtener la aleación A356.0.

Para la obtención de las probetas preliminares, se procedió a fundir bajo las mismas condiciones, tres tipos diferentes de aluminio reciclado. El primer tipo de chatarra consistía de perfiles de aluminio, el segundo en latas de aluminio y el último en pistones de automóvil (ver figura 3.24).



Figura 3. 24 Perfiles, latas y pistones de aluminio. (Fuente propia)

Durante el proceso de fundición de los perfiles de aluminio, no hubo inconvenientes en ningún momento. Las probetas obtenidas no presentaban defectos superficiales, y tenían un buen acabado superficial. El problema surgió al momento de realizar el proceso de maquinado para obtener las probetas a ensayar, la aleación presentó demasiada ductilidad, por lo que se dificultaba el desprendimiento de viruta y motivo por el cual el acabado superficial de las probetas era malo.

En la literatura se puede encontrar que las latas de aluminio son una fuente reciclable de aluminio casi completamente puro. El proceso de fundición con latas de aluminio no resultó ser el más adecuado, en vista de la poca cantidad de material fundido que se obtuvo, aunque se cuente con una gran cantidad de latas. Así, no se obtuvo suficiente metal fundido para llenar el molde, debido a que la mayor parte de la carga resultó ser escoria. Se presume que, por el relativo pequeño espesor de las latas de aluminio, el material tiende a oxidarse antes que a fundirse. Sin embargo, una técnica sugerida para evitar este fenómeno es la de fundir una pequeña cantidad de aluminio sólido y generar una colada inicial. Sobre esta colada se puede sumergir las latas de aluminio para provocar su fusión evitando la

oxidación [41]. En definitiva, esta opción fue desechada ya que para la presente investigación se necesitó una importante cantidad de material.

La fundición con pistones resultó ser la mejor opción para obtener las probetas, debido a que se obtuvo metal fundido suficiente y con poca presencia de escoria. Además, durante el maquinado las probetas presentaron buen acabado superficial y facilidad de maquinabilidad. Esto se atribuye al mayor contenido de silicio que es bien conocido está presente en los pistones de automóviles.

Por lo tanto, en una primera etapa de esta investigación, el material seleccionado para obtener las probetas fue el aluminio obtenido de los pistones de automóvil.

El procedimiento general para obtener las probetas preliminares, mediante fundición en molde permanente se muestra en la tabla 3.3.

Tabla 3. 3 Procedimiento para obtener probetas preliminares

PROCEDIMIENTO GENERAL PARA LA OBTENCIÓN DE PROBETAS	
<p>Paso 1. Preparar el molde</p> <p>Primeramente, se realiza una limpieza de la parte interna del molde con ayuda de lija fina (numero 1000), para eliminar el óxido e impurezas presentes, las cuales puedan afectar la calidad de la fundición.</p>	
<p>Paso 2. Preparar el material a fundir</p> <p>La limpieza del material a utilizar es necesaria, con la finalidad de eliminar el exceso de aceites y otras impurezas presentes, para evitar la presencia de inclusiones no metálicas en el metal fundido.</p>	
<p>Paso 3. Preparar desgasificante y fundente</p> <p>En esta etapa se calcula y pesa la cantidad adecuada de APARTAGAS Y ALU FUNDEX, de acuerdo a las especificaciones de cada producto ANEXO 2. Su uso es importante para evitar defectos como la porosidad en la probeta.</p>	 

Continuación de tabla 3.3	
<p>Paso 4. Limpiar el crisol</p> <p>La limpieza del crisol, así como de las herramientas a utilizar durante el proceso de fundición es importante, para evitar la presencia de impurezas en el metal fundido.</p>	
<p>Paso 5. Encender el horno de crisol</p> <p>Al momento de encender el horno, se coloca en su parte interna el crisol. También se añade una pequeña carga de material dentro del crisol, para que se forme rápidamente colada.</p>	
<p>Paso 6. Precalear el molde</p> <p>El precalentamiento del molde es muy importante, ya que de esta manera se reduce el gradiente de temperatura que pudiese existir durante el vaciado entre las paredes del molde y el metal fundido. En este caso el precalentamiento del molde se realizó en la chimenea del horno, ya que con el flameador no se alcanza la temperatura deseada.</p> <p>Se recomienda precalentar el molde a una temperatura entre 200-300°C</p>	

Continuación de tabla 3.3	
<p>Paso 7. Añadir carga final</p> <p>Una vez fundida la carga inicial de chatarra, se procede a añadir el resto de la carga a una temperatura de 700°C.</p>	
<p>Paso 8. Añadir ALU FUNDEX y APARTAGAS</p> <p>Una vez alcanzada la temperatura de 750°C (con ayuda del pirómetro óptico), se añaden el fundente y desgasificante de acuerdo a las especificaciones de cada producto (Anexo 2).</p>	
<p>Paso 9. Colado</p> <p>Una vez realizada la desgasificación, se procede a colar el metal fundido dentro del molde. El colado se lo realiza muy despacio para evitar que se formen vacíos dentro del molde.</p>	
<p>Paso 10. Extraer las probetas</p> <p>Una vez solidificadas las probetas se procede a su extracción del molde.</p>	

3.8 MÉTODOS PARA MEJORAR LAS PROPIEDADES MECÁNICAS

Anteriormente se mencionó que las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio son altamente influenciadas por la composición química y las características microestructurales que se forman durante los procesos de fundición y solidificación. Para lo cual se estudiarán diferentes métodos que permiten controlar individualmente dichos factores que afectan la microestructura, y con ello mejorar las propiedades mecánicas.

Durante la presente tesis se estudiará la influencia de cuatro parámetros en la microestructura y respuesta mecánica de la aleación. Estos cuatro parámetros son:

1. Influencia del refinador de grano.
2. Influencia de la velocidad de enfriamiento.
3. Influencia del modificador de la fase eutéctica.
4. Influencia del tratamiento térmico.

El objetivo final al estudiar la influencia de estos cuatro parámetros, es recomendar la mejor combinación de los mismos a fin de conseguir una aleación útil para el objetivo de fabricar el bloque de motor.

3.8.1 INFLUENCIA DEL REFINADOR DE GRANO

En este método se utilizó como refinador de grano, la aleación madre Al-5Ti-B en forma de varilla (ver Figura 3.25). Esta aleación madre fue seleccionada, debido a que es la más utilizada en la industria de la fundición de aleaciones de aluminio para el refinamiento de grano. La chatarra utilizada en este estudio fue pistones.



Figura 3. 25 Refinador de grano Al-5Ti-B. (Fuente Propia)

El certificado de análisis de la aleación madre Al-5Ti-B utilizada en este procedimiento se muestra en las tablas 3.4 y 3.5.

Tabla 3. 4 Características de la aleación Al-5Ti-B

ALUMINIO TITANIO BORO 5/1	
Presentación	ROLLO
Tamaño	Alambrón de 9,5 mm de diámetro
Empaque	Rollo de 189 Kilos

Tabla 3. 5 Composición química de la aleación Al-5Ti-B

COMPOSICIÓN QUÍMICA								
No. Pallet	Peso Neto Kg	No. Colada	Ti	B	Si	Fe	V	Al
D448901 (1 rollo)	189	44890	4,8	1	0,1	0,12	0,07	Balance

Es importante mencionar que la investigación del refinamiento de grano se la realizó por dos ocasiones, con la finalidad de determinar qué efectos se tendrían, si no se añadía el refinador a la temperatura de 750°C por un tiempo de 30 minutos.

En la primera ocasión se fundieron 20 kg de chatarra para obtener 20 probetas, el refinador se colocó a diferentes temperaturas, la cantidad de refinador utilizado fue de 0.2% (con respecto a la carga) y fue la misma en todas las cargas. Una vez obtenidas las probetas se procedió a maquinirlas, dando como resultado que la mayoría de probetas presentarían porosidades como se indica en la figura 3.26. El análisis de este problema se lo realiza en el capítulo 5.



Figura 3. 26 Probetas con porosidad. a) Externa, b) Interna (Fuente Propia)

Por lo tanto, para la segunda ocasión, la cantidad de refinador se añadió a la temperatura de 750°C, con un tiempo de permanencia de 30 min. Para estudiar el

efecto de refinamiento, se utilizó diferentes porcentajes de refinador Al-5Ti-B (ver Tabla 3.7), en la que se incluyó la cantidad recomendada de 0.2%.

En este caso se fundieron 20kg de chatarra, los cuales fueron distribuidos en 5 cargas con un peso de 4kg cada una, al final se obtuvieron 4 probetas preliminares por cada carga. La mayoría de probetas obtenidas en este procedimiento no presentaron porosidades (ver figura 3.27), por lo cual tuvieron gran resistencia a la tracción.

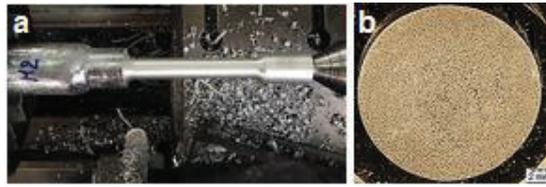


Figura 3. 27 Probeta sin porosidades. a) Externa, b) Interna (Fuente propia)

Durante este proceso de fundición, se mantuvieron constantes la temperatura de colado, y el tiempo de solidificación, debido a que el objetivo era estudiar el efecto del refinador de grano. El control de la temperatura superficial del metal fundido se lo realizó con ayuda de un pirómetro óptico (ver figura 3.28a), el cual permitió controlar que el metal líquido no alcance altas temperaturas, y con eso evitar el aumento en la cantidad de hidrógeno disuelto. Por ser una medición de temperatura superficial, la presencia de óxido u otras partículas en la superficie del metal fundido, pudo causar algún error en la medición. Es así, que también procedió a medir la temperatura con un termómetro de contacto (ver figura 3.28b), el cual, mediante inmersión en el metal fundido, entregaba valores de temperatura.

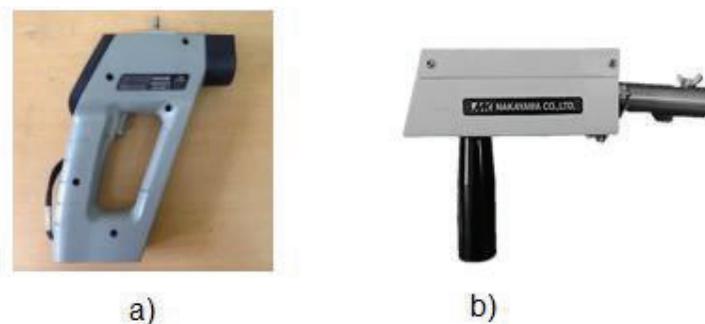


Figura 3. 28 a) Pirómetro óptico, b) termómetro por contacto. (Fuente propia)

Las cantidades utilizadas de desgasificante y fundente, se calcularon de acuerdo a los valores establecidos en las especificaciones técnicas de cada producto según tablas del Anexo 2.

Los parámetros considerados en este procedimiento, se muestran en las tablas 3.6 y 3.7:

Tabla 3. 6 Parámetros utilizados en el proceso de refinamiento de grano

Parámetros			
Temperatura de colado (°C)	Desgasificante 0,25% (gr)	Alufundex 0,50%(gr)	t _{st} (min)
720	10	20	9

Donde:

t_{ST} : Tiempo total de solidificación

T_a : Temperatura de adición del refinador

Tabla 3. 7 Cantidad de refinar utilizado por carga

Refinador de grano			
Id.	Número de carga	Porcentaje de refinador	Ta(°C)
M1	Primera	0%	
M2			
M3			
M4			
N1	Segunda	0.05%	750
N2			
N3			
N4			
O1	Tercera	0.10%	750
O2			
O3			
O4			
P1	Cuarta	0.20%	750
P2			
P3			
P4			
Q1	Quinta	0.50%	750
Q2			
Q3			
Q4			

3.8.2 INFLUENCIA DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO

Es de interés de esta investigación la influencia de la velocidad de enfriamiento en la respuesta mecánica de las probetas de fundición. Así, se obtuvieron varias probetas variando el tiempo de permanencia de las mismas dentro de la coquilla.

Para la fundición se utilizó una carga de 7kg de chatarra (pistones), y se obtuvieron dos probetas por cada colado. Con la finalidad de obtener características uniformes de la chatarra utilizada, se seleccionó exclusivamente pistones de motor de gasolina de bajo cilindraje. Los pistones fueron cuidadosamente limpiados utilizando gratas y guaipes. Una limpieza final utilizando gasolina fue aplicada a los pistones con la finalidad de retirar cualquier sobrante de grasa.

Una vez fundido el material se procedió a colar en la coquilla y esperar una determinada cantidad de tiempo el cual varía de 3 a 18 minutos como se muestra en la tabla 3.8. Este procedimiento se lo realizó ocho veces, con el objetivo de estudiar los efectos sobre la microestructura, al variar los tiempos de permanencia.

La cantidad de refinador utilizada en todas las probetas fue de 0.2% respecto a la carga, el cual se añadió al metal fundido a una temperatura de 750°C. Esta cantidad se utilizó debido a que demostró ser la más eficaz y cuyo análisis se lo presenta en la sección 5.1.1.

Las cantidades utilizadas de desgasificante y alufundex, se calcularon de acuerdo a lo establecido en las especificaciones técnicas de cada producto. Anexo 2.

Los parámetros considerados para el estudio de la influencia de la velocidad de enfriamiento, se muestran en las tablas 3.8 y 3.9.

Tabla 3. 8 Parámetros utilizados en la variación del tiempo de permanencia dentro del molde

Parámetros			
Temperatura de colado (°C)	Desgasificante 0,25% (gr)	Alufundex 0,50% (gr)	Refinador de grano 0,2% (gr)
720	17.5	35	14

Tabla 3. 9 Tiempos de permanencia dentro de la coquilla

Tiempo de Solidificación				
ID	Número de carga	t_{st} (min)	t_s	
			Minutos	Segundos
1A	Primera	3	2	46
1B				
2A	Segunda	4	3	47
2B				
3A	Tercera	5	4	44
3B				
4A	Cuarta	7	6	44
4B				
5A	Quinta	9	8	47
5B				
6A	Sexta	12	11	51
6B				
7A	Séptima	15	14	50
7B				
8A	Octava	18	17	49
8B				

Donde:

t_{ST} : Tiempo total de solidificación

t_s : Tiempo local de solidificación

3.8.3 INFLUENCIA DEL MODIFICADOR DE LA FASE EUTÉCTICA

En el estudio de Martínez E. y colaboradores [36] se ha reportado la modificación del eutéctico de aleaciones Al-Si con sal en grano agregada por gravedad. En la presente investigación se utilizó estroncio metálico con 99% de pureza, como agente modificador de la fase eutéctica (ver figura 3.29). Así como en el estudio de Martínez E. y colaboradores, se ha utilizado sodio en forma de polvo, en este estudio es factible el uso de estroncio en forma de polvo (óxido de estroncio) en vista de que el punto de fusión del estroncio es de 768.8 °C. Esta temperatura es fácilmente alcanzable en nuestro proceso de fundición y asegura que el estroncio

se encontrará en fase líquida para poder mezclarse de forma homogénea. El estroncio fue seleccionado, debido a que sus efectos de modificación son similares y de mayor duración que los de sodio. Las pérdidas por evaporación del estroncio son menores comparados con el sodio. Además, se descartó el sodio debido a que es un elemento altamente reactivo, lo cual origina mayor absorción de hidrógeno. En el caso del estroncio, la absorción de hidrógeno es menor debido a que es un elemento ligeramente reactivo [5].



Figura 3. 29 Estroncio metálico con 99% de pureza. (Fuente propia)

Para la investigación del efecto de modificación de la fase eutéctica, se utilizaron diferentes porcentajes de estroncio (ver tabla 3.12), dentro de los porcentajes utilizados se encuentra la cantidad recomendada según la tabla del Anexo 3.

Para el estudio de modificación del eutéctico, se utilizó la aleación de aluminio 6063, debido al bajo contenido de hierro y de otros aleantes que presenta (ver tabla 3.10). Se conoce que el efecto modificador se ve afectado por el contenido de hierro en el material [31], por lo tanto, debido al alto contenido de hierro que presentan las probetas obtenidas de fundiciones con pistones, latas de aluminio (Tablas 5.22 y 5.23 de la sección 5.4) estas no son ideales para realizar este estudio. Por otra parte, para poder utilizar la aleación 6063 se debe incrementar el contenido de silicio en la aleación, este incremento se lo realiza mediante la adición de silicio metálico.

La aleación 6063 fue adquirida en la Corporación Ecuatoriana de Aluminio S.A (CEDAL) ubicada en la ciudad de Latacunga, debido a la forma y dimensiones del material, este tuvo que ser cortado en pedazos más pequeños mediante sierra

mecánica (ver figura 3.30), el proceso de corte se lo realizó en la Metalmecánica San Bartolo.



Figura 3. 30 Proceso de corte aleación 6063

La composición química de la aleación de aluminio 6063 se muestra en la tabla 3.10. El porcentaje de aluminio se obtiene por diferencia.

Tabla 3. 10 Composición química de la aleación 6063

Aleación	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Cr	Zn	Ti	Varios
6063	0.20-0.60	0.35	0.45-0.90	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.15

El silicio se añade cuando el metal fundido alcanza una temperatura de 750°C, con una permanencia aproximada de 30 minutos. La cantidad utilizada fue del 8% respecto al peso de la carga.

A la final de la fundición, se obtuvieron 16 probetas preliminares modificadas con diferentes porcentajes de estroncio.

Durante el proceso de fundición se mantuvieron constantes la temperatura de colado, y el tiempo de solidificación, debido a que el objetivo era estudiar únicamente el efecto de la modificación de la fase de silicio eutéctico.

Las diferentes cantidades de estroncio se añadieron al metal fundido, una vez que el silicio se haya combinado por completo en el metal fundido, el tiempo de permanencia fue de 30 minutos para lograr una correcta disolución del estroncio, dando como resultado una adecuada modificación del silicio. El tiempo de permanencia de las probetas dentro del molde fue de 9 minutos.

Las cantidades de desgasificante y alufundex utilizados, se calcularon de acuerdo a los valores establecidos en las especificaciones técnicas de cada producto (ver Anexo 2).

Los parámetros considerados en este procedimiento, se muestran en las tablas 3.11 y 3.12.

Tabla 3. 11 Parámetros utilizados en el proceso de modificación

Parámetros						
Carga (kg)	Silicio 8% (gr)	Temperatura de colado (°C)	Desgasificante 0,25% (gr)	Alufundex 0,50% (gr)	Refinador de grano 0,2% (gr)	t_{st} (min)
1.75	140	720	4.38	8.75	3.5	9

Tabla 3. 12 Porcentajes de estroncio utilizados

Modificador de silicio eutéctico				
ID	Numero de carga	% Modificador	T_a (°C)	Modificador (gr)
Sr1	Primera	0.01	750	0.18
Sr2				
Sr3	Segunda	0.015	750	0.26
Sr4				
Sr5	Tercera	0.02	750	0.35
Sr6				
Sr7	Cuarta	4	750	120
Sr8				

Donde:

t_{ST} : Tiempo total de solidificación

T_a : Temperatura de adición del modificador

3.8.4 INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

Las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si están relacionadas directamente con la morfología de las partículas de silicio, el tamaño de grano, espaciado de brazos dendríticos y la cantidad de fases intermetálicas.

Anteriormente se mencionó factores como la modificación del eutéctico con estroncio, esta modificación garantiza mejores propiedades mecánicas, por ejemplo, la resistencia a la tracción y ductilidad de la aleación. Otro método para mejorar dichas propiedades, es el tratamiento térmico, este método mejora fuertemente la resistencia a la fractura, la dureza y la resistencia a la tracción [4, 42-44].

La aleación de aluminio A356.0 es tratable térmicamente debido a que contiene magnesio entre sus elementos aleantes principales. De hecho, adiciones de elementos aleantes como el magnesio, cobre y zinc hacen que las aleaciones de aluminio-silicio sean tratables térmicamente, proporcionando los medios para mejorar sus propiedades mediante reforzamiento por precipitación a través de tratamientos térmicos adecuados [4].

Para la aleación A356.0, el tratamiento térmico utilizado para el mejoramiento de las propiedades mecánicas, es el tratamiento térmico T6. Este tratamiento también es conocido como tratamiento de endurecimiento por precipitación, debido a que una vez terminado el tratamiento la aleación presenta un aumento en la dureza superficial debido a la formación de precipitados [42].

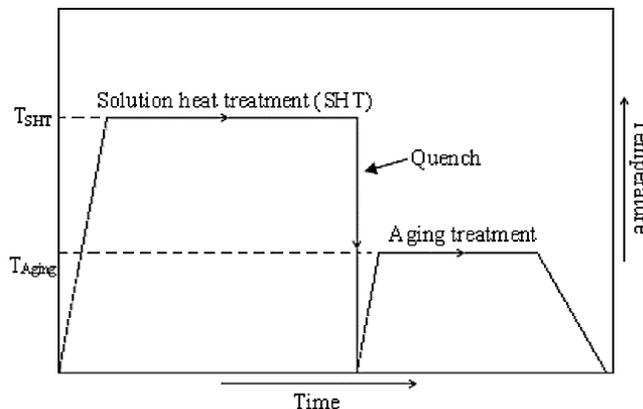


Figura 3. 31 Diagrama de endurecimiento por precipitación [45]

Como se observa en la figura 3.31, el tratamiento térmico T6, consiste de una secuencia de transformaciones de fase. Esta secuencia inicia con un tratamiento por solubilización, seguido de un temple y finalmente un envejecimiento natural o artificial por un tiempo determinado.

El tratamiento por solubilización consiste de un calentamiento, desde temperatura ambiente hasta una temperatura determinada (mayor a la temperatura de solvus), por un tiempo de permanencia adecuado. Mediante el tratamiento por solubilización a una temperatura adecuada y lo suficientemente alta (entre las temperaturas de solvus y eutéctica), se logra obtener por difusión de la fase (Mg_2Si), una solución sólida homogénea. En este caso se obtiene una solución sólida de silicio en aluminio y, siliciuro de magnesio (Mg_2Si) disuelto.

Durante el tratamiento de solubilización se debe tomar en cuenta que la temperatura no debe sobrepasar la temperatura del eutéctico ($577^{\circ}C$), ya que, si sobrepasa dicha temperatura, se llegaría a fundir los elementos individuales, de lo contrario, si es demasiado baja llegaría a formarse partículas de morfología gruesa que afectarían de manera negativa las propiedades mecánicas de la aleación.

Mediante el temple en agua, se busca que la solución sólida mantenga una estructura metaestable, es decir, la estructura después del temple es una solución sólida sobresaturada (α_{ss}). Esto debido a que, los átomos de la fase (Mg_2Si) no tienen tiempo para difundirse hacia sitios de nucleación potenciales, por lo que no se forma dicha fase. El agua debe estar a una temperatura aproximada de $60^{\circ}C$, para minimizar esfuerzos residuales que podrían introducir por acción del templado.

Se determina que las etapas de tratamiento de solubilización y temple, son considerados pasos previos para la realización del envejecimiento. El envejecimiento puede tomar el nombre de envejecimiento artificial si se realiza en un horno o, natural si se efectúa a temperatura ambiente.

En la etapa de envejecimiento, los átomos del precipitado (Mg_2Si), se difunden a numerosos sitios de nucleación y crecen. Este proceso se lo realiza a temperaturas por debajo del solvus, por un tiempo determinado, hasta llegar al equilibrio en la estructura. Durante el envejecimiento se produce una fase (Mg_2Si) en forma de partículas ultrafinas y uniformemente dispersas. Se debe tomar en cuenta el tiempo de envejecimiento, si el tiempo es demasiado alto los precipitados aumentan su

tamaño, lo que aumenta la dureza, pero disminuye la ductilidad de la aleación, es decir se tiene un sobre envejecimiento [46].

Para la investigación de tratamiento térmico T6 se fundieron 20 probetas, 10 modificadas con estroncio y 10 sin modificar, con la finalidad de determinar qué efectos se obtienen en la microestructura de cada probeta.

Para realizar el tratamiento térmico T6, se utilizaron los hornos de Mufla (Marca LINDBERG) del laboratorio de metalografía de la EPN.

La temperatura de tratamiento de solubilización fue de 540 y 550°C, estos valores son recomendados en muchas literaturas para aleaciones A356.0. Se empieza a temperatura ambiente y una pendiente de 20°C/min, hasta alcanzar la temperatura de 540°C. Una vez estabilizado, la variación de temperatura que se tuvo fue $\pm 1^\circ\text{C}$, el tiempo de permanencia fue de 1 hora.

Una vez cumplido el tiempo de permanencia, se procedió a templar en agua a 60°C.

Después del temple, las muestras fueron envejecidas artificialmente por un tiempo de 2 y 4 horas, a una temperatura de 140°C.

