UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO



FACULTAD DE QUÍMICA

FABRICACIÓN DE EJES DE PATINETA PROFESIONALES EN ALEACIÓNA356.0 MEDIANTE LA TÉCNICA DE MOLDEO EN VERDE

### TESIS QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA:

### ANGEL GONZÁLEZ GUZMÁN



CD. MX.

2018



Universidad Nacional Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas Tesis Digitales Restricciones de uso

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

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

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

#### JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: VOCAL: SECRETARIO: 1er. SUPLENTE: 2° SUPLENTE: EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO JOSÉ ALEJANDRO GARCÍA HINOJOSA ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA AGUSTÍN GERARDO RUIZ TAMAYO HECTOR ISRAEL QUIROGA

### SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO, FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO "D" DEPARTAMENTO DE METALÚRGIA ÁREA DE FUNDICIÓN

ASESOR DEL TEMA:

Dr. Adrián Manuel Amaro Villeda

SUSTENTANTE:

Angel González Guzmán

### ÍNDICE

INTRODUCCIÓN HIPÓTESIS OBJETIVOS	III IV IV
<ul> <li>ANTECEDENTES</li> <li>1.1. Producción mundial de aluminio.</li> <li>1.2. Aluminio y aleaciones de aluminio.</li> <li>1.2.1. Aleaciones de colada base aluminio.</li> <li>1.2.2. Nomenclatura y Clasificación de las aleaciones de colada base aluminio.</li> <li>1.3. Fabricación de moldes para las aleaciones de colada base aluminio.</li> <li>1.3.1. Sistema de colada.</li> <li>1.3.2. Sistema de alimentación.</li> <li>1.3.3. Proceso de moldeo en verde</li> </ul>	1 2 3 4 5 5
<b>FUNDAMENTOS TEÓRICOS</b> 2.1. Aleaciones de colada base aluminio, con silicio como principal elemento aleante. Serie 3xx x	8
2.1.1. Aleación de colada aluminio-silicio-magnesio A356.0.	10
2.1.2. Efecto de los elementos de aleación.	10
2.2.1 Tratamientos al aluminio líquido.	12
2.2.1. Indiamiento con fundentes.	12
2.2.2. Desgasilicación. 2.2.3. Tratamiento de refinación de grano	13
2.2.4 Tratamiento de modificación del silicio eutéctico	15
2.3 Tratamientos térmicos en la aleación A356.0.	18
2.3.1 Designación de los tratamientos térmicos.	21
2.3.2. Tratamiento térmico T6 en la aleación A356.0.	22
DESARROLLO EXPERIMENTAL	
3 Descripción.	28
3.1 Fabricación de las mezclas de moldeo y realización de pruebas mecánicas en arenas.	28
3.2 Fabricación de la placa modelo.	29
3.2.1. Modelos maestros.	30
3.2.2. Fusion y colada de la placa modelo.	31
3.2.4. Pruebas de moldeo	32 29
3.3 Aiuste de carga	- 30 - 40
3.3.1. Adiciones en el ajuste de la composición química base	41
3.3.2. Adiciones en los tratamientos al metal líquido.	41
3.4. Moldeo en verde	42
3.5. Preparación de las varillas de acero embebidas.	43

3.6. Técnica de fusión.	44
3.7. Inspección visual de los eies de patineta fabricados.	45
3.8. Aplicación del tratamiento térmico T6 a los eies de patineta fabricados.	45
3.9. Aplicación de ensavo de dureza Brinell.	46
3.10. Preparación metalográfica de los eies de patineta fabricados.	46
3.11. Proceso de acabado.	47
3.12. Realización de prácticas con los ejes de patineta fabricados	48

RESULIADOS Y DISCUSION	51
4.1. Composición química.	31
4.2. Inspección visual.	52
4.3. Interpretación metalográfica.	56
4.4. Ensavo de dureza Brinell.	62
4.5 Evaluación práctica de los ejes de patineta fabricados.	63

CONCLUSIONES	64
BIBLIOGRAFÍA	66
Anexo A Anexo B Anexo C Anexo D	70 74 78 81

#### INTRODUCCIÓN

Los ejes de patineta o trucks son los componentes de la patineta profesional para realizar acrobacias, que consiguen mantener unidas las ruedas a la tabla, además de conferir dirección y estabilidad a la misma. Durante el uso de las patinetas de forma cotidiana, una de las dos partes que componen al truck recibe el mayor nivel de esfuerzos, esta es conocida como hanger o eje, esta pieza requiere presentar propiedades mecánicas elevadas, tales como: resistencia al desgaste, resistencia al impacto, estabilidad dimensional, resistencia a la fatiga, resistencia a la tracción, resistencia a la compresión, entre otras. La fabricación de estas piezas con el uso de la aleación A356, involucra una primera etapa en la cual se lleva a cabo la fusión de la aleación, manteniendo los niveles de elementos aleantes dentro de contenidos establecidos bajo norma, así como la realización de tratamientos de refinación de grano y modificación, en caso de ser requeridos para conseguir las propiedades mecánicas, así como los requerimientos de calidad. Como vía alternativa para conseguir las propiedades mecánicas, mecánicas requeridas, es posible aplicar una segunda etapa, en la cual se realiza un tratamiento térmico a las piezas coladas, para modificar su microestructura y desarrollar un incremento de estas propiedades mecánicas.

En este trabajo se expone el proceso de producción de estas piezas a partir de controlar las variables más representativas dentro de los procesos de fusión de la aleación A356, así como de moldeo en verde, para este se realizó la determinación del punto Temper de tres mezclas de moldeo en verde, preparadas con arena silica Ocklahoma, AFS 90-100, con 6%, 8% y 10% de bentonitas, de la cual se tiene 60% de bentonita cálcica y 40% de bentonita sódica. Se propuso un sistema de colada no presurizado con relación de áreas 1:2:4; así como un sistema de alimentación calculado en base a la teoría de Chvorinov. También se fabricó en aleación A356 una placa modelo con cuatro impresiones de los ejes de patineta.

Para la fabricación de los ejes en la etapa de fusión se implementó una técnica que incluyó el uso de fundentes de protección, la desgasificación con gas argón, el tratamiento de modificación del silicio eutéctico con 0.07% de estroncio y la refinación del tamaño de grano con 0.15% de titanio.

Posteriormente se aplicó un tratamiento térmico T6 a los ejes de patineta fabricados y evaluados mediante metalografía óptica cualitativa en diferentes secciones, antes y después de ser sometidos al tratamiento T6, para corroborar la microestructura resultante de la técnica de fusión y del tratamiento térmico.

Finalmente, a los ejes de patineta se les dio un acabado y se pusieron a prueba por un mes, consistiendo en su uso de forma demandante dentro de las actividades más representativas del patinaje con patineta.

#### HIPÓTESIS

Se fabricarán ejes de patineta en aleación A356.0 mediante el proceso de moldeo en verde. Al mantener un control estricto en las etapas de fabricación como: diseño de sistemas de colada y alimentación, moldeo, desgasificación, refinación de grano, modificación del eutéctico Al-Si, y tratamiento térmico T6. Se lograran obtener piezas con alta calidad metalúrgica y su desempeño será similar al presentado por los ejes de patineta comerciales de alta calidad.

#### OBJETIVOS

Fabricar una placa modelo, con impresiones de piezas, respectivas al eje de una patineta profesional.

Diseñar el sistema de colada y el sistema de alimentación para la placa modelo con impresión de los ejes, considerando los fundamentos teóricos que garanticen satisfacer las demandas de metal líquido de los moldes, para fabricar ejes de patineta de alta calidad metalúrgica.

Durante la técnica de fusión, realizar los tratamientos de desgasificación, refinación, modificación y eliminación de escoria para obtener un metal en estado líquido con alta calidad para ser vaciado a los moldes de los ejes.

Aplicar el tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial a las piezas de ejes de patineta para conseguir el mayor desarrollo de las propiedades mecánicas de resistencia.

Evaluar las piezas de los ejes mediante ensayo de dureza Brinell, metalografía y pruebas en la práctica.

# CAPÍTULO 1

## ANTECEDENTES

#### 1.1. Producción mundial de aluminio.

La producción de las aleaciones de aluminio se puede conseguir con base a la fusión de aluminio primario o de aluminio secundario. El primero se obtiene directamente de extraer el metal del mineral por medio del sistema de procesos Bayer y Hall-Heroult, por medio de estos procesos se obtiene aluminio de alta pureza 99.5% a 99.8%, para consecuentemente ser aleado y formar la aleación deseada. Por otra parte el aluminio secundario se obtiene de la recuperación de chatarra de aluminio, proveniente de varios procesos de producción o bien de piezas que han sido dejadas de utilizar, como lo son, latas de refresco, cables eléctricos, rebabas, recortes, rines de automóviles, entre otros. La recuperación de aluminio proveniente de la chatarra, consume aproximadamente el 6% de la energía total requerida para producir aluminio primario [10], debido a esto hoy en día se considera a la vía del reciclaje de aluminio con mayor énfasis dentro de las industrias productoras de aluminio.

Para el 2006, América latina producía un total de 190,000 toneladas métricas de aluminio primario al mes, aunque para el año 2017 la producción de este se redujo a 103,000 toneladas métricas al mes [32]; mientras que la producción de aluminio secundario fue de 916,000 toneladas métricas a finales del año 2006. Reportándose en México una producción de 600,000 toneladas métricas de aluminio secundario en ese mismo año [10]. Se espera que, para los años siguientes debido a la disminución de la producción de aluminio primario, se incremente la producción de aluminio secundario a nivel mundial. En la **Figura 1** se muestra la distribución mundial de la producción de aluminio primario para la década de 2007 a 2017.



Total for 2007 to 2017: 540,852 thousand metric tonnes of aluminium

**Figura 1.** Mapa ilustrativo de la distribución mundial de los principales productores de aluminio primario. Se incluye la producción desde diciembre del año 2007 a diciembre del año 2017 <sup>[32]</sup>.



#### 1.2. Aluminio y aleaciones de aluminio

El aluminio es el metal más abundante en la Tierra y el segundo metal más frecuentemente utilizado, después del hierro. Este metal se convirtió en un material de aplicación ingenieril económicamente competitivo a partir del final del siglo XIX, cuando las industrias automotriz, aeronáutica y eléctrica demandaron un material versátil, combinando alta resistencia mecánica, resistencia a la corrosión, baja densidad, alta conductividad eléctrica, facilidad de fabricación, apariencia estética agradable, entre otras [1].

Las aleaciones de aluminio son materiales, los cuales se producen a partir de la adición de elementos aleantes al aluminio puro, con el fin de conseguir una mejora en las propiedades físicas, químicas y/o mecánicas. Estos elementos de aleación comúnmente son: cobre, silicio, manganeso, magnesio, zinc y estaño. Pudiendo desarrollarse una amplia gama de propiedades físicas y mecánicas con la correcta producción del aluminio puro, y de las aleaciones más comunes y sus variaciones.

Las aleaciones de aluminio se clasifican en dos grandes grupos: aleaciones de colada y aleaciones de trabajo metal-mecánico. Diferenciándose por la composición química y el mecanismo primario de desarrollo de las propiedades fisicoquímica y mecánicas de estas. Existiendo también una subclasificación de estas al ser tratables térmicamente o no.

#### 1.2.1. Aleaciones de colada base aluminio

Se trata de aleaciones o materiales utilizados para la producción de piezas finales directas de fundición, es decir, que pueden desarrollar las propiedades mecánicas requeridas para el correcto desempeño de su función sin requerir de un proceso de trabajado metal-mecánico. Estos materiales son ampliamente utilizados a nivel mundial, representando del 20 al 30 % de las piezas producidas con aleaciones de aluminio. Algunas de las características favorables de estas aleaciones son: buena fluidez para llenar secciones delgadas y formas complejas, bajo punto de fusión comparado con otros materiales de fundición, alta transferencia de energía desde el metal líquido y hacía el molde, sólo tiende a solubilizar hidrógeno durante su fusión, estabilidad química, baja tendencia a presentar grietas o roturas durante la solidificación, acabado superficial estético. [1,6]

Debido a la frecuente evolución de la tecnología de fundición actual, es posible la producción de piezas de alta calidad con estas aleaciones, con propiedades mecánicas comparables a las presentadas por las aleaciones de trabajado metal-mecánico. Los métodos modernos de manejo del metal líquido, permiten reducir de forma notable la influencia de impurezas, consiguiendo así la mejora de la calidad superficial y microestructural de las piezas producidas [1,6].

Es debido a la excelente colabilidad que presentan las aleaciones aluminio-silicio (Al-Si), que representan a la aleación más ampliamente recurrida para la producción de piezas metálicas, presentando alrededor del 90% de la producción total [1,6]. Dentro de estas aleaciones el silicio se encuentra en exceso, respecto al utilizado en las aleaciones de trabajado metal-mecánico, el cual actúa como estimulador de la formación de sólidos eutécticos, mejorando



así la fluidez y reduciendo la tendencia a producir huecos entre los sólidos formados o microrechupes interdendríticos; que resultan en piezas defectuosas o con baja vida útil.

1.2.2. Nomenclatura y Clasificación de las aleaciones de colada base aluminio.

A pesar de que no existe un sistema de designación de las aleaciones de colada base aluminio internacionalmente estandarizado, se puede tomar como referencia la desarrollada por la AA (Asociación del Aluminio), por sus siglas en inglés; en la que se utilizan cuatro dígitos, de tal forma que el cuarto dígito se encuentra antecedido por un punto (xxx.x), en los cuales, el primero se identifica con una serie o clase general, caracterizada por la presencia de un elemento de aleación principal.

El sistema desarrollado por la Asociación del Aluminio se aplica de la forma siguiente:

1*xx.x:* Composición controlada y sin aleación, con un contenido de aluminio mayor a 99%. 2*xx.x:* Aleaciones de aluminio con cobre como principal elemento aleante.

3*xx.x:* Aleaciones de aluminio con silicio como principal elemento aleante y pequeñas adiciones de cobre y/o magnesio.

4xx.x: Aleaciones de aluminio con silicio como principal elemento aleante.

5*xx.x:* Aleaciones de aluminio con magnesio como principal elemento aleante.

6xx.x: Actualmente sin uso.

7*xx.x:* Aleaciones de aluminio con zinc como principal elemento aleante, usualmente con adiciones de cobre, magnesio, cromo, manganeso o cualquier combinación de estos.

8xx.x: Aleaciones de aluminio con estaño como principal elemento aleante.

9xx.x: Actualmente sin uso.

El dígito a continuación del punto, hace referencia a las piezas de fundición para el caso xxx.0; mientras que para los casos como xxx.1 y xxx.2, refiere a una condición en la que se prepararon lingotes refundidos con una composición química específica dentro de los rangos permitidos por la aleación utilizada y utilizables para la fusión.

Para la serie 1xx.x, se utilizan el segundo y tercer dígito para designar el contenido mínimo de aluminio, refiriendo a los dos dígitos a la derecha del punto decimal, contando con el 99.00% como base. El cuarto dígito, indica la forma del producto con 0 como pieza y 1 como lingote.

Para las series 2xx.x a 8xx.x, el segundo y tercer dígito sólo hacen referencia a la aleación específica dentro del rango de la serie. Al realizar variaciones de la composición química de las aleaciones de una serie, se identifican mediante la adición de una letra mayúscula anterior al primer dígito, tal es el caso de la aleación A356.0, la cual presenta una composición química distinta respecto a la aleación 356.0 [1].



1.3. Fabricación de moldes para las aleaciones de colada base aluminio.

Para lograr la fabricación de moldes para el vaciado de la aleación de aluminio líquida, existen diversos medios de moldeo, como lo son las aleaciones metálicas, los polímeros o las arenas refractarias; estas últimas son las más comúnmente utilizadas por su gran versatilidad para conseguir reproducir las formas de las piezas deseadas, así como la economía de su uso.

Las arenas refractarias se utilizan dentro de mezclas con arcillas y agua, conocidas como mezclas de moldeo; para formar las cavidades necesarias de las piezas a producir, se requiere la fabricación de una placa modelo en la cual se plasmen las impresiones de las piezas y en la que también se incluyen los sistemas de colada y alimentación.

#### 1.3.1. Sistema de colada

Se trata de un sistema de conductos que guía y distribuye al metal líquido para suministrarlo a todas las cavidades del molde, el cual requiere de elementos que permitan conseguir que el flujo del metal sea controlado y direccionado, así como compensar las pérdidas energéticas con un abastecimiento constante de metal líquido. El diseño de estos sistemas, está en función de las piezas a producir en el molde, así como de la distribución que tengan estas dentro del mismo. Los componentes principales del sistema de colada son: la bajada, los corredores y las entradas, como se observa en la **Figura 2**. Utilizando además accesorios como lo son: la tina, el colchón, las extensiones de corredor y los sistemas de filtración. Dentro de los componentes principales del sistema de colada, existe una relación entre el área inferior de la bajada (A), el área de la entrada a los corredores (B) y el área de las entradas o ataques a la pieza (C). Para el caso de las aleaciones de aluminio-silicio, se requiere de sistemas que no aumenten la presión dentro de los conductos, ya que esto implica el aumento de la velocidad del flujo y la formación de turbulencias que producirán deterioros en las paredes de los moldes y atrapamiento de gases, así como oxidación de la aleación líquida [2, 3], por lo tanto el diseño de este sistema recae directamente sobre la calidad metalúrgica de las piezas a producir, siendo necesario el correcto diseño de estos para reducir al mínimo los defectos como las inclusiones de óxido, los desprendimientos de arena, las uniones en frío, el atrapamiento de gases, por mencionar algunos. Se ha encontrado que debido a que las aleaciones aluminio-silicio son susceptibles a disolver hidrógeno en el estado líquido, el sistema de colada, debe presentar un carácter no presurizado, esto significa que el área más grande, la representarán las entradas a las piezas, presentando una disminución de la velocidad debido a esto, respecto a la presentada en el área inferior de la bajada. Si bien no se reportan relaciones de áreas que sean útiles para todos los casos, se encuentra que las relaciones 1:2:2, 1:4:4 y 1:2:4 (A:B:C), exhiben un buen comportamiento de reducción de la velocidad y turbulencias dentro del sistema [2, 3, 12, 13].







