



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE ZACATECAS.

“FRANCISCO GARCÍA SALINAS”.

UNIDAD ACADÉMICA DE INGENIERÍA I.

MAESTRÍA EN CIENCIA E INGENIERÍA DE LOS MATERIALES.

“EFECTO DEL LITIO SOBRE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO PARA FUNDICIÓN 380.”

Tesis que presenta:

I.Q. Dalila Portillo Ramírez.

Para obtener el grado de:

Maestro en Ciencia e Ingeniería de los Materiales.

Director de tesis: Dr. Pilar Orozco González.

Co-Asesor: Dr. Simitrio Ignacio Maldonado Ruiz.

Zacatecas, Zacatecas. Octubre 2018.



Universidad Autónoma de Zacatecas
"Francisco García Salinas"
Unidad Académica de Ingeniería I



A la Pasante de la Maestría en
Ciencia e Ingeniería de los Materiales
ING. DALILA PORTILLO RAMIREZ
Presente

En relación con su atento oficio de fecha 20 de junio del presente año, del cual solicita se le señale el **TEMA** que deberá desarrollar para la elaboración de su Tesis de Grado de Maestro en Ciencia e Ingeniería de los Materiales manifiesto a Usted lo siguiente:

Con esta fecha se reunieron los Docentes Investigadores, Dr. Pilar Orozco González, Dr. Simitrio I. Maldonado Ruiz, y el Dr. Omero Alonso González, integrantes del H. Comité de Tesis, en la Dirección de esta Unidad Académica de Ingeniería y estuvieron acordes en fijar el siguiente:

TEMA

"EFECTO DEL LITIO SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE LA ALEACION DE ALUMINIO PARA FUNDICION 380"

Lo que comunico a Usted Para su conocimiento manifestándole que se acordó un plazo de **SEIS MESES** para la presentación de su **TESIS**, indicándole que esta no deberá ser impresa hasta en tanto no envíe las copias correspondientes para ser revisadas por el H. Comité de Tesis para su aprobación o en caso indicarle las correcciones que fueren pertinentes.

A T E N T A M E N T E

Zacatecas, Zac., 01 de octubre del 2018

M.I. María de Lourdes Olivan Tiscareño
Directora de la Unidad Académica de Ingeniería

Unidad Académica
de Ingeniería I
U.A.Z.

Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales




Universidad Autónoma de Zacatecas
"Francisco García Salinas"
Unidad Académica de Ingeniería I



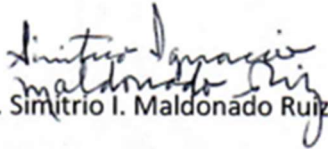
M.I. MARÍA DE LOURDES OLIVAN TISCAREÑO
DIRECTORA DE LA UNIDAD ACADÉMICA DE INGENIERÍA
PRESENTE

Zacatecas, Zac., 01 de octubre del 2018

Los miembros del H. Comité de Tesis le informamos que la Tesis **"EFECTO DEL LITIO SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE LA ALEACION DE ALUMINIO PARA FUNDICION 380"** realizada por la alumna **DALILA PORTILLO RAMIREZ**, pasante de la Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales con número de matrícula 30110959, se acepta para su impresión y defensa como opción al Grado de Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales por este H. Comité de Tesis


Dr. Pilar Orozco González


Asesor


Dr. Simón I. Maldonado Ruiz

Revisor


Dr. Omero Alonso González

Revisor


Dr. Víctor Hugo Baltazar Hernández
Coordinador de la
Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales
Vo.Bo.



Universidad Autónoma de Zacatecas

"Francisco García Salinas"



Unidad Académica de Ingeniería I

DRA. EN D. SAMANTA DECIRÉ BERNAL AYALA
COORDINADORA DEL DEPARTAMENTO ESCOLAR
CENTRAL DE LA U.A.Z.
PRESENTE

La Dirección de esta Unidad Académica, comunica a Usted que las copias del manuscrito de Tesis **"EFECTO DEL LITIO SOBRE LAS PROPIEDADES MECANICAS DE LA ALEACION DE ALUMINIO PARA FUNDICION 380"**, de la C. Dalila Portillo Ramírez a la misma, ya fueron revisadas y aprobadas para su impresión por el H. Comité de Tesis, constituida por el Dr. Pilar Orozco González, Dr. Simitrio I. Maldonado Ruiz, y el Dr. Omero Alonso González, del Programa de la Maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales.

Me despido de Usted enviándole un cordial saludo.

A T E N T A M E N T E

Zacatecas, Zac., 01 de octubre del 2018

M.I. María de Lourdes Olivan Tiscareño
Directora de la Unidad Académica de Ingeniería

Unidad Académica
de Ingeniería I
U.A.Z.

C.c.p.- Archivo

AGRADECIMIENTOS.

A CONACYT por la beca de manutención otorgada.

A la Universidad Autónoma de Zacatecas “Francisco García Salinas”, por brindarme la oportunidad y facilidades de contribuir en la generación de conocimiento, mediante investigación científica y al mismo tiempo obtener un grado académico más.

Agradezco a COZCyT y al Departamento de Movilidad e Intercambio Académico de la UAZ por el apoyo financiero otorgado para realizar la estancia de investigación en COMIMSA.

Mi agradecimiento a La Corporación Mexicana de Investigación en Materiales (COMIMSA) por permitirme realizar mi estancia de investigación en sus instalaciones, en especial a la Dra. Alejandra Hernández Rodríguez.

Agradezco a la Dra. Martha Elena Rivas Aguilar y personal del CINVESTAV unidad Saltillo, por su colaboración en parte experimental de esta investigación.

Expreso mi agradecimiento al estudiante de licenciatura en Ingeniería Mecánica de la UAZ, Walther Alain Luna Ramírez, por su aportación en el diseño y maquinado del molde requerido en este proyecto.

Al cuerpo académico de la maestría en Ciencia e Ingeniería de los Materiales, asesor y coasesores por el conocimiento transmitido a lo largo de estos dos años.

Mi agradecimiento al personal técnico que contribuyó de forma importante y con esmero en la realización de la mayor parte de los experimentos.

Al personal administrativo que llevó de manera eficiente cada trámite en las diferentes etapas de la maestría.

A mi esposo Emmanuel, gracias por andar este camino conmigo, por siempre alentarme a ser la mejor versión de mí y ayudarme a ello.

A mis papás, Enrique y Coco, son ustedes los que han hecho posible cada paso que he dado para llegar hasta aquí. Simplemente, gracias por todo.

A mi hermano Eduardo, mi compañero de aventuras, gracias por estar conmigo ayudándome a llegar a la meta y añadiendo ese toque de humor que hizo todo más llevadero.

CONTENIDO.

ÍNDICE DE FIGURAS.	3
ÍNDICE DE TABLAS.	5
RESUMEN.	6
INTRODUCCIÓN.	7
ANTECEDENTES.	10
2.1 Generalidades del Al.	10
2.1.1 Producción de Aluminio primario.	10
2.1.2 Propiedades del Aluminio puro.	11
2.2 Familias de aleaciones.	13
2.2.1 Aleaciones para forja.	13
2.2.2 Aleaciones para fundición.	13
2.2.3 Aleaciones Al-Si.	14
2.3 Aleación 380.	16
2.4 Efecto de los elementos de aleación en las aleaciones Al-Si.	20
2.5 Propiedades del Litio.	21
2.6 Efectos del Li en las propiedades mecánicas.	25
2.6.1 Microestructura.	25
2.6.2 Dureza.	26
2.6.3 Resistencia a la tracción.	27
JUSTIFICACIÓN.	29
IMPACTO DEL PROYECTO.	30
OBJETIVOS.	31
3.1 Objetivo general.	31
3.2 Objetivos particulares.	31
METAS.	31
HIPÓTESIS.	32
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.	33
4.1 Etapa 1: Producción de las aleaciones experimentales.	34
4.1.1 Diseño y maquinado del molde.	34
4.1.2 Fundición.	35

4.1.3	Tratamiento térmico T6.....	41
4.2	Etapa 2: Caracterización de aleaciones.....	42
4.2.1	Ensayos mecánicos de tensión.	42
4.2.2	Caracterización microestructural.	44
4.2.3	Preparación metalográfica.....	44
4.2.4	Microscopía electrónica de barrido.....	44
4.2.5	Análisis térmico.....	45
	RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....	47
5.1	Producción de las aleaciones.....	47
5.2	Caracterización de aleaciones.	52
5.2.1	Ensayos mecánicos de tensión.	52
5.2.2	Caracterización microestructural.	57
5.2.3	Dureza.....	65
5.2.4	Análisis térmico.....	67
	CONCLUSIONES.....	73
	TRABAJO FUTURO.....	74
	BIBLIOGRAFÍA	75
	Apéndice 1	80

ÍNDICE DE FIGURAS.

Figura 2.1 Estructura cristalina del Al, FCC.....	15
Figura 2.2 Diagrama de fases Al-Si [1]	17
Figura 2.3 Microestructuras de una aleación 380 enfriada a diferentes velocidades. a) 0.2 °C/s, b) .6 °C/s, c) 0.3 °C/s, X560 [15].	21
Figura 2.4 Estructura cristalina del Li BCC [23].....	24
Figura 2.5 Diagrama Al-Li [35].....	26
Figura 2.6 Microestructura de aleación Al 380 mostrando el efecto de la adición de Li. a) 0 % Li. b) 0.06 % Li [14].	28
Figura 2.7 Dureza en función del contenido de Li [14].	29
Figura 2.8 a) UTS vs % e.p. Li. b) % de elongación en función del % e.p. Li [14].	30
Figura 4.1 Diagrama de flujo experimental.....	35
Figura 4.2 Molde de acero 1020 maquinado de acuerdo a norma B 108-03 [39].	36
Figura 4.3 Gramos de aleación maestra.	40
Figura 4.4 Desgasificante C ₂ Cl ₆	40
Figura 4.5 Fundición de aleación 380 en horno de resistencia, la adición de Li provoca una ligera combustión.....	40
Figura 4.6 Vaciado en molde metálico.	40
Figura 4.7 Interior del molde metálico recubierto con grafito.....	40
Figura 4.8 a) Escoria generada antes del vaciado. b) Partícula de escoria.	41
Figura 4.9 Probetas obtenidas de la fundición. a) 380, 0 % Li, b) aleación A, c) aleación B, d) aleación C, e) aleación D.	42
Figura 4.10 Rampa del tratamiento térmico T6 [42].	43
Figura 4.11 Mufla.	44
Figura 4.12 Pobretas tratadas térmicamente.	44
Figura 4.13 Secciones y dimensiones de una probeta cilíndrica proporcional al estándar, de acuerdo a la norma B 557M-02a [39].	45
Figura 4.14 Máquina de tensión.	45
Figura 4.15 Equipo de análisis térmico.	48
Figura 4.16 Copa y tapa de grafito para AT.	48
Figura 4.17 Tarjeta de adquisición de datos.	48
Figura 5.1 Probetas obtenidas de la fundición. a) 380, 0 % Li, b) aleación A, c) aleación B, d) aleación C, e) aleación D.	50
Figura 5.2 Gráfica del tiempo de permanencia de cada aleación en el horno.....	53
Figura 5.3 Gráfica UTS vs aleación.....	56
Figura 5.4 Probeta tensionada de aleación C.	57
Figura 5.5 Gráfica % de elongación vs aleación.	58
Figura 5.6 Comparación de microestructuras de aleaciones sin T6 y con T6, tomadas en microscopio óptico, 200x. a) 380; b) 380, T6; c) aleación A; d) aleación A, T6; e) aleación B; f) aleación B, T6; g) aleación C; h) aleación C, T6; i) aleación D; j) aleación D,	61

Figura 5.7 Aleaciones mostrando evidente porosidad.....	61
Figura 5.8 Comparación de microestructuras de aleaciones sin T6 y con T6, tomadas en SEM, 500x. a) 380; b) 380, T6; c) aleación A; d) aleación A, T6; e) aleación B; f) aleación B, T6; g) aleación C; h) aleación C, T6; i) aleación D; j) aleación D.	63
Figura 5.9 Microestructuras comparativas de la aleación B a diferentes aumentos en búsqueda de la fase β , a) 100x, b) 200x.	65
Figura 5.10 Fases identificadas mediante EDS, a) α , b) α T6, c) Al_2Cu , d) Al_2Cu , T6, e) β , f) β , T6.	67
Figura 5.11 Gráfico dureza aleaciones sin T6 y con T6.	68
Figura 5.12 Curvas de análisis térmico.	69
Figura 5.13 Gráfico del efecto de la adición de Li en la T de formación de fases.	70
Figura 5.14 Gráfico del efecto de la adición de Li en la T de formación de fases presentes en las aleaciones 380, A, B, C y D.	71
Figura 5.15 a) escoria formada durante la fundición para análisis térmico. b) parte de escoria eliminada de las aleaciones.....	73

ÍNDICE DE TABLAS.

Tabla 2.1 Propiedades físicas del Al al 99 % de pureza [1].	14
Tabla 2.2 Sistema de designación de las aleaciones de Al [21].	16
Tabla 2.3 Secuencia de precipitación de fases [6].	18
Tabla 2.4 Composición química estándar de la aleación de Al 380 [15].	19
Tabla 2.5 Reacciones durante la solidificación de la aleación 380 [15].	19
Tabla 2.6 Propiedades químicas del Li [20].	24
Tabla 2.7 Propiedades mecánicas [20].	24
Tabla 2.8 Propiedades térmicas del Li [20].	24
Tabla 2.9 Fases del diagrama Al-Li [35].	26
Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones.	37
Tabla 4.2 Sistema de identificación de las aleaciones experimentales.	38
Tabla 4.3 Gramos añadidos (real pesados).	38
Tabla 4.4 Parámetros óptimos de operación en análisis térmico.	48
Tabla 5.1 Tiempo de permanencia de cada aleación en el horno.	52
Tabla 5.2 UTS y % de elongación de todas las aleaciones, sin T6 y con T6.	54
Tabla 5.3 Datos experimentales y estadísticos de las aleaciones sin T6.	54
Tabla 5.4 Datos experimentales y estadísticos de las aleaciones con T6.	55
Tabla 5.5 Resultados de ensayos de dureza en HRB.	67
Tabla 5.6 Temperatura de formación de las fases presentes (°C).	70

RESUMEN.

En el presente proyecto, se estudió el efecto de la adición de Li en la microestructura y propiedades mecánicas de la aleación de aluminio para fundición 380. Las aleaciones experimentales fueron producidas por fundición convencional de la aleación 380 más una aleación maestra Al-5 % Li. Se obtuvieron cuatro aleaciones 380 con diferentes porcentajes de Li, 0.03, 0.06, 0.09 y 0.12. Cuatro probetas de cada condición fueron sometidas a un tratamiento térmico T6. La caracterización se realizó en todas las aleaciones y en ambas condiciones, sin T6 y con T6. El análisis microestructural se realizó por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, SEM por sus siglas en inglés. Las propiedades mecánicas fueron evaluadas mediante ensayos mecánicos de tensión y pruebas de dureza. Finalmente, las temperaturas de formación de las diferentes fases fueron determinadas mediante análisis térmicos.

Los resultados de SEM revelan un incremento en la porosidad de las aleaciones y una modificación del Si a una morfología tipo fibrosa, ambos se atribuyeron al efecto de la adición de Li. Por otro lado, la fase β sólo se observó en la aleación D en estado de colada, y en la aleación C y D tratadas térmicamente. En los ensayos mecánicos de tensión practicados a las aleaciones en estado de colada, la aleación A fue la que presentó el UTS más alto, incrementando en 20.88 MPa con respecto a la aleación base 380, el porcentaje de elongación en esta aleación también fue el más elevado. Una vez aplicado el tratamiento térmico T6 el UTS de la aleación base 380 aumento 132.84 MPa respecto a la aleación base 380 sin T6. En cuanto a la dureza, debido al incremento en la porosidad se observó una disminución en su valor en las aleaciones que se añadió Li, esto se contrarrestó al aplicar el tratamiento térmico, la aleación A presentó la mayor dureza de 41.40 HRB. En los análisis térmicos, el Li añadido no modificó la secuencia de solidificación, pero si modificó la temperatura de inicio de reacción de fases en todas las aleaciones.

CAPÍTULO 1.

INTRODUCCIÓN.

El aluminio (Al) es el metal no ferroso de mayor consumo a nivel mundial, sus propiedades generales como baja densidad y resistencia a la corrosión permiten utilizarlo en aplicaciones novedosas y convencionales. Por ejemplo, en empaque de comidas y bebidas, construcción de edificios, producción de equipo aeroespacial y vehículos automotrices [1].

En lo referente a la industria automotriz, según datos de la Asociación Mexicana de la Industria Automotriz (AMIA), mensualmente en México se producen 328,352 unidades automotrices [2], por lo cual México es considerado un importante exportador de automóviles además de piezas de primera importancia como monoblocks y cabezas de motor de combustión interna. Para la producción de monoblocks y cabezas de motor de combustión interna se tiene la problemática referente a la poca disponibilidad de materia prima, lo anterior se debe a que México no cuenta con industria para la producción de Al primario, por lo cual la industria del reciclaje de Al cobra relevancia en la industria manufacturera de piezas de Al [3].

De acuerdo con datos del Instituto Nacional de Ecología (INE), en nuestro país se consumen más de 240 toneladas diarias de Al, pero sólo la mitad se recupera para su reciclaje [4]. El principal inconveniente en la práctica de reciclaje es la disminución de las propiedades mecánicas de las aleaciones, causada principalmente por la contaminación con elementos como el Fe, el cual genera la formación de compuestos intermetálicos duros y frágiles en la microestructura de las aleaciones comerciales de Al [3].

En este contexto, tomando en cuenta las nuevas regulaciones industriales y la tendencia por fabricar productos sustentables, la industria automotriz tiene el reto de desarrollar aleaciones ligeras e innovadoras con mejores propiedades para que permitan sustituir con éxito a las actuales. Una opción viable son las aleaciones de Al para fundición. Las aleaciones de Al para fundición están conformadas por varias series de aleaciones, dentro de esta familia de series una de las más importantes es la serie 300, y dentro de esta serie la aleación 380 es una de las más importantes debido a extenso uso industrial. La buena relación propiedades mecánicas-peso y excelente fluidez de la aleación 380 permiten que pueda ser utilizada en la manufactura de monoblocks en la industria automotriz [1] [5] [6].

Sin embargo, durante el proceso de solidificación de la aleación 380 se presenta una de las principales desventajas de las aleaciones de Al para fundición, la cual consiste en la formación de dos compuestos intermetálicos de Fe conocidos como

α -Al₁₅(MnFe)₃Si₂ y β -Al₅FeSi, ambos compuestos intermetálicos son muy duros y por ende son de naturaleza frágil, debido a estas propiedades los compuestos intermetálicos α y β son responsables de disminuir las propiedades mecánicas de las piezas coladas. No obstante, de estos dos compuestos intermetálicos, en la industria de la fundición se prefiere formar α en lugar de β [7] [8] [9] [10] [11] [12], lo anterior se debe a que β presenta morfología tipo aguja, cuyos extremos agudos pueden actuar como concentradores de esfuerzo, dando origen a la formación de microgrietas, que a la postre pueden causar la fractura de la pieza colada. Por otro lado, las partículas de α presentan morfología tipo escritura china, la cual tiene extremos redondeados que evitan o disminuyen la concentración de esfuerzos [13] [14].

La modificación de la fase β ha sido un tema de estudio en los últimos años, pues el incremento en las propiedades mecánicas, en especial la resistencia a la tracción, depende en gran medida de lograr un refinamiento en las partículas frágiles. Para ello la técnica más utilizada es la modificación química, por su conveniencia en el funcionamiento y por la reducción del costo de fabricación [13].

En general, las propiedades mecánicas de las aleaciones de Al para fundición son determinadas por las fases que forman parte de la microestructura [7]. Se ha reportado que estas aleaciones sólo han alcanzado el 1 % de su potencial en cuanto a resistencia a la fatiga. Este bajo porcentaje, se atribuye principalmente a la presencia de defectos microestructurales, por ejemplo, compuestos intermetálicos, poros e inclusiones no metálicas como los óxidos. Por lo tanto, un punto de interés tecnológico consiste en desarrollar métodos metalúrgicos que permitan controlar el tipo, cantidad, tamaño y fracción de volumen de los defectos microestructurales. En lo referente a los compuestos intermetálicos el interés tecnológico radica en desarrollar métodos metalúrgicos que permitan controlar el tipo, cantidad y tamaño de los compuestos intermetálicos con el objetivo de disminuir el efecto negativo que éstos tienen sobre las propiedades mecánicas de las piezas coladas [15] [16].

Si la necesidad radica en buscar incrementar las propiedades mecánicas, una opción es la adición de nuevos elementos de aleación para evaluar un posible efecto positivo y si el nuevo elemento de aleación influye sobre la morfología de las fases presentes en la microestructura y las características generales, como estructura cristalina y temperatura de formación [17].

En este contexto, Karamouz y colaboradores evaluaron el efecto de la adición de 0.03, 0.06 y 0.12 % e.p. de Litio (Li) en una aleación de Al para fundición 380. Reportaron, que con la adición de 0.06 % e.p. de Li la resistencia a la tracción y elongación aumentaron en un 50 y 8.3 %, respectivamente, esto se atribuye a la modificación que presentó la fase β debido a la adición de Li [14].

Este estudio, ofrece información relevante sobre el comportamiento de la aleación de Al 380 al añadir bajos porcentajes de Li. Al observar que las mejores propiedades se obtuvieron con 0.06 % e.p. Li, resulta interesante estudiar porcentajes cercanos

a este, por ejemplo 0.09 % e.p. Li. Por otro lado, si se desea mejorar las propiedades mecánicas modificando o suprimiendo la fase β , es necesario conocer su temperatura de formación, y si ésta se ve modificada por la adición de Li. Esta información, que se obtiene mediante un estudio de análisis térmico de la aleación 380 con adición de Li, no está disponible en la literatura.

Tomando como base lo anterior, en este proyecto se evaluó el efecto de la adición de 0.03, 0.06, 0.09 y 0.12 % e.p. Li en la aleación de Al para fundición 380, proveniente directamente del fabricante. Con esto se pretende modificar la fase β , que se presenta en mayor medida en las aleaciones de Al secundario o reciclado y es responsable de la disminución de las propiedades mecánicas. Esta investigación representa el punto de partida en la aplicación de la modificación química, utilizando Li como elemento modificador en aleaciones de Al, principalmente aleaciones de Al secundario.

CAPÍTULO 2.

ANTECEDENTES.

2.1 Generalidades del Al.

El Al es el metal no ferroso más empleado en el mundo, con un consumo anual de 24 millones de toneladas. Alrededor del 75 % es Al primario, el cual es extraído del mineral, contrario del Al secundario, que es recuperado del proceso de reciclado. Actualmente, el Al compite contra nuevos materiales, por lo que debe mantener su bajo costo y ofrecer ventajas adicionales para continuar siendo un material competitivo. La manufactura del Al debe explorar nuevos procesos tecnológicos que lleven a procesos de producción de bajo costo y obtención de un producto con propiedades únicas, que permitan su aplicación en industrias como la aeroespacial, que exige que las aleaciones de Al sean más ligeras e innovadoras, con propiedades mecánicas mejoradas [1].

2.1.1 Producción de Aluminio primario.

En la naturaleza el Al no existe como metal, el óxido de Al en forma pura e hidratada es el más abundante. Dado que los óxidos de Al no son de interés industrial, fue necesario desarrollar procesos químicos para la obtención de Al metálico, uno de los dos procesos existentes es el proceso Bayer para obtener Al puro [1].