Los parámetros considerados para obtener las probetas utilizadas en este procedimiento, se muestran en las tablas 3.13 y 3.14.

Tabla 3. 13 Parámetros de temperatura

Parámetros	
Temperatura de colado ($^\circ\text{C}$)	t_{st} (min)
720	9

Donde:

t_{ST} : Tiempo total de solidificación

T_a : Temperatura de adición del silicio

Tabla 3. 14 Parámetros considerados para el Tratamiento Térmico T6

ALEACIÓN A356								
ID	Número de carga	Carga (kg)	Silicio-8% (gr)	Refinador 0,2% (gr)	Estroncio 0,02% (gr)	Desgasificante 0,25% (gr)	Alufundex 0,50% (gr)	Ta Silicio (°C)
Al1	Primera	3.4	272	6.8	0	8.5	17	750
Al2								
Al3								
Al4								
Al19								
Al20								
Al5	Segunda	3.49	279	7.0	0	8.7	17.5	750
Al6								
Al7								
Al8								
Al9	Tercera	3.3	264	6.6	0.66	8.3	16.5	750
Al10								
Al11								
Al12								
Al13	Cuarta	3.27	262	6.5	0.65	8.2	16.4	750
Al14								
Al15								
Al16								
Al17								
Al18								

3.9 PROCEDIMIENTO DE OBTENCIÓN DE LA ALEACIÓN A356.0

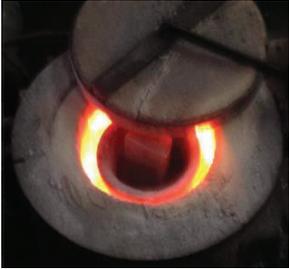
Una vez realizado el estudio de la aleación A356.0, se determinó que para obtener las características microestructurales adecuadas, se debe realizar un control durante los procesos de fundición, solidificación y tratamiento térmico.

El procedimiento experimental utilizado en la presente investigación, para la obtención de la aleación de aluminio A356.0 se muestra en la tabla 3.15.

Tabla 3. 15 Procedimiento experimental para obtener la aleación A356.0

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL PARA OBTENER LA ALEACIÓN A356.0	
<p>Paso 1. Preparar el molde</p> <p>La limpieza del molde es importante, para eliminar óxido y otros tipos de impurezas que podrían estar presentes, y que influenciarían en la calidad del metal fundido.</p> <p>En este caso la limpieza se realizó con ayuda de una lija fina (numero 1000) y gasolina como descarbonante.</p>	
<p>Paso 2. Preparar el material a fundir</p> <p>La limpieza del material es necesaria, para eliminar excesos de aceites y otras impurezas presentes, así evitar la formación de inclusiones no metálicas en el metal fundido.</p> <p>Para la preparación de la aleación A356.0, se utilizó como materia prima una aleación de aluminio 6063, en forma de lingote de 3 kg de peso.</p>	
<p>Paso 3. Preparar desgasificante y fundente</p> <p>El cálculo de la cantidad adecuada de APARTAGAS Y ALU FUNDEX, se realizó de acuerdo a las especificaciones de cada producto (ANEXO 2). Resultando una cantidad</p>	

<p>de 15 gramos de fundente y 7.5 gramos de desgasificante.</p> <p>El uso de desgasificante y fundente es importante para evitar la formación de porosidad, debido a que se disminuye presencia de hidrógeno disuelto en el metal fundido y se elimina inclusiones no metálicas del metal fundido.</p>	
<p>Paso 4. Preparar el refinador (Al-5Ti-B)</p> <p>La cantidad de refinador utilizada para este procedimiento fue de 0.2% respecto al peso de la carga, resultando una cantidad de 6 gramos de refinador.</p>	
<p>Paso 5. Preparar el Modificador (Estroncio)</p> <p>La cantidad de modificador utilizado para este procedimiento fue de 0.02% respecto al peso de la carga, resultando una cantidad 0.6 gramos de estroncio.</p>	
<p>Paso 6. Preparar silicio</p> <p>Debido al bajo contenido de silicio que presenta la aleación 6063 utilizada, es necesaria la adición del mismo.</p> <p>El silicio metálico se presenta en forma de roca, por lo cual debe ser triturado para su correcta disolución en el metal fundido. En este caso el silicio metálico se trituro manualmente en un mortero del laboratorio de fundición de la EPN.</p>	

<p>La cantidad de silicio utilizada fue de 8% de peso respecto a la carga de la materia prima, resultando una cantidad de 240 gramos para una carga de 3 Kg.</p>	
<p>Paso 7. Limpiar el crisol</p> <p>La limpieza del crisol de grafito de 12 kg de capacidad de carga de metal fundido, así como de las herramientas a utilizar durante el proceso de fundición es muy importante, para evitar la presencia de impurezas que podrían alterar el proceso de inoculación del metal fundido.</p>	
<p>Paso 8. Encender el horno</p> <p>Se utilizó como unidad de fusión un horno con combustión de GLP y aire insuflado. Una vez encendido el horno se colocaron el crisol y el lingote de la aleación 6063 dentro del mismo. El horno se deja abierto por 10 minutos, esto con la finalidad de eliminar la humedad existe en el crisol y en la carga, para evitar la presencia de hidrógeno en el metal fundido.</p>	
<p>Paso 9. Precalentar el molde</p> <p>El precalentamiento del molde (acero Bohler W302), se lo realiza con la finalidad de reducir el gradiente de</p>	

<p>temperatura que pudiese existir entre las paredes del molde y el metal fundido durante el vaciado.</p> <p>El precalentamiento se realizó en la chimenea del horno, ya que con un flameador no se alcanzó la temperatura deseada.</p> <p>Se recomienda precalentar el molde a una temperatura entre 200-300°C</p>	
<p>Paso 10. Añadir silicio</p> <p>Fundida la aleación 6063, subsecuentemente se añade el silicio metálico a una temperatura aproximada de 750 °C, y para su disolución se deja un tiempo de permanencia de 30 minutos.</p> <p>Se realiza una leve agitación manual con ayuda de una cuchara de acero.</p>	
<p>Paso 11. Añadir estroncio y refinador</p> <p>Una vez que el silicio se haya combinado con el metal fundido, se añaden los agentes refinadores y modificadores al metal fundido, esto se lo realiza a una temperatura de 750°C por un tiempo aproximado de 30 minutos para una disolución total.</p> <p>Se realiza una ligera agitación para mejorar la velocidad de disolución.</p>	

<p>Paso 12. Añadir ALU FUNDEX y APARTAGAS</p> <p>Pasado los 30 minutos después de añadidos refinador y modificador, se apaga el horno y se añaden el fundente y desgasificante, esto se lo hace a una temperatura aproximada de 750°C, la temperatura debe estar descendiendo.</p> <p>Este procedimiento se lo realiza según las especificaciones técnicas de cada producto (ANEXO 2).</p>	
<p>Paso 13. Vaciado</p> <p>Una vez realizada la desgasificación y, se procede a vaciar el metal fundido (720°C) dentro del molde. El colado se lo realiza muy despacio para evitar que se formen vacíos y torbellinos dentro del molde, lo cual podría incrementar el contenido de hidrógeno.</p> <p>El tiempo de llenado es de aproximadamente 10 segundos, mediante cronometro.</p>	
<p>Paso 14. Extraer las probetas</p> <p>Una vez solidificadas las probetas se procede a su extracción del molde.</p>	

Nota.

El control de la temperatura se lo realiza con ayuda de un pirómetro óptico y un termómetro de contacto por inmersión. Este control es necesario para evitar que metal fundido alcance altas temperaturas, lo que podría generar un aumento de hidrógeno en el metal fundido y la formación de partículas intermetálicas debido a la oxidación del aluminio.

Una vez añadidos el silicio, refinador y modificador, se realiza una leve agitación del metal fundido.



CAPÍTULO 4

APLICACIÓN DE ENSAYOS NORMALIZADOS

4.1 INTRODUCCIÓN

Los ensayos normalizados son procedimientos, con los que se cuantifican las diferentes propiedades y características de los materiales. Se los puede aplicar en cualquier fase del proceso productivo y son una herramienta poderosa de los departamentos de calidad para detectar desviaciones de especificaciones en productos y procesos.

En base a la disponibilidad de equipos y características importantes a ser estudiadas en la aleación, se ha determinado los siguientes ensayos normalizados a aplicarse: ensayo de tracción, ensayo metalográfico, ensayo de dureza y ensayo de espectrometría.

Cada uno de estos ensayos aporta información importante que proporcionará la retroalimentación necesaria para determinar la influencia del procedimiento y aleantes usados durante la obtención de la aleación A356.0. El ensayo de tracción es una de las fuentes más importantes de información para determinar la resistencia y ductilidad de la aleación. Una medida de la resistencia de la aleación es el esfuerzo máximo que puede soportar hasta la rotura, la misma que se expresa en unidades de (MPa o psi). Otra información importante que se puede extraer de un ensayo de tracción es la rigidez de la aleación. La propiedad que cuantifica la rigidez es el módulo de elasticidad, lastimosamente el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones (LAEV) de la EPN no ha proporcionado los resultados de rigidez por las siguientes razones:

1. El módulo de elasticidad se obtiene mediante el uso de un extensómetro, el extensómetro solamente se utiliza cuando el material atraviesa por la zona elástica, al pasar la zona elástica es retirado, el gráfico esfuerzo-deformación es de gran ayuda para saber en qué momento debe retirarse el extensómetro.

2. El extensómetro se utiliza en materiales dúctiles debido a que presenta mayor zona elástica, en nuestro caso no es recomendable utilizar el extensómetro porque se desconoce en qué momento se producirá la falla, ya que el extensómetro podría verse afectado si es sometido al impacto de la fractura.
3. La máquina universal de ensayos no dispone actualmente del PLC que grafica la curva esfuerzo-deformación del material ensayado, debido a que la máquina sufrió un cortocircuito en donde el PLC resulto afectado. Y hasta el momento no disponen de un nuevo PLC.

Finalmente, otra característica importante de interés para seguimiento durante nuestro estudio es la ductilidad del material. La ductilidad es una medida del grado de deformación plástica que puede soportar el material sin llegar a romperse. La medida de la ductilidad es la elongación (ε) del material, y puede expresarse cuantitativamente como el alargamiento porcentual mediante la ecuación:

$$\varepsilon = \frac{l - l_o}{l_o} = \left(\frac{\Delta l}{l_o} \right) * 100 \quad (4.1)$$

Donde:

ε : elongación (porcentaje)

l : longitud del espécimen al momento de la fractura

l_o : longitud inicial del espécimen

En este estudio se utilizará el criterio ingenieril para el cálculo de esfuerzo y deformación del material, debido a que solamente se tiene como datos el área transversal de la sección inicial (A_0) y las longitudes inicial y final. Y no los valores instantáneos que se requieren para un análisis de esfuerzo y deformación real.

Otro de los análisis de interés en el presente estudio es el análisis metalográfico. El mismo permite conocer la microestructura presente en la aleación. Así, configuraciones deseables son analizadas e identificadas. Por ejemplo, el análisis metalográfico permite identificar la presencia de silicio acicular el cual es indeseable en nuestra aleación y puede ser modificado con el uso de estroncio. Es bien conocida la estrecha relación entre rigidez y dureza en los metales. El ensayo de dureza es muy utilizado en laboratorios y empresas por su sencillez y versatilidad.

Por último, mediante un análisis de espectrometría por chispa, se determinará qué elementos están presentes en la aleación, así como el porcentaje de cada uno de ellos, este análisis consiste en medir la longitud de onda de los elementos presentes en la aleación.

Los resultados obtenidos en los ensayos normalizados, permiten realizar el control y modificación de variantes como el tiempo de solidificación, tamaño de grano, y morfología de las fases presentes, para llegar a obtener las propiedades mecánicas deseables de la aleación.

4.2 PREPARACIÓN DE PROBETAS

Las probetas a ser utilizadas en todos los ensayos mencionados se las obtiene del maquinado del producto mostrado en la Figura 4.1. En la figura 4.1 se muestra el producto que se extrae de la coquilla usada para la fabricación de probetas en esta investigación. De la coquilla se puede obtener dos probetas de tracción sobredimensionadas en un 7% con respecto a las medidas estándar que se muestran en la tabla 4.1. Además, de la misma probeta se puede extraer probetas para los análisis de metalográfica, espectrometría y dureza. En total de una extracción de la coquilla se puede extraer dos probetas de tracción, dos probetas para metalografía, dos probetas para espectrometría y dos probetas para ensayo de dureza. De esta manera se obtiene las probetas a utilizar en los diferentes ensayos con las dimensiones especificadas por las normas respectivas.



Figura 4. 1 Probeta preliminar como se la obtiene de la coquilla. (Fuente propia)

4.2.1 PROBETAS PARA ENSAYO DE TRACCIÓN

Para el ensayo de tracción, en una primera etapa del estudio, el mecanizado de las probetas de tracción se realizó en los tornos (Marca Nosotti) del Laboratorio de Máquinas y Herramientas de la EPN como se indica en la figura 4.2.

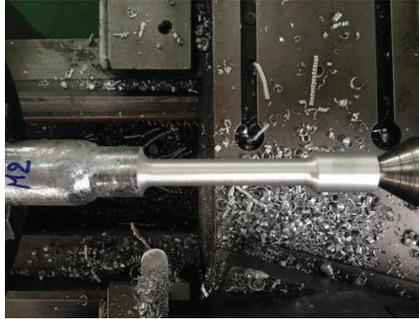


Figura 4. 2 Mecanizado de probeta de tracción. (Fuente propia)

En la segunda etapa del estudio para obtener una mejor precisión en los resultados, las probetas fueron maquinadas en un torno CNC (ROMI C240) del LABINTECDIM. El torno CNC utiliza como lenguaje de programación el código G, mediante este código se puede decir al torno que hacer y cómo hacerlo. Para el mecanizado de las probetas de tracción según la norma ASTM E8M-15a (mm), la secuencia de maquinado fue la siguiente:

1. Desbaste
2. Afinado
3. Ranurado
4. Roscado

Para el proceso de desbaste se consideró que la probeta es de sección circular, por lo tanto, durante el desbaste se procedió a dar la forma de la probeta.

El afinado se lo realiza con la finalidad de dar una salida a la rosca, así mismo el ranurado se lo realiza para facilitar la extracción de la probeta. Finalmente se realiza el proceso de roscado.

El código G utilizado para ejecutar la secuencia anterior, se puede ver en el Anexo 5. La figura 4.3 muestra una simulación de la secuencia de mecanizado de la probeta, las líneas verdes indican como se realizó el mecanizado en su totalidad y las líneas rojas el desplazamiento de la herramienta. El mecanizado de cada probeta duro aproximadamente 10 minutos.

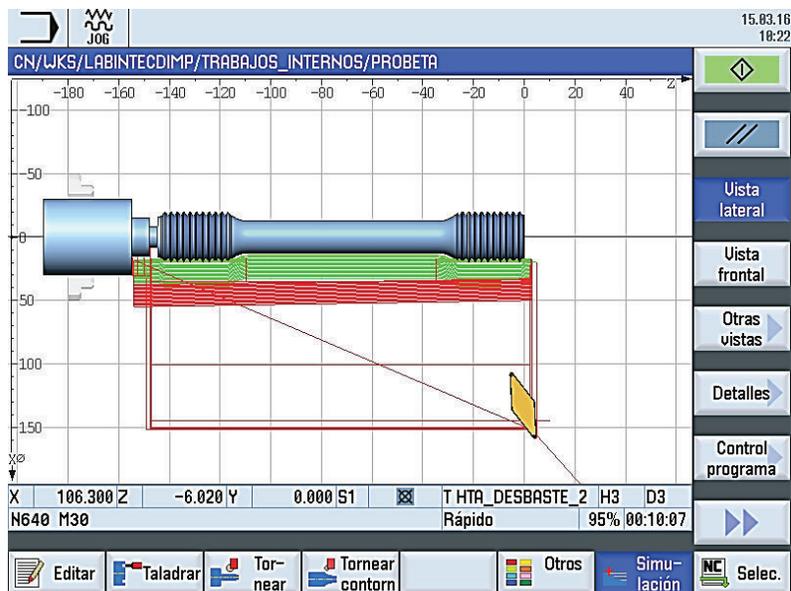


Figura 4. 3 Simulación de mecanizado de probeta en el torno CNC. (Fuente propia)

Las probetas utilizadas en el ensayo de tracción, se realizan de acuerdo a las dimensiones establecidas en la norma ASTM E8M-15a (mm), como se indica en la figura 4.4 y en la tabla 4.1. En la figura 4.4 se muestra también la probeta terminada.

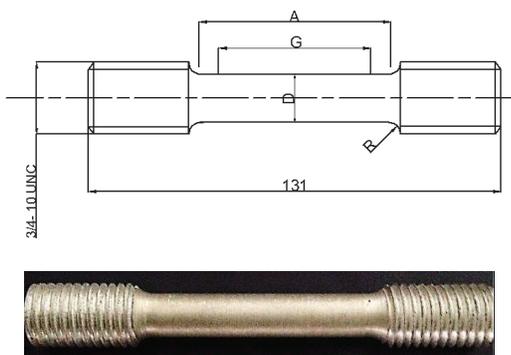


Figura 4. 4 Probeta de tracción según ASTM E8M-15a. (Fuente propia)

Tabla 4. 1 Dimensiones normalizadas según la norma ASTM E8M-15a

Denominación	Dimensiones (mm)
G: Longitud calibrada	50
D: Diámetro de la sección reducida	12,5 ± 0.2
R: Radio mínimo del filete	10
A: Longitud de la sección reducida	75

4.2.2 PROBETAS PARA ENSAYO DE METALOGRAFÍA

Las probetas utilizadas para el ensayo de metalografía, fueron realizadas en los tornos del Laboratorio de Máquinas y Herramientas de la EPN. Las dimensiones de las probetas se realizaron según lo especificado en la norma ASTM E3-11 para probetas cilíndricas. Esta norma recomienda que, para mayor comodidad, el tamaño de la muestra puede tener valores entre 12 y 25 mm. En esta investigación se utiliza un valor de 20mm como se indica en la figura 4.5.

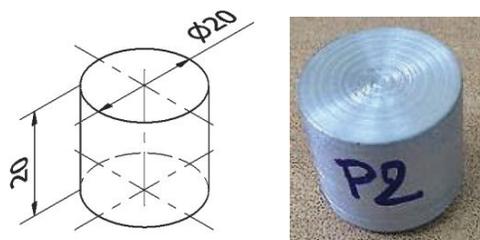


Figura 4. 5 Probeta metalográfica. (Fuente propia)

4.2.3 PROBETAS PARA ENSAYOS DE ESPECTROMETRÍA Y DUREZA

Las probetas utilizadas para el ensayo de espectrometría, fueron realizadas en los tornos del Laboratorio de Máquinas y Herramientas de la EPN. Las dimensiones fueron las mismas que se utilizaron en las probetas de metalografía (ver figura 4.5).

Así mismo las probetas utilizadas en el ensayo de dureza, tuvieron las mismas dimensiones que las probetas de metalografía (ver figura 4.5).

Se eligieron dichas dimensiones, debido a que en los ensayos de espectrometría y dureza no se especifica el tamaño de las muestras a utilizar.

4.3 ENSAYO DE TRACCIÓN

El ensayo de tracción es uno de los más utilizados para estudiar el comportamiento de los materiales. Con un sencillo experimento proporciona información sobre la resistencia, rigidez y ductilidad de los materiales sometidos a un esfuerzo de tensión uniaxial. Anteriormente se mencionó que se utilizará el criterio ingenieril para determinar el esfuerzo y la deformación del material.

En el esfuerzo ingenieril (σ_e) se considera una probeta de longitud L_0 y de sección transversal A_0 sometida a una fuerza F de tracción perpendicular a la sección de la probeta.

Se define esfuerzo ingenieril (σ_e), como la fuerza aplicada (F) por unidad de sección transversal inicial A_0 de la probeta. Este esfuerzo se puede cuantificar mediante la ecuación:

$$\sigma_e = \frac{F}{A_0} \quad (4.2)$$

Donde:

σ_e : esfuerzo (MPa, Pa, psi, ksi)

F : fuerza aplicada (N, lbf)

A_0 : área original del espécimen (mm²)

4.3.1 PROCEDIMIENTO PARA REALIZAR EL ENSAYO DE TRACCIÓN

Las probetas obtenidas por mecanizado, y de dimensiones normalizadas, fueron ensayadas en la máquina universal de ensayos marca TINIUS OLSEN del Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la EPN (ver figura 4.6).

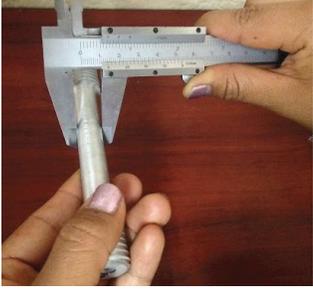
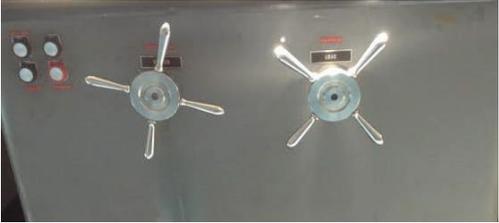


Figura 4. 6 Máquina universal de ensayos. (Fuente propia)

Para realizar el ensayo de tracción, el procedimiento a seguir es el que se muestra en la tabla 4.2:

Tabla 4. 2 Procedimiento para ensayo de tracción

PROCEDIMIENTO PARA REALIZAR ENSAYO DE TRACCIÓN	
<p>Paso 1. Marcación de la longitud calibrada (50 mm).</p> <p>La marcación se realiza con ayuda de un punzón, el cual ya tiene determinada la medida exacta (G=50 mm).</p> <p>La longitud calibrada será medida al final de la prueba y la falla debe presentarse en esta zona para que el resultado sea válido.</p>	
<p>Paso 2. Medir el diámetro de la sección reducida de la probeta.</p>	

<p>El diámetro (D) es medido en dos puntos diferentes de la sección reducida, y se considera el valor medio como diámetro.</p>	
<p>Paso 3. Fijar la probeta en las mordazas.</p> <p>La fijación de la probeta en la máquina universal de ensayos, se lo hace mediante mordazas adecuadas.</p>	
<p>Paso 4. Aplicar precarga inicial y ensayar.</p> <p>Una vez fijada la probeta, se procede a realizar el ensayo de tracción, la velocidad de desplazamiento es de 1mm/s.</p> <p>Una vez que la probeta se fractura, se procede a descargar la máquina y se retira de las mordazas.</p>	
<p>Paso 5. Medición de la longitud final.</p> <p>Se debe juntar las partes fracturadas y medir la longitud entre las marcas iniciales. Esta medición se la realiza para saber el porcentaje de deformación que hubo.</p>	

4.4 ENSAYO METALGRÁFICO

La metalografía estudia las características microestructurales de los metales y aleaciones, para relacionarlas con las propiedades físicas, mecánicas y químicas de los mismos. Este tipo de ensayo a pesar de ciertas limitaciones, puede revelar el tratamiento mecánico y térmico que ha sufrido el material.

En la presente investigación se realizará el estudio de micrografía y macrografía de la aleación. La micrografía permite observar las fases primarias (aluminio primario y fase eutéctica) o secundarias (fases intermetálicas) presentes en la aleación con ayuda de un microscopio óptico (OLYMPUS, SC30) con magnificaciones de 100X y 500X. La macrografía permite observar la forma y el tamaño de grano del aluminio primario, así como también la presencia de defectos como la porosidad con la ayuda de un microscopio óptico (OLYMPUS, SZX7) a una magnificación de 4X.

4.4.1 EXTRACCIÓN DE LA MUESTRA METALGRÁFICA

La extracción de la muestra a ser estudiada, fue obtenida de la parte superior de las probetas obtenidas en la coquilla. La probeta extraída permite identificar las fases que presenta la aleación, además del tamaño de grano.

4.4.2 MONTAJE DE LA MUESTRA

El montaje de la muestra se lo considera necesario (probetas pequeñas o de forma irregular) para obtener una mejor manipulación de la misma durante el proceso de pulido. Para un montaje adecuado, la probeta debe estar libre de grasa o contaminantes que puedan interferir. Existen dos tipos de montaje, el plástico termo-endurecible y el plástico moldeable. En este trabajo se utilizará el montaje plástico moldeable.

4.4.2.1 Montaje plástico-moldeable

Este tipo de montaje se realiza a temperatura ambiente, colocando la muestra en un molde conjuntamente con la resina, la cual se vierten sobre la muestra cubriéndola totalmente y todo el volumen entre la muestra y el molde como se indica en la figura 4.7. Los componentes de la resina deben ser mezclados antes de su uso, en este caso se utilizará la resina polyester combinada con cobalto y meck que acelera la solidificación y cataliza respectivamente la resina.