#### 1.3.2. Sistema de alimentación.

Son sistemas que promueven el abastecimiento constante de metal líquido hacia la o las piezas dentro del molde, contrarrestando la solidificación temprana de sitios dentro de la pieza que producirán futuros defectos conocidos como rechupes, localizados o dispersos; estos sistemas deben mantener la temperatura más alta de todos los elementos dentro del molde y por lo tanto ser el o los último(s) en solidificar, para garantizar el abastecimiento de metal líquido, por lo cual su diseño está basado principalmente en la contracción del metal líquido durante la solidificación.

#### 1.3.3. Proceso de moldeo en verde

La fabricación de moldes por el proceso de moldeo en verde representa uno de los métodos de producción de moldes de piezas fabricadas por medio de la fundición de aleaciones de aluminio, más ampliamente utilizado, debido al bajo costo de inversión y a su versatilidad para producir las cavidades requeridas en el molde. Por medio de esta técnica se producen aproximadamente el 90% de las piezas coladas en moldes de arena [14]. Es debido a que la mezcla de moldeo usada para la fabricación de los moldes contiene una cantidad de humedad al ser producida que promueve el desarrollo de la resistencia adecuada para el vaciado del metal líquido dentro de estos, inmediatamente después de ser formados, y sin necesidad de un tiempo de banco o secado; que se le conoce a este proceso como moldeo en verde o moldeo con arena en verde. Dentro de este proceso de moldeo, existe gran cantidad de variables, como lo son; en la mezcla de moldeo, la humedad y la concentración de arcillas, la granulometría y el tipo de arena refractaria en la mezcla; el tiempo de mezclado; el grado de compactación en el moldeo; la condición física de las cajas de moldeo. así como de la placa modelo; entre otras. Todo lo anterior en conjunto produce un efecto sobre la calidad de las piezas finales, por lo que es requerido un estricto control de las variables independientes para obtener piezas sin defectos superficiales significativos.



Como se mencionó, la granulometría y el tipo de arena de la mezcla de moldeo influyen en la unión que se presenta entre los granos de arena mediante las arcillas adicionadas y el agua presente. Impactando directamente sobre las propiedades mecánicas y físicas de la mezcla; existiendo arenas refractarias del tipo silice, magnesita, zirconia, olivino, grafito, silimanita, entre otras [15]. Así mismo la naturaleza y contenido de las arcillas influye en el desarrollo de las propiedades mecánicas y físicas requeridas durante el moldeo y vaciado del molde, encontrándose las arcillas bentonitas entre las principalmente utilizadas; estas propiedades a su vez dependen de la concentración de agua en la mezcla de moldeo, la cual promueve la adherencia entre las arcillas que absorben esta agua, y las partículas de arena entre sí. La estabilidad del molde, para que pueda conservar su forma durante el proceso de llenado se presenta al compactar de forma homogénea y paulatina capas de mezcla de moldeo, hasta llenar por completo el molde. Esto representa la aplicación de una fuerza de compresión sobre las partículas de mezcla pasando de un estado de flujo libre a uno sólido debido a su compactación [16]. Es así que de igual forma se requiere de una técnica de moldeo en la que se controlen la presión de compresión, el tiempo de compresión y la forma de compresión; así como una técnica de desmoldeo que implemente el desprendimiento de la placa modelo adecuado а los requerimientos de la pieza а fabricar.



# CAPÍTULO 2

# FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Aleaciones de colada base aluminio, con silicio como principal elemento aleante. Serie 3xx.x

Siguiendo la clasificación propuesta por la Asociación del Aluminio (AA), las aleaciones de colada base aluminio dentro de la serie 3xx.x, se caracterizan por presentar composiciones químicas con altos niveles de silicio y pequeñas cantidades de cobre y magnesio. El silicio aporta una mejora en la fluidez del metal líquido dentro del molde, así como la contribución en la disminución de la temperatura de fusión; debido a esto son de las aleaciones más ampliamente utilizadas dentro de la manufactura de piezas fundidas, mostrando una amplia aplicación dentro de las industrias aeronáutica y automotriz. Estas aleaciones son materiales polifase, con una microestructura compleja en función de la composición química [4]. Así mismo debido a que la función para la cual se desarrolle un componente con el uso de una aleación de esta serie, es determinada en base a las propiedades fisicoquímicas y mecánicas que esta desarrolle; la composición química y la microestructura son las variables con mayor impacto sobre la aplicación de este grupo de aleaciones. Entre las aplicaciones se encuentra su uso para la fabricación de: monoblocks, pistones, cilindros de refrigeración, carcasas para transmisiones automotrices, entre otras [1].

El contenido de silicio dentro de la serie 3xx.x, queda estandarizado dentro de un rango de 5 a 23% en peso; las adiciones de silicio promueven la mejora en la fluidez del líquido, permiten una mejor alimentación del metal líquido al molde, así como la disminución de la formación de grietas en las piezas coladas. El silicio forma una fase eutéctica con el aluminio, al encontrarse en un porcentaje de 12.6 % en peso de silicio y a una temperatura de 577 °C, esto se muestra en la **Figura 3**, donde se presenta el diagrama de fases binario Al-Si; la fase formada presenta propiedades físicas de alta dureza, y gran fragilidad; por lo que las aleaciones de aluminio y silicio presentan una reducción en la ductilidad y maquinabilidad, respecto al aluminio puro, a cambio de un incremento en su resistencia mecánica [3, 19]. Las aleaciones fabricadas se clasifican por su composición química en tres tipos:

Las aleaciones fabricadas se clasifican por su composicion química en tres tipos: hipoeutéctico, presentando contenidos de silicio por debajo de 12.6 %; eutécticos, cuando se presentan contenidos de 12.6 % aproximadamente; hipereutécticos, cuando el nivel de silicio es mayor a 12.6 %; en la **Tabla 1** se muestran las principales aleaciones fabricadas y los contenidos típicos de silicio y en la **Figura 3** es posible ubicar el intervalo típico de las temperaturas de solidificación de estas aleaciones.

Aleación	Contenido de silicio	Intervalo típico de solidificación
	(%peso)	(°C)
Silicio Bajo	4 – 6	645 – 577
Silicio Medio	7.5 – 9.5	620 – 577
Aleación Eutéctica	10 – 13	600 – 577
Aleaciones	>16	650 – 577
especiales		
hipereutécticas		

**Tabla 1.** Contenidos típicos de silicio dentro de la serie 3xx.x





Figura 3. Diagrama de fases al equilibrio del sistema aluminio-silicio [7].

Las aleaciones de esta serie consiguen resistencia a la corrosión y a la abrasión, media. Así mismo es posible que se incrementen sus propiedades mecánicas en función de los niveles de adición de magnesio, los cuales permiten endurecer al material mediante la precipitación de la fase Mg<sub>2</sub>Si en la matriz de aluminio. Por medio de la adición de magnesio es posible el uso de tratamientos térmicos a las piezas coladas para mejorar las propiedades mecánicas.

Las propiedades físicas y mecánicas de una aleación específica de este grupo, por lo tanto, pueden ser atribuidas a la combinación de las propiedades físicas y mecánicas de las fases individuales principales que componen la estructura del material, así como de la fracción volumen y morfología de estas [4].

Dentro de la microestructura de estas aleaciones se tiene como fase primaria sólidos de  $\alpha$ -Al con morfología dendrítica, sobre la cual existen precipitados de silicio eutéctico con precipitados de compuestos de cobre y magnesio como Al<sub>2</sub>Cu y Mg<sub>2</sub>Si, así como intermetálicos de hierro, como Al<sub>15</sub>(Mg,Fe)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> y Al<sub>5</sub>FeSi. Ya que los niveles de las propiedades mecánicas de estas aleaciones dependen de la morfología de los precipitados de silicio, es posible que al modificar esta, se desarrollen mayores niveles, por lo tanto la modificación de la morfología de los precipitados de silicio eutéctico, es controlada de tal forma que estos sean de tamaño reducido y de geometría redondeada a esferoidal; esto es posible debido a la influencia de un cambio de la microestructura por efecto térmico, al controlar la velocidad de enfriamiento o aplicar tratamientos térmicos; así como por adiciones químicas.



2.1.1. Aleación de colada aluminio-silicio-magnesio A356.0

Es una aleación que está compuesta por adiciones de silicio como elemento aleante principal, desde 6.5 a 7.5 % en peso, con concentraciones de magnesio de 0.25 a 0.45 % en peso [1, 17,19]. Esto quiere decir que se trata de aleaciones de concentración hipoeutéctica; como se observa en la **Figura 3**, para concentraciones menores a 12.6 % Si en peso. Las aleaciones presentan una estructura de solidificación característica, compuesta por una matriz de  $\alpha$ -Al con precipitados de Al-Si, de morfología acicular o de placas y de bordes agudos.

Son de las aleaciones más comúnmente utilizadas en la fabricación de piezas coladas debido a la elevada fluidez del metal líquido y los niveles convenientes de las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión media, así como buena maquinabilidad, además de la posibilidad de tratarlas térmicamente [1,6, 28].

Para la modificación de las propiedades mecánicas, como principales características microestructurales a evaluar y controlar se encuentran la morfología del silicio en la fase eutéctica (AI-Si) y el tamaño de grano.

Las principales propiedades mecánicas de la aleación A356.0, se muestran en la **Tabla 2**, donde se compara entre la condición de colada y la condición conseguida con los tratamientos térmicos T6 y T61.

**Tabla 2.** Comparativo de las propiedades mecánicas principales de la aleación A356.0, para la condición directa de colada en molde de arena y las condiciones de tratamientos térmicos T6 y T61

C	Condición	R. tensión min (MPa)	Límite elástico 0.2% min (MPa)	Elongación Min (%)	Dureza Brinell 500 kgf, 10 mm
F	(Colada)	130	65	2.0	55
	T6	235	165	3.5	80
	T61	245	180	1.0	

[17].

2.1.2 Efecto de los elementos de aleación en la serie 3xx.x

Los elementos de aleación son adicionados a una base de aluminio puro, con el fin de adecuar y mejorar las propiedades mecánicas según los requerimientos de un componente metálico para su correcto desempeño. En la serie 3xx.x, se presenta al silicio como principal elemento aleante, además de la adición de algunas cantidades de elementos como cobre, magnesio, manganeso, estaño, entre otros. El efecto de los principales elementos de aleación dentro de esta serie se presenta a continuación:

*Silicio.* El efecto más sobresaliente de este elemento se presenta en el incremento de la fluidez del aluminio líquido, así como en la disminución de la temperatura líquidus de la



aleación; también se muestra una mayor resistencia a la fractura en caliente, una reducción del coeficiente de expansión térmico, mayor capacidad de alimentación, así como la reducción de la ductilidad debido a la alta dureza de las placas de silicio eutéctico, a medida que el contenido de silicio se incrementa, la ductilidad y maquinabilidad de la aleación decrecerá significativamente; por esto mismo también presentará una mayor resistencia al desgaste. Ya que la densidad del silicio es de aproximadamente 2.33 g/cm<sup>3</sup>, menor a la del aluminio que es de 2.7 g/cm<sup>3</sup> [33], es posible una reducción en el peso neto del componente fabricado. La máxima aportación de este elemento al aumento de la fluidez, es alcanzada en concentraciones de alrededor del 12.6 % en peso de silicio, conocidas como aleaciones eutécticas. Por otra parte, la adición de silicio no representa un aumento significativo en la resistencia a la tracción y el límite elástico [9].

*Magnesio.* Las adiciones de magnesio permiten incrementar la resistencia mecánica de las aleaciones de Al-Si, con contenidos de níquel, cobre y otros elementos endurecedores. Este elemento permite el aumento de la resistencia a la fluencia a altas temperaturas, así como la disminución de la dureza a temperaturas elevadas. El incremento en la resistencia se presenta después de someter al material a un tratamiento de solución y posterior precipitación de la fase secundaria Mg<sub>2</sub>Si; por lo tanto, el grado de incremento de la resistencia de la forma de los precipitados de la fase secundaria. Este elemento presenta una solubilidad límite aproximada a 0.70% en peso, por lo que concentraciones por encima de este ya no conseguirán mayores resistencias y será probable un ablandamiento de la matriz y consecuente descenso de los niveles de resistencia desarrollados [1,19].

*Cobre*. Este elemento promueve un efecto favorable en el incremento de la resistencia mecánica y la dureza de la aleación en condiciones de colada y después de un tratamiento térmico; además reduce la ductilidad, la resistencia a la corrosión general, la resistencia al agrietamiento en caliente y la fluidez del metal líquido. Debido a que el efecto de aumento de la resistencia mecánica y dureza, sólo se muestra con porcentajes en peso de cobre mayores a 2%, este no contribuye con efectos benéficos a la aleación de la serie 3xx.x; A356.0, debido a la composición química que se establece bajo la norma B 26/ B 26M-09 de la ASTM [1,19].

*Manganeso.* La presencia de este elemento es mayormente beneficiosa en las aleaciones para trabajado mecánico. Para las aleaciones de colada, en concentraciones cercanas a 0.5% en peso, forma la fase intermetálica MnAl<sub>6</sub>, la cual, en concentraciones suficientes, consigue una mejora del 5% aprox. en la integridad de los componentes metálicos colados; este elemento también es introducido para afectar la respuesta a tratamientos posteriores de anodizado o acabado químico. Por otra parte es utilizado para reaccionar con el hierro y modificar la forma de los precipitados intermetálicos y así reducir su influencia en la disminución de las propiedades mecánicas. Estas adiciones responden a una regla general de proporciones de Mn:Fe = 2:1 [1,19].

*Hierro.* Los contenidos de este elemento incrementan los niveles de resistencia al agrietamiento en caliente; sin embargo, la tendencia de este elemento a formar fases



intermetálicas con morfologías con concentradores de esfuerzos, disminuye la ductilidad, la resistencia al choque y la maquinabilidad; por lo que es requerido un control de la morfología de estas fases, promoviendo esta con la adición de manganeso[1], incrementando así la resistencia mecánica a temperaturas elevadas, la elongación y la ductilidad. Siendo el contenido máximo permitido de 1.2 % en peso para la aleaciones de la serie 3xx.x.

#### 2.2. Tratamientos al aluminio líquido.

Para el caso específico de la aleación A356.0, existen tratamientos al metal líquido, los cuales permitirán que el sólido formado presente características estructurales adecuadas para desarrollar propiedades mecánicas benéficas.

Estos tratamientos corresponden al uso de fundentes y desgasificación, así como de modificación y refinación de grano. Los cuales son realizados dentro del rango de temperaturas de trabajo y requieren de tiempos de aplicación definidos.

A continuación, se presentan los tratamientos aplicados al metal líquido antes mencionados de forma cronológica, según su aplicación dentro del proceso de fabricación de las piezas estudiadas en el presente trabajo.

#### 2.2.1. Tratamiento con Fundentes.

Los fundentes son sustancias adicionadas al metal fundido con la intención de minimizar la oxidación de elementos, reducir la disolución de contaminantes, limpiar el crisol, entre otros objetivos. El uso de fundentes durante la fusión permite reducir la influencia de la atmósfera exterior al formar una barrera física entre esta y el metal líquido; así como a reducir la cantidad de contaminantes al contenerlos en una película de fácil remoción, de lo contrario al permanecer dentro del baño metálico, como resultado producirán defectos y por lo tanto una disminución en la calidad metalúrgica de las piezas a fabricar. En el caso de la adición de fundentes de escorificación, esta se realiza mediante la introducción de agentes químicos que reaccionarán en contacto con el metal líquido y a una temperatura determinada, y que pueden conseguir el atrapamiento de contaminantes no metálicos y metálicos, además de formar una barrera contra la atmósfera externa. En el caso de los fundentes formadores de cubiertas, estos se utilizan principalmente en las etapas tempranas de fusión del metal y hasta el momento en el que el metal se ha fundido totalmente, para lograr aislar al metal fundido de la atmósfera exterior, normalmente se logra una cubierta efectiva con el uso de aproximadamente 0.5 a 1% el peso de la carga fundida [3,20]. En el caso de los fundentes de limpieza, estos contienen componentes químicos que reaccionan con contaminantes específicos contenidos en el metal fundido, de tal forma que los ligan y restringen su permanencia dentro del metal líquido, los contaminantes regularmente contenidos son óxidos y compuestos intermetálicos insolubles en el metal fundido, permaneciendo dentro del aluminio líquido hasta la solidificación de este. La adición de este tipo de fundente se realiza



espolvoreando una cantidad suficiente como para cubrir toda el área del líquido expuesto cuando el horno es de crisol [3,20].

Los distintos tipos de fundentes, trabajan en rangos de temperatura variables, debido a esto se requiere establecer la temperatura y tiempos para realizar este tratamiento, sin embargo, una temperatura de alrededor de 700 a 750 °C, es adecuada para la mayoría de los fundentes, presentando buen comportamiento de limpieza y/o cobertura [3]. En la **Figura 4**, es posible apreciar el efecto del uso de un fundente sobre la escoria producida, mientras que en la **Figura 4a**, se observa una escoria con gran cantidad de aluminio adherida al no utilizar fundente; en la **Figura 4b**, es evidente la disminución drástica de aluminio adherido, al utilizar un fundente de limpieza de óxidos. Lo anterior impacta directamente sobre la eficiencia del proceso de fusión, así como sobre la calidad metalúrgica de las piezas producidas.