El proceso Bayer fue desarrollado por Karl Bayer en 1888 para lixiviar la bauxita ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), también conocida como gibbsítica [18], la cual está compuesta por: 60 % de alúmina (Al_2O_3), 23 % de óxido de Fe (Fe_2O_3), 2.5 % de óxido de Si o sílice (SiO_2), 2.8 % de óxido de titanio (TiO_2) y 14 % de agua (H_2O) [19]. Generalmente, la bauxita se forma en climas tropicales húmedos o subtropicales [20].

Una vez realizada la extracción de la bauxita, ésta se somete a procesos mecánicos de quebrado, decantación y molienda fina. Dado el carácter anfótero del Al, se procede seguidamente al ataque con sosa (NaOH) en autoclave, a una temperatura de 170 °C y presión de 14 atm. Después de tratar el mineral con NaOH , se diluye y somete a decantación, enfriamiento y filtración, del que se obtiene un residuo muy contaminante denominado lodo rojo, del que interesa separar la ganga y obtener el máximo de Al. Producto del ataque con NaOH se obtiene aluminato de sodio (NaAlO_2), que es diluido para posteriormente hidrolizar y someter a un proceso de

precipitación y decantación. Un filtrado final permite obtener Hidróxido de Al ($\text{Al}(\text{OH})_3$), que se lleva a un horno de calcinación donde alcanza la temperatura de $1300\text{ }^\circ\text{C}$, obteniendo Al_2O_3 calcinada. Aproximadamente se puede conseguir una tonelada de Al_2O_3 a partir de 2 toneladas de bauxita.

Finalmente, el Al se obtiene al descomponer mediante electrólisis la Al_2O_3 obtenida a partir de la bauxita. La electrólisis de la Al_2O_3 se realiza en un baño de criolita fundido, esta actúa como disolvente de la Al_2O_3 y disminuye su temperatura de fusión. Este proceso se realiza en celdas electrolíticas. El Al que se obtiene, pasa a un proceso de afinado para quitarle las partículas de criolita y los gases disueltos, quedando únicamente con un 0.3 % a 1 % de impurezas [19].

2.1.2 Propiedades del Aluminio puro.

Propiedades del Al como baja densidad y resistencia a la corrosión, lo convierten en un material ideal para usar tanto en aplicaciones novedosas como convencionales. Por ejemplo, en la producción de vehículos, empaques de comidas y bebidas, construcción de edificios, transmisión de electricidad, desarrollo de infraestructura en la industria del transporte, producción de equipo aeroespacial y manufactura de maquinaria y herramientas. Dado que la demanda por más tecnología y productos sustentables está aumentando, las oportunidades para el Al continúan expandiéndose.

El Al es el tercer elemento más abundante en la corteza terrestre, su color es blanco-plateado y pertenece al tercer grupo de la tabla periódica con el número atómico 13. Con base en el carbono 12 su peso atómico es 26.98 uma, el Al no presenta isótopos naturales y su número de coordinación para el oxígeno es de 4 o 6 [1].

2.1.2.1 Propiedades físicas:

En las últimas décadas, el uso del Al en diferentes aplicaciones industriales ha ido incrementando por considerarse un metal ligero, pues su densidad de 2.70 g/cm^3 es un tercio de la del acero. Además, es muy resistente a la corrosión debido a la formación instantánea de una película de óxido, la cual protege al metal. Su punto de fusión es de $660\text{ }^\circ\text{C}$, tiene una alta reflectividad y buena conductividad térmica y eléctrica. En la tabla 2.1 muestran las propiedades físicas del Al al 99.99 % de pureza [1] [21].

Tabla 2.1 Propiedades físicas del Al al 99 % de pureza [1].

Punto de fusión, °C.	660
Punto de ebullición, °C.	2480
Calor latente de fusión, cal/g.	94.60
Calor específico a 100 °C, cal/g.	0.22
Densidad a 20°C, g/cm ³ .	2.70
Resistividad eléctrica a 20 °C, μΩ-cm.	2.68
Coefficiente de expansión térmica X10 ⁶ (20-100°C).	23.90
Conductividad térmica (unidades a 100°C).	0.57
Reflectividad (total) %.	90
Módulo de elasticidad, lb/in ² X10 ⁻⁶ .	9.90

2.1.2.2 Propiedades mecánicas.

El Al por ser un material no ferroso, presenta propiedades mecánicas que no son óptimas para la mayoría de las aplicaciones industriales, pero éstas pueden ser incrementadas de manera considerable al añadir otros elementos de aleación o aplicar tratamientos térmicos.

Considerando Al de alta pureza sus propiedades mecánicas elásticas son [1]:

Módulo de Young: E=69-72 GPa.

Esfuerzo ingenieril: G= 25-26.5 GPa.

Coefficiente de Poisson: ν=0.31

2.1.2.3 Estructura cristalina y radio atómico:

La estructura cristalina es la forma en cómo se ordenan y empaquetan los átomos, moléculas o iones, estos son empaquetados de manera ordenada y con patrones de repetición que se extienden en las tres dimensiones del espacio y a lo largo de muchas distancias atómicas. El Al tiene una estructura cristalina FCC, por sus siglas en inglés face centered cubic, la cual puede observarse en la figura 2.1, el número de coordinación para FCC es 12.

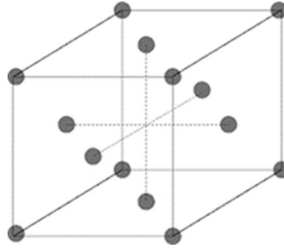


Figura 2.1 Estructura cristalina del Al, FCC.

El factor de empaquetamiento atómico para la estructura cristalina del Al es 2.86 Å y su parámetro de red es $a=4.40$ Å; el radio atómico es de 1.43 Å mientras que el radio iónico resulta en 0.53 Å [1].

2.2 Familias de aleaciones.

Las aleaciones de Al se dividen en dos grandes grupos bien diferenciados: forja y fundición. Esta división se debe al proceso de fabricación de cada grupo [22].

2.2.1 Aleaciones para forja.

Las aleaciones para forja son fabricadas por deformación plástica que puede realizarse en caliente o frío, la deformación del material se produce por la aplicación de fuerzas de compresión. El proceso de forja se utiliza para dar forma y propiedades determinadas a los metales y aleaciones [22].

2.2.2 Aleaciones para fundición.

Las aleaciones de Al para fundición se han desarrollado por sus buenas cualidades de colada, fluidez y capacidad de alimentación de los moldes, así como por la mejora de las propiedades de resistencia y tenacidad o resistencia a la corrosión [23]. Las aleaciones de Al para fundición se clasifican en función del elemento de aleación principal.

2.2.2.1 Clasificación de las aleaciones para fundición.

El sistema de designación para las aleaciones de Al para fundición consta de un sistema de numeración de 4 dígitos. El primer dígito indica el grupo de aleación, los

dos siguientes se usan para diferenciar a las aleaciones dentro de la familia o grupo y el cuarto dígito que está separado de los tres primeros por un punto, puede indicar restricciones en cuanto al método de producción. Si es un cero identifica al producto como una fundición [21].

En la tabla 2.2, se muestra el sistema de designación completo para las diferentes aleaciones de Al en función de su aleante principal. Para este proyecto la serie de interés es la 3xx.x cuyo aleante principal es el Si, pero además contiene Mg y Cu.

Tabla 2.2 Sistema de designación de las aleaciones de Al [21] (The Aluminum Association).

Designación.	Elemento aleante principal.
1xx.x	Composición controlada sin aleantes.
2xx.x	Cu
3xx.x	Si, además contiene Mg y Cu.
4xx.x	Si
5xx.x	Mg
6xx.x	Actualmente no está en uso.
7xx.x	Zn
8xx.x	Otro elemento.
9xx.x	Actualmente no está en uso.

2.2.3 Aleaciones Al-Si.

En estas aleaciones el principal elemento aleante es el Si, el cual es capaz de incrementar la dureza y resistencia, y suele añadirse por encima del 12 % para conseguir una disminución en el punto de fusión de la aleación [1]. Las aleaciones Al-Si son idóneas para utilizarse en la industria aeroespacial y automotriz debido a su baja densidad, excelente capacidad de moldeo, buenas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión y el desgaste [13] [24]. En el diagrama de fases Al-Si que se muestra en el diagrama de la figura 2.2 se ilustra la principal característica de las aleaciones Al-Si, que es la formación de un punto eutéctico entre el Al y el Si, con un contenido de Si de 11.5 a 12 %, y cuya temperatura es 577 °C. Esta fase eutéctica está formada por Al+Si, α ($Al_{12}Fe_3Si$) cúbica y β ($Al_9Fe_2Si_2$) monoclinica [1].

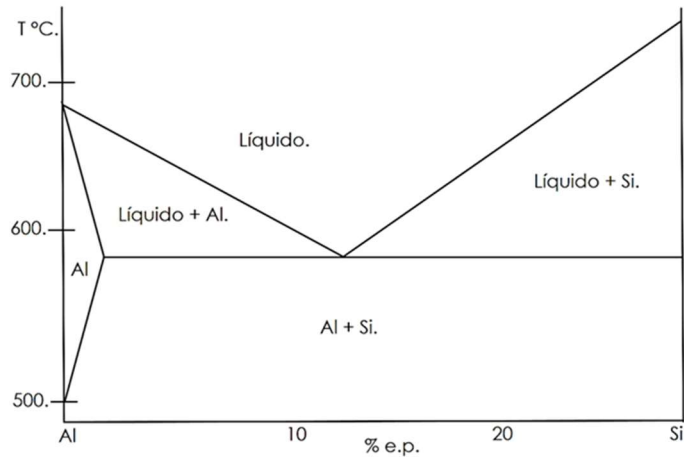


Figura 2.2 Diagrama de fases Al-Si [1].

El sistema Al-Si consiste en una fase primaria de Al o Si y una mezcla eutéctica de los dos elementos. Abajo del 12 % el Al precipita como fase primaria en forma de dendritas, esto es de interés para el control del tamaño de las dendritas, de las partículas de Si y en la influencia de dos fases de co-precipitados en la mezcla eutéctica. Dependiendo de la pureza del material, las aleaciones Al-Si contienen variada cantidad de impurezas o elementos como Fe, Mg, Cu, Zn. Frecuentemente el Cu y Mg son añadidos durante la fundición para mejorar la resistencia, el mecanismo de endurecimiento y la templabilidad. Las impurezas y elementos de aleación están parcialmente en solución sólida en la matriz y otra parte forma partículas intermetálicas durante el proceso de solidificación [1] [6] [15].

Dependiendo del contenido de Si las aleaciones Al-Si son divididas en tres grupos [1]:

- ✓ Aleaciones hipoeutécticas con un contenido de Si de 5-10 %.
- ✓ Aleaciones eutécticas con un contenido de Si de 11-13 %.
- ✓ Aleaciones hipereutécticas con un contenido de Si de 14-12 %.

Dentro de estos tres tipos de aleaciones comerciales Al-Si, las aleaciones hipoeutécticas son las más utilizadas en la industria debido a sus excelentes propiedades mecánicas y su facilidad de moldeo [13].

La secuencia de precipitación de fases en las aleaciones hipoeutécticas es la siguiente:

- 1.-Formación de una red dendrítica de α -Al.
- 2.-Reacción eutéctica Al-Si.
- 3.-Precipitación de una fase eutéctica secundaria como Mg_2Si y Al_2Cu .

El contenido de Si es decisivo respecto a la fluidez y reducción de volumen. En las reacciones principales se precipitarán fases con contenido de Fe y Mn, de éstas, las

fases más comunes en aleaciones para fundición son α -Al₁₅(MnFe)₃Si₂ y β -Al₅FeSi. Con el objetivo de simplificar la lectura en lo futuro se hará referencia a ellas simplemente como α y β . Hacia el final del proceso de solidificación, compuestos como Mg₂Si, Al₂Cu y otras fases más complejas precipitarán del líquido remanente. En la tabla 2.3 se muestra la secuencia de precipitación de fases de una aleación hipoeutéctica. Es importante resaltar que la secuencia de precipitación de fases depende principalmente de la composición química de la aleación [15]:

Tabla 2.3 Secuencia de precipitación de fases [6].

Temperatura (°C).	Fases precipitadas.	Nombre.
650	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂ .	pre-dendrítico.
600	Dendritas de Al.	Dendrítico.
	Al ₁₅ (Mn, Fe) ₃ Si ₂ .	post-dendrítico.
	Al ₅ FeSi.	pre-eutéctico.
550	Eutéctico Al+Si.	Eutéctico.
	Al ₅ FeSi.	co-eutéctico.
	Mg ₂ Si.	
500	Al ₂ Cu y más fases complejas.	post-eutéctico.

2.3 Aleación 380.

Hoy en día, la industria automotriz afronta el reto del desarrollo de materiales que puedan sustituir con éxito a los actuales. Una opción viable la constituyen las aleaciones de Al para fundición, de entre éstas, una de las más importantes para la industria automotriz es la aleación tipo 380, la cual exhibe buena relación propiedades mecánicas-peso, además de otras ventajas como buena conductividad térmica y eléctrica, alta precisión dimensional, buen acabado superficial y excelente fluidez [25].

La tabla 2.4 muestra el rango de composición química estándar de los elementos de aleación de la aleación de Al 380 [15].

Tabla 2.4 Composición química estándar de la aleación de Al 380 [15].

Aleación.	Composición.	Elemento.						
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
380	Estándar.	7.5-9.5	1.0	3.0-4.0	0.50	0.10	0.90	0.35

El Si es el principal elemento de aleación, sin embargo, están presentes cantidades importantes de otros elementos tales como Cu, Mn, Mg y Fe. Este último es considerado impureza en aleaciones Al-Si vaciadas en molde de arena o molde permanente, mientras que en las aleaciones que se utilizan en el proceso de fundición por inyección a presión es considerado elemento de aleación. El Fe limita el desgaste de los herramientas de vaciado cuando se emplea en cantidades superiores al 0.8 % e.p., esto debido a que la elevada solubilidad del Fe en el Al líquido favorece la disolución de los materiales ferrosos que estén en contacto con los baños de Al.

Durante la solidificación de la aleación 380 ocurren una serie de reacciones, durante las cuales comienzan a precipitar los intermetálicos de Fe, Cu y Mg. En la tabla 2.5 se muestran las reacciones que se llevan a cabo durante el enfriamiento, así como la temperatura a la cual tienen lugar [15].

Tabla 2.5 Reacciones durante la solidificación de la aleación 380 [15].

No. de reacción.	Reacción	Temperatura (°C).
1	Desarrollo de la red dendrítica.	575-574
2	Precipitación de fases que contienen AlMn-Fe.	573-568
3	Reacción eutéctica, con precipitación de fases que contienen Si y Mn-Fe.	564-563
4	Precipitación de Mg ₂ Si.	Dato no disponible.
5	Precipitación de Al ₂ Cu.	505-500
6	Formación de eutécticos complejos, conteniendo Al ₂ Cu y Al ₅ Mg ₈ Si ₂ Cu ₂ .	492-478

Los elementos de aleación y las impurezas pueden encontrarse en solución sólida en la matriz o formar fases secundarias como los compuestos intermetálicos Al_2Cu , Mg_2Si , α y β . La formación de las fases α y β , se atribuye a la fuerte tendencia del Fe a formar compuestos con el Si y el Al debido a su baja solubilidad en equilibrio con α -Al [13] [15]. Los compuestos intermetálicos Al_2Cu y Mg_2Si incrementan las propiedades mecánicas de la aleación 380 después del tratamiento térmico T6.

Por otro lado, existen compuestos intermetálicos como α y β , que son de naturaleza frágil y disminuyen las propiedades mecánicas de las piezas coladas. De estos dos últimos compuestos intermetálicos, en la industria de la fundición, se prefiere formar α en lugar de β , ya que éste último es considerado más perjudicial para las propiedades mecánicas de las piezas coladas [7] [8] [9] [10] [11] [12]. Lo anterior, se debe a que β presenta morfología tipo plaqueta, la cual en corte transversal revela la típica morfología de aguja, cuyos extremos agudos pueden actuar como concentradores de esfuerzo, dando origen a relativamente bajas cargas y a la formación de microgrietas que a la postre pueden causar la fractura de la pieza colada. Por otro lado, las partículas de α presentan morfología tipo escritura china, la cual tiene extremos redondeados que evitan la concentración de esfuerzos [13] [14].

En la figura 2.3 se observa la morfología de las fases reportadas por Backerud. La fase α revela su típica morfología de escritura china con bordes redondeados, la fase β con morfología tipo aguja actúa como sitio de nucleación para el Si eutéctico, mientras que el cuaternario de magnesio con su estructura ramificada es el sitio de nucleación para el Al_2Cu [15].

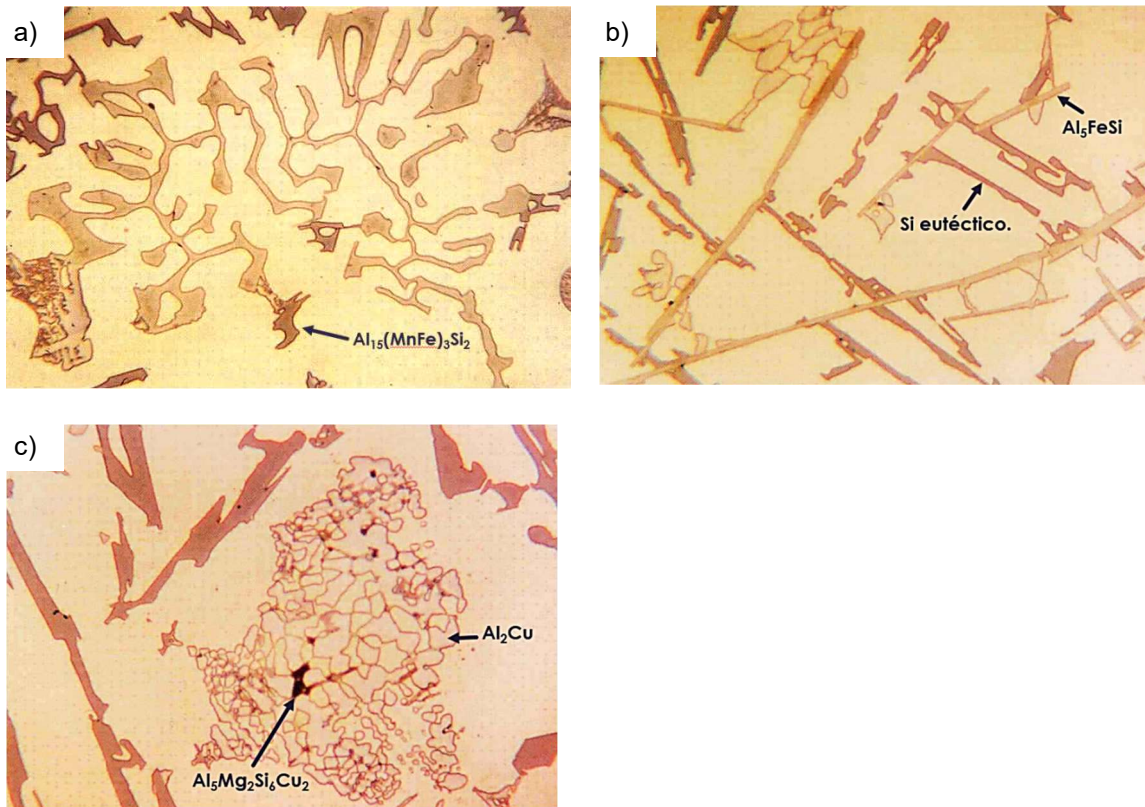


Figura 2.3 Microestructuras de una aleación 380 enfriada a diferentes velocidades. a) 0.2 °C/s, b) .6 °C/s, c) 0.3 °C/s, X560 [15].

La modificación de la fase β y del Si eutéctico ha sido un tema de estudio en los últimos años, pues el incremento en las propiedades mecánicas, en especial la resistencia a la tracción, depende en gran medida de lograr un refinamiento en las partículas frágiles de Si eutéctico. Estudios previos, han mostrado que la modificación del Si eutéctico de una estructura tipo plaqueta a una estructura más fibrosa puede lograrse por dos métodos:

- a) Modificación química, se realiza mediante la adición de elementos con una proporción de tamaño atómico favorable, por ejemplo, estroncio (Sr) y sodio (Na).
- b) Modificación de enfriamiento, consiste en aumentar la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

Entre los métodos antes mencionados, la modificación química es ampliamente utilizada en la producción comercial por su conveniencia en el funcionamiento y por la reducción del costo en la fabricación. Debido a esto, la modificación química

utilizando Li como elemento modificador, es el método seleccionado en este proyecto para modificar el Si eutéctico y la fase β .

Se han reportado dos tipos de modificadores, uno puede modificar la morfología del Si eutéctico de una estructura tipo plaqueta a una estructura fibrosa bien refinada, en este tipo de modificador se encuentra el Na y el Sr, este último tiene un comportamiento muy similar al Li como refinador. El otro tipo de elemento modificador solo puede refinar las placas gruesas del Si eutéctico en lugar de transformarlas en una morfología fibrosa [13].

En general, las propiedades mecánicas de las aleaciones de Al para fundición son determinadas por las fases que forman parte de la microestructura [7]. En este sentido, se ha reportado que las aleaciones de Al para fundición sólo han alcanzado cerca del 1 % de su potencial en cuanto a resistencia a la fatiga. Este bajo porcentaje se atribuye principalmente a la presencia de defectos microestructurales, como películas de óxido, porosidad y compuestos intermetálicos. Por lo tanto, un punto de interés tecnológico consiste en desarrollar métodos metalúrgicos que permitan controlar el tipo, cantidad, tamaño y fracción volumen de los defectos microestructurales presentes en las piezas coladas. Esto, con el objetivo de incrementar las propiedades mecánicas o para neutralizar o disminuir el efecto negativo que algunos compuestos intermetálicos tienen sobre las propiedades mecánicas de las piezas coladas.

Considerando que el objetivo es diseñar un método metalúrgico para neutralizar o disminuir el efecto negativo que los compuestos intermetálicos de hierro tienen sobre las propiedades mecánicas de las piezas coladas, es necesario tener en cuenta aspectos termodinámicos como la composición química y cinéticos como la velocidad de solidificación [15] [16]. Estos aspectos juegan un rol determinante en la naturaleza morfológica y cristalina de los compuestos intermetálicos de Fe que se forman durante la solidificación de las aleaciones de Al para fundición. Si la necesidad radica en buscar incrementar las propiedades mecánicas, una opción es la adición de nuevos elementos de aleación para evaluar un posible efecto positivo y si el nuevo elemento de aleación influye sobre la morfología de las fases presentes en la microestructura y las características generales de éstas como estructura cristalina y temperatura de formación [17].

2.4 Efecto de los elementos de aleación en las aleaciones Al-Si.

El Al como metal puro es poco resistente, por lo que no se utiliza donde la resistencia a la deformación y la fractura son esenciales, pero es posible añadir elementos de aleación para mejorar sus propiedades mecánicas.

La combinación de una baja densidad con una elevada dureza, hace atractivas las aleaciones de Al para múltiples aplicaciones. Las propiedades de las aleaciones de Al dependen de factores como: composición química, características microestructurales desarrolladas durante la solidificación, tratamientos térmicos y procesos de deformación en productos forjados [26].