Figura 4. 7 Montaje de la probeta metalográfica. (Fuente propia)

4.4.3 DESBASTE

4.4.3.1 Desbaste grueso

Este tipo de desbaste se lo realiza una vez extraída la probeta del montaje, para reducir las irregularidades producidas durante el mecanizado, y así obtener una superficie plana. El desbaste se lo realiza en una desbastadora de disco, el cual utiliza una lija (numero 100), la probeta se presiona uniformemente y para evitar que se caliente la superficie se deja fluir agua continuamente. Finalizado el desbaste grueso, debe lavarse la probeta con agua y colocar unas gotas de alcohol para que no se oxide.

4.4.3.2 Desbaste fino

Este tipo de desbaste se lo puede realizar a mano o con desbastadoras mecánicas. En este trabajo el desbaste se realiza de forma manual en papel abrasivo (lija), sobre una placa plana y limpia, pasando la probeta en dirección longitudinal, la cual se debe girar 90° al pasar a una siguiente lija, con el objetivo de producir rayas perpendiculares y paralelas.

Durante este proceso se debe dejar que un flujo de agua limpie los pequeños desprendimientos de material y a su vez lubrique y refrigere la zona desbastada, para evitar que la microestructura sea afectada. El desbaste se da por terminado una vez que se obtiene una cara completamente plana, con rayas muy finas en toda la superficie, producidas en un solo sentido por la lija de mayor finura.

4.4.4 PULIDO

El pulido tiene por objeto eliminar las rayas finas producidas en el desbaste fino, y producir una superficie especular, es decir, el aspecto de la superficie debe ser igual a la de un espejo.

Este procedimiento se basa de un plato cubierto con un paño, utilizando abrasivos en suspensión líquida. Los paños más utilizados son: paños de billar, lona, terciopelo de algodón y seda. Los abrasivos utilizados frecuentemente son óxido de magnesio, alúmina (óxido de aluminio), óxido de cromo y óxido de hierro en forma de polvos muy finos. [47]



Figura 4. 8 Paño de billar. (Fuente propia)

En este trabajo se utilizará como suspensión líquida la alúmina, la cual se vierte sobre el paño de billar (ver figura 4.8), el cual está sujeto sobre el disco de la pulidora y gira a velocidades variables entre 50 a 300 rpm.

La probeta desbastada se debe mantener firmemente sobre el disco que gira, imprimiéndole un movimiento de rotación en sentido contrario al del disco como se muestra en la figura 4.9. Una vez pulida la probeta se lava con agua y alcohol.



Figura 4. 9 Pulido de la superficie de la probeta. (Fuente propia)

4.4.5 ATAQUE QUÍMICO

El ataque químico de la muestra se lo realiza, con el objetivo de observar su estructura y poder cuantificar las fases presentes. En esta investigación se utilizan los reactivos Keller y el Poulton para observar la micrografía y macrografía respectivamente. Al aplicar los reactivos sobre la superficie a observar, la estructura de las diferentes aleaciones es revelada.

4.4.6 PROCEDIMIENTO PARA ENSAYO METALOGRAFICO

4.4.6.1 Identificación de fases

Las probetas obtenidas fueron analizadas en el Laboratorio de Metalografía y Desgaste y Falla de la EPN.

Una vez obtenida la probeta con las dimensiones adecuadas según la norma específica, se procede a realizar los pasos que se muestran en la tabla 4.3:

Tabla 4. 3 Procedimiento para identificación de fases

PROCEDIMIENTO PARA ENSAYO METALOGRAFICO (Identificación de fases)	
<p>Paso 1. Preparar la resina polyester.</p> <p>La preparación de la mezcla se lo hace, debido a que las dimensiones de las probetas a analizar son pequeñas y no permiten un correcto agarre al momento del pulido. Si las dimensiones fueran las adecuadas no sería necesario un montaje.</p> <p>La mezcla consiste en una combinación de resina polyester con cobalto y meck.</p>	
<p>Paso 2. Montaje de la probeta.</p>	

<p>El montaje se lo realiza en un molde de mayor dimensión que la probeta, la probeta es cubierta por la resina en su totalidad.</p> <p>Este montaje se lo realiza a temperatura ambiente.</p>	
<p>Paso 3. Desmontaje de la probeta.</p> <p>Una vez solidificada la resina (tiempo aproximado 5 min), se procede a sacar la probeta del molde.</p>	
<p>Paso 4. Desbaste grueso.</p> <p>Este tipo de desbaste se lo realiza con el fin de eliminar las irregularidades presentes en la superficie a analizar y tener una superficie plana.</p> <p>Para evitar el calentamiento de la probeta se debe utilizar un flujo de agua continuo.</p>	
<p>Paso 5. Desbaste fino.</p> <p>Este proceso de desbaste se lo realiza mediante el uso de lijas abrasivas de diferente numeración (240, 320, 400, 600, 1000, 1500).</p> <p>Al pasar de una lija a otra, la probeta se debe girar 90° con el fin de eliminar las líneas del desbaste anterior.</p> <p>En cada desbaste se debe tener líneas en una sola dirección.</p>	
<p>Paso 6. Pulido.</p>	

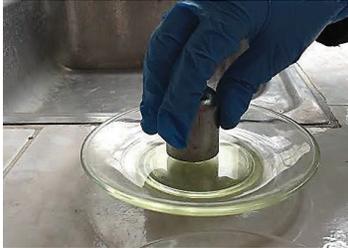
<p>Este proceso se lo realiza con el objetivo de eliminar las líneas obtenidas durante el desbaste con las lijas y obtener una superficie tipo espejo.</p> <p>El pulido se lo realiza en la maquina pulidora, utilizando paño de billar y alúmina. La alúmina es un abrasivo que permite obtener una superficie sin rayas. Para esto la probeta se debe mantener firmemente sobre el disco giratorio.</p>	
<p>Paso 7. Observar microestructura.</p> <p>Este proceso se lo realiza con ayuda de un microscopio óptico (OLYMPUS, SC30), esto permite observar las fases que presenta la aleación a magnificaciones de 100X y 500X.</p>	
<p>Nota</p> <p>Es importe aclarar que después de cada etapa de pulido, se debe lavar la probeta con agua y alcohol para evitar la oxidación de la superficie pulida. El exceso de alcohol se lo quita con algodón y con ayuda de una secadora de cabello.</p>	

4.4.6.2 Visualización del tamaño de grano

Para observar el tamaño de grano de la aleación, se procede a realizar los mismos pasos que se realizaron en la identificación de fases. La diferencia es que al final del proceso de pulido la probeta debe ser atacada químicamente con los reactivos

adecuados (Ver Tabla 4.4). Los reactivos utilizados para el ataque químico de aleaciones de aluminio son el Keller y Poulton, estos reactivos son recomendados por la norma ASTM E407-07 para examinación microscópica.

Tabla 4. 4 Procedimiento para visualizar tamaño de grano

PROCEDIMIENTO PARA VER TAMAÑO DE GRANO (Ataque químico)	
<p>Paso 1. Preparar los reactivos.</p> <p>Los reactivos se preparan de acuerdo a la composición mostrada en la tabla 4.4.</p>	
<p>Paso 2. Ataque químico.</p> <p>El primer ataque se lo hace con el reactivo Keller, se coloca una pequeña cantidad en vidrios reloj y se procede a sumergir la superficie de la probeta.</p> <p>La superficie presenta un color opaco transcurrido un tiempo aproximado de 15 segundos. Después del ataque se debe lavar la probeta con agua y alcohol.</p> <p>Seguidamente se sumerge la superficie lavada en reactivo Poulton, este proceso se lo hace hasta observar la formación de granos, esto ocurre en un tiempo aproximado de 30 segundos. Se procede a lavar con agua y alcohol la superficie atacada.</p>	
<p>Paso 3. Observar el tamaño de grano.</p> <p>Con ayuda de un microscopio óptico (OLYMPUS, SZX7) se observa la forma y tamaño del grano de la aleación con una magnificación de 4X.</p>	

La composición química de los reactivos Poulton y Keller utilizados en aleaciones de aluminio se muestra en la tabla 4.5.

Tabla 4. 5 Composición química de los reactivos Poulton Y Keller

Compuesto	Ácido clorhídrico (HCl)	Ácido Nítrico (HNO₃)	Ácido Fluorhídrico (HF)	H₂O
Poulton	12 ml	6 ml	1 ml	1 ml
Keller	3 ml	20 ml	2 ml	175 ml

4.5 ENSAYO DE ESPECTROMETRÍA DE EMISIÓN ÓPTICA

Este tipo de ensayo también conocido como Espectrometría de chispa, permite determinar los elementos presentes en la aleación, así como el porcentaje de cada uno de ellos. Este método consiste en detectar las longitudes de onda característica de cada elemento cuando sus electrones son excitados mediante chispa. Las longitudes de onda son analizadas durante la transición de un estado excitado a un estado de menor energía. El estándar más popular para este tipo de análisis en materiales metálicos es el ASTM-E415. En la presente investigación el equipo utilizado para realizar este análisis fue el Espectrómetro de Chispa marca BRUKER modelo Q4 TASMAN.

4.5.1 CONDICIONES GENERALES Y ESPECÍFICAS DE LA MUESTRA

- La muestra debe ir claramente identificada, de forma indeleble con una referencia la cual debe ser la misma que conste en la solicitud de ensayo.
- Las dimensiones de la muestra son: 20mm de espesor y 20mm de diámetro en el caso de probetas circulares.
- La muestra debe constar de una sección plana, preferiblemente pulida en la cual se aplicará la espectrometría por chispa. Esto para evitar cualquier interferencia en el momento de realizar el ensayo.

4.6 ENSAYO DE DUREZA

Se denomina dureza a la habilidad que presenta un cuerpo para contrarrestar la penetración de otro, con cierta resistencia. En la industria las escalas de dureza más utilizadas son la dureza Brinell, Rockwell y Vickers, en los tres casos se utilizan indentadores ya sea de puntas esféricas de acero templado o punta cónica de diamante. El ensayo de dureza mide la resistencia superficial de un material a la penetración de un objeto duro.

En la presente investigación el material a ser ensayado será la aleación de aluminio A356.0 tratada térmicamente (T6). Por lo que se utilizará el ensayo de dureza superficial Rockwell, debido a que, durante el tratamiento térmico se producirá un endurecimiento superficial de la aleación. Además, este método es el más utilizado por la facilidad con la que se realiza y no requiere conocimientos específicos. Se utilizará la escala Rockwell tipo B, ya que es la ideal para ensayar aleaciones de aluminio. También se utilizará un indentador de punta esférica debido a la baja dureza del material.

La máquina de ensayo mide en forma automática la profundidad de penetración del indentador, la cual se convierte en un número de dureza Rockwell.

Los números de dureza se usan principalmente como base cualitativa de comparación entre materiales o en especificaciones para tratamiento térmico en la manufactura o control de calidad y para correlacionar con otras propiedades de materiales. Por ejemplo, la dureza se relaciona estrechamente con la resistencia a la tracción, debido a que son indicadores de la resistencia de un metal a la deformación plástica. Esta correlación se puede cuantificar mediante la ecuación $H = CxY$, donde Y es el esfuerzo de fluencia del material C es una constante que depende del material y del indentador.

El equipo utilizado en el ensayo de dureza es un durómetro (Hardrocker 150-A), del laboratorio de metalografía de la EPN, este durómetro tiene la capacidad de medir la dureza en escala Rockwell B y C.

Tabla 4. 6 Procedimiento para realizar el ensayo de dureza Rockwell B

PROCEDIMIENTO PARA ENSAYO DE DUREZA	
<p>Paso 1. Encerar la máquina.</p> <p>Para encerar la máquina el indicador (aguja negra), debe coincidir con el cero de la escala mostrada en dial.</p> <p>En este caso la escala utilizada es la Rockwell B, por lo que se utiliza la numeración de color rojo.</p>	
<p>Paso 2. Aplicar precarga de prueba inicial. (Girar el volante)</p> <p>Una vez colocados el indentador (diámetro 1/8") y la probeta, se debe girar el volante hasta que el indentador tenga un contacto mínimo con la superficie de la probeta.</p>	
<p>Paso 3. Aplicar fuerza final.</p> <p>Una vez que haya contacto indentador-superficie, se debe encerar el dial y proceder a girar tres veces el volante. Girado el volante las 3 veces, esperar que el indicador se estabilice (5 segundos aproximadamente).</p>	
<p>Paso 4. Retirar la fuerza aplicada</p> <p>Para esto se debe bajar la palanca muy despacio, esperar un tiempo aproximado de 6 segundos para volver a subirla.</p>	
<p>Nota.</p> <p>Cada una de las indentaciones se las debe hacer con una separación adecuada de la anterior, para evitar tomar valores incorrectos.</p>	

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS DE RESULTADOS

En este capítulo se analizan los resultados obtenidos en cada uno de los ensayos realizados durante esta investigación. En la parte final se compararán los valores obtenidos durante la investigación, con los valores obtenidos de un bloque de motor comercial mostrados en la tabla 5.1.

Tabla 5. 1 Propiedades mecánicas de un bloque de motor comercial

Propiedades mecánicas de un bloque de motor comercial			
Resistencia última a la Tracción		% Elongación en 50 mm	Dureza (HRB)
KSI	MPa		
41.7	287.69	5.4	45

5.1 ENSAYO DE TRACCIÓN

5.1.1 CON REFINAMIENTO DE GRANO

El ensayo de tracción de las probetas obtenidas con el procedimiento de refinamiento de grano descrito en la tabla 3.7 de la sección 3.8.1, se realizó sobre la mayoría de probetas, eliminando las que presentaban porosidades superiores a 0.58 mm de diámetro. Con esta medida se espera obtener resultados más confiables en vista que pequeñas fisuras y poros, pueden actuar como concentradores de esfuerzo durante el ensayo, afectando así los resultados.

Los valores obtenidos en el ensayo de tracción se muestran en la Tabla 5.2, las probetas que fallaron fuera de la longitud calibrada de 50 mm, se marcan de color rojo.

Tabla 5. 2 Resultados de ensayo de tracción en probetas con Refinador de Grano

ID	Resistencia última a la tracción (MPa)	% Elongación en 50 mm	Refinador %
M1	118.88	2.30	0
M3	139.38	1.10	
M4	115.16	1.32	
N1	132.89	0.70	0.05
N2	170.65	0.90	
N3	106.64	2.92	
O1	124.72	0.90	0.1
O2	136.90	2.30	
O3	196.55	3.06	
P1	152.36	2.62	0.2
P2	189.62	4.28	
Q1	138.30	2.72	
Q2	165.41	2.34	0.5
Q3	178.10	2.10	

En las tablas 5.3 y 5.4 se muestran los valores promedios de elongación y resistencia a la tracción respectivamente. Dentro del cálculo no se consideraron los valores de las probetas marcadas de color rojo en la tabla 5.2, debido a que estas probetas fallaron fuera del límite calibrado de 50 mm.

Tabla 5. 3 Valores promedios del % de elongación

% Refinador	% Elongación
0	1.81
0.05	1.81
0.1	3.06
0.2	3.45
0.5	2.22

Tabla 5. 4 Valores promedios de la Resistencia a la tracción

% Refinador	Resistencia última a la tracción (MPa)
0	117.02
0.05	119.77
0.1	196.55
0.2	170.99
0.5	171.76

Con los valores de las tablas 5.3 y 5.4, se proceden a realizar las respectivas gráficas (Figuras 5.1 y 5.2), que faciliten el análisis del efecto de refinamiento sobre las propiedades de tensión de las probetas.

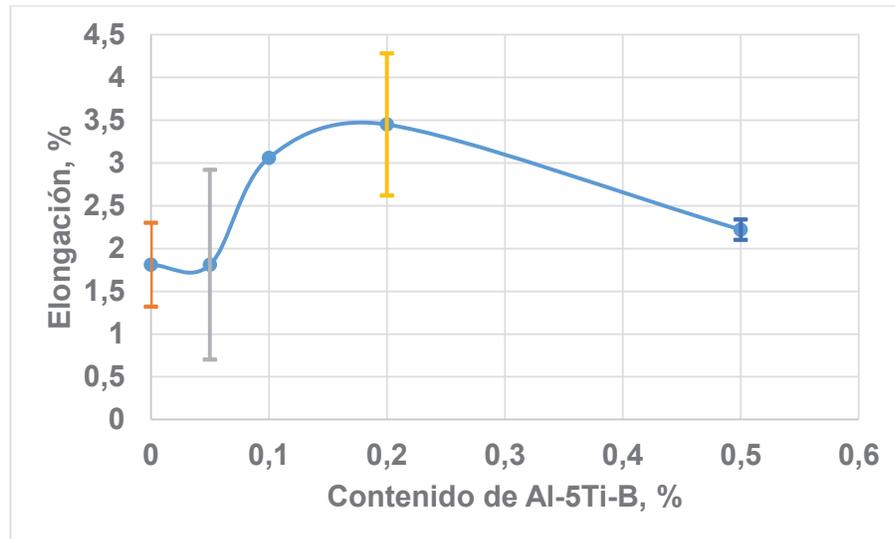


Figura 5. 1 Elongación vs Contenido de AL-5Ti-B. (Fuente propia)

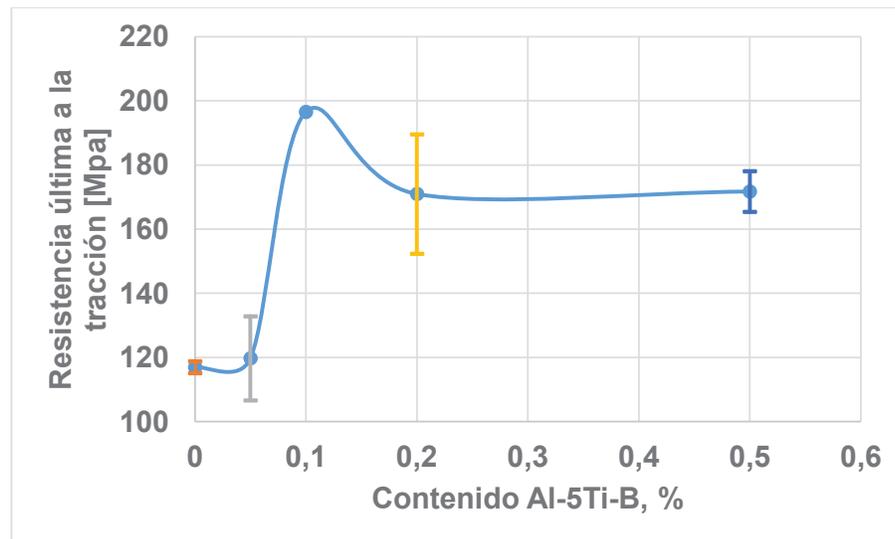


Figura 5. 2 Resistencia a la tracción vs Contenido de Al-5Ti-B. (Fuente propia)

De acuerdo a los valores obtenidos y graficados en las figuras 5.1 y 5.2, se realiza el siguiente análisis.

1. En la figura 5.1, se puede observar como al aumentar el contenido de refinador de grano (de 0 a 0.2%), existe un importante y rápido aumento en el porcentaje de elongación. Sin embargo, al superar el nivel de 0.2% de refinador de grano, se puede observar un decremento moderado en la ductilidad del material, debido que, al aumentar el contenido de titanio, este no se disuelve en su totalidad en el metal fundido, resultando en la formación de porosidad y fases intermetálicas de titanio de morfología irregular durante la solidificación. Estas partículas son no deseables debido a que pueden originar grietas y su propagación, lo que causa un efecto negativo sobre la ductilidad de la aleación.
2. La figura 5.2 muestra que la aleación con una adición de 0.1% de Al-5Ti-B, presenta un mejoramiento significativo en la resistencia última a la tracción y, de acuerdo a la figura 5.1 también presenta una mejora en la elongación.
3. Por lo tanto, las pruebas sugieren que la resistencia del material mejora, debido principalmente al aumento en el área de límite de grano por unidad de volumen. Es decir, se tiene más límites de grano que impiden el movimiento continuo de las dislocaciones, por lo que, la tensión requerida para producir deslizamiento es mayor, en comparación a materiales con granos de mayor tamaño y menos límites de grano.
4. El mejoramiento en la resistencia del material, se debe también, a la reducción de tamaño y distribución más homogénea de los poros que podrían generarse durante la solidificación. Debido que, al tener mayor cantidad de dendritas solidificando, el espacio entre las dendritas es menor, evitando así, que se formen porosidades.
5. El mejoramiento en la ductilidad del material, se debe a que, en la estructura de grano más fina y con mayor distancia de dislocación (dentro del grano), se tiene una tasa de agrietamiento menor y por lo tanto una mejor ductilidad.
6. Adicionalmente la ductilidad mejora debido a que, durante el refinamiento de grano se tiene una gran área de límites de dendritas por unidad de volumen. Es decir, las áreas restantes son líquidos más delgados y rompen en un gran número de canales aislados, evitando la conexión de intermetálicos. También hay menos tiempo para que las partículas intermetálicas crezcan y se endurezcan, resultando en partículas pequeñas y cortas.

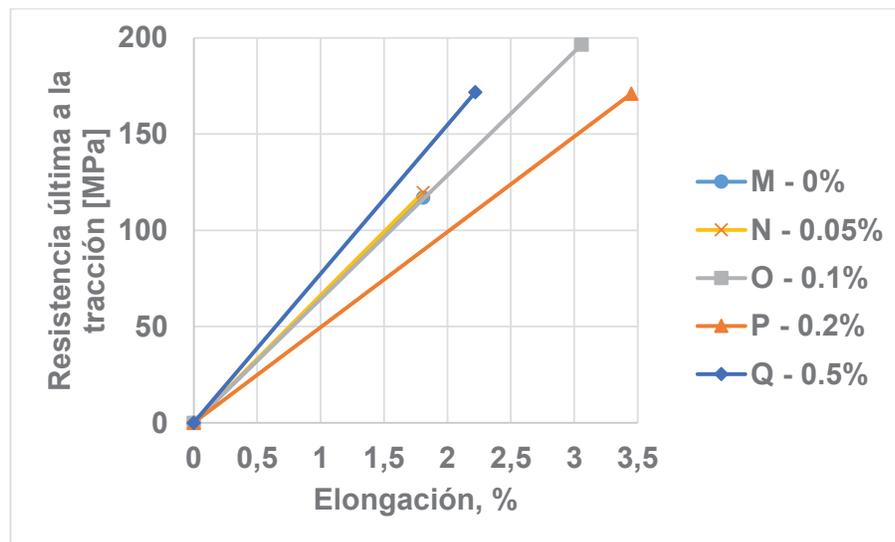


Figura 5. 3 Tendencia de la curva Esfuerzo vs Deformación. (Fuente propia)

En la figura 5.3 se compara el efecto de cinco porcentajes diferentes de refinador Al-5Ti-B sobre las propiedades a la tensión, en donde las pruebas experimentales sugieren, que el refinamiento de grano mejora las propiedades de tensión y, que el valor de 0.2%, es efectivo para mejorar las propiedades de tensión mediante el refinamiento. Este valor será comprobado y comparado más adelante con sugerencias del proveedor.

5.1.2 CON TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE

El ensayo de tracción de las probetas obtenidas empleando diferentes tiempos de permanencia dentro del molde, según el procedimiento descrito en la tabla 3.9 de la sección 3.8.2, se realizó bajo las mismas condiciones detalladas en la sección 5.1.1.

Los valores obtenidos de los ensayos se muestran en la Tabla 5.5, las probetas que fallaron fuera de la longitud calibrada de 50 mm, se marcan de color rojo.

Tabla 5. 5 Resultados de ensayo de tracción de probetas con diferentes tiempos de permanencia dentro del molde

ID	Resistencia última a la tracción (MPa)	% Elongación en 50 mm	Tiempo de permanencia dentro del molde (min)
1A	172.40	2.36	3
1B	216.83	3.10	
2A	222.01	1.14	4
2B	170.47	2.96	
3A	192.04	1.68	5
3B	179.47	1.38	
4A	164.83	1.50	7
4B	216.90	2.66	
5A	199.39	2.02	9
5B	229.18	2.24	
6A	135.35	1.42	12
6B	181.85	1.22	
7A	219.25	1.14	15
7B	209.52	3.16	
8A	127.49	1.44	18
8B	164.71	1.56	

En las tablas 5.6 y 5.7 se muestran los valores promedios de elongación y resistencia a la tracción respectivamente. De igual manera se omitieron los datos de las probetas que fallaron fuera del límite calibrado de 50 mm.