**Figura 4**. Comparativo entre muestras de escoria. a) Muestra de escoria de un proceso de fusión de aluminio, sin utilizar fundente, mostrando gran cantidad de metal retenido. b) Muestra de escoria de una fusión con uso de fundente de limpieza, mostrando poca retención de metal.

#### 2.2.2. Desgasificación.

El aluminio posee una susceptibilidad a contener hidrógeno disuelto al estar en fase líquida, debido a que el hidrógeno presenta una solubilidad creciente con la temperatura, presentando un valor de hasta 0.6 mL H<sub>2</sub> / 100 g Al [3], siendo suministrado por cualquier fuente de humedad como lo son el vapor de agua en la atmósfera, vapor de agua contenido en los gases de combustión, recubrimientos refractarios húmedos, cargas o adiciones húmedas, entre otras fuentes. Es sabido que la presencia de hidrógeno genera la aparición de defectos superficiales e internos conocidos como porosidades, microporosidades o sopladuras, principalmente, estos provocan una reducción severa en las propiedades mecánicas [6,21,22], algunos de estos defectos se muestran en las **Figuras 5** y **6**. Debido a lo anterior se requiere un estricto control del contenido de hidrógeno para que se mantenga lo más bajo posible, esto es facilitado por la aplicación de precalentamiento a la carga y adiciones, a los crisoles y refractarios, los herramentales que se requieran; controlando la humedad de los moldes; manteniendo la temperatura de fusión lo más baja posible, etc. Sin



embargo, el hidrógeno no podrá ser eliminado en su totalidad por estos medios, es por esto que se realizan tratamientos de desgasificación, los cuales consisten en introducir un flujo de gas inerte a través de la aleación fundida, resultando en una reducción de la concentración de hidrógeno, lo anterior es debido a que el hidrógeno difunde hacia las burbujas del gas introducido, formándose hidrógeno en forma de gas dentro de las burbujas de gas inerte, ascendiendo junto con estas hacia la superficie del metal líquido, siendo liberadas al entrar en contacto con la superficie.

Los gases inertes que normalmente se utilizan en la práctica son nitrógeno y argón, sin embargo, el uso de cualquier gas inerte tiene el mismo resultado [1]. No obstante, el método de adición y los parámetros que esto conlleva, juegan un papel importante en la eficiencia de reducción de los contenidos de hidrógeno disuelto. Como lo son el flujo de gas, la distancia de separación entre el flujo saliente y el fondo del horno, el tiempo de tratamiento, la temperatura de tratamiento, entre otros.



Figura 5. Sopladuras presentes en una pieza de Figura. 6. Defectos superficiales presentes en una aluminio 356 colada en molde de arena en verde<sup>[9]</sup>.



pieza, debido al atrapamiento de gases en el estado líquido <sup>[9]</sup>.

Comúnmente se utilizaba un sistema de desgasificación por medio de un flujo de gas inerte entrante por una lanza, la cual posee un tapón poroso en la punta por el cual el gas es introducido al metal líquido, sin embargo, en la práctica actual cada vez es más frecuente el uso de rotores mecánicos, los cuales suministran un flujo de gas al mismo tiempo que rotan y agitan el baño, de tal forma que la dosificación del gas es más homogénea. Dentro de esta técnica se ha encontrado una relación práctica de los parámetros que consiguen efectos benéficos en la reducción de los contenidos de hidrógeno, aplicando una rotación de 300 RPM, con un rotor ubicado de 5 a 10 cm del centro vertical del horno [6], aplicando un flujo de gas argón de 5 L/min y a temperaturas de aproximadamente 750 °C [21.22].



#### 2.2.3. Tratamiento de Refinación de grano.

Este tratamiento ha sido utilizado por las fundiciones de aleaciones de aluminio como una forma de contrarrestar el efecto negativo que representan las estructuras de solidificación directas de colada; por medio de la homogeneización del tamaño y forma del grano, y con la redistribución de porosidades. Debido a que las aleaciones de aluminio producidas por fundición y coladas en molde de arena solidifican con una velocidad de enfriamiento baja, desarrollan estructuras de solidificación correspondientes a granos con morfologías semicolumnar, estas estructuras repercuten en las propiedades mecánicas de las piezas coladas, reduciendo su maquinabilidad, la resistencia al desgaste y la resistencia a la tensión; además de no presentar una homogeneidad de estas propiedades [23, 24, 25]. En la Figura 8a se presenta una estructura sin refinación de grano; es posible observar granos no equiaxiales y grandes. Debido a que este hecho está ligado a la aparición de defectos de solidificación conocidos como microrechupes, y a la mayor probabilidad de desarrollar segregación de los elementos de aleación, los componentes metálicos desarrollaran propiedades mecánicas deficientes y presentaran problemas para desarrollar su función de diseño. Si bien la refinación de los granos se puede conseguir por medio de altas velocidades de enfriamiento, estas se presentan en medios de enfriamiento con alta extracción de calor como los moldes metálicos. Para el caso de los moldes fabricados con arena, como alternativa se realiza la adición de elementos en forma de aleaciones maestras, las cuales promueven la formación de estructuras con granos finos, de geometrías y dimensiones homogéneas y con morfología equiaxial en su mayoría, con efectos como la reducción de las microporosidades y redistribución de estas. Contribuyendo además al incremento de la fluidez del metal líquido. En la Figura 8b se observa el efecto sobre la estructura de la Figura 8a, al realizarse una refinación de grano con titanio. Entre las aleaciones maestras utilizadas como adiciones más comunes están: AI-5Ti-B; AI-10Ti-2B; AI-3B.

Es bien sabido que, como efecto de la adición de las aleaciones maestras, se formarán los compuestos Al<sub>3</sub>Ti y TiB<sub>2</sub> en el metal líquido [23], estos representan a los agentes nucleantes, responsables de promover sitios de nucleación y posterior formación de sólidos de geometría y dimensiones reducidas, debido a la supresión del crecimiento libre de las estructuras columnares, por la introducción de una gran cantidad de estos sitios. Sin embargo, aún no existe una posición definida sobre el origen de los sólidos de Al<sub>3</sub>Ti que se forman en concentraciones que van desde 0.05 a 0.2 % en peso de titanio en la práctica y que son resultado de una reacción del tipo hipoperitéctica, es decir de la formación de dos sólidos a partir de un líquido. Como fundamento teórico se han desarrollado dos teorías generalmente aceptadas y conocidas como: Paradigma del nucleante y Paradigma del soluto. A continuación, se presenta una breve introducción a estos fundamentos.

*Paradigma del nucleante.* El cual soporta la idea de que al existir una gran cantidad de agentes nucleantes dispersos en el metal líquido, estos promoverán el crecimiento reducido de los sólidos y presentarán por lo tanto una refinación. Se encuentra cimentado sobre dos teorías, la de partícula-nucleante y los diagramas de fases.

En la primera se sugiere que la acción de sitios de nucleación la ejercen las partículas de boruros formadas, al adicionar la aleación maestra (TiB<sub>2</sub>, AlB<sub>2</sub>, and (Ti,Al)B<sub>2</sub>) [25].

Mientras que la segunda propone a las partículas de Al<sub>3</sub>Ti como nucleantes durante el enfriamiento del metal líquido; según el diagrama de fases aluminio-titanio, y partiendo de la reacción hipoperitéctica:

Liquido  $\rightarrow$  Al<sub>3</sub>Ti + solido.

En conjunto estos dos fundamentos son utilizados para explicar el efecto conjunto de las partículas de boro y de titanio en la formación de sitios numerosos de nucleación; Sugiriendo la idea de que las partículas de boruros, sirven como sitios de nucleación de las partículas de Al<sub>3</sub>Ti y permiten que estas a su vez hagan nuclear a los sólidos de  $\alpha$ -aluminio [24].

Paradigma del soluto. Este paradigma presenta diferencias respecto al mencionado anteriormente, en cuanto a que considera que no solo las partículas de compuestos no solubles o nucleantes, representan la única forma de restringir el crecimiento de los sólidos formados, si no que existe la influencia de la segregación de los elementos de aleación, que también reducen el espacio disponible para este crecimiento. Es en este mecanismo que a medida que los primeros sólidos crecen, la segregación de elementos como el titanio impide el crecimiento libre de los sólidos, incrementando el tiempo para la continua formación de más sitios de nucleación. Justificando este hecho en la idea de que los elementos de aleación tienden a formar una zona de subenfriamiento en la interfase sólido-líquido [24]. Es así que con base en las ideas previamente presentadas, se fundamenta el uso de

Es así que con base en las ideas previamente presentadas, se fundamenta el uso de adiciones con contenido de boro y/o titanio, que promuevan los cambios en la cinética de formación y crecimiento de los sólidos formados; consiguiendo el mejoramiento en la integridad y las propiedades mecánicas de las piezas.

Sin embargo este paradigma aún no ha logrado validarse y ha promovido los estudios actuales sobre los mecanismos de formación y conservación de las partículas de Al<sub>3</sub>Ti y TiB<sub>2</sub>, principalmente, en el metal líquido.

En la práctica se realizan adiciones de aleaciones maestras de Al-10%Ti, Al-5%Ti-1%B, entre otras para lograr el efecto de refinación de grano, requiriendo adicionar una cantidad que permita introducir hasta un 0.2% en peso de titanio al metal líquido, para conseguir este efecto. Se ha encontrado que las estructuras de solidificación, se refinan de forma conveniente a partir de 0.01 a 0.05 % en peso de titanio [23, 25], produciendo estructuras equiaxiales con tamaños de grano de 600 a 800 µm, adiciones de hasta 0.2 % en peso o mayores, dejan de presentar el efecto de reducción del tamaño y producen estructuras gruesas que reducen la colabilidad de la aleación [25], entre otros efectos perjudiciales.

El efecto de la adición de refinadores de grano, comúnmente se evalúa a escala macroscópica, revelando la macroestructura de la pieza y comparando el tamaño de los granos contra patrones prefabricados, un ejemplo de este patrón es el elaborado por la American Foundry Society (AFS).

Otro medio de evaluación del efecto que produce el tratamiento de refinación se refleja al realizar el análisis térmico del proceso de solidificación. Ya que las curvas de enfriamiento características de una aleación metálica exhiben el fenómeno de subenfriamiento, el cual es la fuerza motriz para que la solidificación de cristales de comienzo, se considera entonces que al introducir agentes externos al metal líquido que sirvan como sitios de nucleación y crecimiento de sólidos, como lo son el titanio y el boro, la fuerza motriz que se requerirá para



que esto inicie será menor, repercutiendo en la magnitud del subenfriamiento de la curva de enfriamiento de un metal líquido con un tratamiento de refinación de grano. Es así que al evaluar las curvas de enfriamiento de una aleación A356.0 sin tratamiento de refinación y una con tratamiento de refinación con Ti y B, y compararlas, será posible observar que el subenfriamiento del sistema sin refinación será más extenso o bien su mínimo será a una temperatura más baja, respecto al del sistema con refinación; es decir que la influencia del tratamiento de refinación de grano, reduce el subenfriamiento; por lo tanto se espera que a medida que los niveles de refinación de grano van aumentando, la reducción del subenfriamiento también será más significativa. En la **Figura 7**, es posible observar el historial térmico de una aleación mostrando la reducción cada vez más acentuada a medida que la concentración de titanio aumenta.

La refinación de grano consigue formar granos de menor tamaño y distribuir homogéneamente la cantidad de microrechupes contenidos en la matriz, debido a que la estructura es más compacta y uniforme. Como consecuencia, en las aleaciones aluminio-silicio las propiedades mecánicas de elongación y resistencia a la tensión se ven elevadas en mayor proporción debido a la distribución uniforme y reducción de los microrechupes [7].



**Figura 7.** Efecto de la adición de refinador en el subenfriamiento de una aleación A356.0. a) Sin refinar; b) Con 0.05 %Ti, como refinador; c) Con 0.1 %Ti, como refinador; d) Con 0.2% Ti, como refinador [<sup>23</sup>].



**Figura 8.** a) Macroestructura de un aluminio A356.0, sin tratamiento de refinación; b) Macroestructura de un aluminio A356.0, con refinación por adición de 0.1 % Ti <sup>[23]</sup>.

2.2.4. Tratamiento de Modificación del silicio eutéctico.

Debido a que las aleaciones Al-Si, hipoeutécticas desarrollan un microconstituyente eutéctico de aluminio alfa y silicio ( $\alpha$  + Si) inmerso en la matriz de aluminio alfa, que desarrolla una morfología con forma de placa gruesa y con bordes agudos; las propiedades mecánicas que presentan las aleaciones con estas condiciones, como la ductilidad y la resistencia a la tensión, son bajas, esto es debido a la forma acicular de los mismos, el microconstituyente eutéctico es un concentrador de esfuerzos, representando la fuente de futuras fisuras. Para contrarrestar este efecto, se aplican altas velocidades de enfriamiento y la modificación química; sin embargo, para el caso de los moldes de arena que presentan velocidades bajas de extracción del calor, se utiliza la segunda vía. En la modificación química; la morfología del silicio eutéctico cambia por medio de la adición de pequeñas cantidades de sodio (Na), estroncio (Sr) o antimonio (Sb); siendo el sodio el más eficiente, resultando una morfología redondeada a globular del silicio eutéctico, eliminando así los bordes agudos y la influencia de los concentradores de esfuerzos. La modificación de las aleaciones Al-Si, se logra a partir de la adición de 0.01% a 0.03 % en peso de estroncio en forma de aleación maestra Al-10% Sr [23,26]. Esta modificación resulta en el incremento de las propiedades mecánicas de la aleación. Los agentes modificadores reducen la temperatura de crecimiento de la fase eutéctica, y promueven un aumento en el lapso de recalescencia del eutéctico, a comparación de la temperatura y tiempos que presentaría una aleación sin modificadores; esto es debido a que estos agentes modifican la cinética de crecimiento de la fase eutéctica, produciendo un cambio en la morfología del sólido formado [23, 24,27].

La influencia de la modificación del silicio eutéctico se muestra en las **Figuras 9** y **10**, donde se observa una estructura característica de un aluminio A356.0, donde la matriz muestra un patrón dendrítico poco definido al no haber modificación como se observa en la **Figura 9**, mientras que, al realizarse el tratamiento, se presenta la definición del patrón dendrítico como se ve en la **Figura 10**.



La morfología de las dendritas formadas en aleaciones sin modificación, no se exhibe un arreglo característico semejante a las ramas de los árboles, mostrando brazos primarios y secundarios poco definidos y de aspecto irregular, presentando precipitados de silicio en forma de placas alargadas de tamaños distintos y con extremos agudos, como se observa en la. **Figura 9**. Mientras que, con el tratamiento de la modificación, estos brazos se acentúan, presentando aspecto y extensión distintos, ya que son redondeados y más cortos, así mismo los precipitados de silicio eutéctico se encuentran con morfología redondeada y con aspecto y tamaño similares, encontrándose en arreglos entre los brazos de las dendritas, como se muestra en la **Figura 10**.

Para explicar el efecto conseguido con el tratamiento se han desarrollado varios mecanismos de reacción, entre los más citados se encuentran:

*Teoría del crecimiento restringido.* Donde se propone que debido a que los cristales de silicio crecen en sitios favorables dentro del mismo arreglo de átomos, que promueven el rápido crecimiento de los cristales en direcciones igualmente favorables. Las adiciones de modificantes, retardan este crecimiento al absorberse selectivamente en los sitios de crecimiento y debido a que su crecimiento se ve impedido en algunas de las direcciones favorables, estos alteran su morfología.

*Maclado inducido por impurezas.* La teoría propone la idea de que al existir una absorción de los átomos de modificadores sobre los sitios de crecimiento preferencial en la interfase sólido-líquido, se promueve un cambio en la secuencia de apilamiento, promoviendo un movimiento de planos por maclado, creciendo en direcciones distintas a las regulares, modificando así su morfología.



**Figura 9.** Estructura sin modificar, de una sección de 3 mm de espesor, fabricada en A356.0<sup>[23]</sup>.



**Figura 10.** Estructura modificada, de una sección de 3 mm de espesor, fabricada en A356.0<sup>[23]</sup>.





**Figura 11**. Corte transversal a rin de aleación A356. a) Sin modificar, presentando cavidades por rechupes principales; b) Pieza con adición de 0.005% Sr; c) Pieza con adición de 0.01% Sr; el estroncio permite la reducción de las cavidades, debido a la distribución como microrechupes <sup>[7]</sup>.

Otro efecto de gran relevancia, es la distribución del rechupe principal, este cambio macroscópico, se refleja en la disminución del volumen total del rechupe principal debido a la redistribución de este volumen dentro de la matriz en forma de nuevos rechupes dispersos como se muestra en la **Figura 11**. El efecto se muestra más acentuado en las adiciones de sodio, respecto a la misma concentración de estroncio, encontrando justificación al suponer que el agente modificador reduce la tensión superficial del aluminio líquido, originando centros de nucleación de microporos [7]. La modificación resulta entonces en el aumento de la cantidad de microrechupes y de porosidad muy fina distribuida sobre la superficie de las piezas, la disminución del volumen del rechupe principal y la reducción del agrietamiento en caliente

El tratamiento de modificación puede ser evaluado de forma metalográfica; este método se basa en la comparación de la microestructura experimental contra una microestructura estandarizada, como es el caso de los patrones preparados por la Sociedad Americana de Fundidores (AFS por sus siglas en inglés), para esto se requiere de la observación de la microestructura revelada a un aumento suficiente que permita la comparación contra los patrones, estos relacionan el grado de modificación de la muestra con un promedio de la morfología del silicio eutéctico, permitiendo definir el grado de modificación y la morfología de los precipitados.