A continuación, se describe la principal aportación de cada elemento en la aleación [26]:

- **Cobre** es añadido en aleaciones Al-Cu-Li para formar los precipitados Al_2CuLi y Al_6CuLi_3 , que incrementan la tenacidad.
- **Zinc** mejora la resistencia a la corrosión, probablemente el Zn está presente en solución sólida dado que no ha sido observado en la fase de precipitados.
- **Magnesio** es añadido con propósitos de reforzamiento. Se ha propuesto que el Mg se incorpora a la fase mediante la sustitución con Li para obtener el precipitado $\text{Al}_2(\text{Cu}, \text{Li-Mg})$.
- **Manganeso** es añadido para formar el dispersor incoherente $\text{Al}_2\text{OCu}_2\text{Mn}_3$. La función de esta fase es ayudar a homogenizar el deslizamiento y con ello mejorar la resistencia a la fractura y la fatiga. Los soportes dispersores de magnesio también ayudan a controlar el crecimiento del tamaño de grano y la textura durante el procesamiento termo-mecánico.
- **Litio** es añadido para reducir la densidad de la aleación e incrementar la resistencia, esto debido a la formación del precipitado Al_3Li [27].

En relación a este último elemento, en años recientes, se ha comenzado a añadir Li a las aleaciones de aluminio para formar la aleación Al-Li, la cual pretende usarse como sustituto de las aleaciones de alta resistencia de las series 2xx.x y 7xx.x, que actualmente se utilizan para la fabricación de fuselajes de avión [13].

2.5 Propiedades del Litio.

El estudio de la adición de diferentes elementos de aleación al Al, en este caso el Li, viene impulsado por la creciente demanda de aleaciones con mayor módulo de elasticidad, mejor resistencia y menor densidad [13], especialmente por la necesidad de reducir peso en aeronaves sin comprometer el rendimiento estructural. Se ha reportado que el Li mejora las propiedades de los materiales ligeros avanzados y reduce drásticamente la densidad de las aleaciones. Es el elemento metálico más ligero, con una densidad de 0.53 g/cm^3 , la adición de 1 % e.p. de Li reduce la densidad en un 3 % e incrementa el módulo elástico en un 6 % [28] [29] [30] [31].

El Li tiene una elevada reactividad química, especialmente en contacto con el agua, su aspecto es brillante plateado, pero cuando su superficie se expone al aire húmedo se torna oscura con gran rapidez. El Li líquido es el material más corrosivo que se conoce, reacciona espontáneamente con el vidrio produciendo un orificio en el recipiente. Además, posee un elevado potencial de reducción por lo que su uso en baterías es muy amplio. Su estructura cristalina, mostrada en la figura 2.4, es BCC, por sus siglas en inglés Body Centerd Cubic [32]. Las tablas 2.6-2.8, proporcionan información de las propiedades del Li, por ejemplo, su punto de fusión de 180.54 °C, el cual está por debajo del punto de fusión del Al puro de 660 °C.

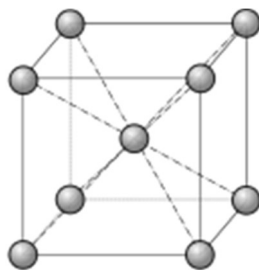


Figura 2.4 Estructura cristalina del Li BCC [23].

Tabla 2.6 Propiedades químicas del Li [20].

Masa atómica	6.94 uma.
Número atómico	3
Electronegatividad	0.98
Radio iónico	0.68 Å

Tabla 2.7 Propiedades mecánicas [20].

Dureza, Vickers	5
UTS	15 MPa.

Tabla 2.8 Propiedades térmicas del Li [20].

Calor de fusión	137 J/g.
Calor de vaporización	19460 J/g.
Capacidad calorífica específica	2.99 J/g °C.
Conductividad térmica	71.20 w/m-k.
Punto de fusión	180.54 °C.
Punto de ebullición	342 °C.
Calor de formación	159.30 KJ/mol.

Recientes estudios, han demostrado que los átomos de Li juegan un papel importante modificando las fases de precipitados y guiando la modificación de la microestructura de las aleaciones.

Si se añade Li a una aleación AlCuMg se forma el precipitado AlCuLiMg y las zonas GPB (Guinier Preston Bagaryatsky) se ven modificadas en su morfología y estructura. Ese cambio se debe a la segregación del Li en las interfaces con la matriz, y un posible reemplazo de átomos de Mg por átomos de Li en la estructura [33].

El Li favorece la formación de otros precipitados que actúan como barrera al movimiento de las dislocaciones, además de las partículas tipo S, por ejemplo: δ' (Al₃Li), Θ' (Al₂Cu) y T₁ (Al₂CuLi) [34]. Se ha demostrado que muchos precipitados pueden coexistir con otras fases que contienen Li, como la fase δ' (Al₃Li) y T₁ (Al₂CuLi), por lo tanto, las microestructuras de las aleaciones AlCuLiMg pueden verse afectados por la adición de Li. Por ejemplo, la precipitación de la fase Θ' será menos frecuente conforme se incrementa el contenido de Li de 0.50 a 1.60 % e.p. Los átomos de Li pueden sustituir a los átomos de Mg en la fase σ (Al₅Cu₆Mg₂) lo que lleva a la formación de la variante de la fase σ con la composición de Al₅Cu₆Li₂. Estudios sobre el efecto de los átomos de Li en aleaciones de Al han revelado dos efectos:

- 1) El exceso de Li lleva a la formación de una variante de la fase T₁, que repite unidades de la estructura T₁ en una manera diferente durante su crecimiento.
- 2) Los átomos de Li se pueden segregar en los bordes de los precipitados de la fase S con la matriz, y hacer que los precipitados S sean más estables que σ en la secuencia de precipitación de las aleaciones.

Conforme se aumenta la cantidad de Li los precipitados como fase δ' (Al₃Li) se vuelven más esféricos, mientras que a una menor cantidad de Li se presenta con morfología tipo plaqueta [33].

Como se describió en párrafos anteriores el Li forma muchas fases con el Al, por ejemplo, AlLi, Al₂Li₃ y Al₄Li₉, las cuales pueden apreciarse en el diagrama de fases Al-Li de la figura 2.5 y tabla 2.9. En esta investigación se pretende estudiar el efecto del Li en las propiedades mecánicas añadiendo un máximo de 0.12 % e.p. Li, con ello se espera obtener un incremento en las propiedades mecánicas debido a la modificación de las fases presentes por la adición de Li. Sin embargo, de acuerdo al diagrama de fases Al-Li no habrá precipitación de nuevas fases debido a la adición de Li.

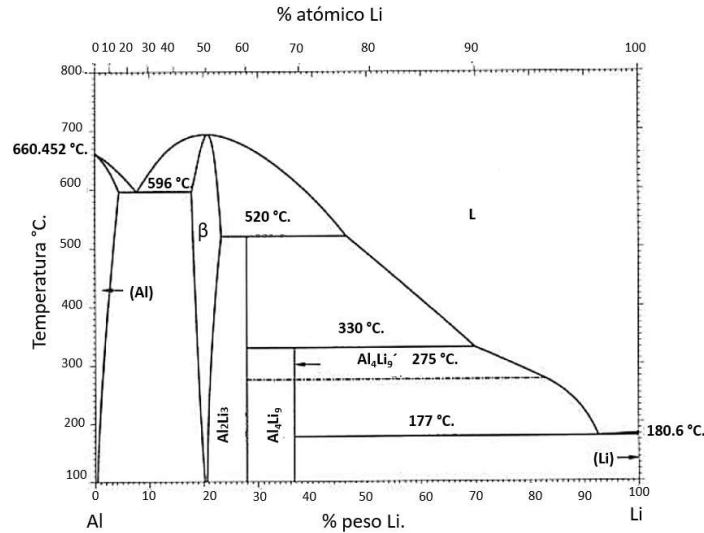


Figura 2.5 Diagrama Al-Li [35].

Tabla 2.9 Fases del diagrama Al-Li [35].

Fase.	Composición % e.p. Li.
(Al)	0-4
β	17-24
Al ₂ Li ₃	28-29
Al ₄ Li ₉	36
(βLi)	100
(αLi)	100
Fase metaestable	
Al ₃ Li	...

Otras investigaciones reportan que la adición de Li en las aleaciones Zn-Al incrementa las propiedades mecánicas y la resistencia a la corrosión. El punto de fusión en las aleaciones Zn-Al disminuye conforme se incrementa la cantidad de Li, de 383.70 °C con 0 % e.p. Li a 363.20 °C cuando se añade 1 % e.p. Li. En cuanto a la microestructura, al incrementar el contenido de Li aumenta el refinamiento de las partículas de Al.

Otra fase que suele presentarse en las aleaciones Zn-Al con la adición de Li es la fase δ (AlLi), esta fase nuclea en la interface de los bordes de grano y dentro del grano. El coeficiente de expansión térmica incrementa con la adición de Li, pues se forman fases binarias y ternarias de Li, estos son creados en el borde de grano y son de mayor tamaño. La adición de pequeñas cantidades de Li 0.05 y 0.1 % e.p. causa un ligero aumento en los valores de expansión térmica. La adición de bajos porcentajes de Li forma la fase Al-Li en los bordes de grano, lo que causa la expansión de la red cristalina. Por otra parte, el Li aumenta la resistividad eléctrica debido al incremento en la cantidad de precipitados en los bordes de grano. En

cuanto a las propiedades mecánicas, el UTS incrementó con el contenido de Li por arriba de 0.5 % e.p. y se observó una reducción cuando el contenido de Li sobrepasó el 1.0 % e.p. Una alta concentración de Li produce una fragilidad en la aleación causada por los compuestos intermetálicos que se forman [27].

En este contexto, Karamouz y colaboradores estudiaron el efecto de la adición de Li en las propiedades mecánicas de una aleación de Al para fundición 380. El estudio consistió en adicionar cuatro porcentajes de Li, 0.03, 0.06 y 0.1 % e.p., a una aleación de Al 380. Los resultados muestran, que las mejores propiedades se obtuvieron al adicionar 0.06 % e.p. Li [14]. A continuación, se describe el efecto del Li en las propiedades mecánicas.

2.6 Efectos del Li en las propiedades mecánicas.

Entre los porcentajes de Li añadidos en el estudio de Karamouz y colaboradores, 0.06 % e.p. de Li presentó el mayor incremento en resistencia a la tracción y el porcentaje de elongación, las cuales aumentan de 274 a 300 MPa y de 3.8-6 %, respectivamente. Por otro lado, si se llega a porcentajes más altos de Li, es decir 0.1 % e.p., comienza a incrementar la porosidad, contrarrestando con ello el efecto positivo del Li [14].

2.6.1 Microestructura.

El Li modifica las fases presentes en la aleación, lo que repercute directamente en las propiedades mecánicas. Por ejemplo, para el caso de aleaciones con 0.06 % e.p. Li, el Si eutéctico se presenta fibroso, al tiempo que la fase β mejora su relación de aspecto, disminuyendo con ello la concentración de esfuerzos en sus extremos agudos, como lo muestra la figura 2.6. Por lo anterior, es posible afirmar que el Li es un buen elemento para modificar la fase β y el Si eutéctico [14].

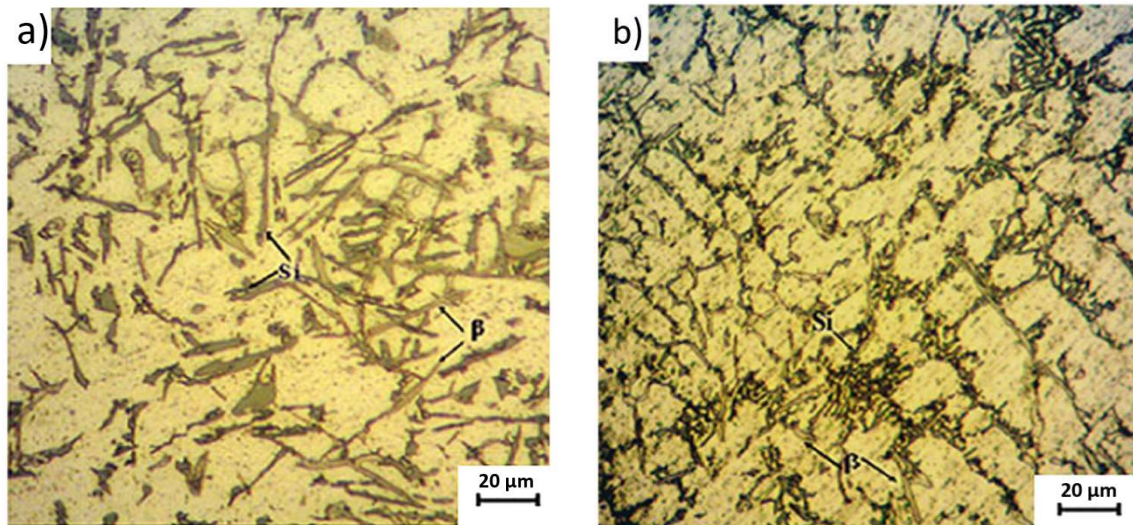


Figura 2.6 Microestructura de aleación Al 380 mostrando el efecto de la adición de Li. a) 0 % Li. b) 0.06 % Li [14].

Sin embargo, un exceso en adición de Li, mayor al 0.1 % e.p., puede causar defectos de porosidad dado que el Li incrementa la solubilidad de hidrógeno (H_2) [14], y este, es el único gas soluble en Al líquido y su solubilidad aumenta conforme se incrementa la temperatura [36]. Un alto contenido de H_2 resulta en un aumento en la porosidad, lo que disminuye la resistencia a la tracción, alargamiento y resistencia a la fatiga.

Con el objetivo de remover el H_2 del Al fundido se pueden aplicar diferentes métodos, uno de ellos es el empleo de hexacloroetano (C_2Cl_6), el cual reacciona con el Al fundido y forma burbujas dispersas de cloruro de Al ($AlCl_3$), que llevan el H_2 e inclusiones a la superficie del metal fundido [37]. El riesgo que representa el gas cloruro en la salud humana por ser una sustancia posiblemente cancerígena [38], ha hecho necesario optar por el uso de gases como el argón o el nitrógeno en el proceso de desgasificación [37].

2.6.2 Dureza.

Esta propiedad mecánica disminuye conforme aumenta el contenido de Li en la aleación, ya que como se mencionó anteriormente el Li incrementa la porosidad, por lo que la dureza del material se ve afectada directamente [14]. La porosidad en general se debe a dos factores, a la contracción por solidificación que resulta de la disminución del volumen durante la solidificación, y de los gases disueltos debido a la disminución de la solubilidad de los gases en el sólido en comparación con el metal líquido [36].

En la figura 2.7 puede observarse una disminución de los valores de dureza en la escala Brinell, de 87 HBN cuando no se ha añadido Li a 75 HBN después de adicionar 0.06 % e.p. de Li.

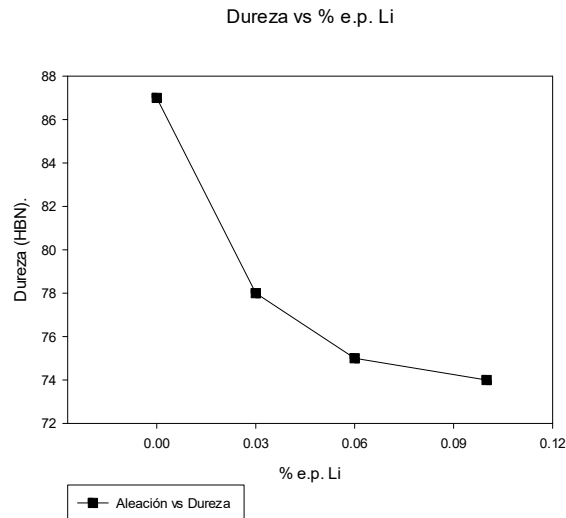


Figura 2.7 Dureza en función del contenido de Li [14].

2.6.3 Resistencia a la tracción.

Se ha reportado que el Li incrementa los valores de la resistencia a la tracción y elongación. Con un contenido de 0.06 % e.p. Li, la resistencia a la tracción aumenta 8.3 % y la elongación hasta 50 % (ver figura 2.8). Lo anterior se atribuye al efecto del Li sobre la microestructura, el Li modifica y refina las partículas del Si eutéctico y de la fase β en los límites de grano. Las fases finas y uniformes distribuidas a lo largo del borde de grano, generan un efecto de fijación o sujeción sobre las dislocaciones, impidiendo con ello su movimiento y de este modo se mejoran las propiedades de la aleación. La presencia de estas fases en forma de red discontinua previene la iniciación y propagación de grietas, lo cual conduce a un efecto positivo sobre la resistencia a la tracción y la ductilidad. Las aleaciones modificadas con 0.1 % e.p. Li presentan menor resistencia a la tracción y menor elongación en comparación con las aleaciones modificadas con 0.03 y 0.06 % e.p. Li [14]. Esto puede ser atribuido a la porosidad, que es el defecto principal que presentan las piezas fundidas y que disminuye de manera importante las propiedades mecánicas [36].

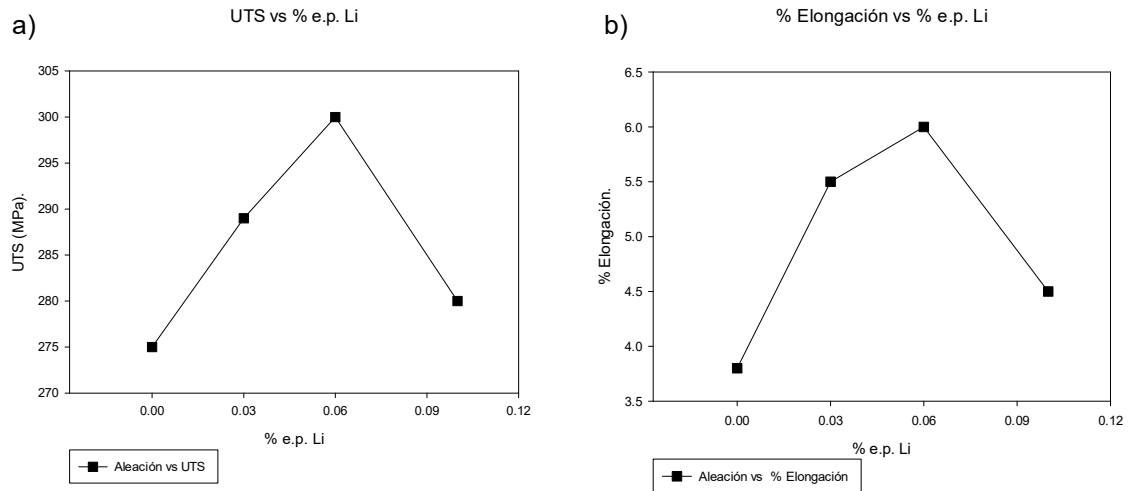


Figura 2.8 a) UTS vs % e.p. Li. b) % de elongación en función del % e.p. Li [14].

Por lo expuesto con anterioridad, en este proyecto de investigación se estudió el efecto de la adición de Li en la microestructura y propiedades mecánicas de la aleación de Al para fundición 380. Para llevar a cabo el estudio se seleccionaron cuatro porcentajes de Li, 0.03, 0.06, 0.09 y 0.12. Estas aleaciones experimentales fueron producidas por fundición convencional de la aleación 380 más una aleación maestra Al-Li. La microestructura es analizada mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, SEM por sus siglas en inglés. Las propiedades mecánicas se determinaron mediante ensayo de tensión, finalmente se realizaron estudios de análisis térmicos y se determinó el efecto del Li en las temperaturas de transformación de fase.

CAPÍTULO 3.

JUSTIFICACIÓN.

Actualmente, alrededor del 50 % de los automóviles, a nivel mundial, cuentan con motores fabricados esencialmente con aleaciones de Al. Sin embargo, se augura que para el año 2020 la gran mayoría de los automóviles tendrán un motor cuyos componentes estén fabricados a partir de aleaciones como la 380, entre otras más de la familia del Al.

México se ha convertido en un importante exportador de monoblocks y cabezas de motor de combustión interna. Sin embargo, el país no cuenta con minas de bauxita para la producción de Al primario, por ello la industria del reciclaje del Al es de suma importancia. La principal desventaja de esta práctica es el incremento del contenido de Fe en las aleaciones de Al para fundición y con ello el inherente deterioro de las propiedades mecánicas de las piezas coladas. Es por esto que cobra relevancia el diseño y desarrollo de métodos de producción, que permitan manejar altos contenidos de Fe sin afectar o disminuir las propiedades mecánicas de las piezas coladas. Para ello es necesario investigar el efecto de nuevos elementos de aleación sobre las propiedades mecánicas y sobre las características generales de la aleación de Al 380.

Desarrollos recientes han producido una nueva generación de aleaciones de Al utilizando Li como elemento de aleación, estas ofrecen propiedades como resistencia a la corrosión, buena resistencia a la tensión, tenacidad, además y compatibilidad con técnicas actuales de manufactura. Lo anterior da como resultado una aleación de Al con excelentes propiedades mecánicas, lo que la vuelve un material versátil. Por lo tanto, se cree que las nuevas aleaciones Al con adición de Li serán ampliamente utilizadas en un futuro, sin embargo, la extensión de su uso depende de los resultados de nuevos estudios en estas aleaciones.

IMPACTO DEL PROYECTO.

IMPACTO CIENTÍFICO. Las aleaciones de Al para fundición son ampliamente utilizadas para la producción de componentes automotrices, para los cuales los requerimientos en cuanto a propiedades mecánicas son muy estrictos y de gran importancia. De esta manera el diseño y desarrollo de una metodología para la producción de aleaciones de Al para fundición con adición de Li que permita obtener una aleación con mejores propiedades mecánicas en comparación con la aleación base 380 representaría un desarrollo importante.

IMPACTO SOCIAL. Formación de recursos humanos de alto nivel académico dedicados al estudio y desarrollo de aleaciones de Al para fundición con adición de Li.

IMPACTO ECONÓMICO. Las aleaciones de Al con adición de Li para fundición pueden representar un producto innovador en nuestro país, por lo cual llevar a cabo el presente estudio es de gran importancia, ya que actualmente en el mercado no se cuenta con aleaciones de estas características.

IMPACTO AMBIENTAL. En caso de obtener una aleación con ventajas respecto a su antecesora, los resultados obtenidos permitirán aumentar la práctica del reciclado de aleaciones de Al para la producción de piezas coladas, lo cual implica un ahorro energético muy importante y una reducción en la cantidad de basura no degradable en beneficio de la calidad medio ambiental.

OBJETIVOS.

3.1 Objetivo general.

Evaluar el efecto de la adición de Li sobre las propiedades mecánicas de la aleación de Al para fundición 380.

3.2 Objetivos particulares.

3.2.1 Estudiar la posible formación de compuestos intermetálicos de Li y realizar su caracterización.

3.2.2 Evaluar el efecto de la adición de Li sobre la morfología de las fases microestructurales para identificar posibles cambios.

3.2.3 Analizar la influencia de la adición de Li sobre los aspectos termodinámicos de la aleación.

3.2.4 Realizar ensayos mecánicos de dureza y de tensión para determinar las propiedades mecánicas de las aleaciones con Li añadido y comparar los resultados con la aleación de Al 380 sin adición de Li.

3.2.5 Verificar si existe un incremento en la porosidad debido a la adición de Li.

METAS.

- Acondicionar el equipo de Análisis Térmico.
- Fortalecer las líneas de investigación de procesamiento de materiales y caracterización y análisis de los materiales.
- Presentación de resultados en congreso internacional.
- Redacción del borrador de un artículo científico.
- Obtención del grado de maestro en ciencias.

HIPÓTESIS.