Tabla 5. 6 Valores promedio del % de elongación

Tiempo de permanencia (min)	% Elongación
3	2,73
4	1,14
5	1,68
7	2,66
9	2,13
15	2,15

Tabla 5. 7 Valores promedio de la Resistencia a la tracción

Tiempo de permanencia (min)	Resistencia última a la tracción (Mpa)
3	194,62
4	222,01
5	192,04
7	216,90
9	214,29
15	214,39

Con los datos obtenidos en las tablas 5.6 y 5.7, se procede a realizar graficas (Figuras 5.4 y 5.5) que facilitan el análisis. En estas graficas se incluyó una línea de tendencia usando el método de regresión lineal o mínimos cuadrados.

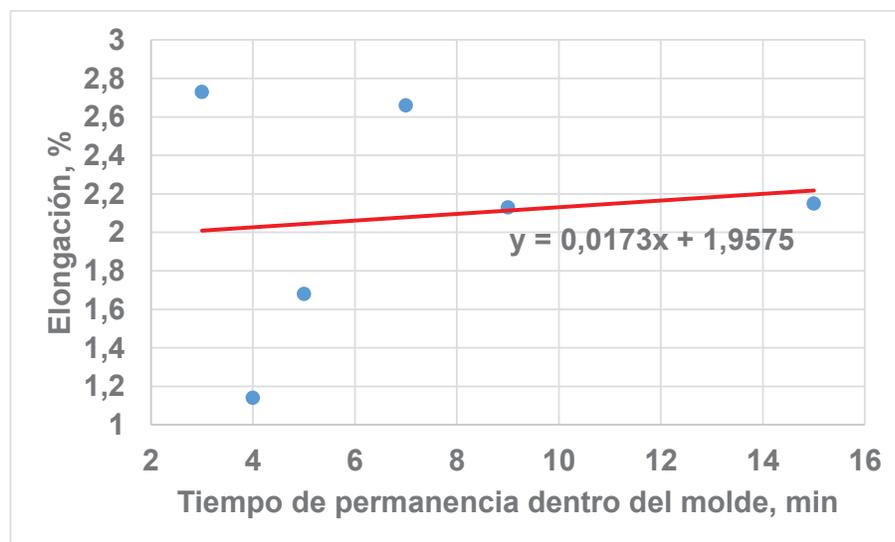


Figura 5. 4 Elongación vs Tiempo de permanencia. (Fuente propia)

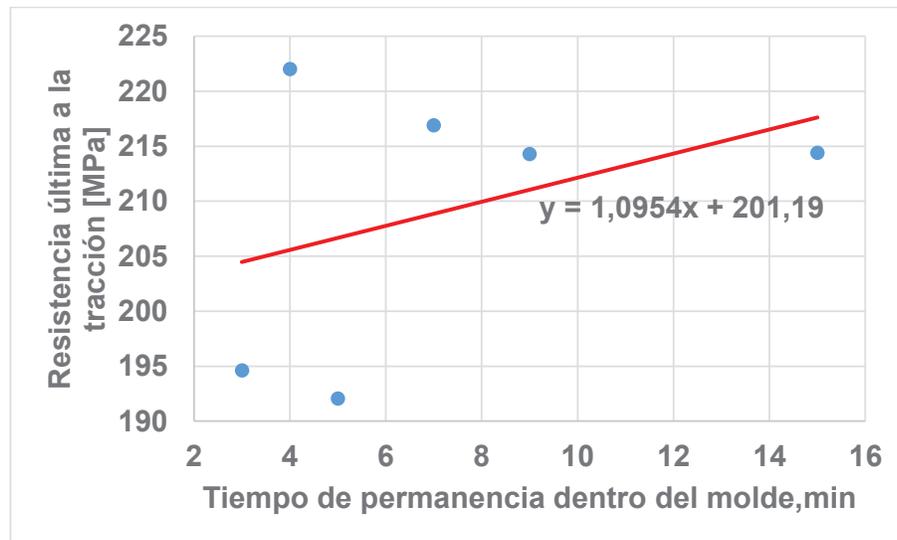


Figura 5. 5 Resistencia a la tracción vs Tiempo de permanencia. (Fuente propia)

1. Como se puede observar en las figuras 5.4 y 5.5, las propiedades de tensión de las probetas mejoran al aumentar el tiempo de permanencia dentro del molde metálico. Con este resultado se sugiere que ha mayor tasa de disipación de calor del molde, se obtienen granos de menor tamaño y por ende se mejoran las propiedades de tensión del material, por el principio de restricción de dislocaciones (por límite de grano) descrito en la sección 3.4.2.1.
2. Para producción en serie, un tiempo de permanencia alto, resultaría poco eficiente. Por lo que un menor tiempo de permanencia dentro del molde, mediante enfriamiento rápido por convección forzada sería lo adecuado.

5.1.3 CON MODIFICADOR DE FASE EUTÉCTICA

Los valores obtenidos del ensayo de tracción de las probetas sometidas a modificación de la fase eutéctica según el procedimiento descrito en la tabla 3.12 de la sección 3.8.3, se muestran en la tabla 5.8. Las probetas cuya identificación están marcadas de color rojo, indican que su fractura se ubicó fuera de las marcas de la distancia calibrada de 50 mm.

Tabla 5. 8 Resultados de ensayo de tracción de probetas modificadas con estroncio

ID	Resistencia a la tracción (MPa)	% Elongación en 50mm	% Estroncio
SR0	122.49	1.64	0
SR1	128.92	3.84	0.01
SR2	155.86	3.60	
SR3	96.46	2.84	0.015
SR4	109.50	2.92	
SR5	110.53	2.38	0.02
SR6	140.45	3.30	
SR7	134.14	3.12	4
SR8	161.24	3.48	

Los resultados obtenidos se muestran en las figuras 5.6 y 5.7, para facilitar el análisis se incluye una línea de tendencia usando el método de regresión lineal o mínimos cuadrados. El resultado para 4% de estroncio no se incluye en la gráfica para no afectar la visualización de los otros datos en el eje de abscisas.

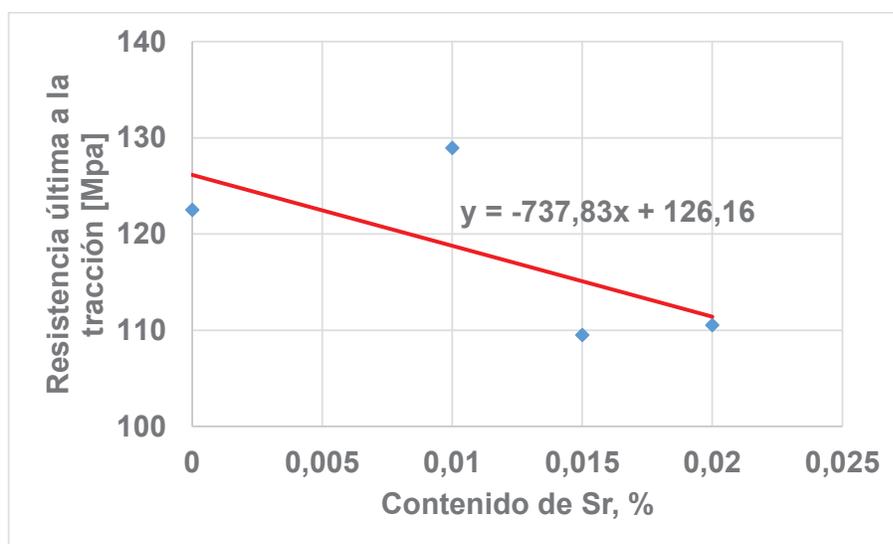


Figura 5. 6 Resistencia a la tracción vs % Estroncio. (Fuente propia)

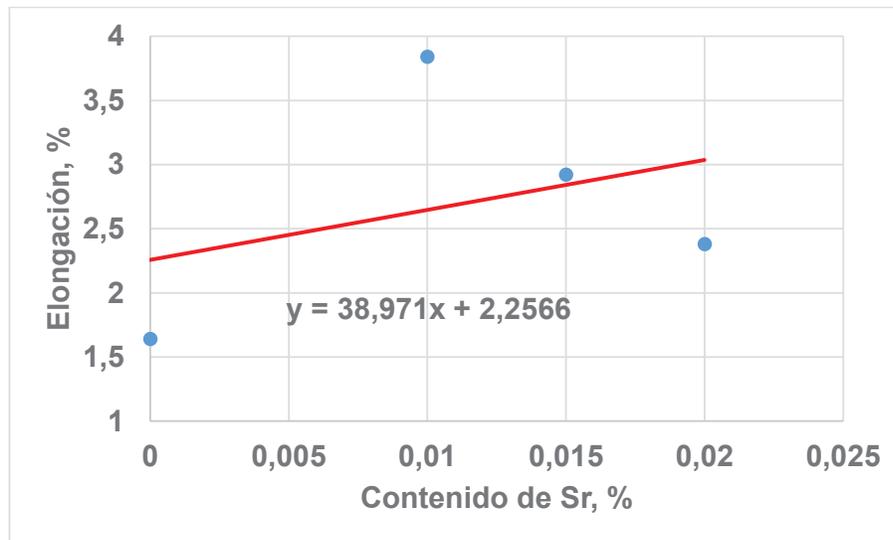


Figura 5. 7 Elongación vs % Estroncio. (Fuente propia)

Los análisis de los resultados obtenidos se describen a continuación.

1. Como se puede observar en la figura 5.7, se tiene un notable incremento en la elongación de la aleación, al aumentar el contenido de estroncio durante el tratamiento al metal fundido.
2. La adición de estroncio como agente modificador mejora notablemente la ductilidad de la aleación, debido a que, durante el proceso de modificación, se tiene un refinamiento de las placas gruesas, frágiles y de gran tamaño de silicio que están distribuidas en la matriz de aluminio primario. Al final del proceso de modificación, se tiene partículas más finas y mejor distribuidas de silicio en los límites de grano.
3. Se observa que adiciones de estroncio mayores a 0.02%, resultan en el mejoramiento de las propiedades de la tracción. Esta práctica no es recomendable ya que se podría incrementar la presencia de hidrógeno en el metal fundido. Resultando en una fundición de baja calidad y de baja resistencia, debido que, durante la solidificación el alto contenido de hidrógeno disuelto en el metal fundido, generaría porosidad por gas atrapado. Posteriormente en la sección 5.2.3 se demostrará que la adición de estroncio en exceso, no necesariamente tiene un alto impacto en la modificación de la fase eutéctica.

5.1.4 CON TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)

Los valores obtenidos en el ensayo de tracción de las probetas sometidas a tratamiento térmico T6 según el procedimiento descrito en la tabla 3.14 de la sección 3.8.4, se muestran en la tabla 5.9. Se eliminaron las probetas que presentaban porosidad y aquellas probetas que fallaron fuera de la longitud calibrada, por esta razón, en la tabla 5.9 se muestra los valores de las mejores probetas.

Tabla 5. 9 Resultado de ensayo de tracción de probetas sometidas a tratamiento térmico T6

ID	% Modificador	Tratamiento Térmico T6		Resistencia última a la tracción (MPa)	% Elongación en 50mm
		Solubilización	Envejecimiento		
Al1	0	540 °C -1h	140 °C -2h	184.27	6.58
Al3	0	540 °C -1h	140 °C -2h	199.01	6.66
Al4	0	540 °C -1h	140 °C -4h	197.86	4.04
Al5	0	550 °C -1h	140 °C -2h	207.10	4.82
Al11	0.02	550 °C -1h	140 °C -2h	139.87	4.70
Al12	0.02	550 °C -1h	140 °C -4h	174.28	3.58
Al13	0.02	550 °C -1h	140 °C -2h	178.70	6.82
Al14	0.02	550 °C -1h	140 °C -2h	179.70	4.20
Al15	0.02	550 °C -1h	140 °C -4h	186.17	3.92

Para un mejor análisis de los valores obtenidos durante el tratamiento térmico T6, se distribuyen según el tiempo de envejecimiento y según la modificación del eutéctico. Dicha distribución se indica en la tabla 5.10.

Tabla 5. 10 Muestras sometidas a tratamiento térmico T6

T solubilización= 540°C, T envejecimiento= 140°C			
Tiempo de envejecimiento, h	ID	%Elongación	Resistencia última a la tracción (MPa)
Sin Modificador			
2	Al1-Al3	6.62	191.64
4	Al4	4.04	197.86

Con Modificador			
2	Al11	4.70	139.87
4	Al12	3.58	174.28
T solubilización = 550°C, T envejecimiento = 140°C			
Tiempo de envejecimiento, h	ID	%Elongación	Resistencia última a la tracción (MPa)
Sin Modificador			
2	Al5	4.82	207.10
Con Modificador			
2	Al13- Al14	5.51	179.20
4	Al15	3.92	186.17

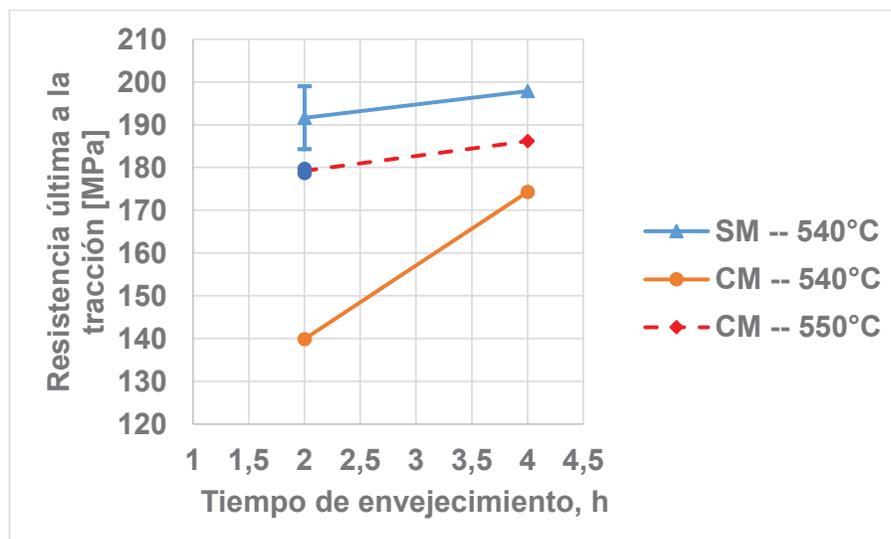


Figura 5. 8 Resistencia a la tracción vs Tiempo de envejecimiento. (Fuente propia)

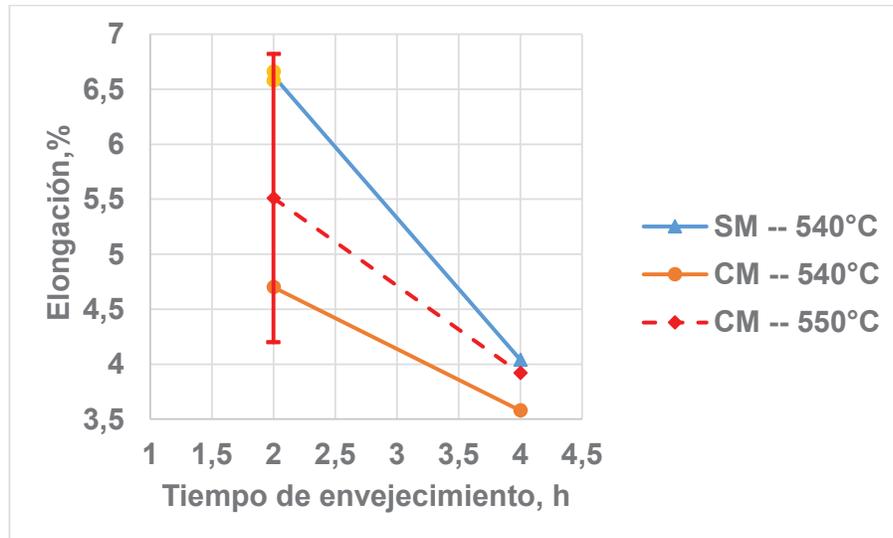


Figura 5. 9 Elongación vs Tiempo de envejecimiento. (Fuente propia)

En las figuras 5.8 y 5.9 se muestra el efecto que tuvo el tratamiento térmico T6, sobre las propiedades de resistencia a la tracción y elongación de las muestras.

1. En la figura 5.8, se observa como las muestras sin modificar (SM) sometidas a un tratamiento T6 con temperatura de solubilización de 540°C, y con tiempo de envejecimiento de 2 horas, registran una alta resistencia a la tracción.
2. En la figura 5.8 las muestras SM y con modificador (CM), sometidas a la misma temperatura de tratamiento de solubilización y envejecidas por 4 horas, registran un aumento considerable en la resistencia a la tracción en comparación a las muestras envejecidas por 2 horas.
3. En la figura 5.9 se puede observar la variación de la elongación de las muestras sometidas a diferentes tiempos de envejecimiento. Las muestras sometidas a envejecimiento por 2 horas muestran mejor elongación que las envejecidas por 4 horas.
4. El mejoramiento en la resistencia a la tracción, es debido a que los precipitados formados actúan como barreras para las dislocaciones. Es decir, se tiene el mismo efecto que con los límites de grano.

Se determina que el tiempo de envejecimiento influye directamente sobre la resistencia a la tracción. Por lo tanto, se determina que el tratamiento térmico T6 adecuado para obtener buenas propiedades mecánicas en la aleación A356 modificada, debe cumplir las siguientes condiciones:

1. Tratamiento térmico de solubilización a una temperatura de 550°C por 1 hora y enfriado rápidamente en agua a 70°C.
2. Envejecimiento artificial a 140°C por 4 horas.

En las figuras 5.10 y 5.11, se muestran el efecto que tiene el tratamiento térmico T6, sobre las muestras no modificadas y modificadas con estroncio.

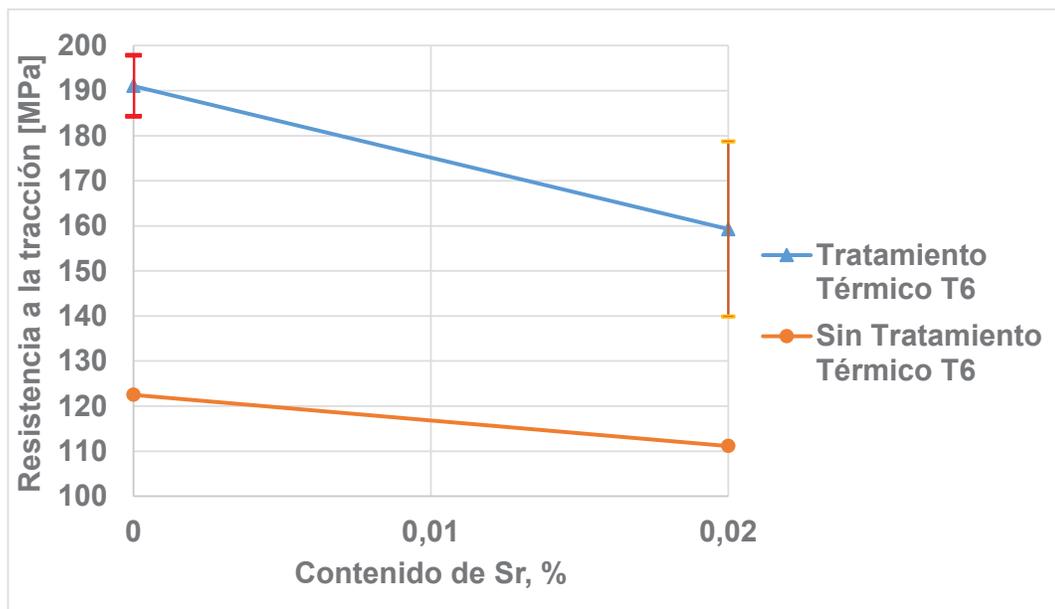


Figura 5. 10 Resistencia a la tracción vs % de Modificador. (Fuente propia)

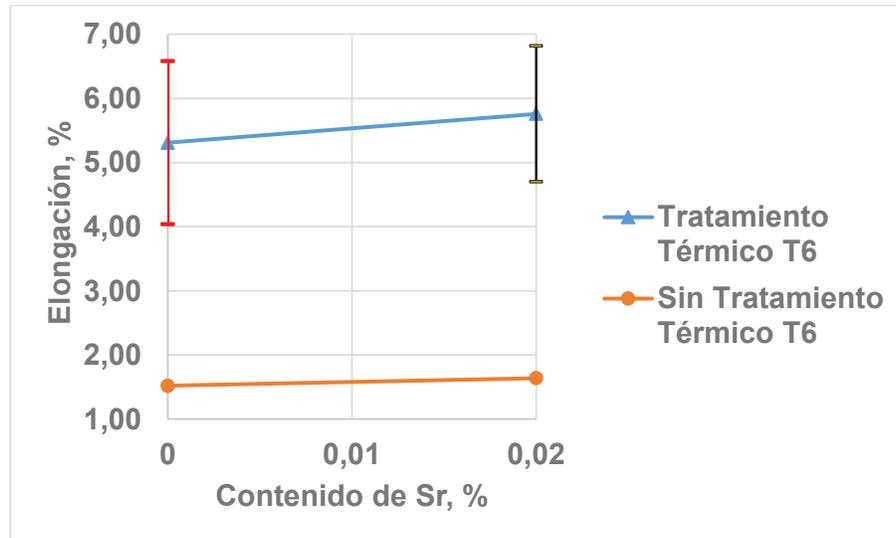


Figura 5. 11 Elongación vs % de Modificador. (Fuente propia)

1. En las figuras 5.10 y 5.11 se observa que las propiedades de tensión de las muestras tratadas térmicamente, presentan un notable incremento en comparación con aquellas muestras sin tratar térmicamente.
2. En las muestras tratadas térmicamente de la figura 5.10 se puede observar un decrecimiento de la resistencia a la tracción, esto debido a que las probetas ensayadas presentaban porosidad, lo que influyó para obtener valores más precisos.

5.1.5 EN BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL

En la tabla 5.10 se muestran los valores de las propiedades de tensión de una muestra extraída de las aletas de un bloque de motor de dos tiempos (Figura 1.1). Estos valores fueron obtenidos al ensayar una probeta estándar (ASTM E8M-15a) de sección rectangular de 6 mm de ancho y 100mm de longitud (Figura 5.12) en el LAEV de la EPN.



Figura 5. 12 Probeta de tracción de sección rectangular según la norma ASTM E8M-15a. (Fuente propia)

Tabla 5. 11 Resultado de ensayo de tracción de probeta de sección rectangular extraída de un bloque de motor comercial

ID	Resistencia última a la tracción (MPa)	%Elongación en 50 mm
B1	287,69	5,4

Los valores mostrados en la tabla 5.11, serán utilizados para comparar con los valores obtenidos durante la investigación.

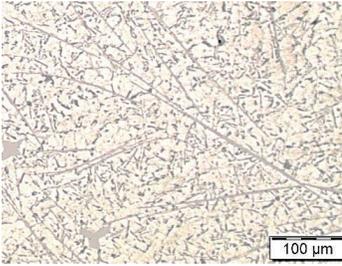
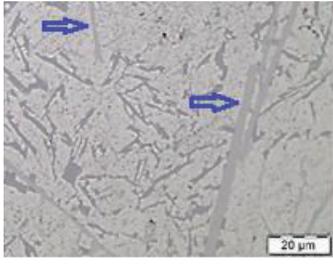
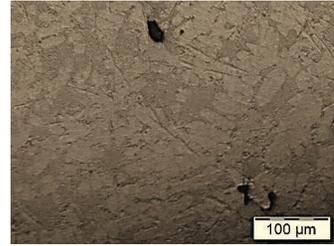
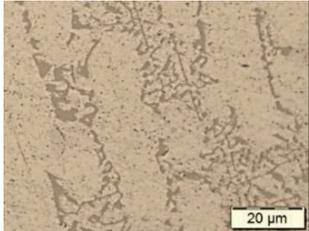
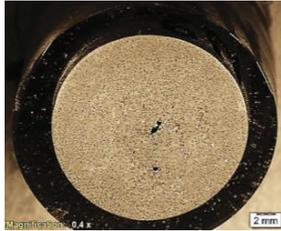
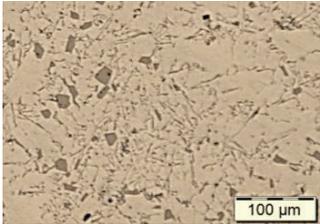
5.2 ENSAYO METALOGRAFICO

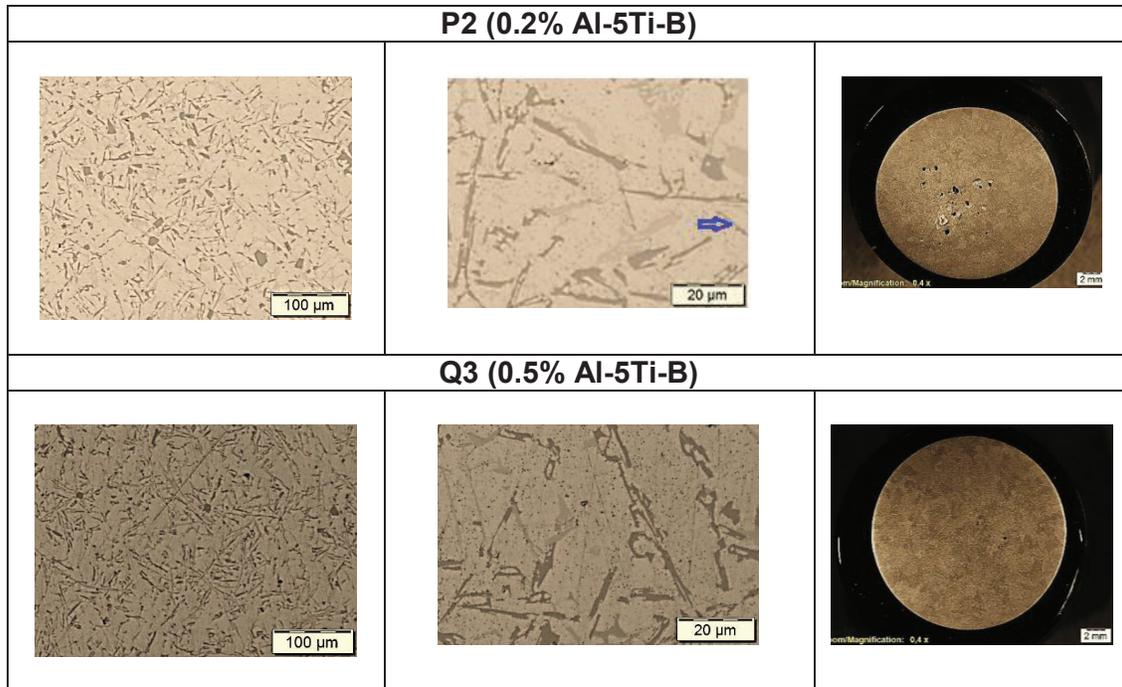
Las muestras metalográficas fueron atacadas con reactivos Keller y Poulton, las microestructuras se observaron con ayuda de un microscopio óptico (OLYMPUS).