Otro método de evaluación de la modificación se aplica al realizar un análisis térmico de la aleación con tratamiento, considerando el hecho de que el efecto neto de la modificación se refleja en la depresión de la temperatura eutéctica o de nucleación y crecimiento de la fase eutéctica principal (Al-Si), a medida que el nivel de modificación es mayor, la temperatura eutéctica de la aleación se manifestará a menor temperatura respecto a una no modificada, además se presentará un aumento en el lapso del efecto de recalescencia eutéctica, como se muestra en la **Figura 12**; siendo esto indicativo de la formación de estructuras eutécticas



de menor tamaño y mayor número. A medida que la temperatura eutéctica disminuye más, se presentarán partículas de precipitado eutéctico Al-Si más finas.



**Figura 12**. Detalles de la curva de enfriamiento en la zona eutéctica de muestras de aluminio A356.0 con a) 0.00% Sr; b) 0.01% Sr; c) 0.02% Sr; d) 0.03% Sr. Mostrando un descenso en la temperatura de transformación eutéctica y mayor lapso de recalescencia eutéctica, a medida que porcentaje de estroncio aumenta. <sup>[23]</sup>

#### 2.3 Tratamientos térmicos a la aleación A356.0

Los tratamientos térmicos son procesos en los que se aplican ciclos térmicos a componentes metálicos para modificar la estructura de estos productos de tal forma que se mejoren las propiedades físicas y mecánicas convenientes para el desarrollo de funciones ingenieriles específicas de los mismos. Entre los principales objetivos de los tratamientos térmicos se encuentran: incrementar la dureza y mejorar la maquinabilidad; mejorar la resistencia a la tensión y la resistencia a la cendencia o ajustar las propiedades a una condición particular; estabilizar las propiedades mecánicas y físicas; no comprometer la estabilidad dimensional de las piezas; reducir los esfuerzos internos inherentes a los procesos de manufactura de la pieza.

La forma de conseguir los objetivos anteriores es mediante la aplicación de tratamientos tales como: recocido (O), temple (T1), endurecimiento por precipitación (T6), sobreenvejecimiento (T7) o una combinación de dos o más de estos.



Para las aleaciones de AI – Si que contienen cobre y magnesio, es bien sabido que muestran una buena respuesta a la aplicación de tratamientos térmicos, es decir desarrollar incrementos en sus propiedades mecánicas de resistencia. Con el uso de los diagramas de fases y del conocimiento de las zonas de solubilidad de los elementos aleantes, es posible el diseño y aplicación exitosa de los tratamientos térmicos.

#### 2.3.1 Designación de los tratamientos térmicos

En base a la designación de las aleaciones base aluminio desarrollada por la AA (Asociación del Aluminio), se utilizan letras mayúsculas específicas para hacer referencia al tipo de tratamiento térmico aplicado, adicionando la letra correspondiente después de los cuatro dígitos que designan a la aleación. Por ejemplo: 356.0 F.

A continuación, en la **Tabla 3** se muestran los distintos tipos de tratamientos térmicos y la letra correspondiente.

**Tabla 3**. Identificación de las condiciones de manufactura y tratamiento térmico de las aleaciones coladas base aluminio.

Designación	Condición de tratamiento
F	Tal y como se coló
0	Con tratamiento de recocido
W	Con tratamiento de disolución
Т	Con tratamiento de envejecimiento

Para los tratamientos térmicos de endurecimiento por envejecimiento se ha desarrollado la designación Txx, que utiliza la letra "T", seguida de uno o dos dígitos que indican, variaciones de las condiciones de tratamiento, el uso de un dígito adicional, será utilizado en los tratamientos T1 a T10 para indicar una variación en el tratamiento que usualmente altera sustancialmente las características de la pieza que podrían ser obtenidas mediante el tratamiento básico. Así la clasificación general de estos se encuentra en la **Tabla 4**.

#### 2.3.2. Tratamiento térmico T6 en aleaciones A356.0

El envejecimiento es el tratamiento térmico más comúnmente aplicado a la aleación A356.0, el cual consiste en promover la formación y precipitación fina de una segunda fase en el seno de la matriz monofásica a partir del calentamiento hasta temperatura de solución sólida de la aleación y reteniendo por un tiempo, para promover la difusión de los elementos formadores de segundas fases. Es requerido un tiempo, para que se originen los núcleos de las segundas fases y crezcan, al precipitar las segundas fases son de tipo coherente y/o



semicoherente respecto a la matriz, es decir que los átomos del soluto se encuentran agrupados dentro de la red cristalina del solvente, siguiendo la misma estructura cristalina, pero promoviendo la distorsión de átomos lo suficiente como para endurecer a la matriz [5]. Existe una condición básica para que una aleación pueda ser susceptible a envejecimiento, y es que presente una variación de la concentración de soluto en función de la temperatura, es decir que, en el diagrama de fases bifásico, se muestre una curva solvus que cambie con la temperatura [5], como se observa en la. **Figura 3**.

Por lo anterior usualmente a las aleaciones Al-Si con adiciones de Mg y Cu, se les aplican tratamientos térmicos de endurecimiento por envejecimiento, ya que estos promueven el incremento en la resistencia mecánica debido a su precipitación en la matriz de α-Aluminio. El tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial T6, como se ve en la **Tabla 4**, el cual en base a los procedimientos establecidos para la aplicación de tratamientos térmicos de la norma B917 / B917M 12 de la ASTM, se realiza en tres etapas: <u>solubilización</u> a 540 °C aprox. por tiempos de 4 a 12 horas; <u>temple</u> en agua entre 25 y 65 °C; pre endurecimiento natural (cuando el proceso así lo requiera) y <u>envejecimiento artificial</u> a 155 °C aprox. por tiempos de 2 a 5 horas. En la **Figura 13**, se muestra un ciclo térmico típico para el tratamiento T6 en una aleación A356.0



**Figura 13.** Esquema representativo de un ciclo térmico para el tratamiento T6, aplicado a una aleación A356.0<sup>[5]</sup>.



Tratamiento	Descripción
T1	Tratamiento de temple desde temperatura de trabajado
	(600 °C aprox.) y sometida a envejecimiento natural (96 h
	aprox.).
T4	Tratamiento de solución (510 a 540°C aprox.), tratamiento de
	temple en agua y sometida a envejecimiento natural (96 h
	aprox.).
T6	Tratamiento de solución (510 a 540°C aprox.), tratamiento de
	temple en agua y sometida a envejecimiento artificial (150 °C
	aprox.).
T7	Tratamiento de solución (510 a 540°C aprox.), tratamiento de
	temple en agua y sometida a sobreenvejecimiento artificial
	(175 °C aprox.).

Tabla 4. Resumen de la designación de los tratamientos térmicos habituales de envejecimiento<sup>[1]</sup>.

A continuación, se describen los fenómenos generales involucrados en las tres etapas del tratamiento térmico T6.

*Etapa de solubilización.* Durante esta se somete a las piezas a temperaturas muy cercanas a la temperatura de líquidus cercana a la zona de solución sólida, por tiempos variables entre 4 hasta 24 horas, según el requerimiento de las propiedades mecánicas y el tipo de proceso de producción de las piezas. En la etapa se busca promover la disolución de los compuestos intermetálicos endurecedores y la difusión de los átomos de los elementos de aleación dentro de la red cristalina del aluminio, formando una solución sólida súper saturada, el tiempo en que tarden los átomos de los aleantes en difundir, controlará los tiempos de permanencia de las piezas en este proceso. La temperatura queda sujeta a un rango reducido ya que se requiere evitar la fusión prematura del metal, así como la baja de temperatura que evitará la difusión completa de los aleantes y la distribución uniforme de los precipitados. Por esto mismo es de gran importancia el ajuste apropiado de la temperatura del horno y su variación, con rangos de no más de 5 °C. El efecto de un sobrecalentamiento se ve reflejado en el decremento de las propiedades mecánicas debido a la fusión prematura de los cristales de aluminio [5].

De igual forma durante el tratamiento existe un cambio en la morfología de las partículas insolubles como lo son los precipitados de silicio eutéctico, los cuales cambian su morfología acicular o redondeada según sea el caso a una globular o esferoidal. La cual disminuye aún más la concentración de esfuerzos y por lo tanto contribuye al aumento de las propiedades de resistencia de la aleación. En la **Figura 14** se muestra la evolución de la microestructura de una aleación A356.0 durante un tratamiento de solubilización de 2 horas y uno a 8 horas. Este cambio de forma es atribuido a las fracturas de las partículas de silicio debido a las interacciones resultantes de las expansiones térmicas entre las fases de aluminio y silicio al realizarse el calentamiento y permanencia [28].

*Temple*. Esta es aplicada inmediatamente después de cumplirse el lapso de la etapa de solubilización, aunque en la práctica existe un tiempo de retardo de hasta 45 segundos; en la etapa se busca conservar la mayor cantidad de soluto disuelto o mantener la condición de



solución super saturada, al enfriar súbitamente al metal líquido obligando a que el sólido mantenga la composición del líquido anterior.



**Figura 14.** Comparación entre microestructuras para una aleación A356.0 colada en molde metálico y modificada. a) Microestructura con modificación química; b) Microestructura con tratamiento de solución de 2 horas; c) Microestructura con tratamiento de solución de 8 horas <sup>[29]</sup>.

Sin embargo, a pesar de que a mayor velocidad de enfriamiento se logra mantener mayor cantidad de elementos aleantes en solución sólida, esta también representa mayores probabilidades de distorsión física para las piezas tratadas, por lo que en la práctica el medio de enfriamiento es agua a temperatura de 25 a 60 °C [11, 17, 28]. Se ha encontrado que a temperaturas mayores de temple, se desarrollan valores de propiedades mecánicas menores [29].

*Envejecimiento artificial.* El envejecimiento involucra la precipitación controlada de partículas finas de segundas fases desde una solución supersaturada. Esto es debido a la conjunción de tiempos y temperaturas de exposición. En el envejecimiento artificial se busca acelerar la cinética de formación y precipitación de segundas fases que endurezcan al material. En la práctica los rangos de temperatura de precipitación van de 150 a 250 °C por tiempos de permanencia desde 2 hasta 12 horas [17, 28, 29]. Es de gran importancia el conocimiento de los tiempos de permanencia de las piezas, ya que a tiempos demasiado largos, existe una tendencia a presentar el fenómeno de sobreenvejecimiento de las piezas, el cual decrece las propiedades mecánicas de resistencia. Usualmente el tiempo máximo de envejecimiento forma partículas precipitados de 10 nm aprox., sin embargo la producción industrial de piezas presenta precipitados sobreenvejecidos de mayor extensión para lograr la estabilidad dimensional de algunas piezas a costa del desarrollo de mayores niveles de resistencia

Dentro de esta etapa comienza un proceso de difusión de los elementos de aleación a regiones preferenciales, en las cuales incrementa la concentración de estos elementos, dando lugar a la formación de zonas ricas, conocidas como zonas Guiner-Preston (GP) de forma circular, presentando la misma estructura cristalina que la matriz de aluminio (FCC).



Una vez alcanzada la concentración suficiente, se inicia la formación de precipitados coherentes y semicoherentes con la matriz, los cuales son más grandes que las zonas GP y presentan estructuras cristalinas distintas a esta. Las partículas distorsionan la matriz, pero la mantienen continua, por lo que presenta gran dureza y resistencia ya que los precipitados impiden el movimiento efectivo de las dislocaciones debido a su tamaño. Es al desarrollarse estas características que el tiempo de mantenimiento debe concluir y se debe realizar un enfriamiento rápido que logre mantener la estructura a temperatura ambiente. En la **Figura 15**, se representa la dureza como función del tiempo de permanencia, observando que, a partir del pico de envejecimiento o máximo, la dureza decae a medida que transcurre el tiempo de tratamiento.

Al sobrepasar los tiempos de precipitación, se fomentará la continua difusión de los elementos aleantes hacia las zonas ricas, en donde los precipitados aumentarán sus dimensiones y comenzarán a distorsionar la matriz de  $\alpha$ -Aluminio, evitando que sea uniforme y continua. De tal forma que su tamaño permite el paso de dislocaciones y promueve la concentración de esfuerzos; permitiendo así el decremento de las propiedades mecánicas de resistencia. Los precipitados formados son por lo general la fase secundaria Mg<sub>2</sub>Si, para el sistema Al – Si – Mg.







## **CAPITULO 3**

## DESARROLLO EXPERIMENTAL

En este capítulo se describe la metodología experimental seguida para el desarrollo de este trabajo de tesis.

#### 3. Descripción

Como actividades principales de este trabajo se fabricaron ejes de patineta con una aleación de colada base aluminio A356.0, utilizando un sistema de colada no presurizado con relación de áreas 1:2:4 y un sistema de alimentación calculado con base a la teoría de Chvorinov. Se realizaron pruebas mecánicas a tres mezclas de moldeo con porcentajes de bentonitas distintas, comprendiendo, 6, 8 y 10 % de arcillas bentonitas, en las cuales se mantuvo la relación de 60% de bentonita cálcica y 40% de bentonita sódica, mediante la determinación y comprobación experimental del punto Temper de las mezclas, se encontraron las condiciones de trabajo más adecuadas a las exigencias de moldeo de la placa modelo. Esta última se fabricó utilizando la aleación A356.0 y cuatro modelos maestros de ejes de patineta profesional. Dentro de la técnica de fusión de los ejes, se realizaron los tratamientos al metal líquido de limpieza con fundente, desgasificación con flujo de argón gaseoso, refinación de grano con Ti en forma de aleación maestra Al-5%Ti-B y modificación con Sr en forma de aleación maestra Al-10%Sr.

Posterior a la colada de las piezas, se aplicó un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial (T6), para modificar la morfología de los precipitados de silicio y promover el endurecimiento de la matriz. Concluyendo con un proceso de maquinado menor y acabado de los ejes de patineta fabricados.

El diseño experimental se muestra en la **Tabla 5**, en el que se considera una temperatura de fusión de la aleación de **630** °C. Para seguir este, se utilizó un horno de crisol a gas L.P. de 15 kg de capacidad, lingotes de aleación A356.0 comercial, así como fundente y aleaciones maestras. Para el tratamiento T6 se utilizaron muflas de calentamiento controlado de  $\pm$  1°C.

3. 1. Fabricación de las mezclas de moldeo y realización de pruebas mecánicas en arenas.

Como punto de partida se realizó la fabricación de las distintas mezclas de moldeo con distintos porcentajes de bentonitas, para esto se tomó como base la producción de 400 kg de una mezcla con arena silice Ocklahoma, AFS 90-100 de grano semiredondo y un 6 % de bentonitas, 60 % de bentonita cálcica y 40 % de bentonita sódica. Una vez producida, se prepararon dos mezclas de 100 kg, una con 8 % y otra con 10 %, de bentonitas con la proporción antes mencionada de cada arcilla.

Se realizaron las pruebas mecánicas a las distintas mezclas de moldeo, utilizando como variable independiente el porcentaje de humedad; consiguiendo así la determinación del punto Temper de cada mezcla evaluada. Los gráficos construidos de resistencia a la compresión en verde y densidad, como función del % de humedad real, se muestran en las **Figuras 35** a **37** en el **Anexo A**.


Tabla 5. Condiciones del diseño experimental implementado para la fabricación de las piezas de ejes de patineta.

		Ejes de patineta										
Colada	1	2	3	4								
Moldeo en verde	Noldeo en verde											
% Bentonitas	10	10	10	10								
% Humedad real	3.0 – 2.9	3.0 – 2.9	3.0 – 2.9	3.0 – 2.9								
Presión de compresión (Kg/cm²)	4	4	4	4								
Fusión												
Fundente	Si	Si	Si	Si								
Tiempo desgasificación con flujo de 10 L/min		15 min	15 min	15 min								
Refinación		0.15% Ti	0.15% Ti	0.15% Ti								
Modificación		0.04% Sr	0.04% Sr	0.04% Sr								
Temperatura de trabajo	750 – 740 °C	870 − 865 °C	870 – 865 °C	870 – 865 °C								
Temperatura de vaciado	745 – 740°C	745 – 740°C	745 – 740°C	745 – 740°C								
Tratamiento térmico	Tratamiento térmico											
Temperatura y tiempo de solubilización			550 °C, 8 h	550 °C, 8 h								
Temperatura y tiempo de precipitación			155 °C, 5 h	155 °C, 5 h								

\*Tliq.(A356.0) = 630 °C

### 3.2. Fabricación de la placa modelo

Para la realización de la placa modelo se requirió de fabricar y adaptar cuatro modelos maestros para que conformaran las cuatro impresiones de las piezas de distinto tamaño sobre la placa. A continuación, se describen los puntos dentro del diseño e implementación del sistema de colada y alimentación, así como de la fabricación de una placa modelo con estos sistemas, utilizable para la producción de moldes para formar ejes de patineta.

### 3.2.1. Modelos maestros.

Previo a la fabricación de la placa modelo, se produjo una serie de cuatro modelos maestros, de los cuales se partió para obtener el acomodo de las piezas en la placa modelo final; uno de estos modelos consistió en el diseño y modelado de una pieza de eje de patineta en yeso, partiendo de un diseño personal basado en las características de los ejes de patineta profesionales, este se muestra en las **Figuras 38** a **40** del **Anexo B**; los otros tres modelos maestros consisten en dos piezas comerciales de importación y una pieza comercial nacional, estas se muestran en la **Figura 16** y **17**. Los cuatro modelos mencionados fueron trabajados para conseguir que sus dimensiones finales presentaran una tolerancia de dimensión para compensar pérdidas futuras de volumen respecto al original por la contracción líquido-sólido y debido al maquinado o acabado.



**Figura 16.** Modelos maestros de los ejes de patineta a producir. a) y c) piezas importadas; b) pieza modelada en yeso y d) pieza nacional.