En la aleación de Al para fundición 380, la adición de Li en porcentajes menores al 0.12 % e.p. mejora las propiedades mecánicas como la ductilidad y el UTS. Esto se debe a que el Li modifica las características morfológicas de los intermetálicos de Fe presentes en la aleación, los cuales tienen influencia en las propiedades mecánicas. En el aspecto termodinámico el Li modifica la temperatura de inicio de reacción.

CAPÍTULO 4.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

En este capítulo se presenta la metodología empleada durante la etapa experimental, la cual está dividida en dos etapas:

1. Producción de las aleaciones experimentales.
2. Caracterización de las aleaciones experimentales.

Etapa I: Producción de las aleaciones: en esta etapa se realizó el diseño y maquinado del molde y la fundición de las aleaciones.

Etapa II: Caracterización de las aleaciones producidas: la figura 4.1 describe el proceso de caracterización.

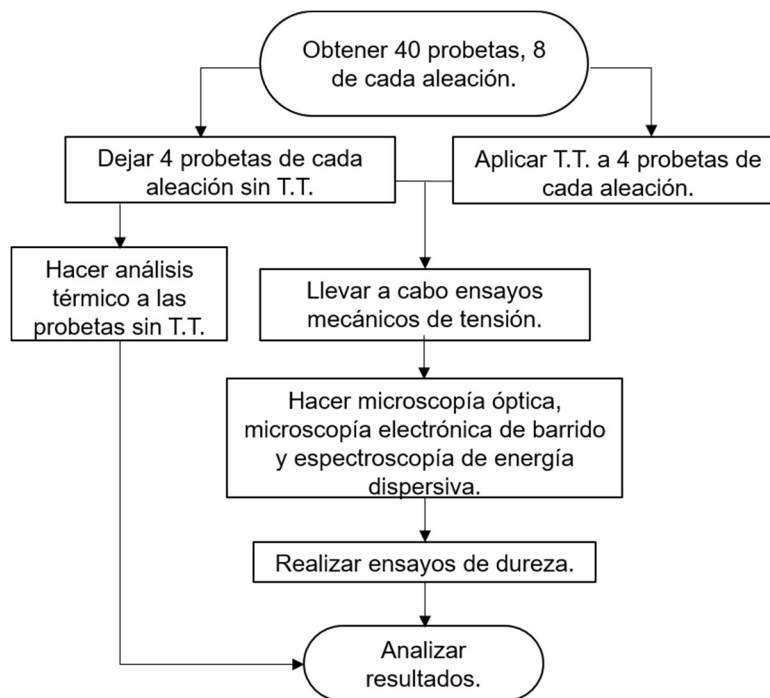


Figura 4.1 Diagrama de flujo experimental.

4.1 Etapa 1: Producción de las aleaciones experimentales.

4.1.1 Diseño y maquinado del molde.

La primera etapa de la experimentación comenzó con la fabricación de un molde de acero AISI/SAE 1020. Para ello, se siguieron los estándares indicados en la norma B 108-03a Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings [39], las dimensiones del molde pueden verse en el anexo 1. En la figura 4.2 se muestra el molde fabricado para la obtención de probetas sub-size.



Figura 4.2 Molde de acero AISI/SAE 1020 maquinado de acuerdo a norma B 108-03 [39].

La principal ventaja de este molde, es la aplicación de un sistema de llenado ascendente y un diseño de alimentación que favorece el flujo laminar del fluido. Este flujo laminar reduce la cantidad de gas atrapado, y por lo tanto disminuye la probabilidad de porosidad en las probetas [14].

El molde fue diseñado mediante el software de diseño asistido por computadora SolidWorks y maquinado en CNC en el laboratorio de máquinas y herramientas.

4.1.2 Fundición.

Una vez maquinado el molde, se prepararon cuatro aleaciones experimentales con contenido de Li de 0.03, 0.06, 0.09 y 0.12 % e. p. La materia prima fue la aleación 380 y una aleación maestra de Al con un contenido de Li de alrededor del 5 %. La tabla 4.1 muestra la composición de ambas aleaciones, reportada por el proveedor. En ella, se incluye una comparación con la aleación estándar 380 [15].

Tabla 4.1 Composición química de las aleaciones.

Aleación / elemento.	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Mn/Fe	Li
380 Estándar ¹ .	7.5-9.5	1.0	3.0-4.0	0.5	0.1	0.29	0.35	0.50	No aplica.
380 utilizada en este proyecto ² .	8.25	0.49	3.41	0.3	0.17	0.26	0.13	0.60	No aplica.
Aleación maestra ³ .	0.898	0.299	0.043	0.004	0.02	0.006	<0.005	0.013	6.168

¹ Estándar de composición química de la aleación de aluminio 380 [15].

² Composición química de la aleación 380 utilizada en este proyecto de investigación. Composición química reportada en el certificado del proveedor FUNDICIÓN JV S.A DE C.V.

³ Composición química de la aleación maestra Al-Li.

El rango de estudio del contenido de Li, fue establecido considerando estudios previos, los cuales indican que contenidos de Li menores a 0.12 % e. p. incrementan las propiedades mecánicas en aleaciones Al-Si. Por otro lado, contenidos de Li superiores a 1.3 % e. p. da como resultado una disminución en el límite de fluencia y en la resistencia a la tracción [14] [31].

Para facilitar la identificación de las diferentes aleaciones estudiadas, se utilizaron cuatro letras, A, B, C y D, que hacen referencia al porcentaje de Li añadido a las aleaciones. La tabla 4.2 muestra el sistema de identificación de las aleaciones experimentales.

Tabla 4.2 Sistema de identificación de las aleaciones experimentales.

Contenido de Li (% e.p.).	Identificación.
0.03	A
0.06	B
0.09	C
0.12	D

La aleación 380 que se tomó como base de estudio en este proyecto, seguirá siendo referenciada como aleación base 380.

La fabricación de las aleaciones experimentales, dio inicio realizando el cálculo de los gramos de aleación maestra que se adicionarían a la aleación 380 para obtener los porcentajes de Li deseados. Además, con el objetivo de incrementar la fluidez del baño a través del molde metálico, se adicionó Si para alcanzar el máximo permitido por el estándar de la aleación 380, 9.5 % e.p Si [15].

A continuación, se muestra la fórmula general utilizada para realizar los cálculos de adición de Li y Si. En el caso del Li, estos cálculos contemplan un 10 % e.p. extra de aleación maestra, para compensar posibles pérdidas de Li durante la fundición [13].

$$\% e.p. = \frac{g \text{ soluto}}{g \text{ solución}} \times 100$$

Partiendo de la fórmula general % e.p., se despejó los g de soluto de Si y Li.

$$g \text{ Si o Li} = \frac{\% e.p. \text{ requerido (g Al 380)}}{100 \%}$$

La tabla 4.3 muestra información de las cantidades de aleación maestra y Si pesadas y añadidas a cada aleación experimental.

Tabla 4.3 Gramos añadidos (real pesados).

Elemento.	Aleación experimental.			
	A	B	C	D
Aleación maestra	12	24	34	45
Si	27	29	27	27

Después de calcular la cantidad de aleación maestra y Si que habría de adicionarse, se comenzó con la fundición de aleación 380. La fundición se realizó de acuerdo a lo recomendado por Karamouz, Alkahtani y Ozturk en sus investigaciones. Se utilizó un horno de resistencia y un crisol de carburo de silicio con capacidad para 4 kg, la temperatura del baño se mantuvo a 750 °C. Cuando la aleación base 380 llegó a los 520 °C se añadió el Si. Una vez fundida la aleación 380, se agregó la cantidad de aleación maestra calculada de acuerdo al porcentaje de Li requerido, el baño se

dejó homogeneizar por un espacio de 3 minutos. Después se desgasificó por 5 minutos con C_2Cl_6 , del cual se añadió 0.3 % e.p. de la aleación fundida, posteriormente se retiró la escoria, todo el procedimiento anterior se realizó manteniendo el crisol dentro del horno [6] [13] [14] [21] [24] [40].

Finalmente, el baño fue vaciado en el molde de acero precalentado a 250 °C y recubierto con pintura de grafito para facilitar el desmoldeo, otra parte de la mezcla fue vaciada directamente en copas de grafito para posteriormente realizar el estudio de análisis térmico.

Las figuras 4.3-4.7 muestran la aleación maestra y desgasificante usado, así como el horno de resistencia y el molde de grafito.



Figura 4.3 Gramos de aleación maestra.



Figura 4.4 Desgasificante C_2Cl_6 .



Figura 4.5 Fundición de aleación 380 en horno de resistencia, la adición de Li provoca una ligera combustión.



Figura 4.6 Vaciado en molde metálico.



Figura 4.7 Interior del molde metálico recubierto con grafito.

La temperatura del baño de Al y del molde son factores determinantes que deben monitorearse en cada vaciado. La temperatura del baño al momento de vaciado fue

de 750 °C y la del molde metálico 250°C. Después de vaciar el Al en el molde metálico, este permaneció 5 minutos en arena para después continuar con el desmoldeo.

Durante el proceso de fundición se observó como la adición de Li provoca la formación de una capa de escoria que, aunque es removida antes del vaciado se sigue formando durante el mismo. Esto, sin duda dificulta el vaciado, disminuye la velocidad de llenado del molde y si algo de escoria entra al molde puede generar llenado parcial del molde lo que conduce a obtener probetas defectuosas. De acuerdo a Ozturk y colaboradores, elementos modificadores como Li y Sr aumentan la formación de escoria en los baños metálicos [24].

La figura 4.8 a) muestra el crisol fuera del horno. La escoria formada por el desgasificante y por la adición de Li, la cual fue removida mientras el crisol se encontraba en el horno, sin embargo, en el intervalo de tiempo en el que se cambia de herramienta para la manipulación del crisol, vuelve a formarse otra capa de escoria. Lo anterior fue más perceptible en la aleación D, que contenía el porcentaje de Li más alto, mientras que para la aleación A la formación de escoria no fue un problema relevante. Por otro lado, en la figura 4.8 b), puede observarse una partícula de escoria que se encontraba justo en el borde para llegar al molde, en este caso el molde ya estaba lleno por lo cual esta situación no representó problema alguno, pero si una partícula de este tipo entra en el molde existe la posibilidad de que la cavidad de éste se llene de forma parcial y sea necesario repetir el proceso para la obtención de las probetas.

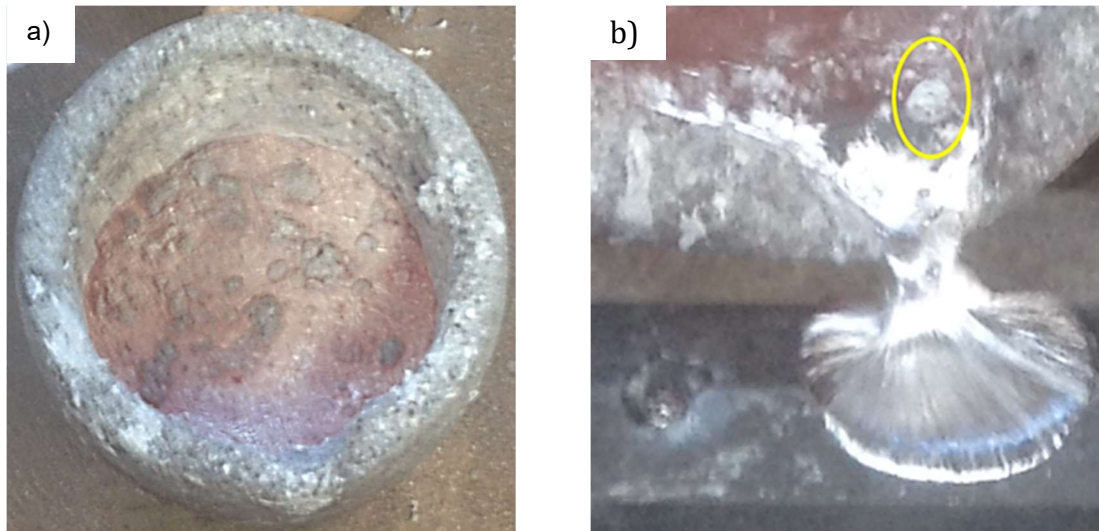


Figura 4.8 a) Escoria generada antes del vaciado. b) Partícula de escoria.

Como se observó anteriormente, debido al diseño del molde en cada vaciado sólo es posible obtener dos probetas para ensayo de tensión. En este proyecto fueron

requeridas ocho probetas para cada aleación, por lo tanto, en cada vaciado fue necesario desmoldar y regresar el baño al horno, variando con ello el tiempo de permanencia en el horno con cada par de probetas. Antes de cada vaciado, se adicionó 1 g de aleación maestra y 1 g de C_2Cl_6 para compensar posibles pérdidas durante la permanencia del baño en el horno. Estos tiempos de permanencia se presentan en la sección de resultados.

Para la obtención de las probetas de aleación 380 sin adición de Li, los lingotes fueron fundidos de acuerdo al procedimiento anterior sin adición de aleación maestra.

La figura 4.9 muestran las probetas obtenidas de cada porcentaje.



Figura 4.9 Probetas obtenidas de la fundición. a) 380, 0 % Li, b) aleación A, c) aleación B, d) aleación C, e) aleación D.

4.1.3 Tratamiento térmico T6.

Los principales procedimientos de tratamiento térmico en el Al son la solubilización, el temple y el endurecimiento por precipitación, en conjunto se conoce como tratamiento térmico, y es aplicado con el fin de incrementar las propiedades mecánicas debido a la precipitación de átomos disueltos. El tratamiento térmico T6 implica un tratamiento térmico de solución, temple y envejecimiento a una temperatura de 540 °C, con tiempos de residencia que pueden variar entre 6 y 12 h [41].

El tratamiento se aplicó en cuatro probetas de cada aleación. Para ello, se utilizó una mufla marca Felisa y se siguieron los parámetros de temperatura y tiempo reportados por Gecu y colaboradores, quienes trabajaron en una aleación 380 y aplicaron un T6 [42]. Las muestras se llevaron a 520 °C por 4 h, posteriormente se realizó un temple en agua a temperatura ambiente. Nuevamente las muestras fueron llevadas a la mufla donde permanecieron 4 h a 180 °C, una vez pasado ese tiempo, llegaron a temperatura ambiente fuera del horno. La figura 4.10, muestra la rampa del T6.

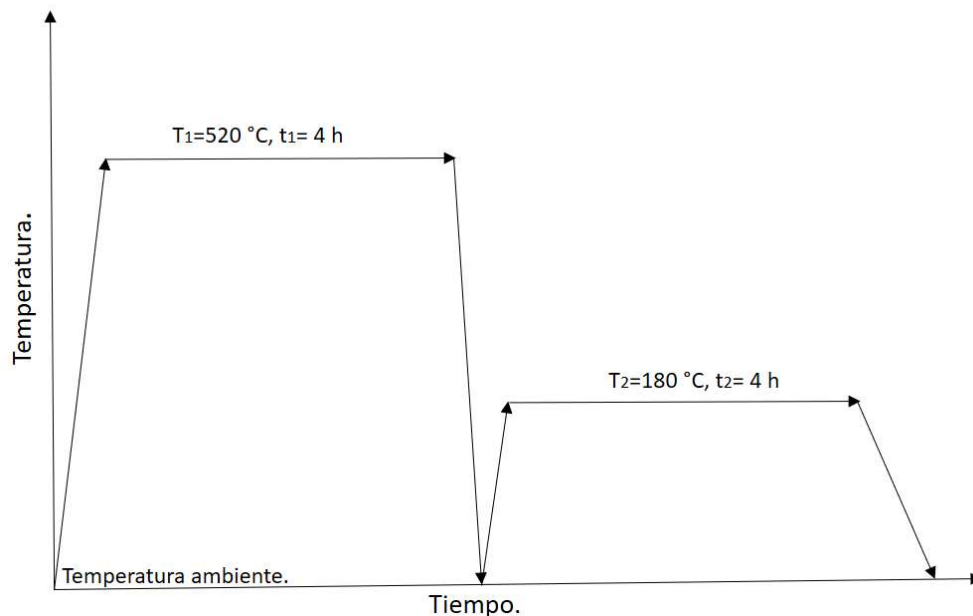


Figura 4.10 Rampa del tratamiento térmico T6 [42].

Las probetas tratadas térmicamente fueron caracterizadas mediante las mismas técnicas que las no tratadas térmicamente, esto con el fin de realizar una comparación en sus propiedades mecánicas. Las figuras 4.11 y 4.12 muestran el equipo utilizado y las probetas por aleación sometidas a T6.



Figura 4.11 Mufla.



Figura 4.12 Probetas tratadas térmicamente.

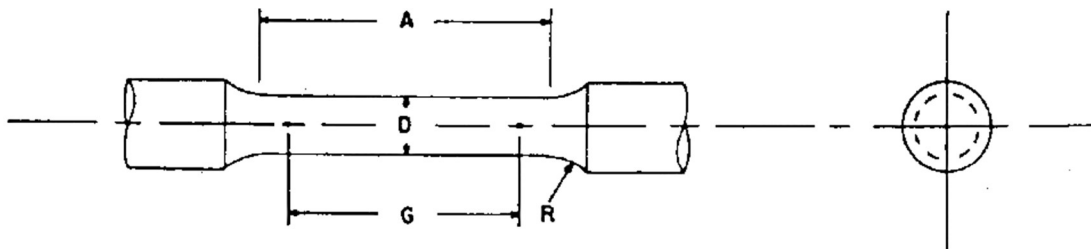
4.2 Etapa 2: Caracterización de aleaciones.

4.2.1 Ensayos mecánicos de tensión.

Esta técnica es utilizada para medir la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente. La prueba consiste en alargar una probeta de ensayo por fuerza de tensión, ejercida gradualmente, el fin es determinar ciertas propiedades mecánicas del material como su resistencia, rigidez y ductilidad.

Para esta prueba, se utilizaron tres probetas de cada aleación de tamaño proporcional al estándar, con un diámetro de 6 mm de acuerdo a la norma B 557M-02a [39]. El molde metálico fabricado anteriormente, permite obtener las probetas

con dimensiones de acuerdo a norma, eliminando así el proceso de maquinado. En la figura 4.13 se ilustran las secciones de la probeta y las dimensiones de la misma.



Secciones	Dimensiones en mm
G-Longitud calibrada.	30.00 ± 0.06
D-Diámetro.	6.0 ± 0.10
R-Radio.	6
A-Longitud de la sección reducida.	36

Figura 4.13 Secciones y dimensiones de una probeta cilíndrica proporcional al estándar, de acuerdo a la norma B 557M-02a [39].

Las probetas obtenidas fueron sometidas a ensayos mecánicos de tensión, con una velocidad de avance de 1mm/min a temperatura ambiente, tal como lo han reportado Karamouz *et al.* [14] y Examilioti *et al.* [34]. Los ensayos mecánicos de tensión se llevaron a cabo en las instalaciones de la maestría en una máquina universal de pruebas, marca Shimadzu AG-1 de 100 kN, el equipo se muestra en la figura 4.14.



Figura 4.14 Máquina de tensión.

4.2.2 Caracterización microestructural.

La caracterización microestructural, es una de las técnicas de análisis metalográfico más importante para estimar el comportamiento final de una pieza colada. Es posible que un material, aun teniendo la misma composición química exhiba diferentes propiedades mecánicas dependiendo de su microestructura. En general, se puede decir que la microestructura refleja las propiedades del material, porque el número de fases, su tamaño, morfología y distribución dentro del sistema define la microestructura del material.

En las aleaciones 380 la morfología, tamaño y distribución del Si eutéctico y las fases α y β ricas en Fe, así como de las fases Al_2Cu y $AlMgCuSi$ ricas en Cu ejercen un efecto importante en las propiedades mecánicas [15]. En este estudio, el análisis microestructural se llevó a cabo para evaluar los cambios producidos en la microestructura de las diferentes fases debido a la adición de Li.

4.2.3 Preparación metalográfica.

Para realizar la caracterización microestructural, se realizó un corte en la sección transversal de las probetas. Se comenzó con el desbaste de las muestras utilizando lijas de SiC (carburo de silicio) de diferentes granulometrías (100, 250, 400, 600, 800, 1200 granos por pulgada lineal). El pulido se realizó con alúmina de 5 μm como abrasivo, finalmente las muestras fueron limpiadas con alcohol etílico y secadas con aire caliente. En algunos casos, debido a la porosidad de las muestras fue necesario someterlas a baño ultrasónico para eliminar las partículas incrustadas dentro de los poros. Para el análisis microestructural no fue necesario realizar ataque químico.

4.2.4 Microscopía electrónica de barrido.

Mediante SEM, los materiales pueden ser caracterizados microestructuralmente. Para esto, la superficie de la muestra de interés se barre con un haz de electrones, éstos son reflejados por la muestra por lo cual reciben el nombre de electrones retrodispersados, los cuales se colectan y se muestran a la misma velocidad de barrido en un tubo de rayos catódicos que es algo similar a una pantalla de televisión. La imagen que aparece en la pantalla representa las características microestructurales de la muestra. Si el equipo para realizar SEM está equipado para realizar la técnica de EDS se puede obtener el análisis químico elemental cualitativo y semicuantitativo de las fases microestructurales de la muestra.

Las dos técnicas descritas anteriormente fueron aplicadas en la aleación 380 y en las cuatro aleaciones experimentales A, B, C y D en su sección transversal, con el objetivo de identificar las fases presentes en cada aleación, en especial las fases α y β que son de especial interés en este proyecto. Estos estudios se realizaron en CINVESTAV Unidad Saltillo en un equipo marca Philips, modelo XL30-ESEM.

4.2.5 Análisis térmico.

El análisis térmico (AT) es ampliamente utilizado en la investigación de la solidificación de las aleaciones de Al. Esta técnica cualitativa permite detectar procesos endotérmicos o exotérmicos que ocurren durante la solidificación de la muestra ensayada; con la información recabada se puede determinar la temperatura a la cual tienen lugar estos cambios energéticos.

En este procedimiento experimental, una muestra fundida es vertida en una copa, y con el uso de termopares se registran los cambios de temperatura conforme va solidificando la muestra. Una vez ocurrida la solidificación, se grafica la temperatura contra el tiempo transcurrido durante la solidificación y se obtiene la curva de enfriamiento.

Existe información que no se observa fácilmente empleando sólo el método de la curva de enfriamiento, por ello, es recomendable hacer un estudio de la primera derivada que provee información sobre la velocidad de enfriamiento y punto de inicio de la reacción, el cual no se observa fácilmente sólo con la curva de enfriamiento [43] [44].

El AT fue realizado en la aleación 380 y en las cuatro aleaciones experimentales. El equipo de análisis térmico está conformado por una mufla, copa y tapa de grafito, esta tapa tiene dos orificios, uno en el centro y otro cerca de la pared del crisol. Además, se utilizó una tarjeta de adquisición de datos marca Omega modelo OMB-NET6000 con la que se obtuvieron las curvas de enfriamiento.

El procedimiento de análisis térmico comenzó con la fundición de la aleación 380 contenida en la copa de grafito en el mismo equipo de análisis térmico a una temperatura de 700 °C. Una vez fundida la aleación 380 se colocó la tapa de grafito y en ella los dos termopares tipo K previamente preparados. Enseguida se corrió el programa OMB-NET6000 Series Encore 1.1, que es el programa con el que se opera la tarjeta. Los equipos y herramientas utilizados se ilustran en las figuras 4.15-4.17.



Figura 4.15 Equipo de análisis térmico.