5.2.1 REFINAMIENTO DE GRANO

Para el análisis metalográfico, fueron seleccionadas las probetas que obtuvieron mejores resultados en el ensayo de tracción. Los resultados obtenidos se muestran en la tabla 5.12.

Tabla 5. 12 Micrografías y macrografías de probetas sometidas a refinamiento de grano

REFINAMIENTO DE GRANO		
100X	500X	Macrografía
M1 (0% Al-5Ti-B)		
		
N2 (0.05% Al-5Ti-B)		
		
O3 (0.1% Al-5Ti-B)		
		



De la tabla 5.12, se realiza el siguiente análisis:

1. La probeta N2 según la tabla 5.2, es la probeta que obtuvo mayor resistencia a la tracción dentro de su grupo (0.05% de refinador), pero fallo fuera de la sección calibrada. Como se puede observar en la micrografía y macrografía correspondientes a N2, se observa la presencia de microporosidad y grano de tamaño pequeño. Por lo que se justifica la alta resistencia a la tracción que alcanzo y, la falla fuera de las marcas.
2. En todas las muestras macrográficas (N2-O3-P2-Q3) sometidas a refinamiento de la tabla 5.12, se observa una notable transición de estructura de grano de gruesa a fina y equiaxial, en comparación a la muestra no refinada (M1). Considerando las probetas O3, P2 y Q3, cuyos valores de resistencia a la tracción fueron altos, se observa que la probeta P2, tiene menor tamaño de grano y presenta porosidades. Esta sería una causa, para que la probeta sufriera una fractura temprana sin alcanzar su resistencia máxima.
3. En las muestras metalográficas M1, O3 y P2, se pueden observar la fase intermetálica de hierro $\beta - Al_5FeSi$ (señaladas con flechas azules), esta fase

afecta la resistencia y la ductilidad de la aleación, por su naturaleza dura y frágil.

Indistintamente de la morfología de la fase eutéctica, se observa en las macrográficas que, al aumentar el contenido de refinador, el tamaño de grano cambia, factor que ayuda al mejoramiento de ductilidad.

5.2.1.1 Medición del tamaño de grano promedio según la norma ASTM E8M-15a

El tamaño de grano ASTM se obtuvo mediante la medición de áreas de grano, esta medición se realizó con ayuda del programa Stream Essentials-OLYMPUS (ver figura 5.13). La medición del área se realizó en los granos más uniformes presentes en la macrografía a una magnificación de 4X. Los valores obtenidos se muestran en la Tabla 5.13. También se realizó la medición del área de los granos mediante el software AutoCad para comparar que los valores de arrea obtenidos sean los correctos (ver figura 5.14).

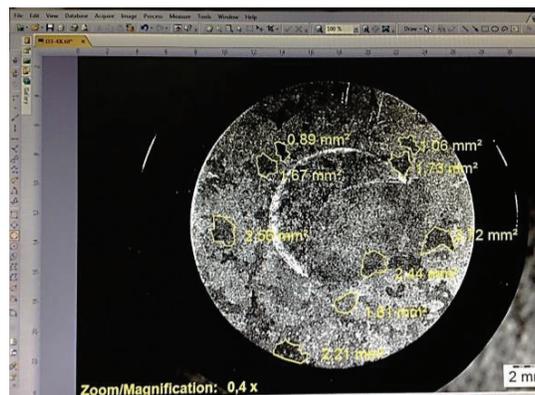


Figura 5. 13 Medición del área de grano en una macrografía con aumento 4X.

(Fuente propia)

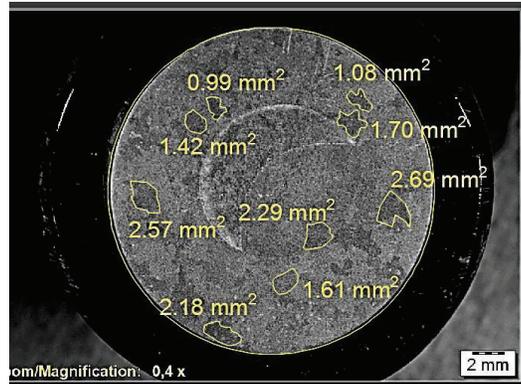


Figura 5. 14 Medición del área de grano mediante AutoCad. (Fuente propia)

El valor del área de grano obtenido mediante el programa Stream Essentials-OLYMPUS, se comparó con los valores de áreas mostradas en la Tabla del anexo 4. Una vez obtenido el valor aparente de tamaño de macrograno ASTM, se agregó el factor de corrección correspondiente a una magnificación de 4X, siendo $Q=4$.

Tabla 5. 13 Valores de tamaño de macrograno

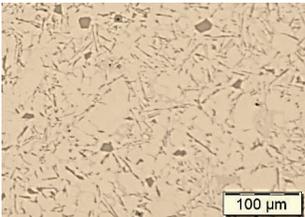
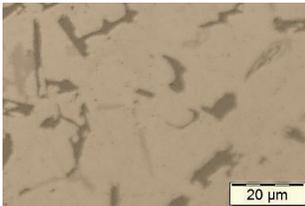
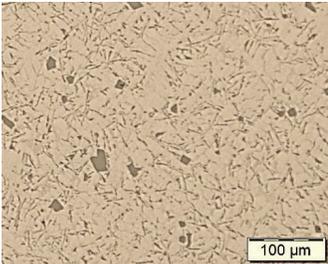
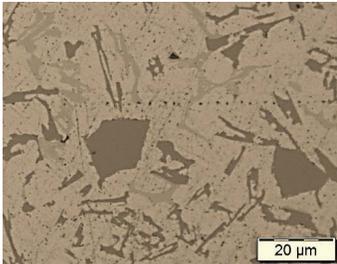
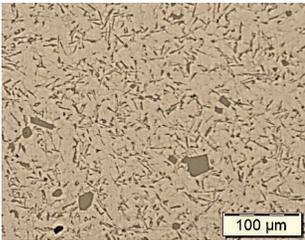
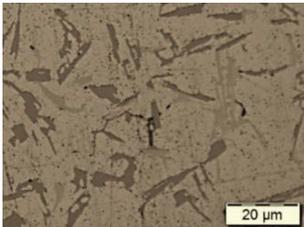
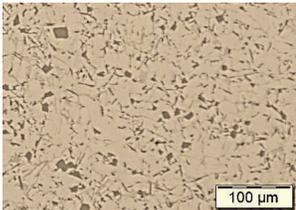
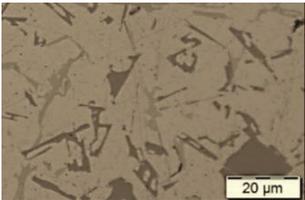
ID	Área del tamaño grano (mm ²)										ASTM-1X	ASTM-4X	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10			Promedio
M1	5,34	5,52	5,16	6,58	6,05	4,79	6,88	4,42	5,19	6,34	5,63	M-8	M-12
N2	2,92	3,27	2,53	3,63	3,76	3,43	2,72	2,64	2,82	3,52	3,12	M-8.5	M-12.5
O3	2,14	0,89	2,72	1,73	1,06	2,56	1,61	1,67	2,44	2,21	1,9	M-9.5	M-13.5
P2	0,62	0,46	0,73	0,7	0,61	0,64	0,52	0,6	0,77	0,63	0,63	M-11	M-15
Q3	0,43	0,52	0,42	0,44	0,31	0,43	0,48	0,31	0,43	0,51	0,43	M-11.5	M-15.5

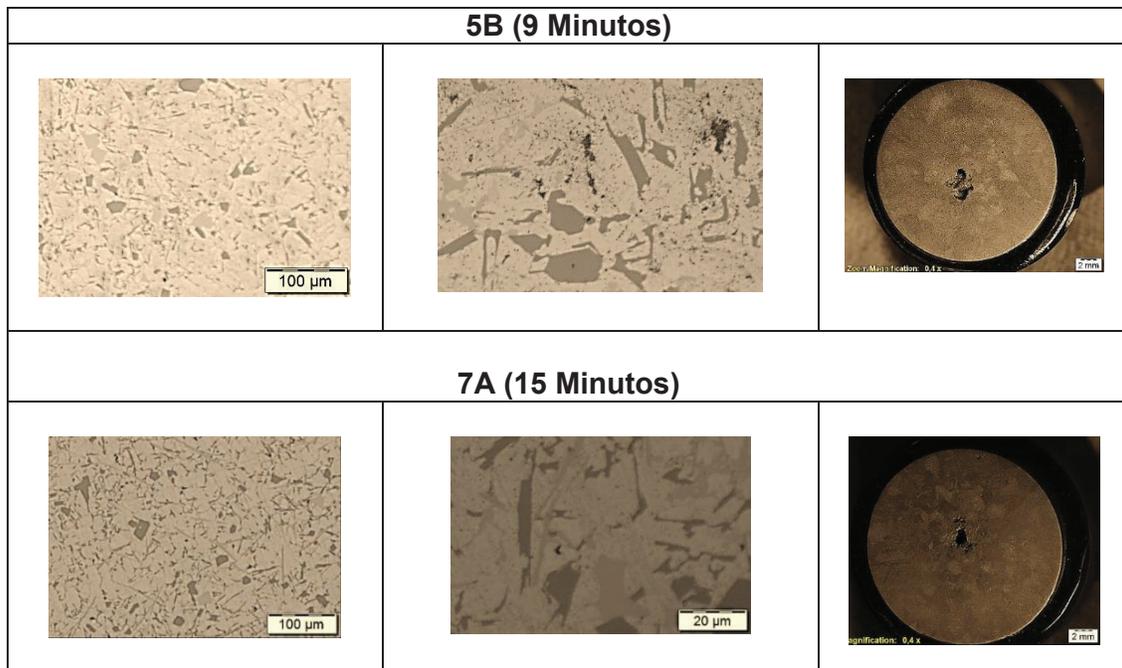
1. En la tabla 5.13, se puede observar como al aumentar el contenido de refinador de grano Al-5Ti-B, el tamaño de macrograno disminuye de M-12 (Muestra sin refinador M1) hasta M-15.5 (Muestra Q3 con 0.5% de refinador).

5.2.2 TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE

Para el análisis del efecto de tiempo de permanencia dentro del molde, se selecciona las probetas con mejores resultados en el ensayo de tracción y se muestran en la tabla 5.14. Todas las probetas fueron coladas a una temperatura de 720°C.

Tabla 5. 14 Micrografías y macrografías de probetas sometidas a diferentes tiempos de permanencia dentro del molde

TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE		
100X	500X	Macrografía 4X
1B (3 Minutos)		
		
2A (4 Minutos)		
		
3A (5 Minutos)		
		
4B (7 Minutos)		
		

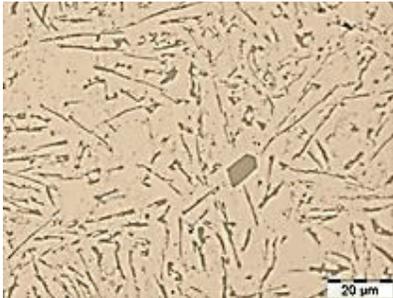
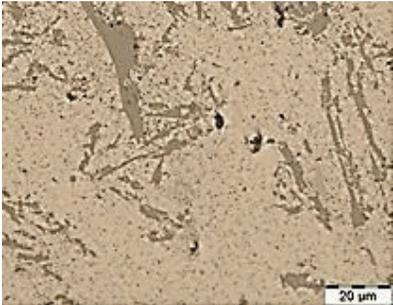
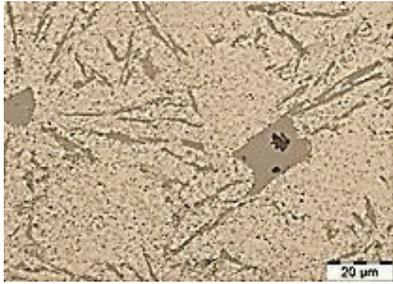
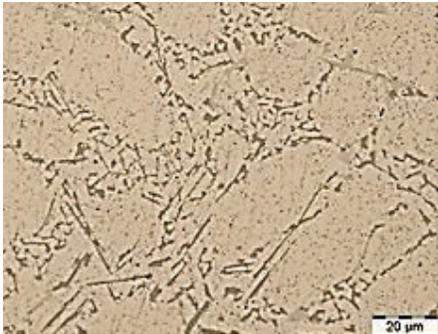
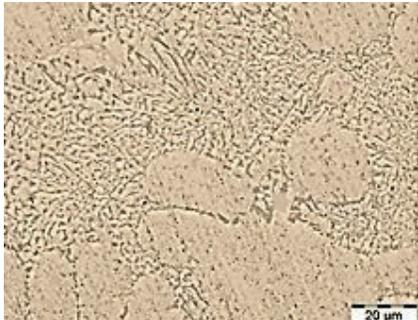


1. De acuerdo a las gráficas 5.4 y 5.5, se puede apreciar un notable incremento en la resistencia a la tracción y la elongación de las muestras, conforme aumenta el tiempo de permanencia en el molde. De acuerdo a las macrografías mostradas en la tabla 5.14, se puede apreciar dicho efecto, en el tamaño de grano.
2. Conforme aumenta el tiempo de permanencia de la fundición dentro del molde, se puede observar la variación del tamaño de grano, dando como resultado mejor resistencia y ductilidad. Pero un tiempo de permanencia muy elevado no es conveniente, por lo que un enfriamiento rápido mediante convección forzada, sería lo adecuado. La convección forzada permitiría un enfriamiento más rápido de la pieza fundida dentro del molde, debido que, la disipación de calor sería mayor.

5.2.3 MODIFICACIÓN DE FASE EUTÉCTICA

Los resultados obtenidos de la investigación de modificación de la fase eutéctica, se muestran en la tabla 5.15. Las muestras analizadas fueron las que mostraron mejores resultados durante el ensayo de tracción.

Tabla 5. 15 Micrografías de probetas sometidas a modificación de fase eutéctica

MODIFICACIÓN DE FASE EUTECTICA (500X)	
Sr0 (0 %Sr)	
	
Sr1 (0,01%Sr)	Sr3 (0,015%Sr)
	
Sr5 (0,02%Sr)	Sr8 (4%Sr)
	

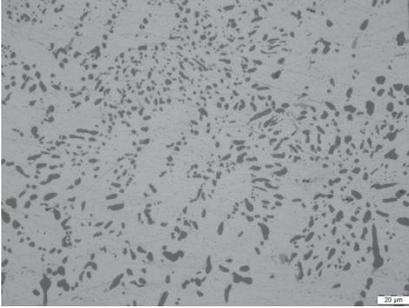
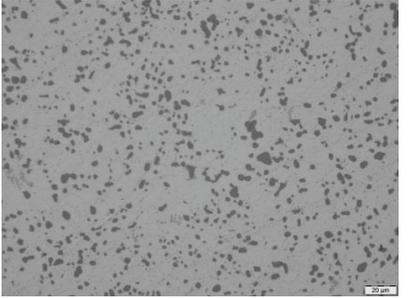
En la tabla 5.15 se pueden observar 4 muestras sometidas a modificación de la fase eutéctica, mediante la adición de estroncio en diferentes cantidades, también se tiene una muestra sin modificar (0% Sr).

1. En la muestra no modificada, se puede observar una estructura laminar gruesa de silicio eutéctico de clase 1 (según figura 3.14). Y conforme se aumenta la cantidad de estroncio añadido, se puede observar la modificación de la estructura eutéctica. Placas gruesas, frágiles y de gran tamaño de silicio distribuido en la matriz de aluminio primario, promueven la aparición de grietas y su propagación, afectando de manera negativa las propiedades mecánicas del material, por ejemplo, la ductilidad.
2. Las muestras con adiciones de 0.01 y 0.015% de estroncio, presentan una modificación de clase 2.
3. Las muestras a las que se añadió 0.02 % y 4% de estroncio para la modificación, presentan una morfología más fina y mejor distribuida de silicio eutéctico (clase 4 y 5 respectivamente) en la matriz primaria. Por lo tanto, se comprueba la efectividad del estroncio como agente modificador.
4. Como resultado de la investigación, se sugiere que el modificador estroncio es eficaz a niveles de concentración relativamente bajos. Por lo tanto, el valor de 0.02%, es adecuado para la modificación de la fase eutéctica de las aleaciones de aluminio-silicio. No es recomendable utilizar altos contenidos de estroncio (>0.02%), debido a que se puede incrementar la cantidad de hidrógeno en el metal fundido.
5. Adición de estroncio mejora la ductilidad, debido a que, durante la modificación se tiene una fase de silicio eutéctico más fino y mejor distribuido en los límites de grano de la matriz primaria. Es decir, ya no se tiene placas gruesas y de bordes afilados de silicio, que puedan actuar como concentradores de esfuerzo e iniciar y propagar fisuras, afectando la ductilidad del material.

5.2.4 TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)

Los resultados obtenidos de las muestras sometidas a tratamiento térmico T6, se muestran en la tabla 5.16. Las muestras fueron seleccionadas por tener mejor resistencia mecánica.

Tabla 5. 16 Micrografías de probetas sometidas a tratamiento térmico T6

TRATAMIENTO TÉRMICO T6	
SIN MODIFICADOR- ENVEJECIMIENTO POR 2 HORAS	
Al 3	Al 5
100X 	100X 
500X 	500X 
CON MODIFICADOR – ENVEJECIMIENTO POR 4 HORAS	
Al 15	
100X 	500X 



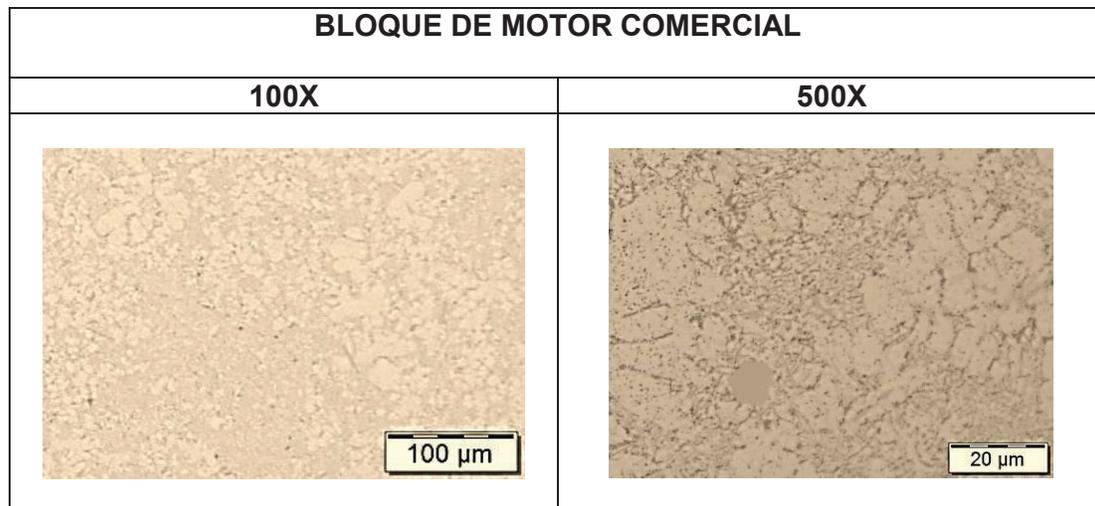
Según la tabla 5.16, la microestructura de la muestra AL18 (modificada), presenta partículas de silicio de la fase eutéctica de morfología fina y bien distribuidas, debido a que no fue sometida a tratamiento térmico T6.

1. Como se puede observar la microestructura de la muestra AL15 (modificada), presenta mejor esferoidización y crecimiento de partículas de silicio al ser sometida a tratamiento térmico T6, en comparación a las muestras AL3 y AL5 (No modificadas). Con esto se comprueba que el efecto del tratamiento térmico T6, produce mejores resultados en muestras con fase eutéctica modificada.
2. Las muestras AL3 y AL5, fueron sometidas a diferentes temperaturas de tratamiento de solubilización, en donde se observa una mejor fase eutéctica en la muestra tratada a temperatura de solubilización de 540°C.

5.2.5 BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL

Los resultados de las micrografías, obtenidos de las muestras extraídas de un bloque de motor se muestran en la tabla 5.17.

Tabla 5. 17 Micrografías de probetas extraídas de bloque de motor comercial



En la tabla 5.17 se puede observar que la micrografía con aumento de 500X, presenta una microestructura con aluminio primario y silicio eutéctico fino distribuido uniformemente sobre la matriz primaria.

5.3 ENSAYO DE DUREZA

El ensayo de dureza se realizó a todas las probetas obtenidas durante esta investigación.

5.3.1 REFINAMIENTO DE GRANO

El ensayo de dureza, se lo realiza con la finalidad de observar el efecto de refinamiento de grano sobre la dureza del material.

En la tabla 5.18, se muestran los valores de dureza obtenidos en las muestras sometidas a refinamiento de grano, con adición de diferentes cantidades de refinador Al-5Ti-B.

Tabla 5. 18 Valores de dureza de probetas sometidas a refinamiento de grano

ID	Dureza (HRB)					
	Número de Mediciones					
	1	2	3	4	5	Promedio
0% Al-5Ti-B						
M1	63	64	63	64	62	63.20
M3	67	67	67	69	68	67.60
M4	67	67	65	65	67	66.20
0,05% Al-5Ti-B						
N1	58	54	54	56	58	56
N2	46	51	53	50	57	51.40
N3	56	64	54	49	66	57.80
0,1% Al-5Ti-B						
O1	53	59	59	54	54	55.80
O2	59	58	61	61	61	60
O3	59	56	56	55	59	55.67
0,2% Al-5Ti-B						
P1	55	55	58	51	53	54.40
P2	54	53	54	49	49	51.80
0,5% Al-5Ti-B						
Q1	55	54	51	52	58	54
Q2	54	56	57	59	52	55.60
Q3	62	64	63	62	61	62.40

Con los valores promedio de dureza, se obtiene la gráfica 5.15. Para un mejor análisis se aumentó una línea de tendencia usando el método de regresión lineal o mínimos cuadrados.

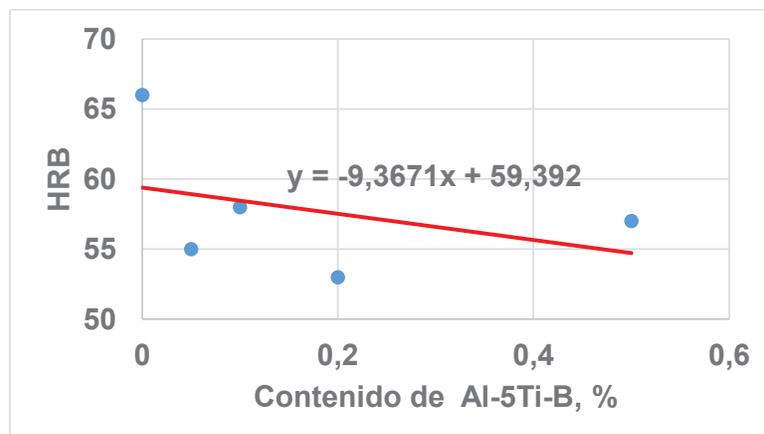


Figura 5. 15 Dureza vs % de Refinador de grano. (Fuente propia)

1. En la gráfica 5.15, se observa que la dureza disminuye al aumentar la cantidad de refinador de grano. Aunque se utilizó un solo tipo de pistones, los mismos provienen de diferentes fabricantes, lo que pudo incidir en los resultados.