Figura 17. Modelo maestro fabricado en yeso, con sobredimensiones para compensar los cambios de geometría durante el proceso de fabricación de la placa modelo.



### 3.2.2. Fusión y colada de la placa modelo.

La placa modelo mostrada en la **Figura 18**, se fabricó por fundición, con una mezcla en verde con el 6 % de arcillas bentonitas y una humedad real de 2.6%. Como material de fundición se utilizaron lingotes comerciales de composición A356.0, estos se fundieron en un horno de crisol a gas L.P., utilizando fundente de cobertura, y desgasificación a una temperatura de 880 °C. La temperatura de vaciado de la placa modelo fue de 750 °C.

Obteniendo una placa utilizable para la producción de moldes de ejes de patineta. La placa modelo se sometió a un proceso de maquinado menor para eliminar la rugosidad superficial y rebordes, mediante el uso de un rectificador neumático marca ADIR con 20,000 RPM, utilizando 2 fresas de carburo de tungsteno marca TENAZIT, las herramientas se muestra en la **Figura 19**, además de realizar acabados manuales para contrarrestar los defectos de fabricación y mejorar el desmoldeo y unión de los moldes.

Así mismo se unieron el sistema de colada y alimentación, fabricados en madera con las dimensiones determinadas según las características expuestas en la sección 3.2.4., de tal forma que en la placa existen dos sistemas de colada y alimentación, independientes y capaces de abastecer la demanda de metal líquido de dos piezas de eje de patineta cada uno.



Figura 18. Placa modelo moldeada por la técnica de moldeo en verde y fabricada mediante la fusión de la aleación A356.0. a) Impresión superior; b) Impresión inferior.





**Figura 19.** a) Rectificador neumático utilizado para el maquinado; b) Fresas de carburo de tungsteno usadas para dar acabados finos a la placa modelo.

3.2.3 Sistema de alimentación y sistema de colada.

Según la distribución de las piezas en la placa modelo, el sistema de alimentación fue calculado para abastecer a dos piezas simultáneamente. Siguiendo el método implementado en la teoría de Chvorinov, según las **Ecuaciónes 1** a **6**. Se utilizó la **Ecuación 6**; considerando el módulo de solidificación local principal de la pieza, como el segmento 2 de la **Figura 41** del **Anexo B**, con un volumen de 26.45 cm<sup>3</sup> y un área de contacto de 30.53 cm<sup>2</sup>, para determinar el diámetro de un alimentador cilíndrico. La determinación del volumen de los alimentadores, se obtuvo considerando la de cono truncado al tomar en cuenta el ángulo de salida, mostrado en la **Ecuación 9**, y calculando la altura de 1.4 veces el diámetro de la base por medio de las **Ecuaciones 7** y **8**.

En función de las dimensiones de las piezas a producir dentro de un mismo molde, se realizaron los cálculos pertinentes para diseñar el sistema de corredores y entradas para la obtención de piezas de alta calidad metalúrgica, estos cálculos se realizaron en base a la teoría de Bernoulli, con una relación 1:2:4, utilizando la **Ecuación 12** [12] para determinar el tiempo de colada en función del peso de las piezas más el sistema de alimentación, la **Ecuación 13** [12], para determinar la altura efectiva de la bajada en función de la altura de la caja de moldeo y de la altura de la pieza en la parte superior del molde (cope), en conjunto con la **Ecuación 14** [12], utilizada para determinar el área inferior de la bajada, y en función de esta implementar la relación 1:2:4, correspondiente de un sistema no presurizado. Con el cálculo de las dimensiones requeridas del sistema de colada y alimentación, se fabricó en madera cada componente.

Cálculo del sistema de alimentaciónLa teoría de Chvorinov considera $t_{SA} = 1.25t_{SP}$ Ecuación 1 donde:<br/> $t_{SA}$ = tiempo de solidificación del alimentador<br/> $t_{SP}$ = tiempo de solidificación de la piezaDefiniendo el módulo de solidificación, como:

$$M_{SA} = \frac{V_A}{A_A} = K_A \sqrt{t_{SA}}$$
 Alimentador  
$$M_{SP} = \frac{V_P}{A_P} = K_P \sqrt{t_{SP}}$$
 Pieza

De las ecuaciones anteriores se obtienen: M

Ecuación 4

Ecuación 2

Ecuación 3 donde:

Sustituyendo las ecuaciones anteriores en la **Ecuación 1** y eliminando la segunda potencia de los términos se obtiene la **Ecuación 6**, donde se considera un alimentador de geometría cilíndrica.

$$M_{SA} = 1.12 * \left(\frac{V_P}{A_P}\right) = \frac{\emptyset_{Alim} * x}{4 * (0.5 + x)}$$
  
Ecuación 6 donde: D=diámetro del alimentador x=relación diámetro-altura=1.5;

Sustituyendo valores en la Ecuación 6 se obtiene

$$M_{SA} = 1.12 * \left(\frac{26.45 cm^3}{30.53 cm^2}\right) = 0.97 cm = \frac{3\emptyset_{Alim}}{16}$$

De la **Ecuación 6** se obtiene el valor del diámetro del alimentador por medio de la **Ecuación 7** y por consecuente la altura del mismo con la **Ecuación 8**.

$$\emptyset_{Alimsup} = \frac{16*M_{SA}}{3} = \frac{16*0.97cm}{3} = 5.17cm$$
Ecuación 7
entonces  $H = 1.4 * \emptyset_{Alimsup} = 7.24cm$ 
Ecuación 8

Para el ángulo de salida igual a 2°, se utilizó:

 $\emptyset_{aliminf}^{\circ} = 5.17cm + (2 * 7.24cm * tan\theta) = 5.67 cm$  Ecuación 9

Debido a la configuración elegida del sistema de colada, los alimentadores actuaron como un alimentador caliente, con dos cuellos que funcionaron como entradas del flujo metálico a la cavidad



$$t_{SA} = ({}^{M_{SA}}/_{K_A})^2 t_{SP} = ({}^{M_{SP}}/_{K_P})^2$$

de cada pieza del eje de patineta, como se observa en la **Figura 26**. La longitud máxima de los cuellos se calculó con las **Ecuaciones 10** y **11**.

$$Lcuello = \frac{D_A}{2} = \frac{5.17cm}{2} = 2.58cm$$
 Ecuación 10

Ya que se trata de dos cuellos, la longitud de cada uno es:

$$Lcuello' = \frac{Ln}{2} = \frac{2.58cm}{2} = 1.29cm$$
 Ecuación 11

Calculado el volumen de cada alimentador, su peso se determinó, considerando dos cuellos de geometría rectangular y la densidad de la aleación A356.0 igual a 2.685 g/cm<sup>3</sup>. Resultando en un peso de 387 g. Por lo anterior al considerar dos alimentadores y cuatro piezas con un peso total de 567.64 g, se obtiene un peso de metal demandado por las piezas y los alimentadores de 1342 g o 1.342 kg.

Cálculo del sistema de colada

Tiempo de colada  $t_c = b * \sqrt{W}$ 

Sustituvendo valores en la Ecuación 12

$$t_c = 1.85 \, s/kg^{0.5} * \sqrt{1.342 \, kg} = 2.14 \, s$$

Altura efectiva

$$H_p = H - 0.5 \frac{H1}{H2}$$

**Ecuación 13**, donde: H=altura del cope; H1=altura total de la pieza; H2= altura de la pieza en el cope

Ecuación 12, donde: b=1.85 s/kg<sup>0.5</sup>;

W=peso de la pieza y alimentadores (kg)

Sustituyendo valores en la Ecuación 12 se obtiene

$$H_p = 12.5 \ cm - 0.5 \frac{0.9 \ cm}{6.2 \ cm} = 12.43 \ cm = 0.1243 \ m$$

Área inferior de la bajada
$$A_{inf} = \frac{W}{\rho * t_c * C * \sqrt{2 * g * H_p}}$$

**Ecuación 14**, donde: W=peso de la pieza y alimentadores; g=constante de gravedad; p=densidad del metal líquido; tc=tiempo de colada; C= coeficiente de descarga; Hp=altura efectiva



Sustituyendo valores en la Ecuación 3 se obtiene.

$$A_{inf} = \frac{1.342 \ kg}{2300 \ kg/m^3 * 2.14 \ s * 0.55 * \sqrt{2 * 9.79 \ m/s^2 * 0.1243 \ m}} = 2.91 \ x10^{-4} \ m^2 = 2.91 \ cm^2$$

Considerando un cono truncado, el diámetro inferior de la bajada se obtiene con la **Ecuación 15** y en función de este se determinó el diámetro superior de la baja con el uso de la **Ecuación 16**.

$$D_{inf} = \sqrt{\frac{4*A_{inf}}{\pi}} = \sqrt{\frac{4*2.91cm^2}{\pi}} = 1.92 \ cm$$
Ecuación 15
$$D_{su} = D_{inf} * \left(\frac{H_p + 2*D_{inf}}{2*D_{inf}}\right)^{\frac{1}{4}} = 1.92 \ cm * \left(\frac{12.43cm + 2*1.92cm}{2*1.92cm}\right)^{\frac{1}{4}} = 2.76 \ cm$$
Ecuación 16

En función de la relación de áreas 1:2:4, una vez obtenida el área inferior de la bajada (A), se determinaron las áreas B y C, con las **Ecuaciones 14** y **17**, respectivamente.

$$B = 2 * A_{inf} = 2 * 2.91 \ cm^2 = 5.82 \ cm^2$$
 Ecuación 17

Debido a que el diseño del sistema de colada original implementaba el uso de tres corredores rectangulares, el área B se distribuye entre el total de corredores en la **Ecuación 18**, considerando que el ancho del corredor es tres veces más grande que la altura del mismo se obtuvo la relación mostrada en las **Ecuaciones 19** y **20** 

$B_{corre} = \frac{B}{3} = \frac{5.82 cm^2}{3} = 1.94 \ cm^2$	Ecuación 18
$H_{corre} = \sqrt{\frac{B_{corre}}{2}} = \sqrt{\frac{1.94cm^2}{2}} = 0.8 \ cm$	Ecuación 19
$W_{corre} = 3 * H_{corre} = 3 * 0.8 cm = 2.4 cm$	Ecuación 20

Considerando que cada pieza tendrá una entrada rectangular con un ancho de 2 veces la altura, y que hay cuatro impresiones en la placa, el área C se distribuye entre el total de entradas en la **Ecuación 21**, y con el uso de las **Ecuaciones 23** y **24**, se calculó la altura y el ancho de las entradas respectivamente.

$$C = 4 * A_{inf} = 4 * 2.91 \ cm^2 = 11.64 \ cm^2$$
 Ecuación



21

$C_{ent} = \frac{C}{4} = \frac{11.64 \ cm^2}{4} = 2.91 \ cm^2$	Ecuación 22
$H_{ent} = \sqrt{\frac{C_{ent}}{2}} = \sqrt{\frac{2.91 \ cm^2}{2}} = 1.2 \ cm$	Ecuación 23
$W_{ent} = 2 * H_{ent} = 2 * 1.2 \ cm = 2.4 \ cm$	Ecuación 24

Partiendo de la relación entre el área del colchón y el área inferior de la bajada, expresada en la **Ecuación 25**; el cálculo del diámetro y la altura del colchón se realizó con el uso de las **Ecuaciones 26** y **27**, respectivamente.

$$A_{colchón} = 5 * A_{inf} = 5 * 2.91 \ cm^2 = 14.55 \ cm^2$$
 Ecuación 25

$$D_{colchón} = \sqrt{\frac{4*A_{colchón}}{\pi}} = \sqrt{\frac{4*14.55cm^2}{\pi}} = 4.3 cm$$
 Ecuación 26

$$H_{colchón} = 2 * H_{corre} = 2 * 0.8 \ cm = 1.6 \ cm$$
 Ecuación 27

Para implementar las dimensiones de los ángulos de salida, necesarias por el sistema de colada y alimentación para ser desmoldado sin dificultad, se utilizó la **Ecuación 28**, con las dimensiones previamente determinadas y utilizando un ángulo ( $\theta$ ) de 2°. En las **Ecuaciones 29**, **30** y **31**, se presenta el cálculo de estas dimensiones para los corredores, entradas y colchón, respectivamente.

$W^{\circ} = W + (2 * H * tan\theta)$	Ecuación 28
$W_{corre}^{\circ} = 2.4cm + (2 * 0.8cm * tan\theta) = 2.46 cm$	Ecuación 29
$W_{ent}^{\circ} = 2.4cm + (2 * 1.2cm * tan\theta) = 2.48 cm$	Ecuación 30
$W_{colchón}^{\circ} = 4.3cm + (2 * 1.6cm * tan\theta) = 4.41 cm$	Ecuación 31

Las dimensiones del sistema de colada y alimentación calculadas se muestran en la Tabla 6.

El acomodo de los modelos maestros dentro de la placa modelo, se ejemplifica en la **Figura 20**, en donde se muestra la división de los mismos a partir de la línea de partición y en referencia al alimentador.

Fue debido a que las dimensiones calculadas de los alimentadores con la teoría de Chvorinov dan como resultado volúmenes que son capaces de abastecer de metal para una

demanda mucho mayor a la presentada por la pieza, que se decidió reducir las dimensiones calculadas, para mejorar el comportamiento de desmoldeo y reducir la demanda de metal para formar al alimentador; consiguiéndose una relación H=1.4D y un ángulo de salida de 7°. Como resultado las dimensiones finales de los alimentadores y de los cuellos de los alimentadores fueron de:  $Ø_{alimsup}$ = 3.5 cm;  $Ø_{aliminf}$ = 4.7 cm; H= 5 cm; H<sub>cuello</sub>= 1.2 cm; L<sub>cuello</sub>= 0.8 cm.

**Tabla 6** Resumen de las dimensiones calculadas para el sistema de colada y alimentación de los ejes de patineta.

Componentes, accesorios y sistema de alimentación	Número	Dimensiones						
Bajada	1	Ø <sub>sup</sub> = 2.76 cm	Ø <sub>inf</sub> = 1.92 cm	H= 12.5 cm				
Corredor	3	H= 0.8 cm	W= 2.4 cm	Wº= 2.45 cm	L1= 15 cm; L2=L3= 11 cm			
Alimentador	2	Ø <sub>sup</sub> = 5.67 cm	Ø <sub>inf</sub> = 5.17 cm	H= 7.24 cm	H <sub>cuello</sub> = 1.2 cm; L <sub>cuello</sub> = 0.8cm; W <sub>cuello</sub> = 2.4 cm			
Colchón	1	Ø <sub>sup</sub> = 4.3 cm	Ø <sub>inf</sub> = 4.41 cm	H= 1.6 cm				



Figura 20. Esquema representativo del acomodo de los modelos maestros dentro de la placa modelo, así como de las impresiones en la placa modelo final.

### 3.2.4. Pruebas de moldeo



Una vez fabricada la placa modelo, se realizaron pruebas de moldeo con las tres mezclas de moldeo distintas, implementando una compresión neumática con una presión de 4 kg/cm<sup>2</sup> y utilizando las condiciones definidas por el punto Temper de estas, para evaluar el comportamiento durante el proceso de moldeo. Se trabajó con un rango de humedades de 2.8 a 2.9 % para la mezcla con 6%; para la mezcla con 8% de bentonitas en un rango de 2.7 a 2.9 % de humedad; mientras que para la mezcla de 10 %, el rango fue de 2.7 a 3.0 % de humedad; con base en las Figuras 35 a 37 del Anexo A. En las Figuras 21 a 23, se muestran las impresiones superior e inferior, conseguidas con cada mezcla.



Figura 21. Molde fabricado con mezcla de moldeo con 6% de Bentonitas a) Impresión superior del molde; b) Impresión inferior del molde.



Figura 22. Molde fabricado con mezcla de moldeo con 8% de Bentonitas a) Impresión superior del molde; b) Impresión inferior del molde.





Figura 23. Molde fabricado con mezcla de moldeo con 10% de Bentonitas a) Impresión superior del molde; b) Impresión inferior del molde.

Tabla 7.	Dimensiones	finales of	de cada	sistema o	de colada y	/ alimentación	para la	a fabricación	de los
ejes de pa	atineta.								

Componentes, accesorios y sistema de alimentación	Número	Dimensiones			
Bajada	1	Ø <sub>sup</sub> = 2.76 cm	Ø <sub>inf</sub> = 1.92 cm	H= 12.5 cm	
Corredor	1	H= 1 cm	W= 2.4 cm	Wº= 2.45 cm	L=4.5 cm
Extensión	2	H= 1 cm	W= 1.8 cm	W°= 2.3	L=4 cm
Alimentador	1	Ø <sub>sup</sub> = 3.5 cm	Ø <sub>inf</sub> = 4.7 cm	H= 5 cm	H <sub>cuello</sub> = 1.2 cm; L <sub>cuello</sub> = 0.8cm; W <sub>cuello</sub> = 2.4 cm
Colchón	1	$Ø_{sup}$ = 4.3 cm	Ø <sub>inf</sub> = 4.41 cm	H= 1.6 cm	

Como resultado adicional de las pruebas de moldeo, se consiguió evidenciar que era posible un rediseño del sistema de colada originalmente propuesto mostrado en la **Figura 24a** siendo modificado finalmente al arreglo expuesto en la **Figura 24b**; para conseguir la reducción del gasto de metal líquido demandado por el molde para formar el sistema de colada, el cual se redujo de 3.8 kg a 3.2 kg; es así que se eliminó un corredor y se optó por dividir el total de 4 impresiones en un juego de dos sistemas de colada con 2 impresiones cada uno, constando de 1 bajada, 1 colchón, 1 corredor,1 alimentador, 2 extensiones de corredor y 2 cuellos para el alimentador funcionando como entradas a la pieza, para generar 2 entradas de metal líquido a cada pieza; este rediseño del sistema de colada sigue también una relación de colada 1:2:4. Las dimensiones finales de cada sistema de colada se muestran en la **Tabla 7**, mientras que el diseño final del sistema de colada utilizado para obtener las piezas, integrado en la placa modelo se presenta en la **Figura 25**.