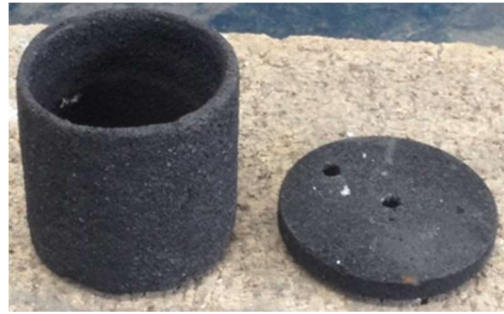


Figura 4.16 Copa y tapa de grafito para AT.



Figura 4.17 Tarjeta de adquisición de datos.

Después de varias pruebas, se definieron los parámetros óptimos de operación, así como los canales y puertos que se deben utilizar en la tarjeta, la tabla 4.4 hace referencia a estos parámetros.

Tabla 4.4 Parámetros óptimos de operación en análisis térmico.

Frecuencia	1 Hz.
Tamaño de bloque	660
Puerto a utilizar	# 2
Canales activados	CH ₅ , CH ₆ , CH ₇ y CH ₈
Canales conectados a los termopares insertados en la copa de grafito	CH ₆ , CH ₇

Los canales CH₅ y CH₈ se encontraban conectados a termopares que estaban midiendo temperatura ambiente. Los canales CH₆, CH₇ estaban conectados con los termopares insertados en la copa de grafito para medir la temperatura en el centro y cerca de la pared del crisol de grafito, además la tarjeta debe estar siempre conectada a un regulador de corriente para evitar fallas durante la lectura de la tarjeta.

CAPÍTULO 5.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos al aplicar la metodología descrita en el capítulo anterior, con esto se pretende cubrir los objetivos generales y particulares establecidos en este proyecto. De inicio se hace referencia a la producción de las aleaciones experimentales, enseguida se profundiza en la caracterización de las aleaciones comenzando con los ensayos mecánicos de tensión. Posteriormente se analiza la microestructura y los resultados de los ensayos de dureza, para finalmente discutir los resultados de análisis térmico.

5.1 Producción de las aleaciones.

Uno de los problemas más frecuentes durante las fundiciones de Al es la presencia de porosidad. Esta es atribuida al proceso de contracción durante la solidificación y a la falta de alimentación interdendrítica, lo cual resulta en una disminución de las propiedades mecánicas y una baja calidad de la superficie de la pieza colada [44]. Con el objetivo de minimizar la aparición de poros en las probetas de tensión, en este proyecto se utilizó un molde metálico estandarizado con la norma B-108-03 a [39], como se describió en el capítulo 3, su diseño favorece flujos laminares, evitando gas atrapado y disminuyendo la porosidad. En la figura 5.1 se muestran las probetas obtenidas, puede observarse que conforme se incrementó el Li añadido, las aleaciones presentaron mayor cantidad de imperfecciones en la sección reducida, tales como poros, microporos, rechupes, solidificación no homogénea e incrustación de impurezas como escoria o desmoldante. Durante la redacción de esta tesis se utiliza de manera indistinta la palabra imperfección, defecto o mala calidad para describir las características antes mencionadas y no deseadas de las probetas.



Figura 5.1 Probetas obtenidas de la fundición. a) 380, 0 % Li, b) aleación A, c) aleación B, d) aleación C, e) aleación D.

El Li, tiende a incrementar las imperfecciones presentes en las probetas, sobre todo la porosidad. La aleación base 380 presenta una superficie de colada considerada de buena calidad, su aspecto es uniforme y no se observan poros importantes. Algo similar ocurre con la aleación A, cuyo contenido de Li es apenas de 0.03 % e.p. Sin embargo, al aumentar a un porcentaje mayor como lo es 0.06 % e.p. Li en la aleación B, la probeta comienza a presentar una solidificación menos uniforme, lo que puede ser derivado de problemas en el llenado debido al aumento de la viscosidad por la adición de Li [45]. Además, se presentan microporos en la sección reducida, que son atribuidos a la alta afinidad con el H₂ del Li puro y del óxido de Li (Li₂O), de hecho, mantener en un dispositivo de fundición el Li puro es complicado debido a la rápida formación de óxido [46].

Otros factores a considerar para disminuir las imperfecciones en las probetas de la aleación B, son el desmoldante y el desgasificante. En las figuras anteriores, se observa que algo de grafito utilizado como desmoldante quedó adherido a una probeta, y esto contribuyó a la formación de microporos. El tipo de desgasificante utilizado, así como la cantidad del mismo, tuvo como efecto un aumento en la viscosidad y en la cantidad de escoria formada, dificultando el proceso de vaciado y repercutiendo en la calidad final de las probetas. Para evitar esto, puede resultar viable utilizar Ar como desgasificante, y eliminar los excesos de desmoldante [45]. Para disminuir los defectos descritos, en los últimos dos vaciados de la aleación B, se optó por reducir la cantidad de desgasificante añadida y sólo aplicar desmoldante cuando resultara necesario, es por eso que las probetas de los últimos dos vaciados muestran una apariencia más homogénea.

Cuando se llega a cantidades mayores de Li como lo es 0.09 % e.p. en la aleación C, se presentan problemas mínimos en la solidificación, la presencia de impurezas incrustadas sólo se observa en una probeta de las cuatro obtenidas, en general parece que las probetas obtenidas de 0.09 % e.p. son mejores que las obtenidas con 0.06 % e.p. Li. Es posible que la mejora en la calidad de las probetas, sea resultado de los ajustes realizados en el desgasificante al fundir esta aleación. Se añadió una menor cantidad de desgasificante y se aplicó solo el desmoldante necesario, tal como se hizo en los últimos vaciados de la aleación B.

En la aleación D, se presenta una probeta con microporos y desmoldante adherido, las causas son las mencionadas anteriormente. De igual manera se llevaron a cabo las mismas acciones correctivas descritas en la aleación B y C, de esta forma se logró reducir las imperfecciones en las siguientes probetas.

Investigaciones recientes, reportan el uso de C_2Cl_6 como desgasificante en aleaciones con Li añadido [14] [47]. No obstante, para evitar la generación de escoria adicional en el baño metálico, otros autores recomiendan el uso de argón como desgasificante cuando se funden aleaciones de la serie 3xx.x [44] [48]. Este gas inerte no genera escoria adicional en el baño metálico, disminuyendo así la probabilidad de impurezas incrustadas en las probetas. De acuerdo a esta información, para futuras fundiciones con Li, es conveniente realizar pruebas preliminares con C_2Cl_6 y argón. Posteriormente, evaluar cualitativamente el nivel de porosidad en la fundición. Otro método que refleja el nivel de porosidad con mayor precisión, es el estudio de superficie mediante un análisis de imagen [44].

Las observaciones anteriores de cada una de las probetas obtenidas, coinciden con lo reportado por Karamouz y colaboradores, en cuyo estudio en aleaciones con Li, la aleación con 0.1 % e.p Li presenta mayor porosidad. La tendencia es un aumento en la porosidad conforme se incrementa la cantidad de Li. Como se mencionó en capítulos anteriores el Li incrementa la solubilidad del H_2 en la fundición y promueve la formación de porosidad en fundiciones de Al [14] [46].

En la sección de desarrollo experimental, se resaltó la necesidad de realizar varios vaciados de una misma aleación, por ello, se presentó una variación en los tiempos de permanencia de cada aleación en el horno. La tabla 5.1 muestra el tiempo que permaneció cada par de probetas en el horno encendido, este tiempo se comenzó a contar una vez que la aleación estaba fundida y se realizó el primer vaciado, es por eso que en un inicio se marca el tiempo como cero minutos. La gráfica de la figura 5.2 muestra estos datos graficados. La aleación B fue la que estuvo mayor tiempo en el horno, seguida de la aleación C y D.

Tabla 5.1 Tiempo de permanencia de cada aleación en el horno.

Aleación.	Tiempo de permanencia dentro del horno encendido (min).	Aleación.	Tiempo de permanencia dentro del horno encendido (min).
	0		0
380	26	C	87
	17		31
	26		33
	0		0
A	11	D	65
	26		48
	19		40
	0		
B	38		
	117		
	26		

Tiempo de permanencia en horno vs Aleación.

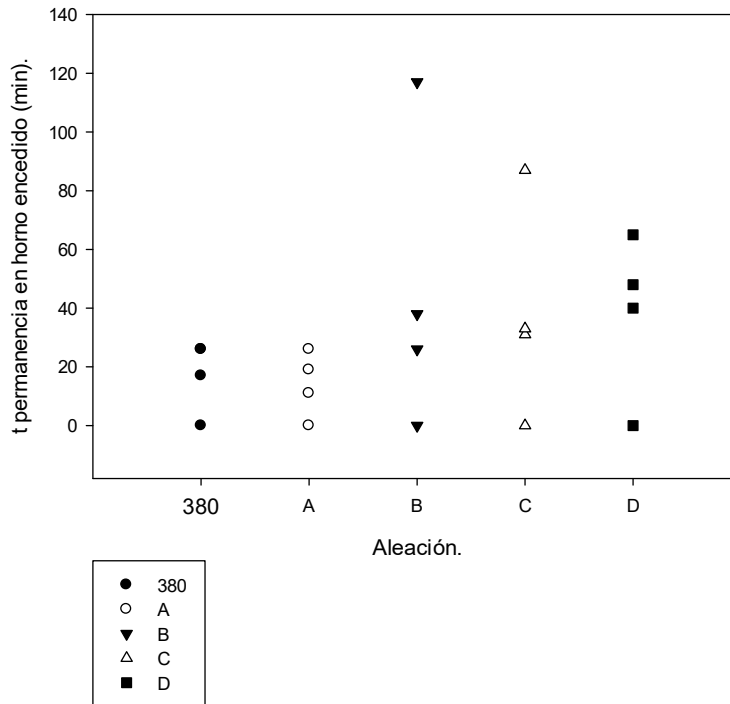


Figura 5.2 Gráfica del tiempo de permanencia de cada aleación en el horno.

Esta discrepancia entre el tiempo de permanencia de cada aleación en el horno, se debe a los problemas presentados durante la fundición. Por ejemplo, la disminución en la fluidez a través del molde debido al aumento de la viscosidad, provocó llenados incompletos en el molde, obteniendo probetas incompletas o con defectos importantes. Este material era desmoldado y regresado al horno junto con todo el baño metálico, aumentando la permanencia en el horno. Aunque finalmente se obtuvieron probetas aceptables, un tiempo prolongado en el horno pudo haber causado pérdidas de Li, como prevención se agregó 1g de aleación maestra en cada vaciado.

Finalmente, el efecto de todos estos factores se apreciará una vez realizadas las pruebas de ensayos mecánicos de tensión.

5.2 Caracterización de aleaciones.

5.2.1 Ensayos mecánicos de tensión.

Una vez obtenidas las probetas de tensión, éstas fueron sometidas a ensayos mecánicos de tensión, la tabla 5.2 muestra los resultados de UTS y ductilidad, representada como % de elongación.

Tabla 5.2 UTS y % de elongación de todas las aleaciones, sin T6 y con T6.

Condición. Aleación.	Sin T6.		Con T6.	
	UTS (MPa).	Elongación (%).	UTS (MPa).	Elongación (%).
380	253.44	6.32	386.28	6.80
A	274.32	7.65	363.33	7.68
B	226.34	4.77	276.65	6.18
C	229.62	4.8	278.09	5.63
D	236.46	5.39	307.64	6.42

La tabla anterior, permite apreciar fácilmente la tendencia en el UTS y % de elongación con la adición de Li y la aplicación del T6. En las aleaciones sin T6, el UTS aumentó en la aleación A, pero al incrementar el porcentaje de Li añadido el UTS disminuyó. En las aleaciones tratadas térmicamente sucede algo similar, el UTS disminuye al incrementar el Li añadido, la aleación B es la que presenta el UTS más bajo. Por otro lado, el % de elongación llega a su máximo en la aleación A en ambas condiciones, pero no sigue una tendencia clara con la adición de Li.

Para un análisis más detallado de los datos obtenidos, se calculó la desviación estándar (σ) y varianza (σ^2) de cada uno. Los resultados se muestran en la tabla 5.3 para las probetas sin T6 y en la tabla 5.4 para las probetas con T6.

Tabla 5.3 Datos experimentales y estadísticos de las aleaciones sin T6.

Aleación.	Sin T6.					
	UTS (MPa).	σ	σ^2	Elongación (%).	σ	σ^2
380	253.44	14.31	204.78	6.32	1.50	2.25
A	274.32	62.03	3847.72	7.65	3.30	10.89
B	226.34	45.07	2031.30	4.77	2.16	4.67
C	229.62	31.82	1012.51	4.8	0.70	0.49
D	236.46	35.99	1295.28	5.39	1.54	2.37

Tabla 5.4 Datos experimentales y estadísticos de las aleaciones con T6.

Con T6.						
Aleación.	UTS (MPa).	σ	σ^2	Elongación (%).	σ	σ^2
380	386.28	15.47	239.47	6.80	1.46	2.13
A	363.33	61.07	3729.54	7.68	3.38	11.49
B	276.65	46.73	2183.69	6.18	2.143	4.58
C	278.09	33.91	1149.89	5.63	0.66	0.44
D	307.64	41.68	1737.22	6.42	1.73	2.99

La desviación estándar es alta en la mayoría de los casos, presentando la mayor dispersión en los datos respecto a la media la aleación A. Es decir, los resultados obtenidos de tensionar cuatro probetas de la misma aleación son muy dispersos, esto puede deberse a que las cuatro probetas tensionadas de la misma aleación provenían de la misma fundición, pero de horas de vaciado diferentes, en ocasiones con diferencia de más de una hora entre vaciado y vaciado. La diferencia de permanencia en el horno puede causar diferencias en la composición química entre un vaciado y otro, aun cuando sea la misma aleación.

Otro factor a tomar en cuenta, es la presencia de poros en la sección reducida, estos pudieron actuar como concentradores de esfuerzo e iniciar la grieta que llevaría a la fractura, la presencia de un poro en una probeta y su ausencia en otra de la misma aleación, causa resultados de tensión diferentes y una desviación estándar alta.

En la figura 5.3 se encuentran graficados los datos mostrados en las tablas 5.3 y 5.4. En general, la aleación base 380 con T6 es la que presenta el UTS más alto, superando por 132.84 MPa a la aleación base 380.

UTS vs Aleación.

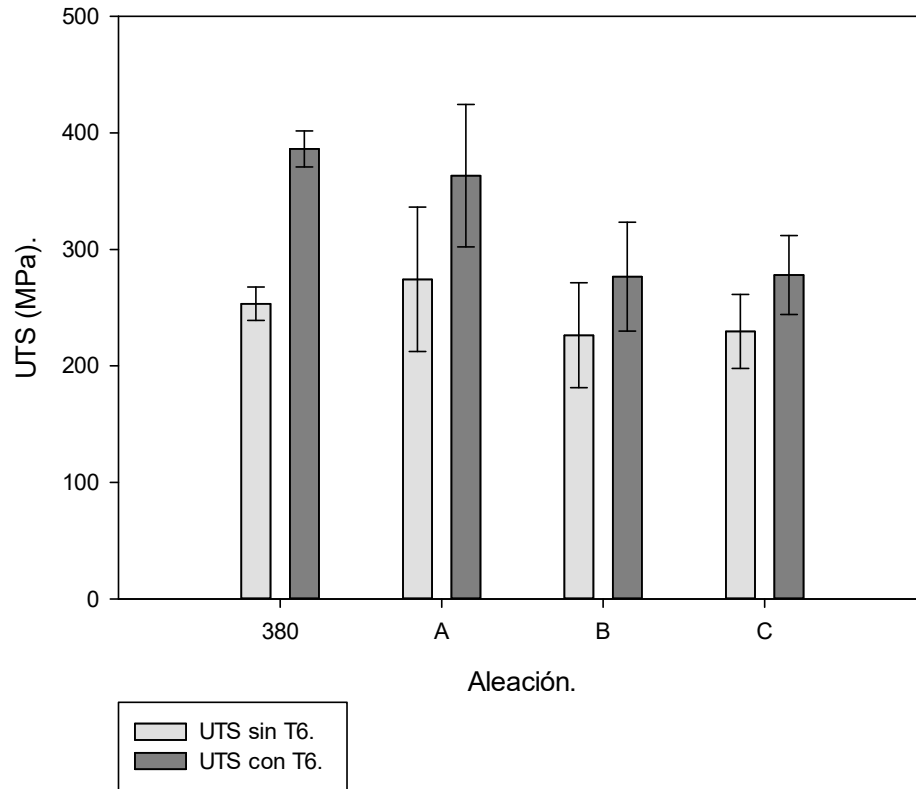


Figura 5.3 Gráfica UTS vs aleación.

En lo referente a las aleaciones sin T6, se observó un incremento de 20.88 MPa del UTS en la aleación A, respecto a la aleación base 380. Aunque, la desviación estándar de la aleación A revela que los datos están muy dispersos, comparando todas las aleaciones sin T6 la desviación estándar de la aleación A es la más elevada, indicando poca confiabilidad en la media. El resto de las aleaciones disminuye su UTS al compararlas con la aleación base 380, pero no lo hacen de una manera proporcional al añadir Li, la aleación B, C y D disminuyen en 27.1, 23.82 y 16.98 MPa, respectivamente.

Por otra parte, en las aleaciones con T6, la aleación base 380 fue la que incrementó en mayor medida su UTS, pasando de 253.44 MPa en la aleación base 380 sin T6 a 386.28 MPa con T6, aunque nuevamente los datos se presentan muy dispersos respecto a la media, el incremento tan significativo alude a una efectiva modificación del Si y otros intermetálicos en una morfología con tendencia esférica como resultado de la aplicación del T6. La precipitación de intermetálicos y la modificación de los mismos, será analizada posteriormente en la sección de resultados de caracterización microestructural. Las aleaciones restantes, A, B, C y D disminuyen

su UTS respecto a la aleación base 380 en 22.95, 109.63, 108.19 y 78.64 MPa respectivamente.

De lo anterior, las aleaciones B y C con T6 son las que presentaron la disminución más importante contra la aleación base 380 en el UTS. Esto, al igual que la variabilidad en los resultados de los ensayos mecánicos de tensión en las probetas de ambas condiciones, sin T6 y con T6 puede deberse a defectos microestructurales generados durante la fundición o la solidificación. Los defectos más comunes son la presencia de poros o restos de escoria en la sección reducida, que pueden actuar como concentrador de esfuerzos e iniciar la grieta que lleva a la fractura. El lugar de la fractura puede dar un indicio de la ubicación de estos defectos microestructurales, si es que no se aprecian a simple vista. Por ejemplo, la figura 5.4 muestra una probeta de la aleación C cuya fractura está cargada hacia la derecha y no al centro de la sección reducida, esto se debió a una imperfección que puede ser descrita como resto de escoria, esta actuó como concentrador de esfuerzo e inició la grieta que llevó a la fractura.

Uno de los factores que pueden originar un aumento en la cantidad de poros es la propia adición de Li. Como se describió en el procedimiento experimental genera una gran cantidad de escoria que, aunque es removida antes del vaciado, pequeñas partículas restantes pueden entrar al molde en el momento del vaciado y causar problemas de este tipo. Otros factores que deben cuidarse son la cantidad de desgasificante y desmoldante, el C_2Cl_6 por si solo genera escoria, la cual se incrementa al añadir Li, por lo que es muy importante añadir la cantidad precisa de C_2Cl_6 para que este haga su función y evitar la generación excesiva de escoria.

Por otra parte, el desmoldante, en este caso la pintura de carbón debe ser colada antes de ser aplicada sobre el molde para evitar grumos, y una vez seca es necesario retirar el exceso, dejando solo una ligera capa de carbón. Aun cuando se tomaron todas las precauciones aquí mencionadas, en algunas probetas de las aleaciones C y D el desmoldante terminó adherido a las probetas, tal como se muestra en la figura 5.1 con la aleación C, esto evidentemente tiene un efecto en las propiedades mecánicas, para prevenir esto en las probetas siguientes simplemente se dejó una capa más delgada de desmoldante y se aplicó solo en el primer vaciado y en los que era requerido.



Figura 5.4 Probeta tensionada de aleación C.

Estudios similares, de la aleación 380 con adición de bajos porcentajes de Li, reportan un incremento de 26 MPa respecto a la aleación 380 cuando se añade 0.06 % e.p. Li [14]. Para las aleaciones tratadas térmicamente se observa un incremento general de las propiedades mecánicas que se atribuye a la presencia de precipitados [40]. Estos resultados difieren de los obtenidos en este proyecto, donde el porcentaje de Li que presenta mejores propiedades es 0.03 % e.p. sin T6 y 0.12 % e.p. con T6. La diferencia en los resultados se debe a la diferencia en la composición química de la aleación base 380, la aleación utilizada en ese estudio contiene 1 % e.p. de Fe, mientras que la que se utilizó en este proyecto contiene sólo 0.49 % e.p., incluso se encuentra por debajo del estándar.

En cuanto al % de elongación, se observa una modificación debida a la adición de Li, sin embargo, no sigue una tendencia conforme a la cantidad de Li añadido. Esto de nueva cuenta puede deberse a las imperfecciones en la sección reducida de las probetas, lo cual afectó los resultados en las propiedades mecánicas.

La gráfica de la figura 5.5 presenta los datos graficados de las tablas 5.3 y 5.4, correspondientes al % de elongación. Es claro que, en ambas condiciones, sin T6 y con T6, la aleación A presenta el mayor incremento en el % de elongación respecto a la aleación base 380, para la aleación A sin T6 el aumento fue de 1.33 %, mientras que para la aleación A con T6 aumentó solo un 0.88 %.

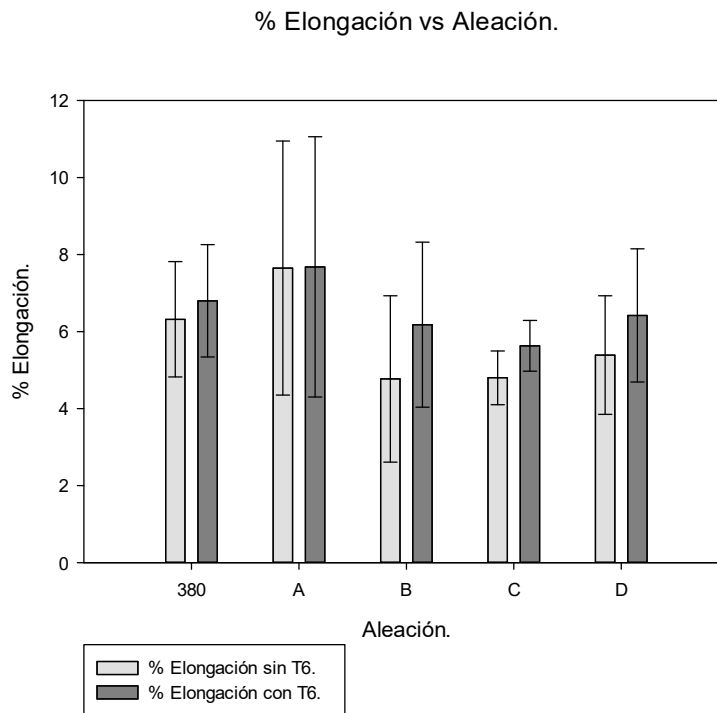


Figura 5.5 Gráfica % de elongación vs aleación.