5.3.2 TIEMPO DE PERMANENCIA DENTRO DEL MOLDE

El ensayo de dureza, se lo realiza con la finalidad de observar el efecto de enfriamiento sobre la dureza del material.

En la tabla 5.19, se muestran los valores de dureza obtenidos en las muestras sometidas a diferentes tiempos de solidificación.

Tabla 5. 19 Valores de dureza de probetas sometidas a diferente tiempo de permanencia dentro del molde

ID	Tiempo de permanencia dentro del molde (min)	Dureza (HRB)					
		Número de Mediciones					
		1	2	3	4	5	Promedio
1-A	3	69	67	68	67	70	68.20
1-B		67	68	69	68	69	68.20
2-A	4	61	60	62	59	66	61.60
2-B		61	57	60	60	62	60
3-A	5	58	61	62	62	61	60.80
3-B		64	63	61	60	60	61.60
4-A	7	58	57	58	59	59	58.20
4-B		60	59	61	58	58	59.20
5-A	9	66	65	66	66	65	65.60
5-B		61	64	63	58	64	62
6-A	12	67	67	65	67	68	66.80
6-B		68	66	68	70	67	67.80
7-A	15	66	69	70	67	68	68
7-B		65	67	66	66	68	66.40
8-A	18	73	74	73	69	74	72.60
8-B		74	73	72	74	73	73.20

Con los valores promedio de dureza, se obtiene la gráfica 5.16. Para un mejor análisis se aumentó una línea de tendencia usando el método de regresión lineal o mínimos cuadrados.

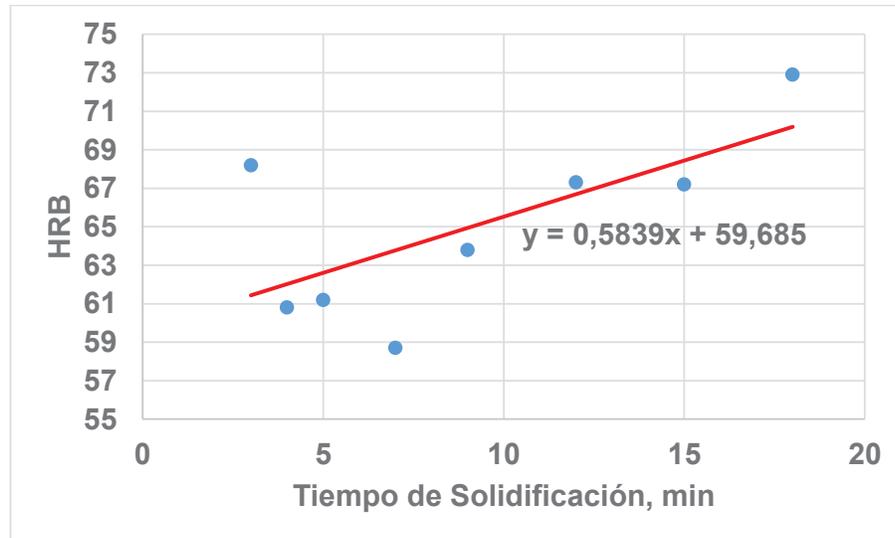


Figura 5. 16 Dureza vs Tiempo de solidificación. (Fuente propia)

1. En la figura 5.16, se observa como la dureza incrementa, al aumentar el tiempo de permanencia en el molde. Esto indica que la forma de tamaño de grano obtenido al variar la velocidad de enfriamiento, influye en la dureza de la aleación.

5.3.3 MODIFICACIÓN DE FASE EUTÉCTICA

El ensayo de dureza, se lo realiza con la finalidad de observar el efecto de modificación sobre la dureza del material.

En la tabla 5.20, se muestran los valores de dureza obtenidos en las muestras sometidas a modificación con diferentes valores de estroncio.

Tabla 5. 20 Valores de dureza de probetas sometidas a modificación eutéctica

Modificación de fase eutéctica							
ID	% Modificador	Dureza (HRB)					Promedio
		1	2	3	4	5	
Sr1	0.01	15	12	15	15	13	14
Sr3	0.015	24	15	19	17	20	19
Sr5	0.02	19	16	21	20	21	19.40
Sr8	4	11	13	15	13	13	13

Con los valores promedio de dureza, se obtiene la gráfica 5.17. Para un mejor análisis se aumentó una línea de tendencia usando el método de regresión lineal o mínimos cuadrados.

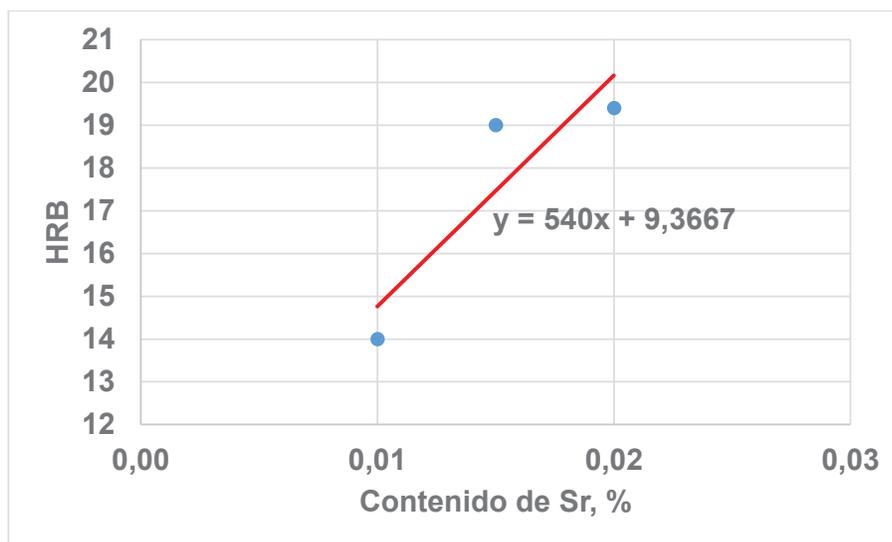


Figura 5. 17 Dureza vs % de estroncio. (Fuente propia)

1. En la figura 5.17, se observa como la dureza aumenta al incrementar el contenido de estroncio. Esto debido a que la mejor distribución del eutéctico.

5.3.4 TRATAMIENTO TÉRMICO T6 (ALEACIÓN A356.0)

Tabla 5. 21 Valores de dureza de probetas sometidas a tratamiento térmico T6

ID	Tratamiento Térmico T6			Dureza (HRB)					
	Solubilización	Temple	Envejecimiento	1	2	3	4	5	Promedio
Sin Modificación									
AI 1	540 °C -1h	70	140 °C -2h	38	39	36	39	38	38
AI 3	540 °C -1h	70	140 °C -2h	46	46	50	50	47	48
AI 5	550 °C -1h	70	140 °C -2h	45	45	45	46	47	46
AI 6	550 °C -1h	70	140 °C -4h	45	42	46	43	42	44
Modificadas									
AI 13	550 °C -1h	70	140 °C -2h	35	31	40	39	30	35
AI 14	550 °C -1h	70	140 °C -2h	35	33	35	37	35	35
AI 15	550 °C -1h	70	140 °C -4h	49	50	49	49	48	49
AI16	550 °C -1h	70	140 °C -4h	32	36	37	38	41	36.80

Tabla 5. 22 Valores de dureza de probetas sin tratamiento térmico

Muestras sin Tratamiento							
ID	Condición	Dureza (HRB)					
		1	2	3	4	5	Promedio
Al18	Modificada	20	21	19	23	21	20.80
Al20	Sin Modificar	24	24	19	28	27	24.40

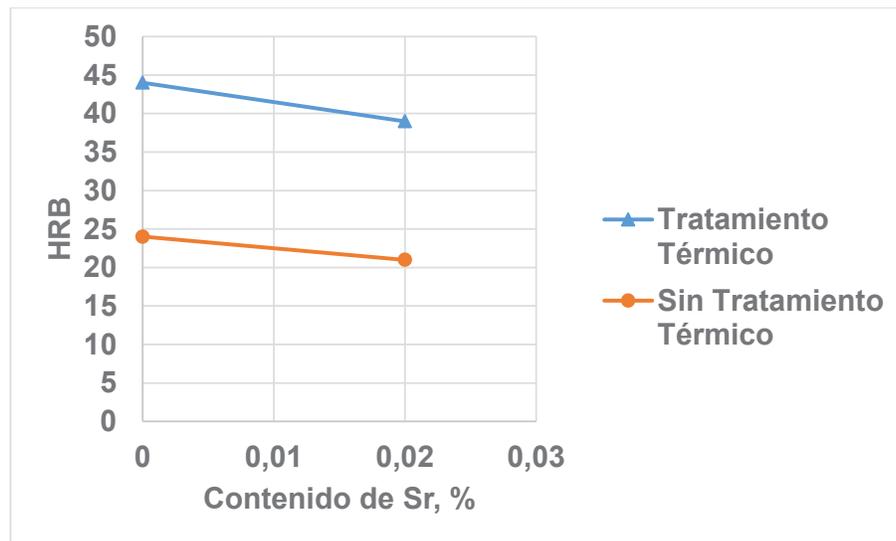


Figura 5. 18 Dureza vs % de estroncio. (Fuente propia)

1. En la figura 5.18 se puede ver el efecto de endurecimiento por precipitación de las muestras sometidas a tratamiento térmico T6, con respecto a probetas sin tratar térmicamente. Se tiene un incremento del 45% en el valor de dureza, con lo que se determina la efectividad del tratamiento T6 a una temperatura de tratamiento de solución de 540°C y envejecimiento a 140° C por una hora. Con estos resultados se comprueba experimentalmente el incremento de la dureza al aplicar el tratamiento térmico T6.

5.3.5 BLOQUE DE MOTOR COMERCIAL

Los valores de dureza obtenidos del bloque de motor comercial, se muestran en la tabla 5.23.

Tabla 5. 23 Valores de dureza de probeta extraída de un bloque de motor

ID	Dureza (HRB)			
	Número de mediciones			
	1	2	3	Promedio
B1	48	45	42	45

5.4 ENSAYO DE ESPECTROMETRÍA

Los valores de composición química mostrados a continuación, se determinaron mediante análisis en Espectrómetro de Chispa marca BRUKER modelo Q4 TASMAN del Departamento de Metalurgia Extractiva (DEMEX).

La composición química de las probetas obtenidas a partir de pistones (Tabla 5.24), muestran un alto contenido de silicio, por lo que, no se utilizó pistones para llegar a obtener una aleación hipoeutéctica.

Tabla 5. 24 Composición química de probetas obtenidas con pistones

Metales	Nomenclatura		
	A1 (%)	C (%)	E1 (%)
Si	12.69	12.10	13.14
Fe	0.31	0.94	1.04
Cu	1.18	0.99	1.08
Mn	0.06	0.10	0.06
Mg	0.81	0.69	0.53
Cr	0.02	0.02	0.02
Ni	1.21	1.27	1.12
Zn	0.04	0.05	0.04
Ti	0.05	0.02	0.04
Ga	0.02	0.02	0.02
Pb	0.05	0.01	0.01
V	0.02	0.01	0.02
Al	83.84	83.73	82.81

En la tabla 5.24, la probeta **A1** fue obtenida de pistones de automóvil sin limpiar, **C** pistones de automóvil a gasolina limpios, **E1** pistones de automóvil a diésel limpios. La limpieza se realizó con gasolina.

La tabla 5.25 muestra la composición química de probetas obtenidas a partir de la fundición de latas de aluminio, en donde se puede observar el alto contenido de hierro.

Tabla 5. 25 Composición química de probetas obtenidas con latas de aluminio

Metales	Nomenclatura
	Z1 (%)
Si	0.25
Fe	1.29
Cu	0.11
Mn	0.72
Mg	0.67
Cr	0.02
Ni	-
Zn	0.04
Ti	0.04
Ga	0.02
Pb	0.02
V	0.02
Al	96.72

La tabla 5.26 muestra la composición química de las probetas (**T1**, **T6**) obtenidas a partir de la fundición de la aleación de aluminio 6063, con adiciones de estroncio y refinador de grano. La muestra **P1** fue obtenida de la fundición de pistones con adición de refinador y estroncio. Las probetas **T1** y **T6** se obtuvieron bajos los mismos parámetros mostrados en la tabla 3.14, en estas muestras se añadió ferro-silicio, por lo que se obtuvo un alto contenido de hierro en la composición.

Tabla 5. 26 Composición química de probetas con adiciones de silicio

Metales	Nomenclatura		
	T1 (%)	T6 (%)	P1 (%)
Si	11.58	16.65	14.36
Fe	3.96	3.96	0.54
Cu	0.03	0.06	1.62
Mn	0.08	0.17	0.12
Mg	0.27	0.65	0.58
Cr	0.02	0.08	0.04
Ni	0.06	0.16	0.78
Zn	0.03	3.57	0.27
Ti	0.03	0.05	0.07
Ga	0.02	0.04	0.04
V	0.02	0.07	0.04
Pb	0.01	0.15	0.05
Sn	0.01	0.07	0.05
Al	83.8	74.09	81.38

En la tabla 5.27, la probeta **B1** fue extraída de las aletas de un bloque de motor, la probeta **AI12** fue obtenida a partir de la fundición de la aleación 6063 con adiciones de silicio metálico, refinador de grano y estroncio.

Tabla 5. 27 Composición química de probeta con adición de silicio y probeta extraída de un bloque de motor

Metales	Nomenclatura	
	B1 (%)	AI12 (%)
Si	12.13	12.21
Fe	0.87	0.16
Cu	1.23	0.02
Mn	0.15	0.01
Mg	0.13	0.2
Cr	0.02	-
Ni	0.04	-
Zn	1.15	0.02
Ti	0.03	0.03

Continuación de tabla 5.27		
Ga	0.02	0.02
V	0.01	0.01
Pb	0.09	-
Sn	0.03	-
Al	84.08	84.08

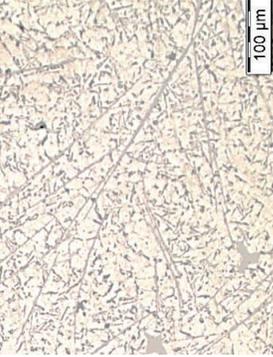
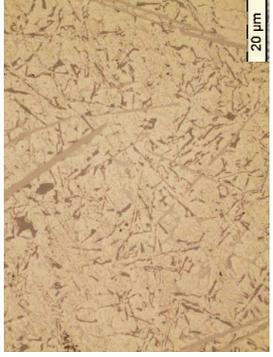
La tabla 5.28 muestra la composición química de las probetas (**AL1.3**, **AL1.10**, **AL1.12**, **AL1.19**) obtenidas a partir de la fundición de la aleación de aluminio 6063, con adiciones de estroncio y refinador de grano. Estas probetas se obtuvieron bajo los mismos parámetros mostrados en la tabla 3.14.

Tabla 5. 28 Composición química aleación experimental A356.0

Metales	Nomenclatura			
	AL1.3 (%)	AL1.10 (%)	AL1.12 (%)	AL1.19 (%)
Si	10.50	7.36	7.17	6.91
Fe	0.14	0.13	0.14	0.13
Mg	0.21	0.23	0.27	0.25
Zn	0.01	0.01	0.01	0.01
Ti	0.03	0.03	0.03	0.03
Ga	0.02	0.02	0.02	0.02
V	0.01	0.01	0.01	0.01
Al	89.01	92.17	92.29	92.57

5.5 RECOPIACIÓN DE RESULTADOS

Tabla 5. 29 Refinamiento de grano

Muestras	Micrografías		Propiedades Mecánicas		
	100x	500x	Resistencia última a la tracción [MPa]	Elongación	Dureza HRB
M1- 0%Refinador			118,88	2,30	63.20
N2- 0,05%Refinador			170,65	0,9	51,40

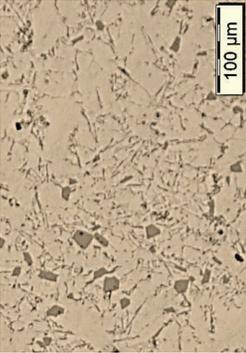
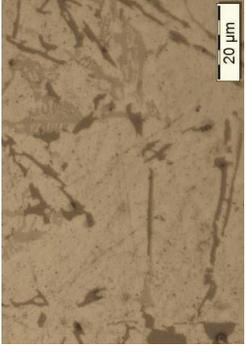
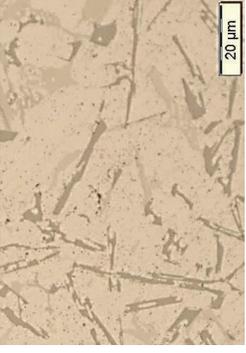
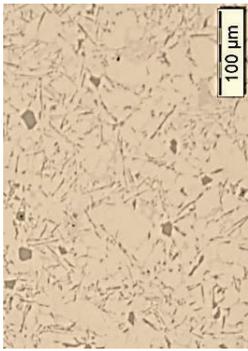
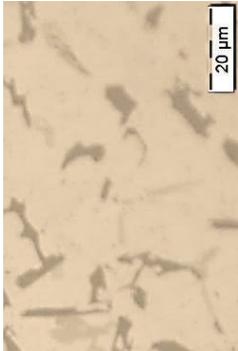
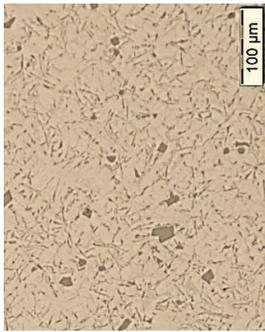
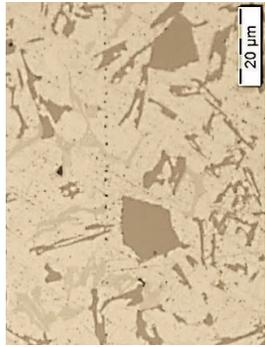
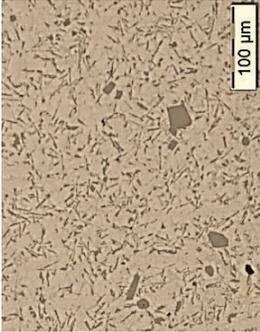
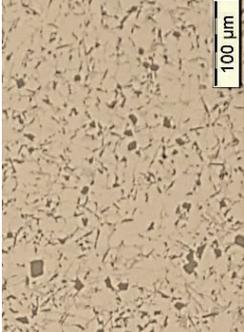
O3- 0,1%Refinador	 100 µm	 20 µm	196,55	3,06	55,67
P2- 0,2%Refinador	 100 µm	 20 µm	189,62	4,28	51,8
Q3- 0,5%Refinador	 100 µm	 20 µm	178,10	2,10	62,40

Tabla 5. 30 Tiempo de permanencia dentro del molde

Muestras	Micrografías		Propiedades Mecánicas		
	100x	500x	Resistencia última a la tracción [MPa]	Elongación	Dureza HRB
1B-3min			216,83	3,10	63,20
2A-4min			222,01	1,14	61,60

3A-5min	 <p>100 μm</p>	 <p>20 μm</p>	192,04	1,68	60,80
4B-7min	 <p>100 μm</p>	 <p>20 μm</p>	216,90	2,66	59,20
5B-9min	 <p>100 μm</p>	 <p>20 μm</p>	229,18	2,24	62

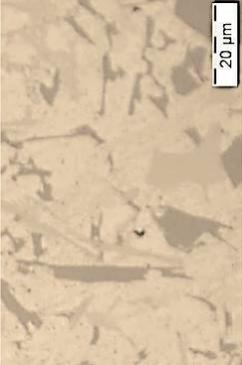
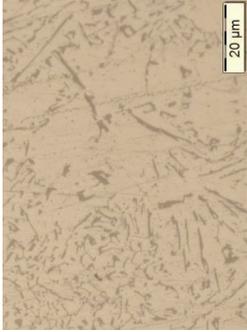
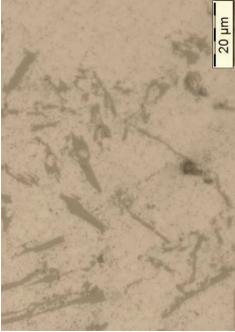
7A-15min			219,25	1,14	68
----------	---	--	--------	------	----

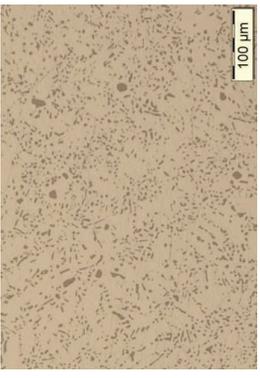
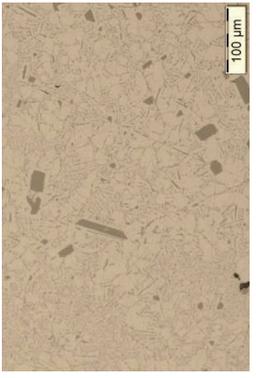
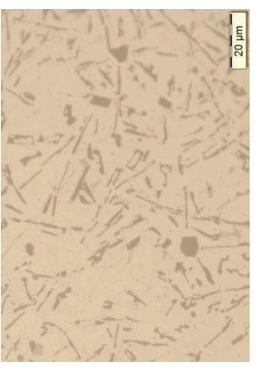
Tabla 5. 31 Modificación de fase eutéctica

Muestras	Micrografías 500x	Propiedades Mecánicas		
		Resistencia última a la tracción [MPa]	Elongación	Dureza
Sr0-0%Sr		122,49	1,64	24,40
Sr1-0,01%Sr		128,92	3,84	14
Sr3-0,015%Sr		96,46	2,84	19

Sr5-0,02%Sr		110,53	2,38	19,40
Sr8-4%Sr		161,24	3,48	13

Tabla 5. 32 Tratamiento térmico T6

Muestras	Micrografías		Propiedades Mecánicas		
	100x	500x	Resistencia última a la tracción [MPa]	Elongación	Dureza
Al5-0%Sr-T6			207,10	4,82	46
Al20-0%Sr			122,49	1,64	24,40

<p>Al15- 0,02%Sr-T6</p>	 <p>100 μm</p>	 <p>20 μm</p>	<p>186,17</p>	<p>3,92</p>	<p>49</p>
<p>Al18- 0,02%Sr</p>	 <p>100 μm</p>	 <p>20 μm</p>	<p>111,15</p>	<p>1,52</p>	<p>20,80</p>

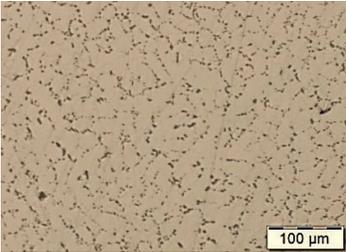
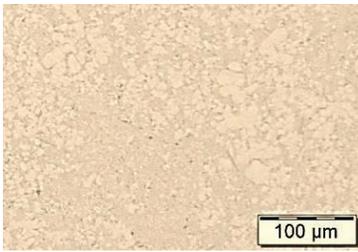
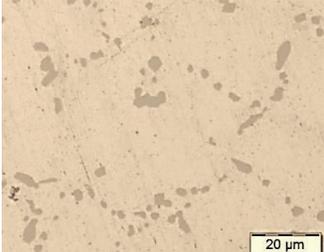
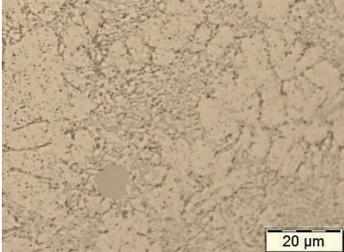
5.6 TABLA COMPARATIVA

En la tabla 5.33 se compara las propiedades mecánicas de la aleación A356.0 obtenida experimentalmente en esta investigación con las propiedades de la aleación de un bloque de motor comercial.

La composición química de la aleación del bloque de motor comercial (**B1**) se muestra en la tabla 5.27, mientras que la composición química de la aleación A356.0 experimental (**AI1.12**) se muestra en la tabla 5.28.

La composición química de la aleación A356.0 experimental (Al-7.17Si-0.25Mg) se aproxima a la composición química de la aleación A356.0 teórica mostrada en la tabla 3.1 de la sección 3.1.