**Figura 24**. Sistemas de colada y alimentación diseñados. a) Sistema originalmente propuesto; b) Sistema final.



Figura 25. Placa modelo fabricada para la producción de moldes de ejes de patineta. a) Vista Superior, impresión del cope; b) Vista inferior, impresión del drag.

### 3.3. Ajuste de carga

Se realizaron los cálculos del ajuste de carga para la fusión de la materia prima requerida por cada molde para solventar la demanda de metal. Teniendo en cuenta una demanda de metal por molde de 3.2 kg; considerando una serie de cuatro moldes, la demanda total requerida fue de 12.8 kg de aleación. Para ajustar la composición química se fundió inicialmente una



carga de 14.5 kg de lingotes de aleación A356.0 comercial, la composición química promedio de estos se muestra en la **Tabla 8**. Durante la fusión, se realizaron los ajustes de carga mostrados en las **Ecuaciones 27** y **28** para elevar los contenidos de Si y Mg, hasta los requeridos según la composición química buscada y mostrada en la **Tabla 8**. Así mismo se determinaron las adiciones de Ti y Sr para los tratamientos de refinación y modificación, respectivamente, considerando ahora una carga de 14 kg de aleación A356.1.

Composición Química de Lingotes A356.0 original													
% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Zn	% Ni	% Cr	% Pb	% Ti	% V	% Co	% Sr	% Al
6.13	0.22	0.013	0.009	0.103	0.031	0.005	0.001	0.002	0.06	0.011	0.002	0.000	93.4
Compo	Composición Química A356.1 buscada												
% Si	% Fe	% Cu	% Mn	% Mg	% Zn	% Ni	% Cr	% Pb	% Ti	% V	% Co	% Sr	% Al
7.3	0.20	0.013	0.009	0.50	0.031	0.005	0.001	0.002	0.15	0.011	0.002	0.04	91.9

**Tabla 8.** Composición química de los lingotes de A356.0 iniciales y la composición química buscadapara la fabricación de las piezas de ejes.

3.3.1 Ajuste de la composición química base.

Las adiciones de silicio y magnesio se realizaron en base a considerar la carga de 14.5 kg de lingotes de aleación A356.1 sin la composición química buscada. Así como las concentraciones de cada uno de estos elementos presentes en el metal líquido. De tal modo que la cantidad de silicio y magnesio metálicos se calculó según las **Ecuaciones 32** y **33**; resultando en 174 g de silicio puro y 72.5 g de magnesio puro.

$$Adición_{Si(metálico)} = \frac{\frac{14.5Kg*\frac{1.2\%Si}{100\%}}{\frac{100\%Si}{100\%}} = 0.174 \ kg = 174 \ g$$

$$Adición_{Mg(metálico)} = \frac{\frac{14.5Kg*\frac{0.4\%Mg}{100\%}}{\frac{80\%Mg}{100\%}} = 0.0725 \ kg = 72.5 \ g$$
Ecuación 33

### 3.3.2. Adiciones en los tratamientos al metal líquido.

Tomando como base de cálculo la cantidad de 14 kg de lingotes de aleación A356.1, y la composición química establecida para esta, como se muestra en la **Tabla 8**, se determinó la cantidad de aleación maestra AI-5%Ti-1%B, para el tratamiento de refinación de grano con 0.15% de Ti, utilizando la **Ecuación 34**, resultando en 252 g de aleación maestra, considerando el porcentaje inicial de titanio que contenía la aleación al ser fundida. De igual

forma se determinó la cantidad de aleación maestra Al-10% Sr, para el tratamiento de modificación del silicio eutéctico con 0.04% Sr, mediante la **Ecuación 35**, requiriendo 112 g de aleación maestra.

$$Adición Al - 5\%Ti - 1\%B = \frac{14 \, kg * \frac{0.09\%Ti}{100\%}}{\frac{5\%Ti}{100\%Al - 5\%Ti - B} * \frac{100\%Al - 5\%Ti - B}{100\%}} = 0.252 \, kg = 252 \, g \, \text{Ecuación 34}$$

$$Adición Al - 10\% Sr = \frac{\frac{14 kg * \frac{0.04\%}{100\%}}{\frac{10\% Sr}{100\% Al - 10\% Sr}} = 0.112 kg = 112 g$$
 Ecuación 35

#### 3.4. Moldeo en verde.

Los moldes utilizados en la colada de los ejes de patineta se produjeron por el proceso de moldeo en verde, produciendo impresiones como las mostradas en la **Figura 26**. Mediante una técnica de moldeo manual, utilizando una mesa de moldeo fija, cajas de moldeo adoberas, un apisonador manual neumático con una presión en línea de 4 kg/cm<sup>2</sup>, mazo de goma y cucharillas de varias medidas. La demanda aproximada de mezcla de moldeo por molde resultó ser de 65 kg, utilizando una mezcla de arena silice Ocklahoma de granulometría AFS 90-100 con 10% de arcillas bentonitas, de las cuales se usó el 60% cálcica y 40% sódica, y con un porcentaje de humedad real dentro del margen de 2.9 a 3.0. En total se realizaron cuatro moldes para colar piezas de eje de patineta, lo que representó un consumo total de 260 kg de mezcla de moldeo.

Antes de cerrar los moldes se verificó que no existieran zonas con arena suelta que pudiese ser arrastrada a las cavidades de la pieza, cuidando que de igual forma las varillas de acero 4140 asentaran perfectamente en la cavidad correspondiente.





**Figura 26.** Molde fabricado con la técnica de moldeo en verde para fabricar los ejes de patineta. a) Parte inferior; b) Parte superior.

### 3.5. Preparación de las varillas de acero embebidas.

Debido a que los ejes de patineta profesionales cuentan con una varilla embebida en el seno de los mismos, se requirió contemplar estas piezas para la fabricación de los ejes de patineta, es por ello que con base en la determinación de la composición química de la varilla de un eje de patineta profesional con el uso de un espectrómetro de emisión atómica. resultando en un acero de composición SAE 4140, y por medio de la realización de un análisis metalográfico de la misma se consiguió determinar que estas son sometidas a un tratamiento térmico de temple y revenido, como se muestra en la Figura 42 y 43, en el **Anexo C.** Por lo anterior se consiguió varilla de acero 4140 con la condición de temple y revenido y con un diámetro de 0.79 cm, de la cual se tomaron secciones de 19, 20, 21.1 y 21.3 cm de longitud para utilizarlas en la fabricación de los ejes de patineta de distintos tamaños incluidos en la placa modelo. Estas secciones de varilla fueron sometidas a un proceso de maguinado para formar una cuerda en cada extremo de 1 cm de longitud. equivalente a 9 hilos de cuerda, para la futura unión con una tuerca de seguridad; así como para formar muescas o moleteado de 1 cm de longitud, ubicadas a 3.3 cm de separación de cada extremo, para reforzar la unión entre la varilla de acero 4140 y la matriz de aleación A356, estas se muestra en la Figura 27. Las varillas fueron precalentadas en una mufla a 400 °C antes de ser introducidas al molde, para su posterior cierre; justificando este paso para reducir el posible efecto adverso que pueda introducir el acero 4140, al actuar como enfriador prematuro del metal líquido entrante a la cavidad. Así mismo se realizó un ensayo de dureza Rockwell C, a un trozo de varilla antes del proceso y después de este, como control de calidad. según la norma ASTM E18-17, con una máquina de dureza Rockwell marca Buehler, modelo Macromet 3, con una carga de 150 kg y un identador de diamante.





Figura 27. Varilla de acero 4140 maquinadas con dos cuerdas de 9 hilos y dos muescas o moleteado.

3.6. Técnica de fusión

La fusión de la aleación A356 y la colada de las piezas de eje de patineta implementaron la técnica de fusión presentada a continuación:

1. Ajuste de carga (mostrado en la sección 3.4). Se determinó la cantidad de carga y las adiciones a utilizar para cubrir la demanda de metal del total de los moldes.

2. Acondicionamiento y limpieza de la carga.

3. Acondicionamiento y limpieza del horno de crisol. Se eliminó cualquier remanente de escoria o metal del crisol y se recubrió con pintura refractaria de ZrO.

4. Precalentamiento del horno de crisol. Se inició con la combustión de la mezcla gas L.P.aire, mediante el quemador, para comenzar a elevar la temperatura del crisol.

5. Precalentamiento de las varillas de acero. Se introdujeron las varillas requeridas para cada una de las piezas producidas en una mufla para ser precalentadas a 400 °C.

6. Secuencia de carga. La carga se precalentó con los gases de combustión del quemador y se fue introduciendo en el fondo del crisol de manera uniforme y compacta.

7. Adición de fundente de cobertura. Una vez fundida la carga, se adicionó el fundente de cobertura Aluminex para formar una barrera contra la atmósfera exterior.

8. Monitoreo de la temperatura del metal líquido. Se verificó que la temperatura del aluminio líquido permaneciera dentro de las temperaturas de trabajo establecidas.

9. Análisis químico preliminar. Se determinó la composición química del metal fundido, con un espectrómetro de emisión atómica.

10. Eliminación de escoria y vaciado a molde. Una vez alcanzada la temperatura de 750°C, se colocaron las varillas de acero dentro de las cavidades respectivas en el molde de la colada 1 y se cerró cuidadosamente, para después colar en este, con un tiempo de llenado de aproximadamente 6 segundos.

11. Monitoreo de la temperatura de trabajo. Se midió la temperatura del baño hasta alcanzar la temperatura de trabajo de 870 a 865 °C.

12. Tratamiento de desgasificación. Se introdujo un flujo de 10 L/min de gas argón, con el uso de una lanza con tapón poroso y agitación constante hasta alcanzar 15 minutos de tratamiento.

13. Tratamientos de modificación y refinación. Se realizó la refinación de grano con adición de Al-5%Ti-1%B, a los 790 °C. La modificación del silicio eutéctico con la adición de Al-10%Sr se aplicó a los 770 °C. Las adiciones fueron precalentadas antes de ser adicionadas al metal líquido, utilizando herramentales también precalentados y protegidos con pintura de ZrO. Implementando 3 minutos de agitación en cada adición.

14. Eliminación de escoria. Se recolectó y desalojó la capa de escoria del baño metálico.

15. Análisis químico final. Se determinó la composición química del metal líquido después de los tratamientos de refinación y modificación, con un espectrómetro de emisión atómica.

16. Monitoreo de la temperatura de vaciado. Se verificó que la temperatura del baño fuera de 750 °C a 745°C, para pasar al vaciado de los moldes.

17. Vaciado a moldes. Se colocaron las varillas de acero dentro de las cavidades respectivas en los moldes de las coladas 2 a 4, cerrándolos cuidadosamente. Se realizó el vaciado a los moldes de las coladas respectivas, implementando un tiempo de llenado de aproximadamente 6 segundos.

18. Enfriamiento de las piezas coladas. Se permitió el enfriamiento al equilibrio de las piezas fabricadas por un lapso de 3 horas.

19. Desmoldeo y limpieza de las piezas. Se liberó al sistema de colada y a las piezas de los moldes; posteriormente se limpiaron las piezas.

3.7. Inspección visual de los ejes de patineta fabricados.

Las piezas fabricadas fueron separadas del sistema de colada y alimentación. Posteriormente se realizó la inspección de la superficie de las piezas en busca de posibles incrustaciones de escoria o arena, zonas sin llenado, uniones en frio, desfases, entre otros defectos superficiales. Así mismo se tomó un eje de cada colada para verificar el interior por medio de la segmentación de la pieza, según la **Figura 28**.

3.8. Aplicación del tratamiento térmico T6 a los ejes de patineta fabricados.

Se aplicó el tratamiento T6 a un total de 6 ejes de patineta producidos en las coladas 3 y 4. Para someter a las piezas de ejes de patineta al tratamiento de solubilización y envejecimiento ó T6, las piezas previamente se liberaron del sistema de colada y alimentación, y limpiadas; removiendo algunos excedentes de metal.

El proceso inició con la introducción de las piezas a una mufla con 50 °C de precalentamiento, incrementando la temperatura a una velocidad de calentamiento de 80 °C/h; al alcanzar la temperatura de solución de 540°C estas se mantuvieron por 8 horas para promover la disolución de los elementos de aleación. Concluido el tratamiento de solubilización, las piezas se templaron en agua a 25 °C procurando que no transcurrieran más de 5 segundos después de retirarlas de la mufla. Posterior a esto se introdujeron nuevamente a una mufla, a una temperatura de 80°C, elevando la temperatura hasta 155 °C, a una velocidad de calentamiento de 80 °C/h, permaneciendo en el interior por 5 horas,



transcurrido este tiempo las piezas se enfriaron con agitación en agua a 25 °C. Se tomaron dos ejes, para verificar la condición y la microestructura por medio de la segmentación de la pieza, según la **Figura 28**.

3.9. Aplicación de ensayo de dureza Brinell.

Para evaluar el efecto del tratamiento térmico aplicado se prepararon probetas a partir de la segmentación de 3 ejes de patineta, como se muestra en el patrón de la **Figura 28**. En total se sometieron cinco probetas al ensayo de dureza Brinell, según el procedimiento establecido por la norma E10/ E10 01 de la ASTM; una de estas se tomó de un espécimen producido sin tratamientos, dos de estas se tomaron de un espécimen de eje de patineta producido con modificación química y refinación de grano, mientras que los dos restantes se tomaron de un eje de patineta con tratamiento térmico T6. Se utilizó una máquina de ensayos de dureza Brinell marca Time; aplicando una carga de 62.5 kgf o 612.91 N, por 15 segundos, y con un identador de carburo de tungsteno de 2.5 mm de diámetro; la medición de las huellas se realizó con una mirilla graduada. La determinación del valor de dureza Brinell, se logró mediante la medición del diámetro promedio de las huellas y el uso de la **Ecuación 36**.

 $HBW = \frac{2F_{kgf}}{\pi D \left( D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$ **Ecuación 36** donde:  $F_{kgf}$  = fuerza aplicada (kgf) D = diámetro del identador (mm) d = diámetro promedio de la huella (mm)

Como intento de establecer un marco de referencia sobre el rango de propiedades mecánicas dentro del cual se encuentran las piezas producidas, se realizó un ensayo de dureza Brinell a probetas provenientes de dos especímenes de ejes de patineta profesionales comerciales, uno de estos fue producido en el país, mientras que el otro fue producido en el exterior e importado para su venta. Las probetas fueron ensayadas y se determinó el valor de la dureza, según el procedimiento anteriormente descrito.

3.10. Preparación metalográfica de los ejes de patineta fabricados.

Se seleccionaron 4 ejes de patineta para análisis metalográfico, respectivos a las coladas 1 a 4, para obtener probetas, al ser seccionados y preparados, el proceso de corte se basó en el patrón mostrado en la **Figura 28**.

En el análisis a escala microscópica, se usaron las secciones 1 y 4, como probetas para ser preparadas metalográficamente; este proceso involucró el uso de un desbaste grueso y fino de la superficie a estudiar con lijas de agua de carburo de silicio, de los números 120, 240, 320, 400 y 600. Posteriormente se aplicó un pulido grueso y uno fino, con alúmina como abrasivo, de 1 y 0.5 µm respectivamente. Con la superficie de las probetas con acabado a espejo, se procedió a atacar químicamente con uso del reactivo 0.5 M HF, humedeciendo un algodón con el reactivo y frotando suavemente la superficie por 4 segundos, para enjuagar



abundantemente con agua corriente y secar, aplicando algunas gotas de alcohol etílico, y usando aire a presión. Esta superficie se observó con un microscopio metalográfico de platina invertida, utilizando un aumento de 400X para ver el efecto de la modificación en la microestructura.

Para el revelado macroscópico, se utilizaron las secciones 2 y 3, como probetas; la preparación consistió en un desbaste grueso y uno fino como el anteriormente descrito; consiguiendo el revelado de la macroestructura sumergiendo la superficie de las muestras, en una solución de cloruro de cobre (CuCl<sub>2</sub>) al 20%, hasta observar un depósito homogéneo de tono oscuro sobre la superficie, este depósito se enjuagó con abundante agua corriente y secando con aire a presión; posterior a esto se procedió con la inmersión de la superficie en una solución de seis partes de ácido nítrico (HNO<sub>3</sub>) y una parte de ácido fluorhídrico (HF), 6:1 HNO<sub>3</sub>-HF, hasta observar un decapado homogéneo de la superficie, se enjuagó con abundante agua corriente, aplicando algunas gotas de alcohol etílico, y secando con aire a presión.

Las muestras de las piezas fueron identificadas como EXCY.M para el revelado macroscópico y EXCY.m para el revelado microscópico, donde "X" refiere al número de la pieza correspondiente 1 a 4, e "Y" refiere al molde de la colada 1 a 4.



**Figura 28.** Patrón de corte implementado para seccionar los ejes de patineta fabricados. Secciones 1 y 2, consideradas como gruesas y secciones 3 y 4, consideradas como delgadas.

### 3.11. Proceso de acabado.

Se tomaron 4 de los ejes de patineta fabricados y sometidos al tratamiento térmico T6 para ser acabados con un desbaste con carda y con lija de agua, con el fin de reducir las dimensiones de las piezas hasta las finales, según las **Figuras 37** a **40** del **Anexo B**, y para remover defectos superficiales menores y la rugosidad de la superficie, así como un rectificado neumático para definir los detalles de diseño. Finalmente, las piezas fueron pintadas y ensambladas a cuatro juegos de bases utilizados en los ejes de patineta comerciales. La pieza final se muestra en la **Figura 29**, conocida popularmente como "Truck" de patineta profesional para realizar acrobacias.