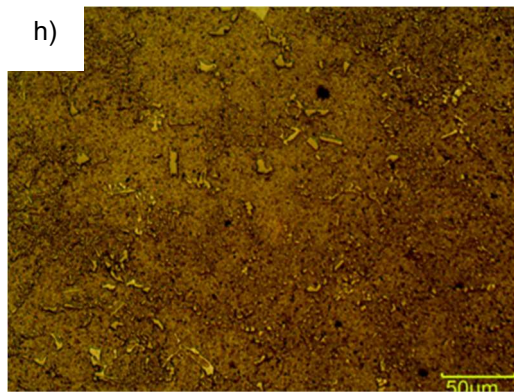
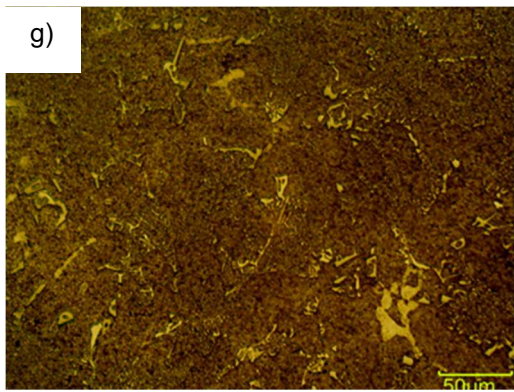
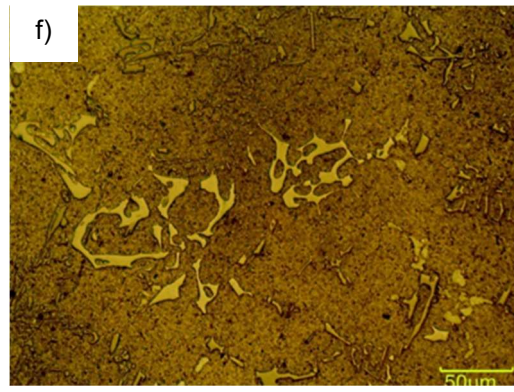
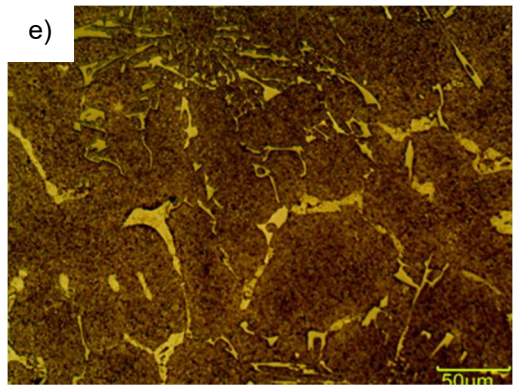
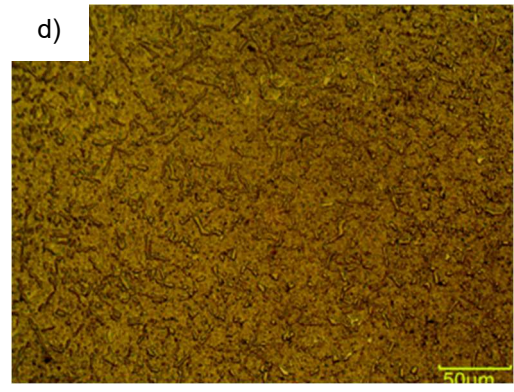
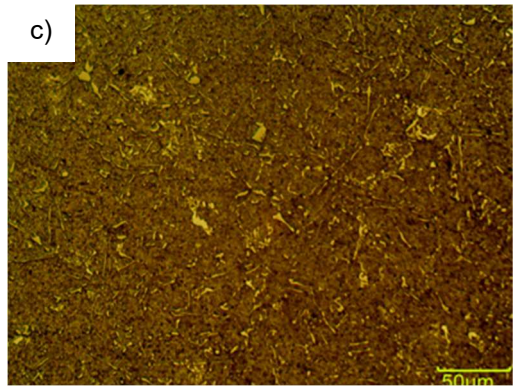
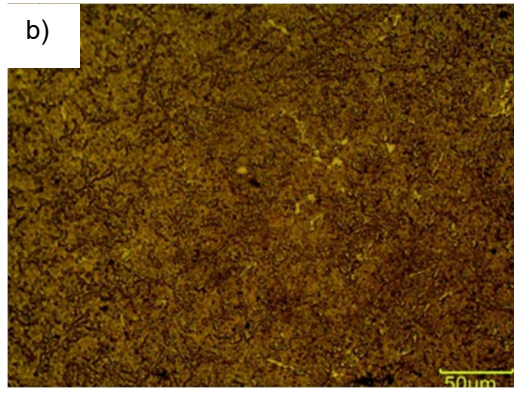
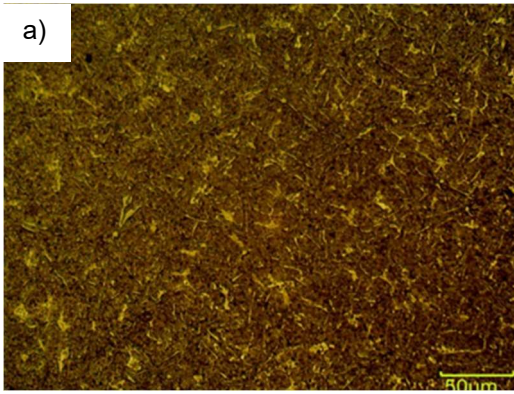
Tomando en cuenta solo el % de elongación, la mejor aleación para aplicación en el ámbito industrial sería la aleación A. Su alta ductilidad, representada como % de elongación le permite soportar una gran cantidad de carga antes de llegar a la fractura, y su deformación durante el proceso brinda señales de alerta al operador, evitando accidentes.

Otro punto a resaltar en la gráfica anterior son las barras de error calculadas mediante σ , para el % de elongación, los datos con mayor desviación de la media son precisamente los datos de la aleación A, esto indica poca reproducibilidad en los datos. Es posible que estas variaciones se deban al hecho de haber realizado varios vaciados a diferentes tiempos de una misma fundición, tal como se explicó anteriormente.

Si se comparan los resultados de elongación con los resultados reportados por Karamouz y colaboradores, de nueva cuenta se observarán discrepancias. El mayor incremento en el porcentaje de elongación se reportó en la aleación A, en ambas condiciones sin T6 y con T6. Mientras que, en el estudio de Karamouz al igual que el UTS, el % de elongación más alto se presentó en la aleación con 0.06 % Li añadido. Estos resultados diferentes pueden ser producto de la diferencia en la aleación base utilizada.

5.2.2 Caracterización microestructural.

Con la finalidad de estudiar el efecto del Li en la microestructura de las diferentes aleaciones, se realizó la caracterización metalográfica de todas las aleaciones, iniciando con la toma de imágenes en un microscopio óptico, en la figura 5.6 se muestran las microestructuras obtenidas, en ellas se hace una comparación entre aleaciones sin T6 y con T6.



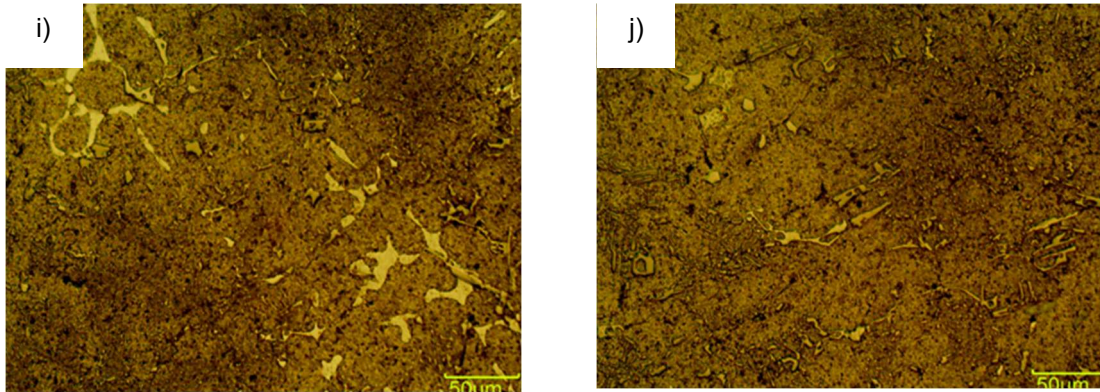


Figura 5.6 Comparación de microestructuras de aleaciones sin T6 y con T6, tomadas en microscopio óptico, 200x. a) 380; b) 380, T6; c) aleación A; d) aleación A, T6; e) aleación B; f) aleación B, T6; g) aleación C; h) aleación C, T6; i) aleación D; j) aleación D,

Las imágenes anteriores no permiten obtener mucha información de las fases presentes, pero es posible afirmar que, al menos en la sección estudiada la fase β no está presente en ninguna de las aleaciones, pues no se observa su característica morfología tipo aguja. En cuanto a las aleaciones tratadas térmicamente, se observa la esferoidización de la mayoría de las fases presentes, lo que debería reflejarse en un aumento de las propiedades mecánicas, sin embargo, es posible que estas se vean afectadas por el incremento en la porosidad conforme se aumenta la cantidad de Li añadido. Esto es más claro en la aleación D, en ambas condiciones sin T6 y con T6, de hecho, estos poros pueden ser percibidos sin necesidad de usar el microscopio, tal como lo muestra la figura 5.7 en las muestras pulidas para ser llevadas al microscopio y SEM.

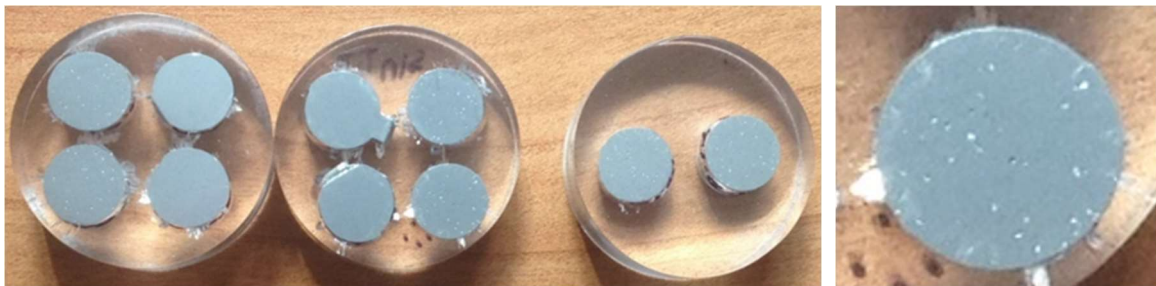
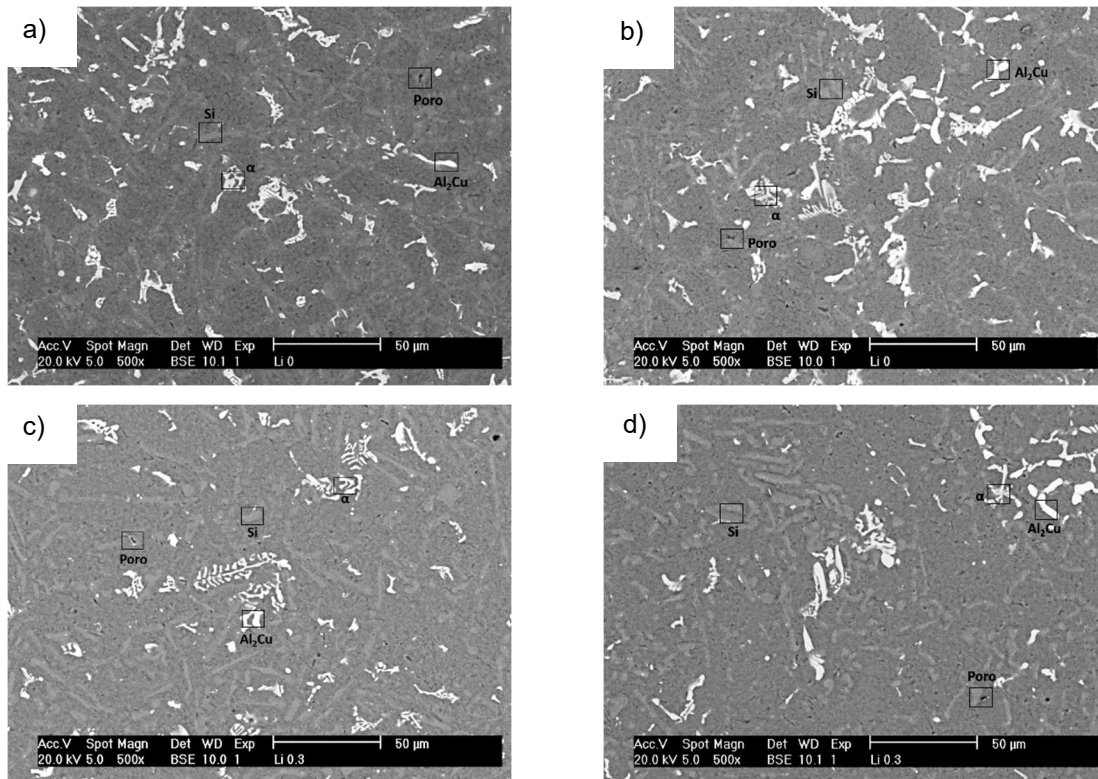


Figura 5.7 Aleaciones mostrando evidente porosidad.

Finalizada la caracterización con el microscopio óptico, se continuó con el microscopio electrónico de barrido. Las imágenes de SEM fueron tomadas a 500x mediante la técnica de electrones retrodispersados, y posteriormente las aleaciones fueron analizadas mediante EDS para análisis de composición química. Es

necesario mencionar que la detección de un metal tan ligero como el Li, con número atómico 3, no es posible mediante técnicas convencionales como EDS o TEM debido a las limitaciones propias de los instrumentos [14] [49]. Por lo anterior, el contenido de Li no aparece en ninguna fase estudiada.

A continuación, en la figura 5.8 se muestran las microestructuras obtenidas de SEM y la composición química de cada fase obtenida con EDS.



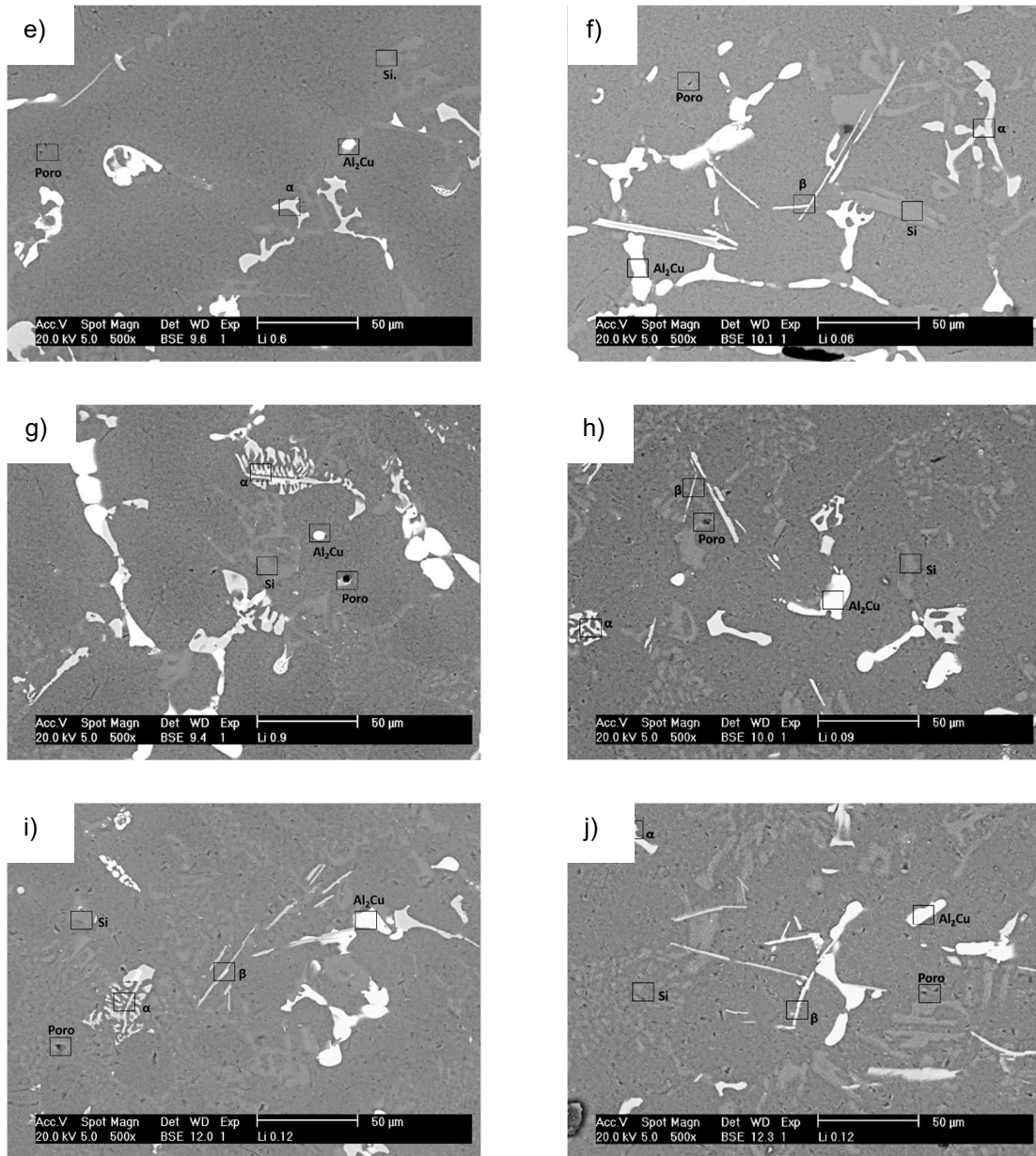


Figura 5.8 Comparación de microestructuras de aleaciones sin T6 y con T6, tomadas en SEM, 500x. a) 380; b) 380, T6; c) aleación A; d) aleación A, T6; e) aleación B; f) aleación B, T6; g) aleación C; h) aleación C, T6; i) aleación D; j) aleación D.

En general, las microestructuras anteriores muestran que el Li modifica la microestructura de las fases presentes, y modifica el tamaño de las mismas cuando se añaden porcentajes de Li iguales o mayores al 0.06 % e.p. El Si eutéctico es la fase que presenta la modificación más notoria, pasa de una microestructura irregular a una microestructura más fibrosa conforme se incrementa la cantidad de Li añadido.

Por otro lado, la porosidad es un punto importante, esta aparece en todas las aleaciones producidas y en ambas condiciones, sin T6 y con T6, y se acentúa conforme se incrementa la cantidad de Li.

En esta aleación base 380, está presente la fase α mostrando su morfología tipo escritura china y el Al_2Cu eutéctico, ninguna de estas fases sufre alguna modificación al aplicar el T6. Por otro lado, el Si y el Al_2Cu que en inicio tienen una morfología irregular, sufren una ligera esferoidización en su morfología al aplicar el T6. Este cambio microestructural, aunque mínimo, puede resultar en un aumento en las propiedades mecánicas de la aleación. Una observación que debe resaltarse en la microestructura de la aleación base 380, es que no está presente la fase β . Tal como se expuso con anterioridad, la formación de esta fase se era poco probable, debido a la poca cantidad de Fe presente. Como consecuencia, no será posible observar uno de los principales efectos del Li, que consiste en mejorar la relación de aspecto de la fase β [14], por lo tanto, se hará enfoque en la modificación del Si.

La adición de Li produce una modificación del Si, de una morfología irregular pasa a tener una morfología fibrosa, que resulta más favorable a al momento de evaluar las propiedades mecánicas. Esto puede confirmarse en la microestructura de la aleación A, donde se adicionó 0.03 % e.p Li. Una vez aplicado el T6, el Al_2Cu dejó de tener una morfología irregular para adoptar una morfología con bordes más definidos y regulares, mientras que el Si puede observarse con una microestructura más esférica. Las fases restantes no presentaron modificaciones al adicionar Li ni al aplicar T6. La fase β no está presente.

A partir de la adición de 0.06 % e.p. de Li, comienza a observarse el aumento en el tamaño de todas las fases con respecto a las otras aleaciones, este efecto no ha sido reportado en ningún estudio previo de la bibliografía revisada. El Si se encuentra más disperso en la matriz y con morfología irregular, al aplicar el T6 sus bordes se tornaron más redondeados, pero no llega a una morfología esférica. Las fases α y Al_2Cu no presentaron modificaciones significativas a pesar de la adición de Li y aplicación del T6. En lo que respecta a la fase β , no se aprecia su presencia en la microestructura sin T6, pero una vez aplicado este tratamiento, la fase aparece en la microestructura correspondiente. Para corroborar la ausencia de la fase β en la aleación sin T6, se tomaron imágenes a menores aumentos, de 100x y 200x, las cuales se muestran en la figura 5.9.

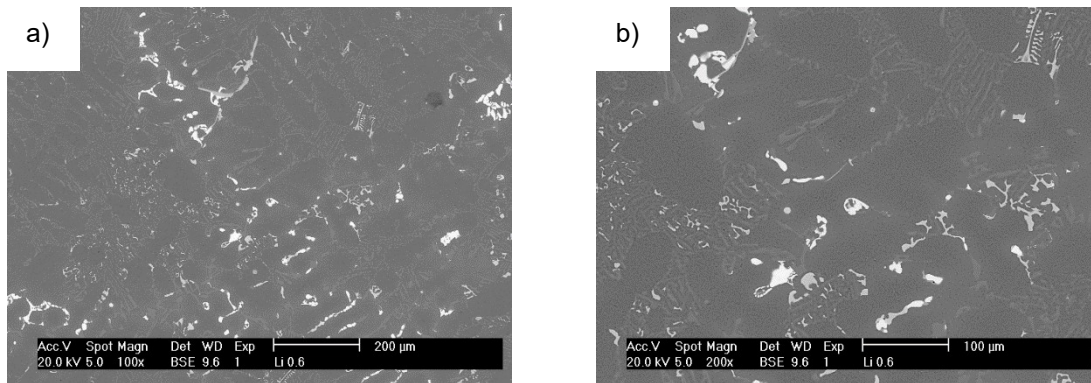


Figura 5.9 Microestructuras comparativas de la aleación B a diferentes aumentos en búsqueda de la fase β , a) 100x, b) 200x.

En efecto, las microestructuras no reflejan presencia alguna de β , que su presencia en la aleación al aplicar T6 puede ser simplemente resultado de la región examinada, esto indica que la fase β está muy dispersa en la aleación y se encuentra en poca cantidad.

Si se analiza la aleación C, en la cual el % e.p. de Li se llevó a 0.09, puede observarse como finalmente hay una modificación clara del Si. Mientras que en la aleación base 380 el Si presenta su morfología irregular, con la adición de 0.09 % e.p. de Li su microestructura se vuelve fibrosa. Por otra parte, el Al_2Cu se presenta con una morfología regular. Una vez aplicado el T6, se aprecia la esferoidización del Si. Al igual que la aleación B, en esta aleación no aparece β en la microestructura de la aleación sin T6, pero si puede observarse en la microestructura de la aleación con T6.