Tabla 5. 33 Tabla comparativa entre la aleación A356.0 y la aleación de un bloque de motor comercial

Propiedades mecánicas	Unidades	Aleación A356.0-T6 (Al1.12)	Bloque de motor
Resistencia última a la tracción	[MPa]	231.21	287.69
	[ksi]	33.53	41.73
Elongación en 50 mm	%	3.46	5.4
Dureza	HRB	43	45
Microestructura	100X		
	500X		

1. La muestra Al1.12 presenta una microestructura uniformemente distribuida con propiedades mecánicas aceptables de 231.21 MPa y elongación de 3,46% en comparación con la muestra obtenida de un bloque de motor

comercial de resistencia última a la tracción de 287,79 MPa y elongación de 5,45%, dando un error de 19,63% y 35,93% respectivamente.

2. La variación de la dureza entre la muestra Al1.12 y la de un bloque de motor comercial es de 4,4%, debido a la presencia de microporosidades, ocasionando que la punta del indentador ejerza la fuerza sobre un microporo.
3. La variación en las propiedades mecánicas de la muestra Al1.12 en comparación con la muestra del bloque de motor comercial, se atribuye a la forma y dimensiones de extracción de probetas, es decir, las probetas de tracción obtenidas en forma cilíndricas no presentan igual comportamiento que probetas ensayadas de forma plana.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

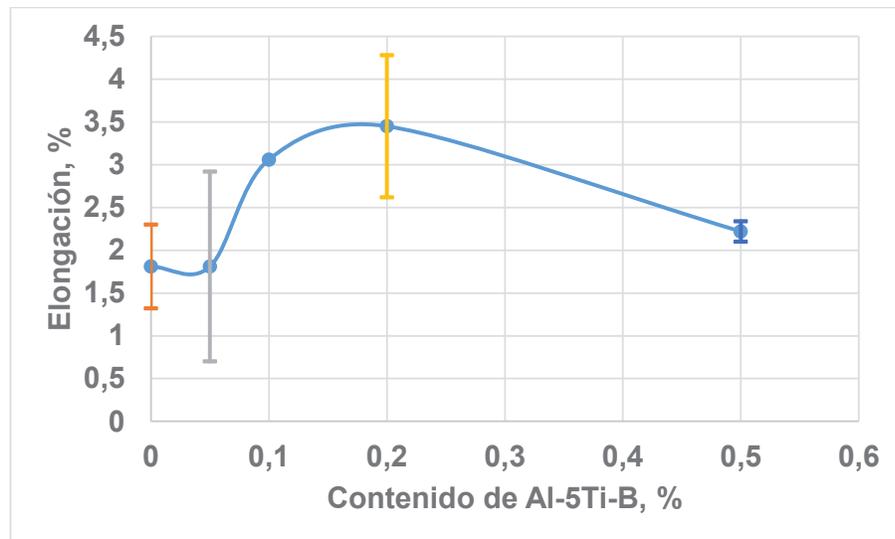
Investigaciones del refinamiento de grano y modificación de silicio eutéctico con adiciones de aleaciones madre Al-5Ti-B y estroncio respectivamente, se han llevado a cabo en aleaciones de aluminio-silicio (Al-Si) utilizadas en aplicaciones industriales. El objetivo es mejorar las características mecánicas, con la finalidad de sustituir a materiales tradicionalmente utilizados en la industria. Por ejemplo, en la industria automotriz, se requiere componentes de menor peso para obtener un mejor rendimiento de combustible. Las aleaciones de Al-Si debido a su alta resistencia y bajo peso, son las aleaciones livianas de mayor aceptación en esta industria para reemplazar componentes pesados. Por su ligereza y comparable resistencia, estas aleaciones han sido utilizadas con éxito para la fabricación de autopartes, entre ellas los bloques de motor.

En base a los resultados experimentales obtenidos de los estudios de refinamiento de grano, modificación de silicio eutéctico y tratamiento térmico T6, se detallan las siguientes conclusiones.

Mediante la adición del refinador de grano Al-5Ti-B, se obtiene una notable mejoría en la resistencia última a la tracción y la ductilidad en las muestras de tracción. Los valores promedio de la resistencia última a la tracción y la elongación en 50 mm se han incrementado de 117 MPa y 1.8% (0% de refinador) a 172 MPa y 2.20% (0.5% de refinador) respectivamente. El incremento en la resistencia a la tracción se atribuye principalmente al impedimento del movimiento continuo de las dislocaciones, debido al aumento de límites de grano por unidad de volumen.

Las mejoras en la resistencia última a la tracción y la ductilidad de las muestras, se atribuyen a la adición de refinador de grano en forma de aleación madre Al-5Ti-B. Los mejores resultados se observan en las muestras con adición de refinador de 0.2% respecto al peso de la carga. El efecto de refinamiento de grano sobre la ductilidad se muestra en la siguiente figura. Como se puede apreciar, una cantidad

de refinador superior al 0.2% va en decremento de la capacidad de elongación de la aleación.



Realizado el ensayo metalográfico a las muestras con adición directa al metal fundido de refinador de grano Al-5Ti-B en forma de varilla, se observa una notable reducción del tamaño de grano de aluminio primario ($\alpha(Al)$). Se logra una disminución de tamaño de grano desde un valor de macrograno ASTM M-12 a un valor de macrograno de M-15.5 (ver Tabla 5.13). El cambio en la morfología de la fase $\alpha(Al)$, desde una estructura gruesa a grano fino equiaxial, se atribuye al efecto de la aleación madre Al-5Ti-B.

Además de la adición de refinador de grano, la velocidad de enfriamiento tiene una fuerte influencia sobre el tamaño de grano, por lo que se considera como otro método de refinamiento de grano. Este método no es recomendado para piezas de geometría compleja, debido a que, la disipación de calor no es la misma en todas las secciones de la pieza, por lo tanto, el tamaño de grano varía en cada sección. Para piezas de geometría compleja el uso de refinador de grano es necesario, debido a que existirían más sitios de nucleación, por lo tanto, se tendrá una nucleación heterogénea.

El efecto del estroncio como agente modificador de la fase de silicio eutéctico ha sido investigado. Los resultados obtenidos de las muestras sometidas a modificación, muestran que el estroncio cambia la morfología de la fase eutéctica

en diferentes grados. De acuerdo a la teoría de maclación inducida por impureza, el radio del átomo de estroncio está dentro del rango de radios atómicos admitidos para que se genere planos de macla.

La adición de estroncio en forma de polvo (óxido de estroncio) como agente modificador, favorece en el incremento de la ductilidad. Adiciones de 0.010% y 0.015% de estroncio, ocasiona la modificación parcial del eutéctico. Con adiciones de 0.02 % y 4% de estroncio, se observa un cambio en la morfología de las partículas aciculares de silicio eutéctico, dicha modificación fueron de clases 4 y 5. La muestra con adición de 0.02% de estroncio como modificador, obtiene una mejora notable en la ductilidad, lo cual sugiere que adiciones mayores al valor de 0.02% no tienen mayor efecto en la modificación. Adiciones mayores a 0.02%, tienen un efecto negativo, debido a que aumentan la absorción de hidrógeno en el metal fundido.

El análisis del proceso de modificación de silicio eutéctico, revela que la adición del agente modificador estroncio influye sobre las propiedades de tracción. Los valores promedio de la resistencia última a la tracción y la elongación en 50 mm se han incrementado de 122 MPa y 1.5% (0% de modificador) a 161 MPa y 2.20% (4% de modificador) respectivamente. Es decir, un incremento en el contenido de modificador, es acompañado de un incremento en los valores de resistencia a la tracción y ductilidad de las muestras sometidas a modificación del eutéctico.

De la observación experimental, se tiene que las mejoras en la resistencia a la tracción y en la ductilidad, se obtienen con adiciones de refinador de grano Al-5Ti-B en forma de varilla y modificador estroncio en forma de polvo en cantidades menores a las recomendadas. El refinador de grano y modificador fueron añadidos al metal fundido a una temperatura de 750°C por 30 minutos. Los mejores resultados se obtuvieron en las muestras sometidas a refinamiento de grano y modificación eutéctica con valores de 0.2% y 0.02% respectivamente.

Contenidos de refinador de grano y modificador de fase eutéctica mayores al valor crítico (0.2 y 0.02% respectivamente), provocan una disminución gradual de las propiedades mecánicas. Una buena modificación del silicio eutéctico comienza a presentarse más allá del valor de 0.02%, pero con valores superiores, se tiene un

aumento en el contenido de hidrógeno disuelto en el metal fundido, lo que causaría porosidad durante la solidificación.

El contenido de hierro (mayor a 0.9%) en la aleación tiene efectos negativos sobre las propiedades de tracción. De acuerdo al análisis de espectrometría realizado a diferentes muestras, se determinó que las muestras que presentaban altos niveles de contenido de hierro, presentaron baja resistencia a la tracción y baja ductilidad. Esto se debe a que durante el proceso de solidificación el hierro forma intermetálicos, siendo la fase rica en hierro $\beta - Al_5FeSi$ la más común, estos intermetálicos actúan como iniciadores y propagadores de fisuras, lo que genera fundiciones de baja calidad.

En el tratamiento térmico T6, las muestras sometidas a un tiempo de tratamiento de solubilización de 1 hora y a una temperatura de 540°C, obtuvieron un incremento significativo en la dureza después del envejecimiento artificial a 140°C por un tiempo de 2 horas. La morfología del eutéctico cambio significativamente, observándose una mejor fragmentación y esferoidización de la fase eutéctica en la matriz de aluminio primario.

Una mayor fragmentación y esferoidización de la fase eutéctica, se presentó en la muestra modificada y sometida a una temperatura de solubilización de 550°C, mientras que una muestra no modificada sometida a una temperatura de 550 °C no presenta una esferoidización completa. La resistencia última a la tracción y ductilidad mejoraron en un 6.4% y 8.7% respectivamente, después de realizado el tratamiento térmico T6, a temperatura de solubilización de 550°C, con temple en agua a 70° C y envejecimiento artificial por 4 horas.

Además de la disolución de la solución sólida de siliciuro de magnesio (Mg_2Si), la homogenización y el cambio en la morfología de la fase eutéctica, la etapa de solubilización también afecta la naturaleza de las fases intermetálicas de hierro. Dando como resultado una mejora del 8.7% en la ductilidad, esta mejora se debe a que los intermetálicos de hierro se distribuyen de mejor manera en la matriz primaria, resultando en partículas frágiles uniformemente distribuidas.

El uso de aditivos fundentes y desgasificantes en el metal fundido, tales como el Alufundex y Apartagas, permite proteger y minimizar la absorción de hidrógeno del metal fundido. De esta manera se reduce la presencia de inclusiones no metálicas producto de la oxidación, así también, se reduce la presencia de porosidades generadas por gas atrapado durante el proceso de solidificación de la pieza.

La aleación A356.0-T6 obtenida experimentalmente en el laboratorio de fundición de la Facultad de Ingeniería Mecánica, mediante el control adecuado del metal fundido, control de la velocidad de enfriamiento y tratamiento térmico T6, se propone como aleación a utilizar para la fabricación del bloque de motor que se busca como parte del laboratorio de fundición.

RECOMENDACIONES

La temperatura de colado de la aleación no debe exceder los 720°C, esto con la finalidad de minimizar la absorción de hidrógeno de la atmósfera. La presencia de hidrógeno disuelto en exceso, podría generar porosidades en la fundición durante el proceso de solidificación.

Para añadir silicio metálico al metal fundido, este debe ser triturado hasta obtener silicio de tamaño uniforme entre 4 y 6 mm. Esto se realiza con la finalidad de conseguir una mejor disolución del mismo en el metal fundido.

Durante el proceso de fundición se debe recubrir la cavidad interna del molde metálico con grafito, para tener una extracción más fácil de la pieza fundida, después del tiempo adecuado solidificación.

Es importante precalentar el molde metálico a una temperatura adecuada, se puede utilizar un rango entre 200°C y 300°C. Este proceso facilita el flujo del metal fundido dentro de la cavidad del molde y, evita que se produzca un choque térmico.

Durante el refinamiento de grano, se debe añadir el refinador a la temperatura adecuada de 750°C y cumplir con el tiempo de permanencia de 30 minutos, para su correcta disolución, con el objetivo de obtener mejores resultados. En el caso de la modificación de fase eutéctica se debe considerar los mismos parámetros de tiempo y temperatura utilizados en el refinamiento de grano.

Durante el proceso de fundición para tener una mejor disolución del silicio, refinador de grano y modificador de fase eutéctica, una agitación leve y continua mediante un agitador mecánico sería lo adecuado.

Para reducir el tiempo de permanencia de la pieza fundida dentro del molde, lo adecuado sería aumentar la velocidad de enfriamiento, esto se podría lograr mediante transferencia de calor por convección forzada.

Durante el tratamiento térmico T6, no exceder el tiempo de envejecimiento de 2h, para evitar un decremento moderado en la ductilidad del material. Para probetas modificadas, controlar la temperatura y tiempo de solubilización durante el tratamiento térmico T6, para obtener una mejor esferoidización de las partículas del eutéctico.

Durante el análisis metalográfico sumergir las muestras metalográficas en los reactivos Poulton y Keller, por un tiempo de ataque adecuado (15 a 30s respectivamente), para evitar un sobreataque de las muestras. De ocurrir un sobreataque superficie de la muestra no permitiría observar los límites de grano con claridad.

Durante el proceso de fundición, en la etapa de colado utilizar una espuma porosa cerámica, para reducir la cantidad de inclusiones no metálicas presentes en el metal fundido dentro del molde, que podrían generar porosidades.

Como trabajo futuro, se recomienda estudiar el efecto que el refinador Al-5Ti-B tiene sobre la respuesta dinámica del material.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] I. Polmear and D. S. John, *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*: Butterworth-Heinemann, 2005.
- [2] R. J. Hussey and J. Wilson, *Light Alloys: Directory and Databook*: Springer Science & Business Media, 2013.
- [3] M. Caton, J. W. Jones, J. Boileau, and J. Allison, "The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 30, pp. 3055-3068, 1999.
- [4] M. Moustafa, F. Samuel, and H. Doty, "Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413. 1) automotive alloys," *Journal of Materials Science*, vol. 38, pp. 4507-4522, 2003.
- [5] F. Samuel, A. Samuel, P. Ouellet, and H. Doty, "Effect of Mg and Sr additions on the formation of intermetallics in Al-6 wt pct Si-3.5 wt pct Cu-(0.45) to (0.8) wt pct Fe 319-type alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 29, pp. 2871-2884, 1998.
- [6] J. G. Kaufman and E. L. Rooy, *Aluminum alloy castings: properties, processes, and applications*: ASM International, 2004.
- [7] B. P. Bhardwaj, *The Complete Book on Production of Automobile Components & Allied Products*, 2014.
- [8] W. Hufnagel and P. Coca, *Manual del aluminio*: Reverté, 1992.
- [9] A. Kaye and A. Street, *Die Casting Metallurgy: Butterworths Monographs in Materials*: Elsevier, 2013.
- [10] Y. A. Cengel and M. A. Boles, *Termodinámica*: McGraw-Hill México, 2011.
- [11] H. Yamagata, *The science and technology of materials in automotive engines*: Elsevier, 2005.
- [12] J. R. Davis and J. R. Davis, *Aluminum and aluminum alloys*: ASM international, 1993.
- [13] J. G. Kaufman, *Introduction to aluminum alloys and tempers*: ASM International, 2000.
- [14] J. R. Davis, *Corrosion of aluminum and aluminum alloys*: ASM International, 1999.
- [15] H. Ye, "An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 12, pp. 288-297, 2003.
- [16] C. Rui, Y.-f. Shi, Q.-y. Xu, and B.-c. Liu, "Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3 Mg-0.15 Fe alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 24, pp. 1645-1652, 2014.
- [17] M. Warmuzek, *Aluminum-Silicon Casting Alloys : An Atlas of Microfractographs*. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2004.
- [18] 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, pp. 118-123, 2013.
- [19] M. P. Groover, *Fundamentos de manufactura moderna: materiales, procesos y sistemas*: Pearson Educación, 1997.
- [20] D. Askeland and W. Wright, *Science and Engineering of Materials*: Cengage Learning, 2015.

- [21] F. R. Morral, E. Jimeno, and P. Molera, *Metalurgia general* vol. 2: Reverté, 1985.
- [22] S.-r. WANG, M. Ru, Y.-z. WANG, W. Yong, and L.-y. YANG, "Growth mechanism of primary silicon in cast hypoeutectic Al-Si alloys," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 22, pp. 1264-1269, 2012.
- [23] *ASM Handbook Casting*, 9th Edition ed. vol. Volume 15
- [24] K. Davamia, M. Shayganb, M. K. B. Givi, and M. M. Mashhadi, "An Investigation of Solidification Conditions and Melt Treatment on Microporosity Formation."
- [25] F. C. Campbell, *Phase Diagrams : Understanding the Basics*. Materials Park, OH, USA: A S M International, 2012.
- [26] S. Kalpakjian and S. R. Schmid, *Manufactura, ingeniería y tecnología*: Pearson Educación, 2002.
- [27] J. Campbell, *Castings*: Butterworth-Heinemann, 2003.
- [28] F. C. Campbell, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. Materials Park, OH, USA: ASM International, 2008.
- [29] E. P. De Garmo, J. T. Black, and R. A. Kohser, *DeGarmo's materials and processes in manufacturing*: John Wiley & Sons, 2011.
- [30] G. E. Totten and D. S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes* vol. 1: CRC Press, 2003.
- [31] Y. Cho, H.-C. Lee, K. Oh, and A. Dahle, "Effect of strontium and phosphorus on eutectic Al-Si nucleation and formation of β -Al₅FeSi in hypoeutectic Al-Si foundry alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 39, pp. 2435-2448, 2008.
- [32] Y.-C. Tsai, C.-Y. Chou, S.-L. Lee, C.-K. Lin, J.-C. Lin, and S. Lim, "Effect of trace La addition on the microstructures and mechanical properties of A356 (Al-7Si-0.35 Mg) aluminum alloys," *Journal of alloys and compounds*, vol. 487, pp. 157-162, 2009.
- [33] A. Loizaga, E. De la Fuente, A. Niklas, J. Barrenengoa, and A. Fernández-Calvo, "Optimización de las propiedades mecánicas de las aleaciones AlSi7Mg moldeadas en arena," *Revista de Metalurgia*, vol. 46, pp. 64-70, 2010.
- [34] K. Nogita, S. D. McDonald, and A. K. Dahle, "Eutectic modification of Al-Si alloys with rare earth metals," *Materials transactions*, vol. 45, pp. 323-326, 2004.
- [35] R. Francis and J. Sokolowski, "Prediction of the aluminum silicon modification level in the AlSiCu alloys using artificial neural networks," *Metalurgija*, vol. 14, pp. 3-15, 2008.
- [36] E. J. Martínez, R. Ortega de la Rosa, and G. Torres, "STUDY OF MODIFIER EFFECT OF SODIUM ARISING FROM NaCl UPON THE MORPHOLOGY OF SILICON IN AN HYPOEUTECTIC Al-Si ALLOY," *Ingeniare. Revista chilena de ingeniería*, vol. 14, pp. 238-244, 2006.
- [37] J. E. Gruzleski and B. M. Closset, *The treatment of liquid aluminum-silicon alloys*: Amer Foundry Society, 1990.
- [38] V. Páramo López, "Esferoidización del eutéctico en las aleaciones aluminio silicio," Universidad Autónoma de Nuevo León, 1998.
- [39] E. J. Asbjornsson, "Dispersion of grain refiner particles in molten aluminium," University of Nottingham, 2001.

- [40] H. Ghadimi, S. H. Nedjhad, and B. Eghbali, "Enhanced grain refinement of cast aluminum alloy by thermal and mechanical treatment of Al-5Ti-B master alloy," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 23, pp. 1563-1569, 2013.
- [41] J. A. Green, *Aluminum recycling and processing for energy conservation and sustainability*: ASM International, 2007.
- [42] P. Cavaliere, E. Cerri, and P. Leo, "Effect of heat treatments on mechanical properties and fracture behavior of a thixocast A356 aluminum alloy," *Journal of Materials Science*, vol. 39, pp. 1653-1658, 2004.
- [43] S. Shabestari and F. Shahri, "Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy," *Journal of Materials Science*, vol. 39, pp. 2023-2032, 2004.
- [44] J.-H. Peng, X.-L. Tang, J.-t. He, and D.-Y. Xu, "Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, pp. 1950-1956, 2011.
- [45] A. Mohamed and F. Samuel, "A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys," *Heat Treatment, Rijeka, Croatia, InTech Science*, pp. 229-246, 2012.
- [46] D. A. Lados, D. Apelian, and L. Wang, "Solution treatment effects on microstructure and mechanical properties of Al-(1 to 13 pct) Si-Mg cast alloys," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 42, pp. 171-180, 2011.
- [47] G. F. Vander Voort, *Metallography, principles and practice*: ASM International, 1984.

ANEXOS

ANEXO 1. VALOR RECOMENDADO DE REFINADOR DE GRANO

Al-5Ti-B

FOUNDRYMEN'S GUIDE TO GRAIN REFINER ADDITIONS*

SELECT CHARGE SIZE, CHOICE OF TIBOR®, PRODUCT FORM. READ QUANTITY REQUIRED.

CHARGE SIZE (lbs or kg)	TIBOR® 5%Ti / 1%B Nominal addition level: 2 lbs/1,000 lbs (0.01%Ti) .907 kg/454 kg (0.01%Ti)					TIBOR® 1.7%Ti / 1.4%B Nominal addition level: 2 lbs/1,000 lbs (0.01%Ti) .907 kg/454 kg (0.01%Ti)				
	5%Ti / 1%B TIBOR® GRAIN REFINER REQUIRED	*CUT ROD (1 oz) (.03 kg)	*BUTTON (5 oz) (.14 kg)	*WAFFLE SECTION (1 lb) (.454 kg)	Kg INGOT (2.2 lbs) (1 kg)	WAFFLE INGOT (16 lbs) (7.25 kg)	1.7%Ti / 1.4%B TIBOR® GRAIN REFINER REQUIRED	*CUT ROD (1 oz) (.03 kg)	*BUTTON (5 oz) (.14 kg)	*WAFFLE SECTION (1 lb) (.454 kg)
100 lbs 45 kg	0.2 lb .1 kg	3 Rods	1 Button				0.2 lb .1 kg	3 Rods	1 Button	
250 lbs 113 kg	0.5 lb .23 kg	8 Rods	2 Buttons				0.5 lb .23 kg	8 Rods	2 Buttons	
500 lbs 227 kg	1 lb .454 kg	16 Rods	3 Buttons	1 Section			1 lb .454 kg	16 Rods	3 Buttons	1 Section
1,000 lbs 454 kg	2 lbs .907 kg		7 Buttons	2 Sections	1 Ingot		2 lbs .907 kg		7 Buttons	2 Sections
1,500 lbs 680 kg	3 lbs 1.36 kg		10 Buttons	3 Sections	1 Ingot+		3 lbs 1.36 kg		10 Buttons	3 Sections
2,000 lbs 908 kg	4 lbs 1.81 kg		13 Buttons	4 Sections	2 Ingots		4 lbs 1.81 kg		13 Buttons	4 Sections
5,000 lbs 2268 kg	10 lbs 4.54 kg			10 Sections	5 Ingots		10 lbs 4.54 kg			10 Sections
10,000 lbs 4540 kg	20 lbs 9.07 kg			20 Sections	9 Ingots	1 Waffle+ 4 Sections	20 lbs 9.07 kg			20 Sections

*Note: The addition levels shown are typical. Depending upon the casting method employed and the difficulty of the alloy, it may be necessary to increase the addition level by a factor of 2 to 3x.

ANEXO 2. CANTIDADES RECOMENDADAS DE ALU FUNDEX Y APARTAGAS

INDUSTRIAL JUVAL LTDA.

E-mail: juvalcol@juval.com
http://www.juval.com

ALU FUNDEX

Página 2 de 3

- **ALU FUNDEX E:**
Fundente escorificante de alta eficiencia, aplicado en la fundición de aluminio en crisol u horno de reverbero. Aplicación del 0.3-0.5% en peso con respecto a la carga dependiendo del tipo de material a fundir.
- **ALU FUNDEX EP:**
Igual al ALU FUNDEX E En pastillas.
- **ALU FUNDEX K:**
Fundente con muy bajo sodio para fundición de aleaciones de aluminio con alto contenido de magnesio o estroncio.
- **ALU FUNDEX LF:**
Fundente limpiador de paredes para ser utilizado en horno de reverbero en la fundición de Aluminio

METODO DE APLICACIÓN DEL ALU FUNDEX 110 , AR 1, ECO EXTRA y K EN HORNO DE CRISOL:

1. Calentar el crisol vacío. Luego el lingote y/o chatarra y añadir 250 gramos de ALU-FUNDEX 110 , AR 1, ECO , E o K , por cada 50 kg. de carga.
2. El ALU FUNDEX 110, AR 1, ECO, E o K, protege la carga durante la fusión, reduce la oxidación y la absorción de gases.
3. Debido a la disminución de óxidos, el aluminio tiene mayor colabilidad.
4. Cuando la temperatura alcance los 700°C, apagar el fuego o sacar el crisol del horno. El calor residual elevará la temperatura de la carga hasta unos 750°C.
5. Espolvorear sobre la superficie 250 gr. de ALU FUNDEX 110 , AR 1, ECO , E o K, por cada 50 kg. de carga y dejar reposar un minuto.
6. El ALU FUNDEX 110, AR 1, ECO y E, produce una reacción exotérmica con la escoria, con lo cual se logra que el metal retenido por la escoria se desprenda y regrese al baño.
7. Poner en íntimo contacto el fundente con la escoria mediante agitación apropiada
8. Con una cuchara perforada retirar la escoria ya libre de metal y proceder a la colada.