3.12. Realización de prácticas con los ejes de patineta fabricados.

Los dos pares de trucks fueron evaluados dentro del campo de aplicación de esta pieza, al montarlos en tablas de patineta profesional para realizar acrobacias, como se muestra en la **Figura 30**, y utilizar la patineta formada en diversas actividades comunes dentro del patinaje con patineta. Para este fin se requirió la participación de dos voluntarios con experiencia en el campo del patinaje con patineta, cuya tarea principalmente consistió en someter a los ejes de patineta a un desgaste consecutivo por un período de 30 días, por medio de la fricción con diversos materiales como: acero, madera, concreto y plástico; así como al realizar descensos en caída libre desde alturas variadas, encontrándose la altura de 1.60 m como el máximo de altura probado. El peso de los voluntarios se encontró dentro del rango de 65 a 70 Kg, realizando la actividad de patinaje un mínimo de 2 horas diarias.





**Figura 29**. Pieza final conocida como "Truck" de patineta, la cual consta del eje de patineta o hanger con dos tuercas de presión de acero, la base, un juego de tornillo, tuerca de presión, y dos cazuelas de acero, y dos gomas. a) Vista frontal b) Vista posterior.



Figura 30. Patinetas profesionales para realizar acrobacias, mostrando los de ejes fabricados montados y durante su uso.

## Capítulo 4

# Resultados experimentales y discusión de resultados.

En el presente capítulo se muestran los resultados y análisis, de los estudios de composición química, micro y macro estructura, así como la evaluación en la práctica, de las piezas de ejes de patineta fabricadas mediante la metodología expuesta en el capítulo anterior. En total se logró la fabricación de 16 ejes de patineta producidos en las coladas 1 a 4, de los cuales, se tomó un espécimen de cada colada para realizar la evaluación de la micro y macro estructura, representando un referente de los lotes producidos en cada colada; mientras que 6 de los ejes producidos en las coladas 3 y 4 fueron sometidos a un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial, de estos, 4 fueron procesados con un maquinado menor y pintura para finalmente ser evaluados en condiciones de uso moderado a riguroso; mientras que los 2 restantes fueron evaluados micro y macro estructuralmente.

### 4.1. Composición química.

En la **Tabla 9** se presentan los resultados para los estudios de composición química con espectrómetro de emisión atómica, así como la composición química de la aleación A356.1 utilizada para este trabajo y la establecida por la ASTM.

Com	Composición Química de lingotes A356.1 preparados.												
%	%	% Cu	%	% Mg	% Zn	% Ni	% Cr	% Pb	% Ti	% V	% Co	% Sr	% Al
Si	Fe		Mn	-									
7.3	0.22	0.014	0.011	0.58	0.029	0.005	0.002	0.002	0.062	0.011	0.002	0.000	91.76
Com	oosiciór	n Químic	ca de ej	es de pa	tineta er	n A356.0	. Colada	as 2 a 4					
%	%	% Cu	%	% Mg	% Zn	% Ni	% Cr	% Pb	% Ti	% V	% Co	% Sr	% Al
Si	Fe		Mn	-									
7.2	0.22	0.014	0.011	0.375	0.029	0.005	0.002	0.002	0.145	0.011	0.002	0.078	91.91
Com	oosiciór	n Químic	a de A3	356.0 seg	gún AST	FM B26							
%	%	% Cu	%	% Mg	% Zn	% Ni	% Cr	% Pb	% Ti	% V	% Co	% Sr	% Al
Si	Fe		Mn	-									
6.5-	0.20	0.2	0.1	0.25-	0.1				0.2			0.05	Bal.
7.5				0.45									

Tabla 9. Comparativo de la composición química de la aleación A356 trabajada en el presentetrabajo contra la establecida por la ASTM B26 /B26 M 14

Al comparar el resultado del análisis químico realizado al metal líquido de las coladas 2 a 4, usado para formar los ejes de patineta, con la composición química establecida bajo norma por la ASTM B26, es posible evidenciar que efectivamente se presenta una composición química característica de las aleaciones A356.0; por lo que esto es el resultado de un control adecuado en la técnica de fusión implementada y por lo tanto la aleación líquida de colada presentó una calidad aceptable, también es posible evidenciar que se debe tomar al hierro como el elemento a controlar en el proceso de fusión, debido a que se encontró en el máximo permitido, así mismo ya que el porcentaje de magnesio se mantuvo en 0.375%, se consiguió compensar el magnesio perdido en el proceso de fusión debido a su alta



reactividad, y el cual es requerido en el tratamiento térmico subsecuente, esto mismo permite considerar que este elemento contribuirá a el incremento de las propiedades mecánicas de los ejes. Por lo anterior se considera que las piezas se fabricaron con una composición química homogénea y dentro de norma. Cabe mencionar que a pesar de que el nivel de estroncio se encuentra dos unidades por arriba del máximo establecido, se considera que el tiempo transcurrido al tomar la muestra de metal para fabricar la probeta de análisis químico y el tiempo de vaciado a moldes, aproximado de dos minutos, consiguió un descenso del nivel de estroncio, al considerar que este es muy reactivo y su concentración disminuye con el tiempo.

### 4.2 Inspección visual.

Como resultado de la inspección visual posterior al desmoldeo y limpieza, los ejes fabricados presentaron: algunas zonas con discontinuidades superficiales poco profundas y diseminadas; algunas proyecciones de metal, menores de 0.5 cm, desde la línea de partición en los extremos de algunas piezas; los detalles de diseño de la pieza bien definidos, como se observa en la **Figura 33**.

Por otro lado, la condición interna de las piezas seleccionadas para ser seccionadas no mostró defectos nocivos, considerando que estos no representan un decremento de las propiedades mecánicas de la aleación A356.0, ya que se realizó el tratamiento de modificación del silicio eutéctico, las discontinuidades internas presentes en las piezas son mínimas, y se piensa que las mismas se deben a la contracción líquido-sólido ocurrida durante el enfriamiento del metal e inherente a las piezas de colada, basado en la **Figura 32**, donde se muestra el defecto por contracción encontrado en una de las piezas y observado con el microscopio metalográfico a 400X.

Por otra parte la zona de unión aleación A356.0 y acero 4140, presentó zonas con ligeros defectos de adherencia, considerando que la capa de coloración oscura formada sobre la superficie de las varillas es posible óxido, formado durante el calentamiento de la varillas y el cual no se logró remover del todo, en especial en las zonas con maguinado, resultando en una adherencia deficiente del metal, como se muestra en la Figura 31. También respecto a la varilla embebida, el análisis metalográfico y el ensayo de dureza Rockwell C, con una máquina de ensayos marca Buehler, modelo Macromet 3; realizados a una de las varillas embebidas en uno de los ejes tratados térmicamente y a otra sin procesar, para confirmar que la condición de temple y revenido iniciales no pudieran verse comprometidas por las temperaturas de trabajo; los resultados de estos estudios se muestran en el Anexo C, los mismos revelaron que existió un cambio mínimo en la microestructura y en la dureza de estas, por lo que se consideró que las temperaturas involucradas en el proceso no afectaron las propiedades mecánicas originales de las varillas embebidas en los ejes fabricados. Además con base en lo anterior es posible proponer que la etapa de calentamiento de la varilla sea eliminada para evitar los problemas de adherencia y reducir un paso de fabricación.

Respecto a las piezas sometidas al proceso de maquinado y acabado, el acabado superficial es liso y ya no presenta rugosidades como en su condición original de colada, respecto a los



defectos superficiales, en una pieza se encontraron pequeñas cavidades circulares en la parte inferior, cercanas al extremo izquierdo, respecto a la referencia mostrada en la **Figura 34**; y en una segunda pieza, permanecieron pequeñas cavidades circulares en la parte inferior, cercanas a la zona media, inmediata la cavidad central, respecto a la **Figura 34b**.



**Figura 31.** Sección de corte, mostrando la unión entre la varilla de acero 4140 embebida en la matriz de aleación A356.0, en la zona donde se maquinaron muescas, mostrando una unión en su mayoría efectiva en la periferia de las muescas. a) Zona de unión a 50X evidenciando la posible capa de óxido formada en la superficie de la varilla; b) Zona de unión a simple vista, la posible capa de óxido no es evidente.



**Figura 32**. Defecto por contracción localizado en el interior de un eje de patineta, mostrando morfología irregular, y ubicado en las zonas entre dendritas. Ataque con 0.5M HF a 400X.





**Figura 33**. Ejemplar de uno de los ejes de patineta fabricados, separado del sistema de colada y alimentación, mostrando algunas proyecciones de metal a lo largo de la línea de partición, pero sin alterar la forma de las piezas. a) Vista superior, b) Vista frontal.





**Figura 34**. Vista inferior de las piezas de eje de patineta después de haber sido sometidas al proceso de maquinado menor, presentando algunos defectos superficiales remanentes a) eje de patineta exhibiendo cavidades circulares cerca del extremo izquierdo. b) eje de patineta exhibiendo cavidades redondeadas en la zona media, inmediatas a la cavidad central, así como en el extremo izquierdo de la misma.

El hecho de que las piezas maquinadas presenten algunos defectos, aún después de un proceso de remoción de material, permite considerar al proceso de moldeo en verde, como una técnica muy compleja y que requiere estricto control de la gran cantidad de variables inherentes a esta, para lograr la producción de moldes de alta calidad que permitan la colada de piezas sin defectos superficiales, que puedan llegar a afectar el desempeño de las piezas producidas. Es así que las condiciones físicas tanto de la placa modelo, como lo son imperfecciones superficiales, o ángulos de salida poco pronunciados, entre otros; así como de las cajas de moldeo, al presentar un desfase o tener la guías sin ajuste; afectarán directamente la condición final del molde fabricado.



Debido a lo anterior se considera que a pesar de que las piezas finales fueron producidas con un alto control de las variables incluidas en la técnica de moldeo en verde, el proceso de manufactura manual seguido permitió la introducción de ligeras complicaciones de moldeo, debido a que las cavidades superior e inferior requieren de una mayor tolerancia dimensional para unirse perfectamente persistiendo aún después de que se realizaron trabajos manuales para perfeccionar los detalles en las siluetas de las impresiones de los ejes de patineta para incrementar la tolerancia de unión de ambas partes del molde, como se puede observar en las secciones amarillas de la placa modelo final, mostrada en la **Figura 25**. Sumado a este hecho se encuentra la influencia del desfase de las cajas de moldeo, utilizadas, el cual aumenta el grado de desviación de las cavidades. En conjunto esto consiguió la erosión de algunas zonas del molde y el depósito de partículas dentro de las cavidades inferiores del molde al momento de unir la parte superior e inferior de este. Con base en lo anterior se piensa que al elevar aún más la calidad del acoplamiento entre las partes inferior y superior del molde, la calidad superficial de las piezas será mejorada notablemente.

A pesar de las desventajas que se han expuesto, se considera que la gran versatilidad de la técnica de moldeo en verde, permite la producción de piezas metálicas con formas complejas y de tamaño pequeño, como lo son los ejes de patineta, de una forma económica y adaptable ya que es posible modificar las condiciones físicas del molde, así como de la placa modelo, de tal forma que se logre la obtención de piezas integras y de alta calidad metalúrgica.

### 4.3 Interpretación metalográfica.

El resultado de la preparación metalográfica de los ejes de patineta con y sin tratamiento térmico, en comparación con la metalografía que presenta una pieza en condición de colada, se muestra en la **Tabla 10**, en la cual se incluyen las estructuras microscópica y macroscópica, correspondientes a las secciones de la pieza más gruesa (2) y menos gruesa (4), según la **Figura 28**.

Es posible observar que las estructuras del eje de patineta en condición de la colada 1, presentan a nivel macro un grano de forma y tamaño heterogéneos pero sin mostrar estructuras columnares. El tamaño de grano es aproximado a 9, según la designación de la ASTM (American Society of Test and Materials ó Sociedad Americana de Pruebas y Materiales), representando granos de 1 mm de longitud promedio con base en el procedimiento E112 elaborado por la ASTM y preparado por la AFS, y como se muestra en la **Figura 44** en el **Anexo D**. En cuanto al nivel micro, se observa una matriz de aluminio  $\alpha$  con una gran cantidad de precipitados de silicio eutéctico con morfología de placas alargadas y con extremos agudos, estos se encuentran de tamaños y orientación variados, se considera que ya que la morfología es de tendencia laminar, estos son respectivos a una estructura sin modificar o al grado 1 de modificación, como se presenta en la **Figura 45** del **Anexo D**.

Los ejes de patineta con refinación y modificación, de la colada 2, muestran estructuras a nivel macro, como se muestra en la **Figura 46** del **Anexo D**; correspondientes a granos de tamaño y forma similares, los cuales son menos extensos a comparación de la estructura de la colada 1, y mostrando ser homogéneos en la extensión de la sección y de morfología equiaxial. El tamaño apoximado de estos, de acuerdo con la ASTM es de **12.5**, con base en el procedimiento E112 elaborado por la ASTM y preparado por la AFS, es posible considerar que los granos en promedio tienen una longitud de 0.4 mm, existiendo 530 granos por centímetro cuadrado.

A nivel micro, se muestra una estructura con una matriz de aluminio α con gran cantidad de precipitados de silicio eutéctico de forma y tamaño similares, con bordes redondeados y de poca extensión, mayormente fibrosos y ubicados únicamente en la zona interdendrítica. El grado de modificación de la estructura es correspondiente al grado 5, según la AFS (American Foundry Society o Sociedad Americana de Fundidores) refiriendo a una condición de modificación total, como se muestra en la **Figura 47** del **Anexo D**.

Con base en lo anterior se considera que el tratamiento de refinación de grano consiguió reducir la extensión de estos respecto a la condición sin tratamiento, así como la homogeneización de su morfología. Respecto al tratamiento de modificación se piensa que este consiguió el cambio de la morfología de los precipitados de forma conveniente y sin llegar a obtener partículas demasiado finas. Así mismo se piensa que mientras la modificación aumentó la presencia de microrechupes, la refinación permitió la redistribución homogénea de los mencionados dentro del volumen de las piezas.

Es así que al observar las estructuras de los ejes con tratamiento térmico se muestra que a nivel macro, se presentan granos de tamaño aproximado a **12.5** ASTM, como se observa en la **Figura 48** del **Anexo D**; es decir semejantes a la condición sin tratamiento térmico, con lo que se confirma que el tratamiento de refinación de grano fue efectivo, logrando conservar una gran cantidad de granos uniformes y de poca extensión, siendo además equiaxiales. Así mismo es comprobable que en las distintas secciones de las piezas se conserva una similitud de patrones estructurales.

Mientras que a nivel micro, como se muestra en la **Figura 49** en el **Anexo D**; se presenta una matriz de aluminio α con precipitados de silicio eutéctico de forma globular y de poca extensión, mostrando un patrón homogéneo y ubicándose únicamente en las regiones interdendríticas, considerando que el magnesio se encuentra precipitado entre estos, muy posiblemente en forma de Mg<sub>2</sub>Si, aun siendo imperceptible con el microscopio metalográfico. Con base en lo anterior se comprueba la efectividad del tratamiento térmico T6 aplicado, consiguiendo una modificación térmica de la forma de precipitación del silicio eutéctico, estos precipitados a comparación de las estructuras obtenidas en las piezas con modificación química, son mayores en extensión, pero su forma es completamente redondeada y compact, con una distribución más homogénea.

Cabe mencionar que existen zonas donde la morfología del silicio eutéctico no muestra ser totalmente globular, conservando una forma alargada y redondeada, con base en esto se puede esperar que, al modificar el tiempo de solución, a períodos más largos, la morfología será más homogénea.

Es entonces que se piensa que el impacto de este cambio microestructural, reduce el efecto nocivo de fragilidad de los precipitados de silicio sobre la matriz de aluminio, el cual se ve reflejado a nivel macroscópico como un aumento en las propiedades mecánicas de resistencia de los ejes y debido a que no se muestra gran diferencia entre las estructuras de las secciones gruesa y delgada, este aumento de las propiedades mecánicas será homogéneo en la extensión total de la pieza.

El aumento de la resistencia se considera como efecto combinado de cambio en la morfología de los precipitados que dejan de concentrar los esfuerzos en sus bordes, así como de la precipitación del magnesio sobre la matriz de aluminio de forma semicoherente y coherente.

Por lo anterior se espera que el desempeño dentro del campo de aplicación de los ejes fabricados, será adecuado y no presentará dificultad para resistir las acciones de desgaste y esfuerzos que se aplican de forma repetitiva en las actividades normales del patinaje con patineta profesional. Esperando que el tiempo de vida útil se encuentre fácilmente dentro del promedio respecto a las piezas comerciales de alta calidad, el cual se encuentra entre un rango de 6 a 12 meses, según la experiencia de los usuarios.



**Tabla 10.** Comparativo entre las condiciones estructurales a nivel micro y macroscópico, obtenidas antes y después de aplicar el tratamiento térmico T6. Las microestructuras se muestran con un aumento de 400X y fueron atacadas con solución 0.5 M HF.









### Tabla 10. (Continuación)



### 4.4 Ensayo de dureza Brinell.

Como resultado del ensayo de dureza Brinell aplicado a las probetas seleccionadas, según el procedimiento incluido en la norma E10/ E10 01 y utilizando la **Ecuación 36**. Como referencia, para la probeta correspondiente al eje producido sin tratamientos, se obtuvo un valor de dureza promedio de **58.2 HBW 2.5/62.5**, en la sección más gruesa. Para las probetas correspondientes a los ejes de patineta, con tratamientos de refinación y modificación, y sin tratamiento térmico T6, se obtuvieron valores promedio de **67.95 HBW 2.5/62.5** para la sección gruesa de la pieza. Y de **61.7 HBW 2.5/62.5** para la sección delgada de la misma, según la referencia mostrada en la **Figura 28**.