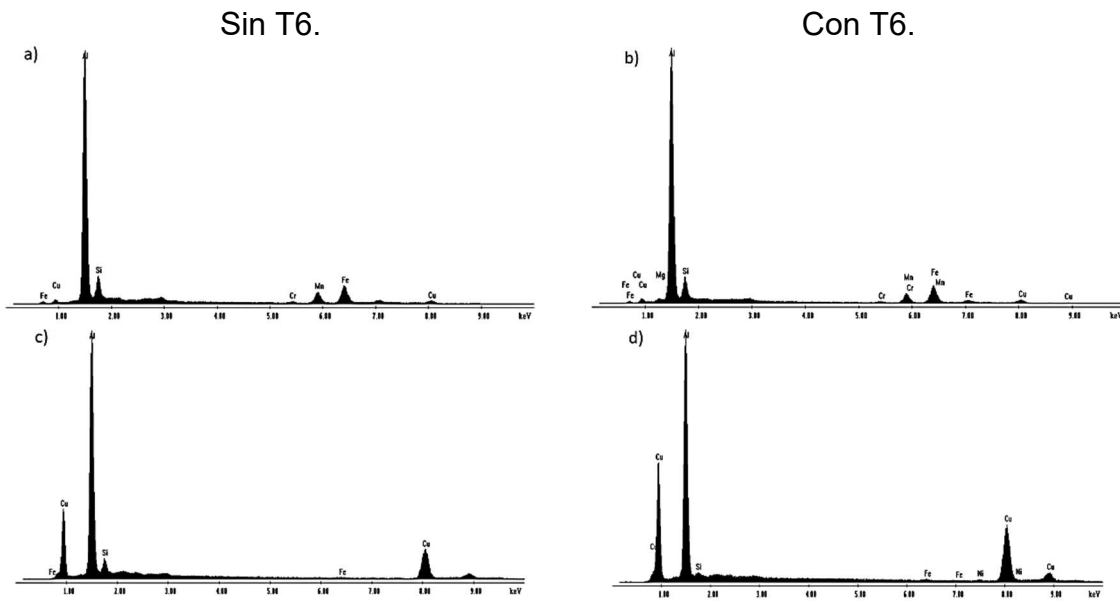
Si se incrementa el Li añadido como se hizo en la aleación D, aparece la fase β en la microestructura sin T6, tomando en cuenta que la relación Fe/Mn permaneció constante la aparición de la fase β en la aleación sin T6 puede deber a la región de estudio. La fase β observada en esta aleación modificada con Li, presenta una buena relación de aspecto, pues su morfología tipo aguja se observa con una longitud corta y gruesa. Sin embargo, al aplicarle T6 la fase β aparece con una morfología más prejudicial, sus bordes son más agudos y pueden actuar como concentrador de esfuerzo y por lo tanto iniciador de grietas. En cuanto al Si, su microestructura sin T6 es fibrosa y al aplicar T6 se logra la esferoidización del Si.

De todo lo anterior, se deduce que el Li modifica la morfología de las fases presentes. No obstante, existe un porcentaje óptimo en el cual se observa una mayor modificación del Si eutéctico, una fase β con buena relación de aspecto. De acuerdo a las microestructuras esa aleación es la C, sin embargo, los resultados de los ensayos mecánicos no coinciden con lo que reflejan las microestructuras. Esta falta de relación entre los resultados de los ensayos mecánicos de tensión y lo revelado en las imágenes de SEM, dan un inicio de la falta de homogeneidad en la microestructura del material, de alta dispersión de los datos arrojados en los ensayos de tensión.

Resultados similares han sido descritos en otros estudios, como se mencionó en capítulos anteriores el Li tiene un comportamiento similar al Sr, y en estos estudios se observó el mismo efecto, el Si pasó de una morfología irregular a una morfología más fibrosa, tal como se reporta en los resultados de esta investigación. Además, al igual que con la adición de Li, con la adición de Sr se observó un incremento en el número y tamaño de poros, esto ocurre porque la tensión superficial del líquido disminuye y con ello aumenta la contracción volumétrica, dando como resultado la formación de poros. La porosidad suele atribuirse al incremento de la solubilidad del H₂ en el Al fundido cuando se adiciona Li, este H₂ disuelto en el Al fundido disminuye la temperatura de nucleación de las fases eutécticas ricas en Cu. El Cu disminuye la actividad del H₂ en el Al líquido, un incremento en la concentración de H₂ incrementa la habilidad del Cu para reaccionar con Al, Si, y Mg lo cual resulta en la formación de fases eutécticas de Cu a temperaturas menores [13] [14] [44]. Este efecto puede observarse en las microestructuras de SEM de las aleaciones B y C, donde efectivamente aumentó la cantidad de Al₂Cu.

Uno de los propósitos de agregar el Li, era modificar la fase β, sin embargo, de acuerdo a las microestructuras esta fase no se observa en todas las aleaciones. Su presencia en una cantidad mínima, se debe al bajo contenido de Fe contenido en la aleación base 380, de 0.49 % e.p. Algunos autores recomiendan un mínimo de 0.5 % e.p. Fe o una relación Fe/Mn de 2 para que comience a precipitar la fase β, incluso el equipo de Karamouz y colaboradores utilizaron una aleación base con 1 % e.p. Fe para hacer más evidente el papel del Li como modificador.

Las fases observadas en SEM fueron analizadas mediante EDS para su identificación, los patrones obtenidos se muestran en la figura 5.10.



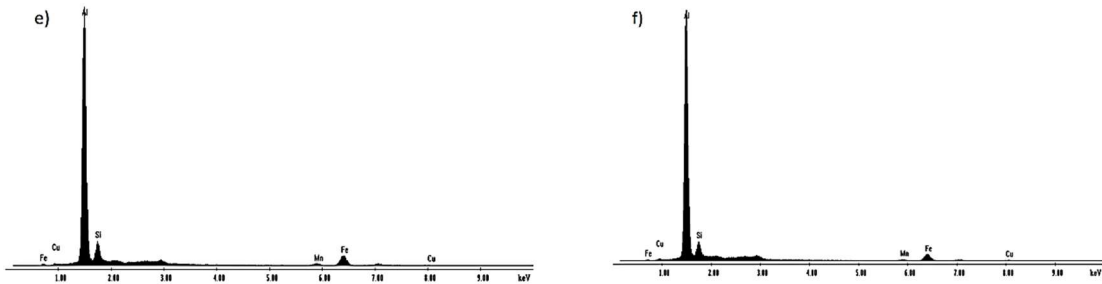


Figura 5.10 Fases identificadas mediante EDS, a) α , b) α T6, c) Al_2Cu , d) Al_2Cu , T6, e) β , f) β , T6.

Los patrones anteriores indican que la fase β aparece cuando la relación Fe/Mn es mayor a 2. En la fase β el contenido de Fe excede hasta 4 veces el contenido de Mn, mientras que en la fase α el contenido de Fe suele ser sólo el doble del contenido de Mn. La fase β siempre tiene un porcentaje de Fe mayor que la fase α y porcentaje de Mn menor, estas características son precisamente las que hacen posible la formación de la fase β [14] [15].

5.2.3 Dureza.

Aunque la dureza es una propiedad fundamental de un material según su aplicación, el principal propósito de realizar un ensayo de dureza es determinar la idoneidad de un material para una aplicación determinada. Además, los resultados de este ensayo permiten analizar la homogeneidad de un material, buscar fallas en soldaduras o ensambles, obtener una resistencia al desgaste y evaluar aproximadamente la resistencia a la tracción [50]. La tabla 5.5 muestra los resultados en Rockwell B (HRB), obtenidos al realizar 5 ensayos de dureza en las diferentes aleaciones, los resultados se encuentran graficados en la gráfica de la figura 5.11.

Tabla 5.5 Resultados de ensayos de dureza en HRB.

Aleación.	Dureza sin T6 (HRB).	σ	σ^2	Dureza con T6 (HRB).	σ	σ^2
380	34.80	2.77	7.70	37.70	5.61	31.45
A	18.40	4.45	19.80	41.40	3.65	13.30
B	20.80	4.76	22.70	36.40	6.35	40.30
C	14.80	5.50	30.20	38.80	4.15	17.20
D	18.20	3.42	11.70	34.50	5.15	26.50

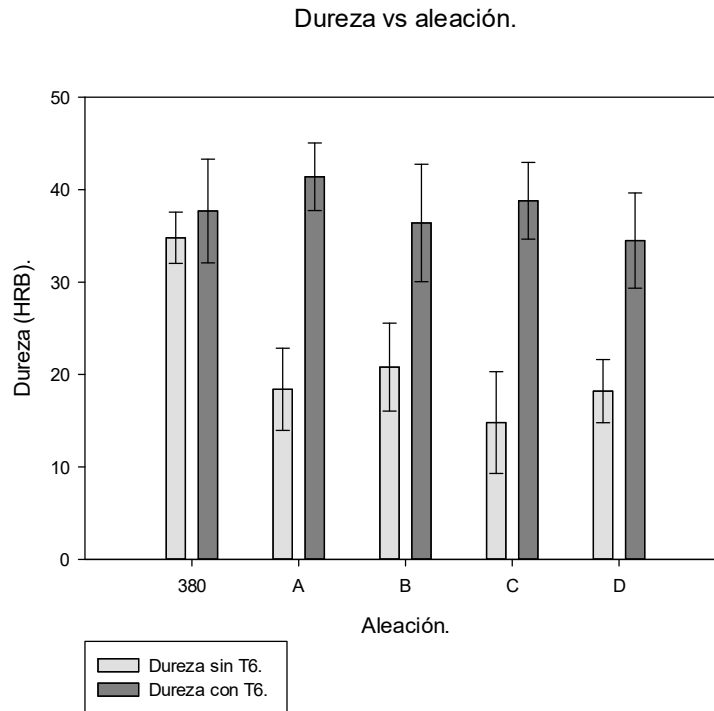


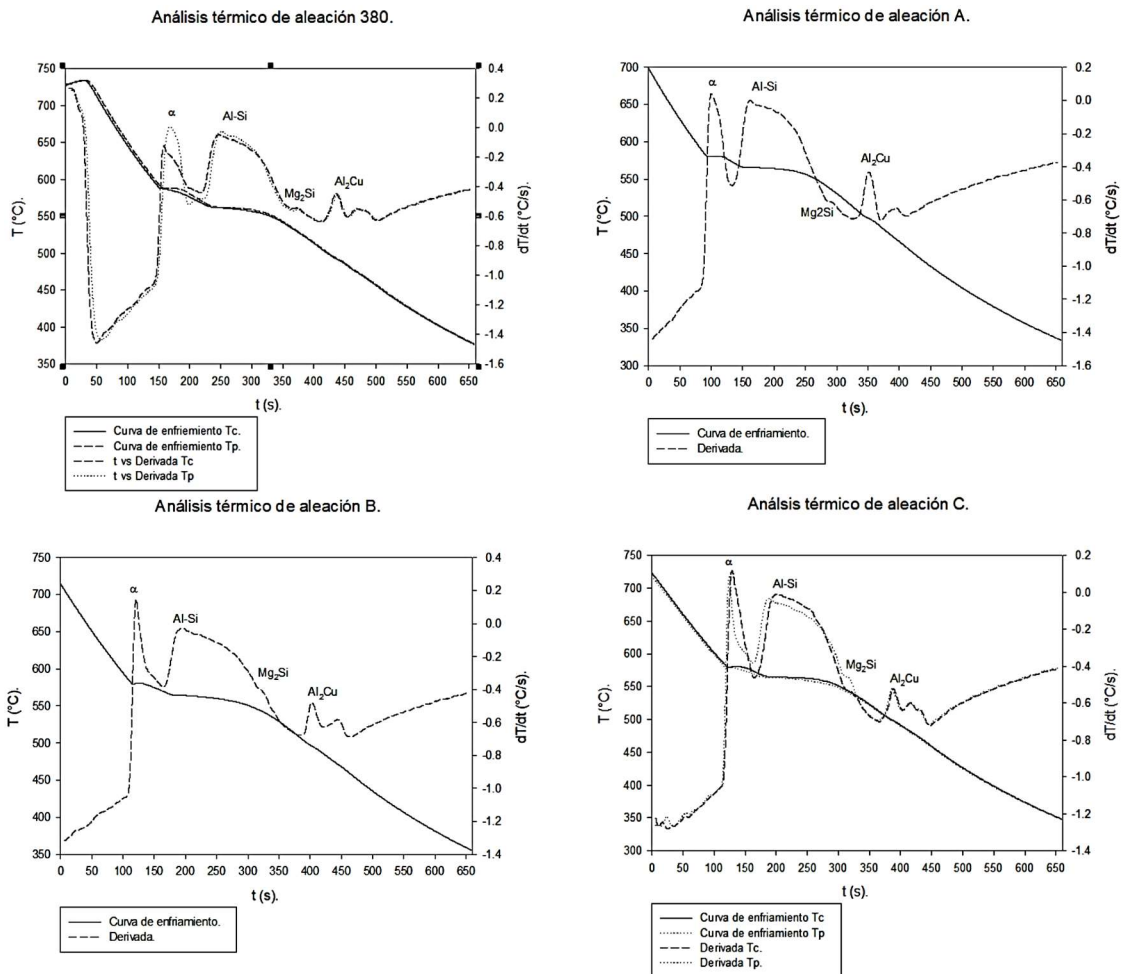
Figura 5.11 Gráfico dureza aleaciones sin T6 y con T6.

Después de la aplicación del T₆, la esferoidización del Si y otros intermetálicos como el Al₂Cu permitió incrementar los valores de la dureza en todas las aleaciones. Las barras de error de la gráfica de la figura 5.11 muestran dispersión de los valores respecto a la media, esto indica que las aleaciones con Li añadido no pueden describirse como un material homogéneo.

En las aleaciones sin T₆ los valores de dureza disminuyeron con la adición de Li, esto puede ser un efecto de la porosidad presentada en las muestras, la porosidad incrementa con la adición de Li y en consecuencia la dureza disminuye con el aumento de la porosidad [14]. En las aleaciones con T₆, el valor de dureza más alto lo presenta la aleación A, seguida de la aleación C, las cuales incrementaron 3.7 y 1.1 HRB, respectivamente, al compararlas con la aleación base 380. En las aleaciones tratadas térmicamente la esferoidización de intermetálicos y del Si tuvo un efecto positivo, contrarrestando el efecto negativo de la porosidad.

5.2.4 Análisis térmico.

Los estudios de análisis térmicos se realizaron con el fin de evaluar el efecto de la adición de Li sobre los compuestos intermetálicos de Fe, α y β . Los resultados obtenidos permiten aportar información al mecanismo de modificación del Li, propuesto en otros trabajos de investigación. En la figura 5.12 se observan las curvas de análisis térmico de cada una de las aleaciones, y en la tabla 5.6 su temperatura de formación, leída a partir de la curva de enfriamiento y la primera derivada.



Análisis térmico de aleación D.

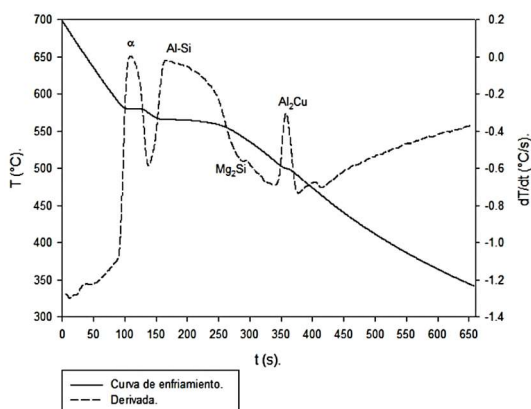


Figura 5.12 Curvas de análisis térmico.

Tabla 5.6 Temperatura de formación de las fases presentes (°C).

Fase	380	A	B	C	D
α	587.88	580.33	580.54	579.81	581.46
Al-Si	563.38	568.59	565.07	564.56	568.59
Mg ₂ Si	531.77	534.27	543.73	544.24	533.13
Al ₂ Cu	494.74	498.93	496.77	499.41	502.65

Para un mejor análisis de los datos anteriores, se realizó una gráfica comparando las T de inicio de reacción de todas las fases en las diferentes aleaciones, esto puede verse en la gráfica 5.13. Posteriormente para observar el efecto del Li en la T de cada fase comparando todas las aleaciones, se realizaron gráficas con cada fase por separado, estas se ilustran en la figura 5.14.

Efecto de la adición de Li en la T de formación de fases.

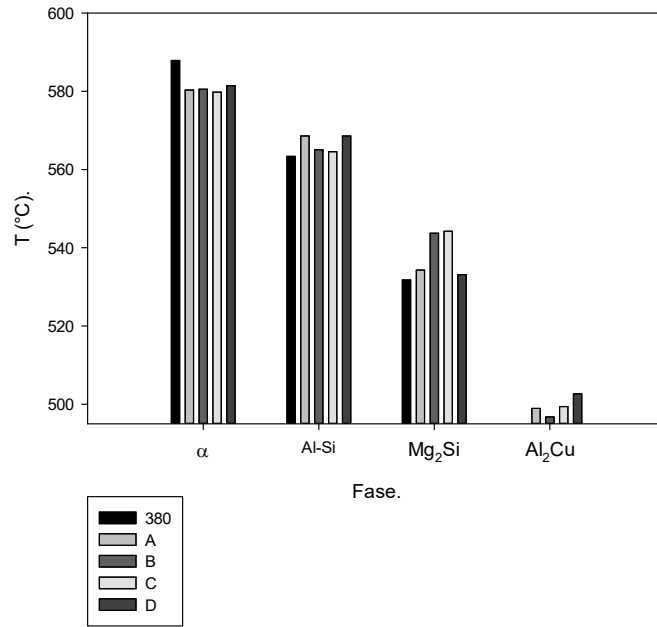
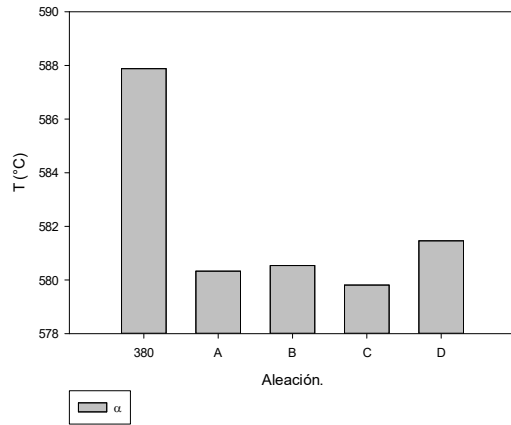
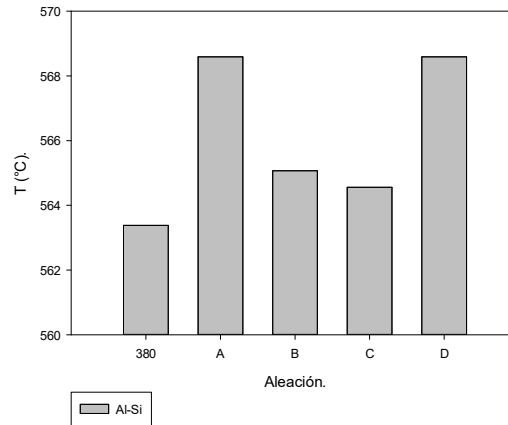


Figura 5.13 Gráfico del efecto de la adición de Li en la T de formación de fases.

Efecto de la adición de Li en la T de formación de la fase α



Efecto de la adición de Li en la T de formación de la fase Al-Si.



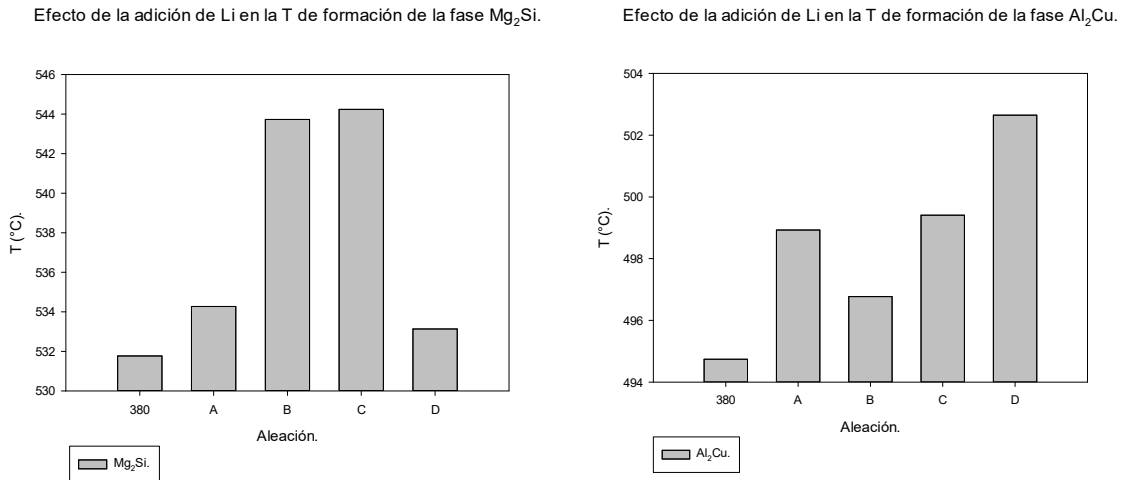


Figura 5.14 Gráfico del efecto de la adición de Li en la T de formación de fases presentes en las aleaciones 380, A, B, C y D.

Partiendo de las curvas de análisis térmico y las gráficas anteriores, puede afirmarse que, comparando la aleación 380 con el resto de las aleaciones el Li disminuye la T de formación de la fase α , pero aumenta la T de formación de las fases restantes, aunque lo hace sin una tendencia relacionada al % de Li añadido.

La fase α es la única que con la adición de Li tiende a disminuir su T de formación, excepto en la aleación D donde se registra un incremento notorio, esto es consistente con lo reportado con Ozturk y Karamouz. Ozturk y colaboradores estudiaron el mecanismo de modificación del Sr, el cual se comporta de manera semejante al Li, y encontró que la adición de este elemento disminuye la T de formación de la reacción eutéctica y de la fase α [24]. Karamouz y colaboradores estudiaron el mecanismo de modificación del Li y describieron algo similar, la adición de Li disminuye la T de cristalización y en consecuencia aumenta la T liquidus de la aleación [14].

El Al-Si, si se compara la aleación base 380 muestra una tendencia a incrementar su T de formación con la adición de Li, pero realmente no hay una tendencia clara, aumenta y disminuye sin ninguna relación a la cantidad de Li añadido. Por otra parte, el Mg_2Si también tiende a incrementar su T de formación en todas las aleaciones, con excepción de la aleación D. Finalmente, el Al_2Cu incrementa su T de formación en todas las aleaciones, con excepción B, la cual contiene 0.06 % Li.

En la literatura revisada no existe información sobre el efecto del Li o algún elemento similar en la T de formación de las fases Mg_2Si y Al_2Cu . Por lo tanto, con los resultados obtenidos en esta investigación es posible afirmar que el Li incrementa la T de formación del Mg_2Si y Al_2Cu , y disminuye la T de formación de la fase α .

No obstante, aunque la literatura refiere que el Li disminuye la T de formación de la fase eutéctica, en los resultados de esta investigación se presenta un panorama

diferente. La fase Al-Si muestra un incremento en su T de formación, pero entre las aleaciones con Li añadido presenta mucha variación en este incremento y no hay forma de relacionarlo con la cantidad de Li añadido. La explicación a esta variación y en general a la variación que se presentó en todas las fases, porque como se observó los incrementos o disminuciones en la T no se dan en función al Li añadido, se dará a continuación.

En los resultados de un análisis térmico pueden intervenir varios factores, uno de ellos es la T ambiente y la humedad en el mismo, aunque los experimentos en los que se obtuvieron los resultados aquí reportados se hicieron todos durante el transcurso de un mismo día. Pequeñas variaciones en la velocidad de enfriamiento provocadas por corrientes de aire también pudieron haber tenido un impacto en los resultados. Otros parámetros importantes son la frecuencia de adquisición de datos y la técnica utilizada para obtener la derivada. Trabajos anteriores revelan que disminuir la frecuencia de adquisición de datos de 1 Hz a 0.2 Hz representa una variación de hasta 20 °C en la lectura de la T de inicio de reacción, además la técnica de Magnin utilizada para obtener la primera derivada, adelanta la T de reacción debido a la naturaleza de su cálculo [51]. Todos estos factores tienen influencia en los resultados de análisis térmicos, por ello es necesario realizar más pruebas para obtener la velocidad de adquisición de datos óptima y comparar varias técnicas para obtener la derivada, por ejemplo, mínimos cuadrados.