Visítenos en : galvanoonline.com

BOLETIN TECNICO APARTAGAS

02179033171

APARTAGAS es un rápido y efectivo desgasificante para aluminio y sus aleaciones, evitando así la porosidad en la pieza fundida.

CAUSA Y EFECTO DE LA POROSIDAD GASEOSA

La porosidad que se presenta en las piezas coladas y conocida con el nombre de picado de aguja, es siempre debida a hidrogeno disuelto en el metal fundido, cuyo gas es expulsado en pequeñas burbujas a través de la pieza mientras esta se solidifica. La presencia de hidrógeno se debe en primer lugar a condiciones defectuosas del horno, herramientas húmedas, chatarra oxidada y prolongado mantenimiento del metal a excesiva temperatura. Piezas de aluminio porosas, significan piezas rechazables, con baja resistencia mecánica, ausencia de compacidad y mal acabado superficial.

DESGASIFICACION

Con el objeto de eliminar la porosidad, se ha desarrollado el APARTAGAS que proporciona una rápida y cómoda desgasificación del baño, a la vez que es mas efectiva que cualquier otro tipo de desgasificación, por las siguientes razones:

- Se sumerge en el baño
- No requiere destreza en su manejo
- No necesita equipo complicado ni costoso
- No es tóxico
- Es extraordinariamente eficaz, dada la descomposición de sus moléculas, ya que se producen elementos en estado activo que reaccionan químicamente con el hidrógeno
- Refina el grano
- No ofrece peligro ni para el operario ni para el metal

CANTIDADES RECOMENDADAS

Para coladas a base de lingotes se recomienda el 0.5 % de APARTAGAS con respecto al metal. Si las coladas son hechas a base de desperdicios o chatarras, se deberá utilizar un 0.25 %

DOSIFICACION : Se adiciona 1 pastilla por cada 20 kilos de material fundido

MODO DE EMPLEO

APLICACION EN HORNO DE CRISOL

Cuando la temperatura alcance 700 °C, apagar el quemador o sacar el crisol del horno. El calor residual eleva la temperatura de la carga hasta unos 750°C. Debe evitarse la excesiva temperatura, de lo contrario aumentar la absorción de gas y las pérdidas por oxidación

ANEXO 3. VALOR RECOMENDADO DE MODIFICADOR

STRONTIUM MASTER ALLOY 10%Sr / Al Nominal addition level: 1.5 lbs/1,000 lbs (0.15% Sr) .68 kg/454 kg (0.15%Sr)					
CHARGE SIZE (lbs or kg)	STRONTIUM MASTER ALLOY REQUIRED	CUT ROD (1 oz) (.03 kg)	BUTTON (8 oz) (.23 kg)	WAFFLE SECTION (1 lb) (.454 kg)	WAFFLE SECTION (16 lbs) (7.25 kg)
100 lbs 45 kg	0.15 lb .07 kg	3 Rods			
250 lbs 113 kg	0.38 lb .17 kg	6 Rods	1 Button		
500 lbs 26 kg	0.75 lb .34 kg	12 Rods	2 Buttons	1 Section	
1,000 lbs 454 kg	1.5 lb .68 kg	24 Rods	3 Buttons	2 Sections	
1,500 lbs 680 kg	2.25 lbs 1.02 kg		5 Buttons		
2,000 lbs 908 kg	3 lbs 1.36 kg		6 Buttons	3 Sections	
5,000 lbs 2268 kg	7.5 lbs 3.4 kg		15 Buttons	8 Sections	
10,000 lbs 4540 kg	15 lbs 6.8 kg			15 Sections	1 Waffle

ANEXO 4. TAMAÑO DE MACROGRANO

TABLE 3 Macroscopic Grain Size Relationships Computed for Uniform, Randomly Oriented, Equiaxed Grains

NOTE: 1—Macroscopically determined grain size numbers M-12.3, M-13.3, M-13.8 and M-14.3 correspond, respectively, to microscopically determined grain size numbers (G) 00, 0, 0.5 and 1.0.

Macro Grain Size No.	N_A Grains/Unit Area		\bar{A} Average Grain Area		\bar{d} Average Diameter		\bar{l} Mean Intercept		N_L mm ⁻¹	N 100 mm
	No./mm ²	No./in. ²	mm ²	in. ²	mm	in.	mm	in.		
M-0	0.0008	0.50	1290.3	2.00	35.9	1.41	32.00	1.2	0.031	3.13
M-0.5	0.0011	0.71	912.4	1.41	30.2	1.19	26.91	1.0	0.037	3.72
M-1.0	0.0016	1.00	645.2	1.00	25.4	1.00	22.63	0.89	0.044	4.42
M-1.5	0.0022	1.41	456.2	0.707	21.4	0.841	19.03	0.74	0.053	5.26
M-2.0	0.0031	2.00	322.6	0.500	18.0	0.707	16.00	0.63	0.063	6.25
M-2.5	0.0044	2.83	228.1	0.354	15.1	0.595	13.45	0.53	0.074	7.43
M-3.0	0.0062	4.00	161.3	0.250	12.7	0.500	11.31	0.44	0.088	8.84
M-3.5	0.0088	5.66	114.0	0.177	10.7	0.420	9.51	0.37	0.105	10.51
M-4.0	0.0124	8.00	80.64	0.125	8.98	0.354	8.00	0.31	0.125	12.50
M-4.5	0.0175	11.31	57.02	0.0884	7.55	0.297	6.73	0.26	0.149	14.87
M-5.0	0.0248	16.00	40.32	0.0625	6.35	0.250	5.66	0.22	0.177	17.68
M-5.5	0.0351	22.63	28.51	0.0442	5.34	0.210	4.76	0.18	0.210	21.02
M-6.0	0.0496	32.00	20.16	0.0312	4.49	0.177	4.00	0.15	0.250	25.00
M-6.5	0.0701	45.26	14.26	0.0221	3.78	0.149	3.36	0.13	0.297	29.73
M-7.0	0.099	64.00	10.08	0.0156	3.17	0.125	2.83	0.11	0.354	35.36
M-7.5	0.140	90.51	7.13	0.0110	2.67	0.105	2.38	0.093	0.420	42.05
				$\times 10^{-3}$		$\times 10^{-3}$		$\times 10^{-3}$		
M-8.0	0.198	128.0	5.04	7.812	2.25	88.4	2.00	78.7	0.500	50.00
M-8.5	0.281	181.0	3.56	5.524	1.89	74.3	1.68	66.2	0.595	59.46
M-9.0	0.397	256.0	2.52	3.906	1.59	62.5	1.41	55.7	0.707	70.71
M-9.5	0.561	362.1	1.78	2.762	1.33	52.6	1.19	46.8	0.841	84.09
M-10.0	0.794	512.0	1.26	1.953	1.12	44.2	1.00	39.4	1.00	100.0
M-10.5	1.122	724.1	0.891	1.381	0.994	37.2	0.841	33.1	1.19	118.9
M-11.0	1.587	1024.1	0.630	0.977	0.794	31.2	0.707	27.8	1.41	141.4
M-11.5	2.245	1448.2	0.445	0.690	0.667	26.3	0.595	23.4	1.68	168.2
M-12.0	3.175	2048.1	0.315	0.488	0.561	22.1	0.500	19.7	2.00	200.0
M-12.3	3.908	2521.6	0.256	0.397	0.506	19.9	0.451	17.7	2.22	221.9
M-12.5	4.490	2896.5	0.223	0.345	0.472	18.6	0.420	16.6	2.38	237.8
M-13.0	6.349	4096.3	0.157	0.244	0.397	15.6	0.354	13.9	2.83	282.8
M-13.3	7.817	5043.1	0.128	0.198	0.358	14.1	0.319	12.5	3.14	313.8
M-13.5	8.979	5793.0	0.111	0.173	0.334	13.1	0.297	11.7	3.36	336.4
M-13.8	11.055	7132.1	0.091	0.140	0.301	11.8	0.268	10.5	3.73	373.2
M-14.0	12.699	8192.6	0.079	0.122	0.281	11.0	0.250	9.84	4.00	400.0
M-14.3	15.634	10086.3	0.064	0.099	0.253	9.96	0.225	8.87	4.44	443.8

**ANEXO 5. LENGUAJE DE PROGRAMACIÓN UTILIZADO PARA
MECANIZADO DE PROBETAS DE TRACCIÓN SEGÚN NORMA
ASTM E8M-15a EN TORNO CNCN (ROMI C420)**

WORKPIECE("CYLINDER",0,0,-190,-170,30)

N10 G291; MECANIZADO DE PROBETA DE TRACCION ASTM E8M-15a (mm)

N20; CALIDAD MEDIA NORMA INEN 515 AJUSTE 6g-6H

N25; ROSCADO PASO A PASO Y DESBASTE PARALELO AL PERFIL

N30 G21 G40 G90 G95

N40 G54 G00 X150 Z2

N50 T0303; DESBASTE

N60 G96 S275

N61 M8

N70 G92 S2000 M3

N80 G00 Z2

N90 X31

N100 G73 U8.75 W0 R18

N110 G73 P120 Q210 U0.5 W0 F0.2

N120 G00 X16

N130 G01 Z0

N140 G01 X20, C2

N150 Z-27.194

N160 G02 X12.5 Z-35 R10

N170 G01 Z-110

N180 G02 X20 Z-117.806 R10

N190 G01 Z-143

N195 X16 Z-145

N200 Z-155

N210 G00 X35

N220 G54 G00 X150

N230 Z2

N240 T0303; AFINADO

N300 G70 P120 Q200 F0.1

N305 G40

N310 G54 G00 X150

N320 Z2

N330 T0707; RANURADO N151.2 -300 - 25 - 46112.5

N340 G00 Z-148

N350 X30

N360 G96 S90

N370 G92 S2000 M3

N375 G75 R0.5

N380 G75 X15 Z-155 P2000 Q2500 R0.05 F0.2

N385 G00 X30

N390 G54 G00 X150

N400 Z0

N410 G97 S1000 M3

N420 T0606; ROSCADO 266RG- 16 VM 01 A 00 2M 1125

N430 G00 X22

N431 G00 X19.407

N432 G33 Z-35 F2.5

N433 G00 X35

N434 Z2.5

N435 X18.9175

N436 G33 Z-35

N437 G00 X35

N438 Z2.5

N439 X18.469

N440 G33 Z-35

N441 G00 X35

N442 Z2.5

N443 X18.125

N444 G33 Z-35

N445 G00 X35

N446 Z2.5

N447 X17.835

N448 G33 Z-35

N449 G00 X35

N450 Z2.5

N441 X17.579

N452 G33 Z-35

N453 G00 X35

N454 Z2.5

N441 X17.348

N452 G33 Z-35

N453 G00 X35

N454 Z2.5

N441 X17.136

N452 G33 Z-35

N453 G00 X35

N454 Z2.5

N441 X16.938

N452 G33 Z-35

N453 G00 X35

N454 Z2.5

N441 X16.65

N452 G33 Z-35

N453 G00 X35

N454 Z-110

N455 G01 X19.407

N456 G33 Z-147.5 F2.5

N457 G00 X35

N458 Z-110

N459 X18.9175

N460 G33 Z-147.5

N461 G00 X35

N462 Z-110

N463 X18.469

N464 G33 Z-147.5

N465 G00 X35

N466 Z-110

N467 X18.125

N468 G33 Z-147.5

N469 G00 X35

N470 Z-110

N471 X17.835

N472 G33 Z-147.5

N473 G00 X35

N474 Z-110

N475 X17.579

N476 G33 Z-147.5

N477 G00 X35

N478 Z-110

N479 X17.348

N480 G33 Z-147.5

N481 G00 X35

N482 Z-110

N483 X17.136

N484 G33 Z-147.5

N485 G00 X35

N486 Z-110

N487 X16.938

N488 G33 Z-147.5

N489 G00 X35

N490 Z-110

N491 X16.65

N492 G33 Z-147.5

N550 G54 G00 X150

N560 Z2

N570 T0303; TOLERANCIA DE DIAMETRO EXTERNO

N571 G00 Z1.5

N580 X19.9

N590 G97 S2000 M3

N600 G01 Z-150 F0.1

N610 X30

N611 G40

N612 G54 G00 X150

N613 Z2

N614 T0707; RANURADO N151.2 -300 - 25 - 46112.5

N615 G00 Z-148

N616 X20

N617 G96 S90

N618 G92 S2000 M3

N619 G75 R0.5

N620 G75 X8 Z-148 P2000 Q0 R0 F0.2

N621 G00 X30

N622 M9

N623 G54 G00 X100

N630 Z2

N631 T0303

N640 M30

ANEXO 6. RESULTADOS OBTENIDOS



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA
MECÁNICA



LABORATORIO DE ANÁLISIS
DE ESFUERZOS Y VIBRACIONES

INFORME TÉCNICO

LAEV – NOV.08.15

Quito, 16 de marzo de 2016

TRABAJO SOLICITADO POR: Sr. José Caluguillín
Srta. Andrea Lema

Los resultados contenidos en el presente informe corresponden a ensayos realizados en probetas de sección circular pertenecientes a los señores José Caluguillín y Andrea Lema para el desarrollo del proyecto de titulación "Estudio y Obtención de Aleaciones Livianas para la Fabricación de un Block de Motor de Combustión interna de dos Tiempos". Las probetas fueron entregadas en el Laboratorio de Análisis de Esfuerzos y Vibraciones de la Escuela Politécnica Nacional.

RESULTADOS

1. **MUESTRAS:** Cuarenta y nueve (49) probetas de sección circular para ensayo de tracción de acuerdo a la norma ASTM E8.

2. ENSAYO DE TRACCIÓN DE ACUERDO A LA NORMA ASTM E8

En las tablas 1 a 15 se muestran los resultados de los ensayos de tracción realizados en las probetas.

Tabla 1. Resistencia a la tracción y elongación medidas en las probetas del Grupo TS

Id.	Diámetro promedio mm	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 50 mm
		lbf	N	ksf	MPa	
1-A	12,65	4.871	21.667	25,00	172,40	2,36
1-B	12,78	6.253	27.815	31,45	216,83	3,10
2-A	12,45	6.076	27.027	32,20	222,01	1,14
2-B	12,4	4.628	20.586	24,72	170,47	2,96*
3-A	12,52	5.315	23.642	27,85	192,04	1,68
3-B	12,18	4.701	20.911	26,03	179,47	1,38*
4-A	12,45	4.511	20.066	23,91	164,83	1,50*
4-B	12,45	5.936	26.405	31,46	216,90	2,66
5-A	12,41	5.422	24.118	28,92	199,39	2,02
5-B	12,42	6.242	27.766	33,24	229,18	2,24
6-A	12,36	3.667	16.312	19,72	135,95	1,42*
6-B	12,52	5.033	22.388	26,38	181,85	1,72*
7-A	12,86	6.402	28.478	31,80	219,25	1,72*



Continuación de la Tabla 1						
7-B	12,68	5.948	26.458	30,39	209,52	3,16
8-A	12,69	3.625	16.125	18,49	127,49	1,44*
8-B	12,31	4.407	19.603	23,89	164,71	1,56*

*Falla fuera de las marcas

Tabla 2. Resistencia a la tracción y elongación medidas en las probetas del Grupo RG.

Id.	Diámetro promedio mm	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 50 mm
		lbf	N	ksi	MPa	
M-1	12,61	3.338	14.846	17,24	118,88	2,30
M-3	13,16	4.262	18.958	20,22	139,38	1,10*
M-4	12,91	3.389	15.075	16,70	115,16	1,32
N-1	13,05	3.996	17.775	19,27	132,89	0,70
N-2	12,95	5.053	22.477	24,75	170,65	0,90*
N-3	12,32	2.858	12.713	15,47	106,64	2,92
O-1	12,88	3.653	16.250	18,09	124,72	0,90**
O-2	12,92	4.035	17.949	19,85	136,90	2,30*
O-3	13,00	5.865	26.089	28,51	196,55	3,06
P-1	12,85	4.442	19.759	22,10	152,36	2,62
P-2	13,06	5.711	25.402	27,50	189,62	4,28
Q-1	12,6	3.877	17.245	20,06	138,30	2,72*
Q-2	12,4	4.491	19.975	23,99	165,41	2,34
Q-3	12,38	4.008	17.827	21,48	148,10	2,10

*Falla fuera de las marcas

Tabla 3. Resistencia a la tracción y elongación medidas en las probetas del grupo A356.

Id.	Diámetro promedio mm	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 50 mm
		lbf	N	ksi	MPa	
AL1	12,37	4.978	22.145	26,73	184,27	6,58
AL3	12,40	5.403	24.033	28,86	199,01	6,66
AL4	12,41	5.380	23.932	28,70	197,86	4,04
AL5	12,40	5.623	25.011	30,04	207,10	4,82
AL11	12,40	3.797	16.891	20,29	139,87	4,70
AL12	12,43	4.755	21.149	25,28	174,28	3,58
AL13	12,42	4.867	21.650	25,92	178,70	6,82
AL14	12,39	4.871	21.666	26,06	179,70	4,20
AL15	12,42	5.071	22.555	27,00	186,17	3,92
AL18	12,48	3.057	13.596	16,12	111,15	1,52
AL20	12,46	3.358	14.936	17,77	123,49	1,84

*Falla fuera de las marcas

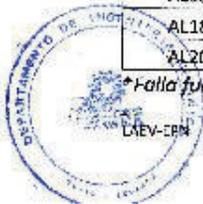


Tabla 4. Resistencia a la tracción y elongación medidas en las probetas del grupo Modificación.

Id.	Diámetro promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 50 mm
	mm	lbf	N	ksi	MPa	
SR1	12,46	3.534	15.720	18,70	128,92	3,84
SR2	12,5	4.300	19.126	22,81	155,86	3,60*
SR3	12,42	2.627	11.687	13,99	96,46	2,84*
SR4	12,40	2.973	13.224	15,88	109,50	2,92*
SR5	12,47	3.035	13.499	16,03	110,53	2,38
SR6	12,50	3.875	17.236	20,37	140,45	3,30*
SR7	12,32	3.595	15.990	19,45	134,14	3,12*
SR8	12,42	4.392	19.535	23,39	161,24	3,48

*Falla fuera de las marcas

Tabla 5. Resistencia a la tracción y elongación medida en la probeta plana del bloque.

Id.	Diámetro promedio	Espesor promedio	Carga máxima registrada		Resistencia a la tracción		% Elongación en 25 mm
	mm	mm	lbf	N	ksi	MPa	
T1	5,99	2,46	953	4.239	41,73	287,69	5,40





ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE METALURGIA EXTRACTIVA



Resultados de análisis por Espectrometría de Chispa

Solicitante : José Caligurrillín y Andrea Lera
No. Referencia : RM - 8561
Fecha : 10 - 05 - 2016
Muestras recibidas : Cuatro eleaciones de aluminio al silicio

La cuantificación de los metales presentes en la muestra se realizó empleando el Espectrometro de Chispa marca BRUKER modelo Q41 ASMAN. A continuación los resultados obtenidos:

Metales	Al 1.3 (%)	Al 1.10 (%)	Al 1.12 (%)	Al 1.19 (%)
Silicio (Si)	10,50	7,56	7,17	6,91
Hierro (Fe)	0,14	0,13	0,14	0,13
Magnesio (Mg)	0,21	0,23	0,27	0,25
Zinc (Zn)	0,01	0,01	0,01	0,01
Titanio (Ti)	0,03	0,03	0,03	0,03
Galio (Ga)	0,02	0,02	0,02	0,02
Vanadio (V)	0,01	0,01	0,01	0,01
Aluminio (Al)	89,01	92,17	92,29	92,57


 Ing. Ernesto de la Torre PhD
 Jefe de Departamento


 MSc. Evelyn Criollo T.
 Jefe de Laboratorio



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE METALURGA EXTRACTIVA



Resultados de análisis por Espectrometría de Chispa

Solicitante : José Calaguilla y Andrea Lema
No. Referencia : RM - 8502
Fecha : 10 - 03 - 2016
Muestras recibidas : Dos aleaciones livianas de aluminio al silicio

La cuantificación de los metales presentes en la muestra se realizó empleando el Espectrómetro de Chispa, marca BRUKER modelo Q-PASMAN. A continuación los resultados obtenidos:

Metales	R 1 (%)	Al 12 (%)
Silicio (Si)	12.13	12.21
Hierro (Fe)	0.87	0.16
Cobre (Cu)	1.23	0.02
Manganeso (Mn)	0.15	0.01
Magnesio (Mg)	0.13	0.20
Cromo (Cr)	0.02	-
Níquel (Ni)	0.04	-
Zinc (Zn)	1.15	0.02
Titanio (Ti)	0.03	0.03
Galio (Ga)	0.02	0.02
Vanadio (V)	0.01	0.01
Plomo (Pb)	0.09	-
Sodio (Na)	0.03	-
Aluminio (Al)	84.08	84.08

Ernesto de la Torre
Ing. Ernesto de la Torre
Jefe de Departamento



Evelyn Criollo T.
MSc. Evelyn Criollo T.
Jefe de Laboratorio



ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE METALURGIA EXTRACTIVA



Resultados de análisis por Espectrometría de Chispa

Solicitante : Andrea Mena y José Caligullín
No. Referencia : RM - 8243
Fecha : 11 - 06 - 2015
Muestras recibidas : Cuatro muestras de aluminio

La cuantificación de los metales presentes en la muestra se realizó empleando el Espectrómetro de Chispa marca BRUKER modelo Q4TASMAN. A continuación los resultados obtenidos:

Metales	Al (%)	C (%)	Fe (%)	Pb (%)
Silicio (Si)	17,69	17,10	13,14	0,35
Hierro (Fe)	0,31	0,94	1,04	1,29
Cobre (Cu)	1,13	0,99	1,08	0,11
Manganeso (Mn)	0,06	0,10	0,06	0,72
Magnesio (Mg)	0,8	0,69	0,53	0,67
Cromo (Cr)	0,02	0,02	0,02	0,02
Níquel (Ni)	1,21	1,27	1,13	-
Zinc (Zn)	0,04	0,05	0,04	0,04
Titanio (Ti)	0,05	0,02	0,04	0,04
Galio (Ga)	0,02	0,02	0,02	0,02
Plomo (Pb)	0,05	0,01	0,01	0,02
Vanadio (V)	0,02	0,01	0,02	0,02
Aluminio (Al)	81,34	81,73	81,81	96,72


 Ing. Ernesto de la Torre Cárdenas, PhD.
 Jefe de Departamento




 MSc. Evelyn Criollo T.
 Jefe de Laboratorio



**ESCUELA POLITÉCNICA NACIONAL
DEPARTAMENTO DE METALURGIA EXTRACTIVA**



Resultados de análisis por Espectrometría de Chispa

Solicitante : José Calaguilla y Andrea Mesa
No. Referencia : RM - 8484
Fecha : 02 - 03 - 2016
Muestras recibidas : Tres aleaciones livianas de aluminio al silicio

La cuantificación de los metales presentes en la muestra se realizó empleando el Espectrómetro de Chispa marca BRUKER modelo Q4TASMAN. A continuación los resultados obtenidos:

Metales	T1 (%)	T6 (%)	P1 (%)
Silicio (Si)	11,58	16,65	14,36
Hierro (Fe)	3,96	3,96	0,54
Cobre (Cu)	0,03	0,06	1,62
Manganeso (Mn)	0,08	0,17	0,12
Magnesio (Mg)	0,27	0,55	0,58
Cromo (Cr)	0,02	0,08	0,04
Níquel (Ni)	0,06	0,16	0,78
Zinc (Zn)	0,03	3,57	0,27
Titanio (Ti)	0,03	0,05	0,07
Galio (Ga)	0,02	0,04	0,04
Vanadio (V)	0,02	0,07	0,04
Plomo (Pb)	0,01	0,15	0,05
Estaino (Sn)	0,01	0,07	0,05
Aluminio (Al)	83,80	74,06	81,38

Ernesto de la Torre
 Ing. Ernesto de la Torre, Ph.D.
 Jefe de Departamento



Evelyn Criollo
 MSc. Evelyn Criollo I.
 Jefe de Laboratorio