De las curvas de análisis térmico, es importante notar la ausencia de la fase β . De acuerdo a la secuencia de solidificación propuesta por Backerud [15], después de la precipitación de la fase α debe aparecer la fase β , lo cual no se observa ni en las aleaciones con mayor Li añadido. Esta difiere de lo observado en las imágenes de SEM, donde la fase β está presente en la aleación D sin y con T6. Esto puede explicarse en primer lugar referenciando la composición química, la aleación utilizada en este proyecto tiene una relación Fe/Mn menor a 2, para comenzar a observar una cantidad importante de fase β es necesario superar ese número, de lo contrario predomina la fase α sobre β .

En segundo lugar, la bajar la velocidad de adquisición de datos utilizada, 1 Hz puede introducir errores al momento de determinar las T de inicio de reacción de las diferentes fases, y esto impacta en las curvas de análisis térmico [51]. En tercer lugar, el aumento en la cantidad de escoria pudo influir en la ausencia de la fase β , pues al fundir las aleaciones para realizar el análisis térmico se formó una capa de escoria, como se muestra en la figura 5.15, la escoria fue retirada, pero es posible que esa escoria contuviera algo de Li. Además, esta fundición realizada para realizar el análisis térmico, incrementa la posibilidad de perder algo de Li por oxidación y combustión durante el proceso.

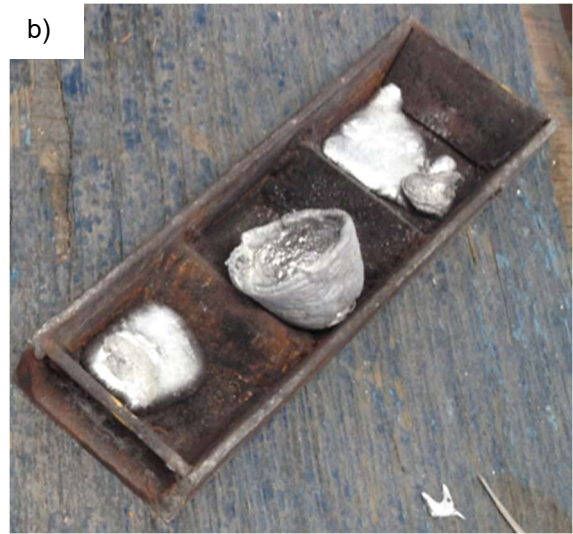


Figura 5.15 a) escoria formada durante la fundición para análisis térmico. b) parte de escoria eliminada de las aleaciones.

CONCLUSIONES.

De los resultados obtenidos en la experimentación realizada en esta investigación, se puede concluir lo siguiente:

- La aleación A sin T6 presenta el UTS y % de elongación más alto, aumenta 20.88 MPa y 1.33 %, respectivamente, en comparación con la aleación base.
- Una vez aplicado el T6 la aleación 380 es la que presenta el UTS más alto, aumentó 132.84 MPa con respecto a la aleación base sin T6.
- No se observa la formación de compuestos intermetálicos de Li. De acuerdo al diagrama de fases Al-Li, con los porcentajes de Li utilizados en este proyecto no se espera la formación de compuestos intermetálicos de Li.
- No es posible determinar si el Li entra o no en la estructura cristalina de los compuestos intermetálicos como α y β , pues la técnica empleada para conocer la composición química, EDS, no detecta el Li para su cuantificación.
- La porosidad se incrementa conforme se incrementa la cantidad de Li añadido debido a la afinidad del Li con el H₂.
- La adición de Li provoca la modificación del Si de una morfología irregular hacia una morfología fibrosa, la cual tiende a favorecer el incremento en las propiedades mecánicas. La aleación C, fue la que presentó la mayor modificación, es necesario resaltar que no existe precedente de estudios similares con este porcentaje de Li añadido.
- La dureza no es homogénea en las aleaciones, tiende a disminuir con la adición de Li a consecuencia del incremento en la porosidad. La aleación A con T6 fue la de mayor dureza, aumentó 3.7 HRB con respecto a la aleación base 380 con T6 y 6.6 HBR con respecto a la aleación base 380 sin T6.
- El Li no modifica la secuencia de solidificación. Su presencia disminuye la temperatura de formación de la fase α y aumenta la temperatura de formación de las fases Al-Si, Mg₂Si, Al₂Cu. La disminución en la temperatura de formación de la fase α debido a la adición de Li, coincide con teorías reportadas en la literatura, sin embargo, en esas investigaciones no se realizaron estudios experimentales sobre el mecanismo de modificación del Li. Por lo anterior, se considera que la mayor aportación de este trabajo se encuentra en los estudios de análisis térmico que ofrecen información relevante en el aspecto termodinámico de las aleaciones estudiadas, además, no hay información de este tipo avalada por resultados experimentales disponible en la bibliografía revisada.

TRABAJO FUTURO.

En lo futuro, para la fabricación de aleaciones con Li añadido se recomienda realizar las fundiciones en un horno con atmosfera controlada, de esta forma puede disminuirse o evitarse la oxidación del Li. Además, en la etapa de desgasificación, conviene experimentar con el uso de Ar para evitar la generación de escoria adicional al baño metálico. La atención de estas dos recomendaciones sugiere la obtención de probetas con defectos mínimos, por lo tanto, es de esperarse un incremento en las propiedades mecánicas de las aleaciones con Li añadido.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] Totten G.E & Mackenzie D.S, Handbook of Aluminium Vol.1, vol. Vol. 1, M. D. Totten George E., Ed., New York: Marcel Dekke Inc., 2003, pp. 1-81.
- [2] A. M. d. I. Automotriz., «Asociación Mexicana de la Industria Automotriz.,» 2011. [En línea]. Available: <http://www.amia.com.mx>. [Último acceso: 09 Abril 2018].
- [3] M. Niero y S. I. Olsen, «Circular economy: To be or not be in a closed product loop? A Life Cycle Assessment of aluminum cans with inclusion of alloying elements.,» *Resources, Conservation and Recycling*, vol. 114, pp. 18-31, 2016.
- [4] I. N. d. Ecología, «Instituto Nacional de Ecología.,» [En línea]. Available: <https://www.gob.mx/inecc>. [Último acceso: 10 Abril 2018].
- [5] J. Espinoza-Cuadra, P. Gallegos-Acevedo, H. Mancha-Molinar y A. Picado, «Effect of Sr and solidification conditions on characteristics of intermetallic in Al-Si 319 industrial alloys.,» *Materials and Design*, vol. 31, pp. 343-356, 2010.
- [6] S. Alkahtani, «Mechanical performance of heat treated 319 alloys ass a function of alloying and aging parameters.,» *Materials and Design*, vol. 41, pp. 358-369, 2012.
- [7] P. Crepau, «Effect of iron in Al-Si casting alloys: a critical review.,» *AFS Transactions*, pp. 361-366, 1995.
- [8] A. Samuel, P. Ouellet y F. Samuel, «Microstructural interpretation of thermal analysis of commercial 319 alloy with Mg and Sr additions.,» *AFS Transactions*, vol. 105, pp. 951-962, 1997.
- [9] L. Wang, D. Apelian y M. Makhlof, «Iron-Bearing Compounds in Al-Si Diecasting Alloys: Morphology and Conditions under Which They Form.,» *AFS Transactions*, vol. 146, pp. 231-237, 1999.
- [10] T. T. a. G. D. G. Gustafsson, «The influence of Fe and Cr on the microstructure of cost Al-Si-Mg alloys.,» *Metall and mater transactions*, p. 45, 1986.
- [11] M. Kral, «A crystallographic indentification of intermetallics phases in Al-Si alloys.,» *Materials letters* , pp. 2271-2276, 2005.
- [12] D. M. L. y. A. Dahle, «The role of oxides in the formation of primary iron intermetallic in an Al-11.6 Si-0.37Mg alloy.,» *Metall and Mater Transaction*, pp. 873-878, 2006.

- [13] W. Lei, X. Liu, W. Wang, Q. Sun, Y. Xu y J. Cui, «On the influences of Li on the microstructure and properties of hypoeutectic Al-7Si alloy.,» *Journal of Alloys and Compounds*, 2017.
- [14] M. Karamouz, M. Azarbarmas, M. Emany y M. Alipour, «Microstructure, hardness and tensile properties of A 380 aluminum alloy with and without Li additions,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 582, pp. 409-414, 2013.
- [15] C. T. J. Backerud L., Solidification characteristics of aluminum alloy. Vol. 2 Foundry alloys, Sewden, 1991.
- [16] Gantois., C. Iglessis y M. Frantz, «Conditions de formation des phases aufer dans les alliages Aluminium-Silicium de Pureté commerciale,» *Memories Scientifiques Métallurgie*, pp. 273-242, 1997.
- [17] W. Khalifa, F. H. Samuel, E. Gruzleski, H. W. Doty y S. Valtierra, «Nucleation of Fe-intermetallics phases in the Al-Fe-Si alloys,» *Metall and mater Transaction*, pp. 1017-1032, 2005.
- [18] X. Li, S. Yu, W. Dong, Y. Chen, Q. Zhou, T. Qi, G. Lui y Z. Peng, «Investigating the effect of ferrous ion on the digestion of diasporic bauxite in the Bayer process,» *Hidrometallurgy*, pp. 304-386, 2015.
- [19] E. Muñoz y M. Grau, Ingeniería Química, primera ed., Madrid: UNED, 2013, p. 518.
- [20] S. Radusinovic, R. Jelenkovic, A. Pacevski, V. Simic, D. Bozovic, I. Holclajther y D. Zivotic, «Content and mode of ocurreces of rare earth elements in the zagrad karstic bauxite deposit,» *Ore Geology Reviews*, 31 May 2016.
- [21] S. H. Avner, Introducción a la metalurgia fisica, Segunda ed., McGRAW-HILL, 1983, pp. 478,485.
- [22] P. K. Babu, M. R. Saraf, K. C. Vora, S. Chaurasiya y P. Kuppan, «Influence of forging parameters on the mechanical behavior and hot forgeability of aluminum alloy.,» *Materialstoday proceedings*, vol. 2, pp. 3238-3244, 2015.
- [23] Y. Xing, Z. Jia, J. Li, L. Ding, H. Huang y Q. Liu, «Microstructure and mechanical properties of foundy Al-Si-Cu-Hf.,» *Materials Science and Engineering*, 2018.
- [24] I. Ozturk, G. Hapci, E. Erzi, D. Dispinar y G. Orhan, «Effects of strontium on the microstructure and corrosion behavior of A 356 aluminum alloy.,» *Alloys and Compounds*, 2018.

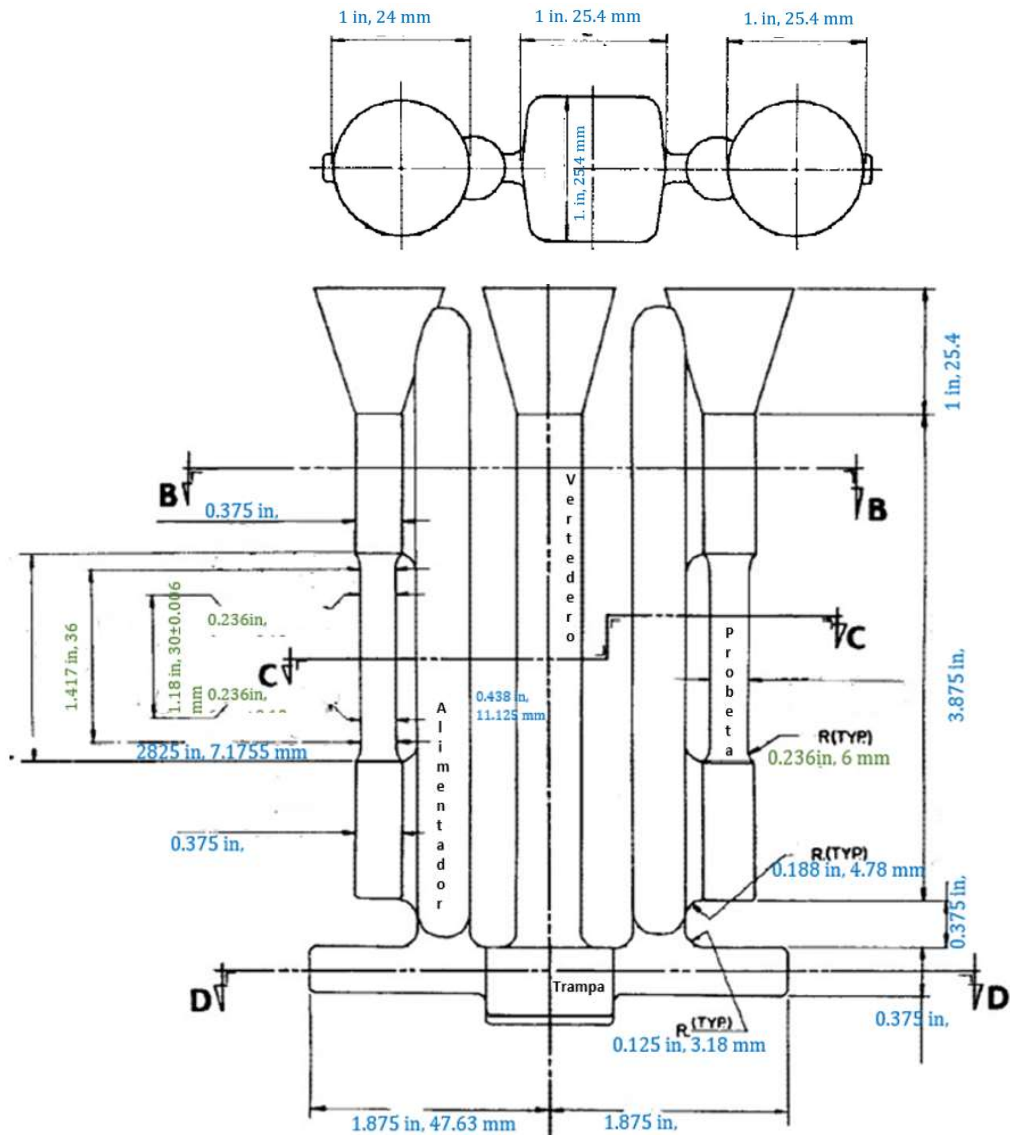
- [25] M. Haghshenas, A. Khalili y N. Ranganathan, «On room temperature nanoidentation response of an Al-Li-Cu alloy,» *Materials science and engineering*, 2016.
- [26] C. Giumarra, B. Thomas y R. J. Rioja, «New aluminum lithium alloys for aerospace applications,» *preceding of the light material technology conference*, 2007.
- [27] T. Gancarz y G. Cempura, «Characterization of ZnAl cast alloys with Li addition,» *Materials and Design*, vol. 104, pp. 51-59, 2016.
- [28] H. Sidhar y M. Rajiv, «Aging kinetics of friction stir welded Al-Cu-Li-Mg-Ag and Al-Cu-Li-Mg alloys,» *Materials DESIGN*, vol. 110, pp. 60-70, 2016.
- [29] MatWeb, «Material property data,» 2017. [En línea]. Available: <http://www.matweb.com>. [Último acceso: 2017].
- [30] N. Ott, Y. Yan, S. Ramamurthy, S. Kairy y N. Birbilis, «Auger electron spectroscopy analysis of grain boundary microchemistry,» *Scripta Materiala*, vol. 119, pp. 17-20, 2016.
- [31] R. K. Gupta, N. Nayan, G. Nagasireesha y S. C. Sharma, «Development and characterization of Al-Li alloys,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 420, pp. 228-234, 2006.
- [32] G. Canham, «Química inorgánica descriptiva,» de *Química inorgánica descriptiva 2da edición*, Prentice Hall, 2000, pp. 180-206.
- [33] S. Y. Duan, Z. Le, Z. K. Chen, Z. Gao, J. H. Chen, W. Q. Ming, S. Y. Li, C. L. Wu y N. Yan, «Li-atoms-induced structure changes of Guinier–Preston–Bagaryatsky zones in,» *Materials Characterization*, 2016.
- [34] T. Examilioti, B. Klusemann, N. Kashaev, S. Riekehr, J. Enz y N. Alexopoulos, «Anisotropy and size effect in tensile mechanical properties of Al-Cu-Li 2198 alloy,» *Structural Integrity Procedia*, vol. 5, pp. 13-18, 2017.
- [35] T. M. I. Society, Alloy Phase Diagrams. ASM HANDBOOK., vol. 3, H. Baker, Ed., p. 47.
- [36] L. Zhao, Y. Pan, H. Liao y Q. Wang, «Degassing of aluminum alloys during remelting,» *Materials Letters*, vol. 66, pp. 328-331, 2012.
- [37] J. Zeng, P. Gu y Y. Wang, «Investigation of Inner Vacuum Sucking Method for Degassing of Molten Aluminum,» *Materials Science and Engineering B*, vol. 177, pp. 1717-1720, 2012.

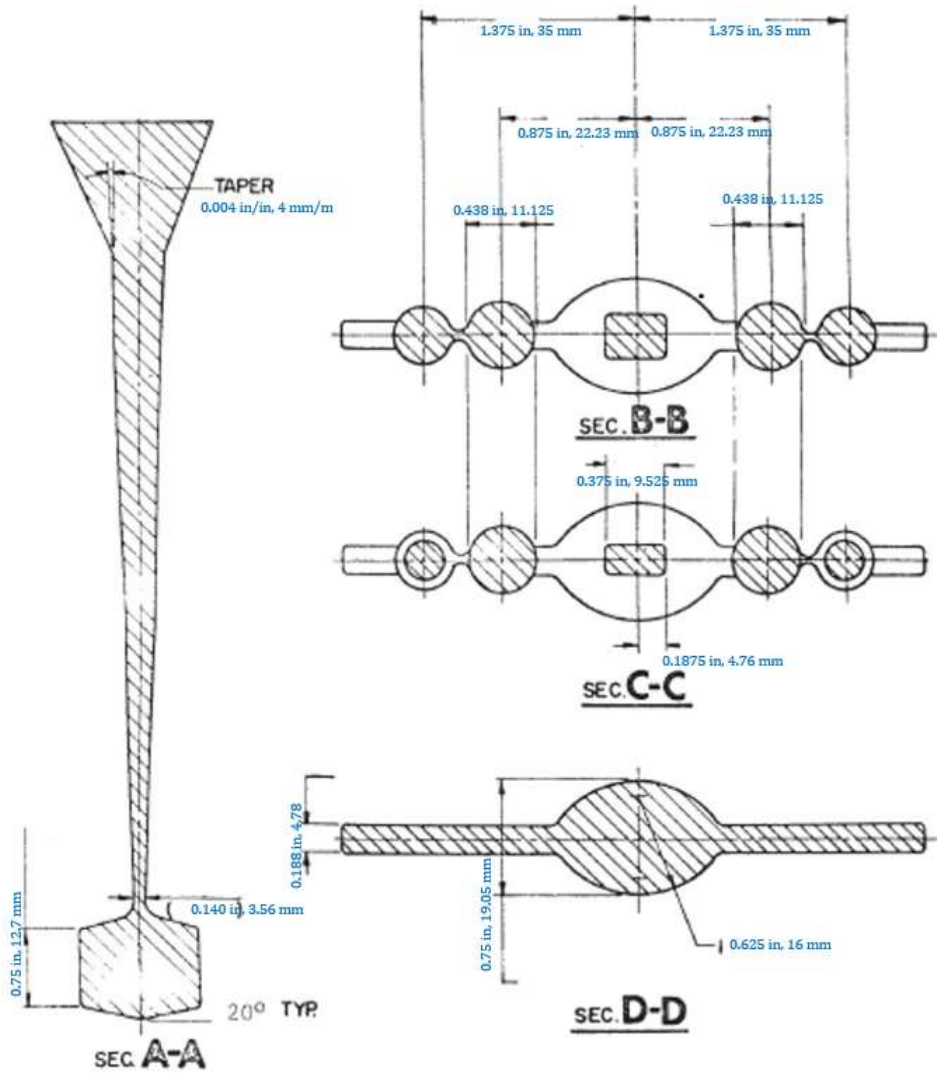
- [38] S. Pizarro, M. Araya y A. Delgadillo , «Hexachloroethane reduction catalyzed by cobaloximes. Effect of the substituents on the equatorial ligands.,» *Polyhedron*, vol. 141, pp. 94-99, 2017.
- [39] B 108-03a Standard Specification for Aluminum-Alloy Permanent Mold Castings, ASTM, p. 6.
- [40] M. Karamouz, M. Azarbarmas, M. Emamy y M. Alipour, «On the conjoint influence of heat treatment and lithium content on microstructure and mechanical properties of A380 aluminum alloy,» *Materials and Design*, vol. 59, pp. 377-382, Febrero 2014.
- [41] S. Menargues, E. Martín, M. Baile y J. Picas, «New short T6 heat treatment for aluminum silicon alloys obtained by semisolid forming,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 621, pp. 236-242, 2015.
- [42] R. Gecu, S. Acar, A. Kisasoz, K. Altug y A. Karaalsan, «Influence of T6 heat treatment on A356 and A 380 aluminum alloys manufactured by thixoforging combined with low superheat casting,» *Transactions of nonferrous metals society of China*, vol. 28, pp. 385-392, 2018.
- [43] S. G. Shabestari y M. Malekan, «Assessment of the grain refinement on the solidification characteristics of 319 aluminum alloy using thermal analysis,» *Alloy and compounds*, vol. 492, pp. 134-142, 2009.
- [44] A. Mitrasinovic, F. C. Robles, M. Djurdjevic y J. H. Sokolowski, «On-line prediction of the melt hydrogen and casting porosity level in 319 aluminum alloy using thermal analysis.,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 428, pp. 41-46, 2006.
- [45] M. E. Trybula, T. Gancarz y W. Gasior, «Density, surface tension and viscosity of liquid binary Al-Zn and ternary Al-Li-Zn alloys.,» *Fluid phase equilibria*, vol. 421, pp. 39-48, 2016.
- [46] L. Buzi, Y. Yang, F. J. Dominguez, A. O. Nelson, M. Hofman, P. S. Krstic, R. Kaita y B. E. Koel, «Hydrogen retention in lithium and lithium oxide films,» *Nuclear materials*, vol. 502, pp. 161-168, 2018.
- [47] M. J. Shabani, M. Emamy y N. Nemati, «Effec of grian refinement on the microstructure and tensile properties of thin 319 Al castings.,» *Materials and Design*, vol. 32, pp. 1542-1547, 2011.
- [48] F. J. Tavitias, J. E. Gruzleski, F. H. Samuel, S. Valtierra y H. W. Doty, «Effect of Mg and Sr modification of 319 type aluminum cast alloys subjected to artificial aging.,» *Materials Science and Engeneering A*, vol. 480, pp. 356-364, 2008.

- [49] V. Kumar, «Detection and distribution of lithium in Mg-Li-Al based alloy by ToF-SIMS.,» *Applied Surface Science*, vol. 388, pp. 64-70, 2016.
- [50] Struers, «Struers Ensuring Certainty,» [En línea]. Available: <https://www.struers.com/es-ES/Knowledge/Hardness-testing#>. [Último acceso: 2 Junio 2018].
- [51] I. Aguilera, «Efecto del contenido de Magnesio y de la velocidad de enfriamiento en la secuencia de solidificación de una aleación tipo 319.,» *Tesis de doctorado*, p. 195, 2015.

Apéndice 1

Dimensiones del molde maquinado.





Dimensiones de molde de acero de acuerdo a norma B 108-03a para aleaciones de aluminio.