Por otro lado la dureza de las probetas provenientes del tratamiento T6, presentó valores promedio de **109.5 HBW 2.5/62.5** y **106.4 HBW 2.5/62.5**, para la sección gruesa y para la delgada, respectivamente. Estos valores evidencian el aumento de la resistencia del material a ser identado, reflejando el efecto que tiene el cambio en la microestructura debido al tratamiento térmico, expuesto en la **Tabla 10** en la página 56, sobre las propiedades mecánicas, considerándolo efecto de la precipitación del magnesio en la matriz de aluminio  $\alpha$  y a la reducción de los sitios de concentración de esfuerzos que permiten la reducción de la resistencia del material a resistencia del material, pero sobre todo a la precipitación del magnesio sobre la matriz de aluminio  $\alpha$ .

Mientras que los ensayos de dureza Brinell aplicados a las probetas provenientes de los ejes de patineta comerciales revelaron que estos tienen durezas promedio en la sección más gruesa de **76.81 HBW 2.5/62.5** para el eje nacional y de **102.69 HBW 2.5/62.5** para el eje de importación. A partir de la información de dominio público proporcionada por los productores de estas piezas, es sabido que estos, implementan un proceso de fusión en el cual el metal líquido se vacía en moldes metálicos. Debido a esto las piezas presentan velocidades de enfriamiento mayores respecto a las que presentaría una pieza enfriada en un molde de arena, por ende las estructuras de las primeras serán diferentes y como efecto de la alta velocidad de enfriamiento se producirán efectos de refinación de grano y modificación del silicio eutéctico inherentes a este tipo de medio de moldeo. Así mismo el productor de los ejes de importación adicionalmente aplica un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento. Con base en lo anterior es justificado el resultado de las durezas Brinell de ambos especímenes.

En la **Tabla 11** se incluyen los diámetros de las huellas y la dureza Brinell calculada, de las piezas fabricadas con refinación y modificación y con el tratamiento T6.

Pieza (Sección	Diámetros de huella	Dureza Brinell	Promedio
Gruesa)	prom. (mm)	(2.5/62.5)	
Sin tratamientos	1.15, 1.13, 1.13	56.81, 58.9, 58.9	58.2
Refinada y modificada	1.06, 1.06, 1.05	67.5, 67.5, 68.86	68.9
Tratamiento Térmico	0.84, 0.84, 0.84	109.5, 109.5, 109.5	109.5
Nacional	1.0, 0.995, 0.995	76.28, 77.08, 77.08	76.91
Importación	0.865, 0.865, 0.87	103.09, 103.09, 101.88	102.69

 Tabla 11 Resultados del ensayo de dureza Brinell aplicado a las piezas de ejes de patineta.



En comparación de los resultados de dureza Brinell de los ejes de patineta producidos en este trabajo, respecto a los valores que presentan los ejes de patineta comerciales, es posible establecer un rango de propiedades mecánicas de resistencia para los ejes de patineta producidos, tomando como límite superior la dureza de los ejes de importación, es entonces que se pueden considerar que los ejes de patineta producidos con una técnica de moldeo en verde y con los tratamientos de refinación de grano y modificación del silicio eutéctico no permiten elevar las propiedades mecánicas a niveles superiores, tal y como lo haría el uso de una técnica con molde metálico que no implementa refinación de grano ni modificación del silicio eutéctico químicas. Sin embargo al someter a las piezas producidas por la técnica de moldeo en verde y con refinación de grano y modificación químicas, a un tratamiento térmico que permita la solubilización y precipitación del magnesio contenido en la aleación, será posible el endurecimiento de la matriz y la modificación del silicio eutéctico de partículas redondeadas a globulares; presentando una mayor resistencia a ser penetrado, en este caso un aumento de casi el doble del valor de dureza Brinell respecto a la condición sin tratamiento térmico. Es así que la pieza producida en este trabajo presenta valores de dureza muy similares a los que presenta un eje de patineta de importación y producido en un molde metálico, superando algunas unidades el valor de dureza Brinell de la pieza importada. Se espera entonces que como la dureza de la pieza con tratamiento térmico es superior a la pieza sin tratamientos, las primeras desarrollarán propiedades mecánicas superiores a las reportadas como mínimos para la condición de T6.

### 4.5 Evaluación práctica de los ejes de patineta fabricados.

Como resultado del uso de los ejes de patineta fabricados dentro del campo del patinaje con patineta, se comprobó que las piezas fabricadas desarrollaron propiedades de resistencia convenientes para su aplicación dentro de las actividades normales de este deporte, lo anterior es fundamentado en el hecho de que al ser sometidos a condiciones de uso de frecuente a severo, estos mostraron conservar su integridad física, mostrando un desgaste homogéneo de las zonas de contacto. Con base en las experiencias obtenidas en las pruebas prácticas realizadas se espera que las piezas brinden un período de utilidad de al menos el triple del período de prueba establecido. Se considera que el resultado de la prueba es únicamente una referencia del desempeño que puede esperarse de las piezas fabricadas mediante el proceso expuesto en este trabajo, pero cabe mencionar que arrojan resultados positivos y valiosos para el desarrollo de posibles mejoras al proceso de fabricación de los ejes de patineta para realizar acrobacias.

# Capítulo 5

# Conclusiones
Al final de este trabajo se llegó a las siguientes conclusiones:

> Se logró la fabricación de una placa modelo con cuatro impresiones de ejes de patineta con diversos tamaños, por medio de la técnica de moldeo en verde y de acabados manuales.

> El diseño del sistema de colada con proporción 1:2:4 y del sistema de alimentación en base a la teoría de Chvorinov, contribuyó a conseguir piezas sin defectos internos localizados ni defectos superficiales nocivos para la pieza.

> La técnica de moldeo en verde implementada permitió la obtención de moldes adecuados para la fabricación de ejes de patineta, sin embargo su complejo control de variables, dificulta la producción de piezas sin algún tipo de defecto superficial, representando la etapa crítica en el proceso de obtención de los ejes de patineta.

➢ La técnica de fusión, permitió la refinación de grano con 0.145% de titanio y la modificación con aproximadamente 0.078% de estroncio. También logró ajustar la concentración de magnesio para realizar el tratamiento térmico T6

> El nivel de magnesio de 0.36%, consiguió endurecer la matriz de aluminio alpha después de realizarse el tratamiento térmico de solubilización y precipitación.

> El tratamiento térmico de solubilización y precipitación establecido, consiguió la modificación térmica de los precipitados de silicio, consiguiendo una morfología globular y compacta. Sin la alteración del tamaño de grano.

➤ Las piezas de ejes de patineta presentaron una condición interna sin la presencia de defectos localizados, mostrando algunos defectos de adherencia en la zona aledaña a la varilla embebida; así como un acabado superficial liso y gran definición de los detalles de diseño, como también la facilidad para su montaje en una patineta profesional.

Con base en el valor de dureza Brinell de las piezas con tratamiento térmico T6 se considera que el desempeño de estas será similar al esperado de un eje de patineta comercial de importación.



### Capítulo 6

Bibliografía

[1] ASM International (1990). ASM International. Handbook Committee, & ASM International. Alloy Phase Diagram Committee. Metals Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials (Vol. 2). E.U.A.: ASM International.
[2] Campbell, J. (2015).Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy Techniques and Design. E.U.A: Butterworth-Heinemann.

[3] Brown, J. (1999). Foseco non-ferrous foundryman's handbook. Butterworth-Heinemann.
 [4] Warmuzek, M. (Ed.). (2004). Aluminum-Silicon Casting Alloys: an Atlas of

Microfractographs. E.U.A: ASM international

[5] Molera Solá, P. (1991). Tratamientos Térmicos de los Metales (Vol. 51).Madrid, España: Marcombo.

[6] Zolotorevsky, V. S., Belov, N. A., & Glazoff, M. V. (2007). Casting Aluminum Alloys (Vol. 12). Amsterdam: Elsevier.

[7] Gruzleski, J. E., & Closset, B. M. (1990). The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys. E.U.A: American Foundrymen's Society.

 [8] J.R. Davis & Associates. (1993), ASM International. Handbook Committee ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys.E.U.A: ASM international
 [9] American Foundry Society (2011). Casting Defects Handbook: Aluminum & Aluminum Alloys, E.U.A: AFS

[10]Menzie, W. D., Barry, J. J., Bleiwas, D. I., Bray, E. L., Goonan, T. G., & Matos, G. (2010).The Global Flow of Aluminum from 2006 through 2025 (No. 2010-1256). E.U.A: US Geological Survey.

[11] Loizaga, A., De la Fuente, E., Niklas, A., Barrenengoa, J., & Fernández-Calvo, A. I. (2010). Optimización de las Propiedades Mecánicas de las Aleaciones AlSi7Mg Moldeadas en Arena. Revista de Metalurgia, 46(Extra), 64-70. Recuperado de :

http://revistademetalurgia.revistas.csic.es/index.php/revistademetalurgia/article/view/1160/1 171

[12] Victor, A. N. J. O., & Reyaz, K. H. A. N. (2013), Gating System Design for Casting thin Aluminium Alloy (Al-Si) Plates. Leonardo Electronic Journal of Practices and Technologies, 12(23), 51-62. Recuperado de: http://lejpt.academicdirect.org/A23/051\_062.pdf

[13] Gadalla, M., Habingreither, R., & Cook, R. (2007). Effect of Filling Time and Gating System Design Parameters Selection on Mold Filling Properties. Recuperado de:

http://www.academia.edu/10444365/Effect\_of\_Filling\_Time\_and\_Gating\_System\_Design\_P arameters\_Selection\_on\_Mold\_Filling\_Properties

[14] Babu, N. N., Ohdar, R. K., & Pushp, P. T. (2006). Evaluation of Green Compressive Strength of Clay Bonded Moulding Sand Mix: Neural Network and Neuro-Fuzzy based approaches. International Journal of Cast Metals Research, 19(2), 110-115. Recuperado de:

https://www.researchgate.net/publication/233646350\_Evaluation\_of\_green\_compressive\_st rength\_of\_clay\_bonded\_moulding\_sand\_mix\_Neural\_network\_and\_neurofuzzy\_based\_approaches

[15] Desai, B., Mokashi, P., Anand, R. L., Burli, S. B., & Khandal, S. V. (2016).Effect of Additives on Green Sand Molding Properties using Design of Experiments and Taguchi's Quality Loss Function-An Experimental Study. In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering (Vol. 149, No. 1, p. 012006). Recuperado de:

http://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/149/1/012006.



[16] Bast, J. (2013). A New Method for the Measurement of Flowability of Green Moulding Sand. Archives of Metallurgy and Materials, 58(3), 945-952. Recuperado de: https://content.sciendo.com/view/journals/amm/58/3/article-p945.xml

[17] B 26/B 26M – 03 (2003) Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings. E.U.A. : ASTM International

[18] Cornell, R., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2002). Aluminium-Silicon Casting Alloys. E.U.A.: University of Cambrige.

[19] Efzan, E., Noor, M., Kong, H. J., & Kok, C. K. (2014). Effect of Alloying Elementd on Al-Si Alloys. In Advanced Materials Research (Vol. 845, pp. 355-359). Recuperado de:

https://www.researchgate.net/publication/259691630\_Review\_Effect\_of\_Alloying\_Element\_ on\_Al-Si\_Alloys

[20] Zhang, L., Lv, X., Torgerson, A. T., & Long, M. (2011). Removal of Impurity Elements from Molten Aluminum: A review. Mineral Processing & Extractive Metallurgy Review, 32(3), 150-228.Recuperado de:

https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.1080/08827508.2010.483396

[21] Geoffrey K. Sigworth. (2015) Aluminum Degassing Methods & Measurements. AFS. Artículo en Modern Casting. Agosto. p.30 – 34. Recuperado de:

http://foundrygate.com/upload/artigos/Aluminum%20Degassing%20Methods%20%26%20 Measurements%281%29.pdf

[22] Dispinar, D., Akhtar, S., Nordmark, A., Di Sabatino, M., & Arnberg, L. (2010). Degassing, Hydrogen and Porosity Phenomena in A356.0. Materials Science and Engineering: A, 527(16), 3719-3725. Recuperado de:

https://www.researchgate.net/publication/248474688\_Degassing\_hydrogen\_and\_porosity\_phenomena\_in\_A356.0

[23] González M. (2010). Análisis Térmico de la Refinación de Grano y Modificación de Compositos Colados A356.0/SiCp (Master dissertation, UNAM). México: UNAM

[24] Easton, M., & Stjohn, D. (1999). Grain Refinement of Aluminum Alloys: Part I. The Nucleant and Solute Paradigms—A Review of the Literature. Metallurgical and Materials Transactions A, 30(6), 1613-1623. Recuperado de:

https://link.springer.com/article/10.1007/s11661-999-0098-5

[25] Kashyap, K. T., & Chandrashekar, T. (2001). Effects and Mechanisms of Grain Refinement in Aluminium Alloys. Bulletin of Materials Science, 24(4), 345-353. Recuperado de: https://www.ias.ac.in/article/fulltext/boms/024/04/0345-0353

[26] Shabestari, S. G., & Shahri, F. (2004). Influence of Modification, Solidification Conditions and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of A356.0 Aluminum Alloy. Journal of Materials Science, 39(6), 2023-2032. Recuperado de: https://link.springer.com/article/10.1023/B: IMSC 0000017764.20609.0d

https://link.springer.com/article/10.1023/B:JMSC.0000017764.20609.0d

[27] Gutiérrez, V., González, G., & García, A. (2014). Thermal Analysis of Grain Refinement and Modification of an A356.0 Cast Alloy. Chem. Mater. Res, 6(6), 52-62. Recuperado de : http://www.iiste.org/Journals/index.php/CMR/article/viewFile/13456/13779

[28] Fresno Abad, D. (2007). Optimización de los Tratamientos Térmicos T5 y T6 para una Aleación A356.0 Conformada por SLC. Recuperado de:

https://www.researchgate.net/publication/41544959\_Optimizacion\_de\_los\_tratamientos\_ter micos\_T5\_y\_T6\_para\_una\_aleacion\_de\_aluminio\_A356.0\_conformada\_por\_SLC



[29] Colley, L. J. (2011). Microstructure-Property Models for Heat Treatment of A356.0 Aluminum Alloy (Doctoral dissertation, University of British Columbia). Recuperado de: https://open.library.ubc.ca/collections/ubctheses/24/items/1.0071653

[30] Zamani, M. (2017). Al-Si Cast Alloys-Microstructure and Mechanical Properties at Ambient and Elevated Temperatures (Doctoral dissertation, Jönköping University, School of Engineering). Recuperado de: http://www.diva-

portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:1080478

[31] Täffner, U., Carle, V., & Schäfer, U. (2004). ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures. EUA: ASM International, Materials Park, OH.

[32] http://www.world-aluminium.org/statistics/#map Recuperado el 03/08/18

[33] https://www.lenntech.es/tabla-peiodica/densidad.htm Recuperado el 03/08/18

[34] https://www.makeitfrom.com/material-properties/356.0-T6-Cast-Aluminum Recuperado el 03/08/18

[35]

https://www.matweb.com/search/datasheet.aspx?MatGUID=58863eb66da84888a797eb2d 80c a7598 Recuperado el 03/08/18



### Anexo A

## Punto Temper de las mezclas de moldeo

En este anexo se presentan los gráficos construidos en base a la evaluación de la resistencia a la compresión en verde y la densidad, como funciones del porcentaje de humedad real de las mezclas de moldeo; estos fueron utilizados para determinar las mejores condiciones de trabajo con base al porcentaje de humedad de la mezcla de moldeo, para que esta logre el desarrollo de las máximas propiedades mecánicas de resistencia y moldabilidad.

En la **Figura 35**, se presenta el gráfico correspondiente a la determinación del rango de trabajo para el porcentaje de humedad de la mezcla de moldeo con el 6% de bentonitas.



**Figura 35**. Gráfico representativo de la correlación entre la resistencia a la compresión en verde, la densidad de la mezcla y el porcentaje de humedad de la misma, para una mezcla con 6% de bentonitas. Donde R.T. es el rango de trabajo.

En la **Figura 36**, se presenta el gráfico correspondiente a la determinación del rango de trabajo para el porcentaje de humedad de la mezcla de moldeo con el 8% de bentonitas.



**Figura 36.** Gráfico representativo de la correlación entre la resistencia a la compresión en verde, la densidad de la mezcla y el porcentaje de humedad de la misma, para una mezcla con 8% de arcillas bentonitas. R.T. es el rango de trabajo.

En la **Figura 37**, se presenta el gráfico correspondiente a la determinación del rango de trabajo para el porcentaje de humedad de la mezcla de moldeo con el 10% de bentonitas.



**Figura 37**. Gráfico representativo de la correlación entre la resistencia a la compresión en verde, la densidad de la mezcla y el porcentaje de humedad de la misma, para una mezcla con 10 % de bentonitas. R.T. es el rango de trabajo.

### Anexo B

## <u>Modelo maestro del</u> <u>eje de patineta</u>

En el presente anexo se presentan en las **Figuras 38** a **40**, los esquemas para señalar las tolerancias dimensionales de la pieza final y en las que se basó la fabricación del modelo maestro del eje de patineta modelado en yeso.

Las tolerancias de la pieza se presentan en centímetros.



Eje de patineta. Vistas frontal y posterior.

**Figura 38**. Esquema del eje de patineta fabricado, mostrando las tolerancias dimensionales. Vistas frontal y posterior.





Eje de patineta. Vistas Superior e inferior



**Figura 39**. Esquema del eje de patineta fabricado, mostrando las tolerancias dimensionales. Vistas superior e inferior.



Eje de patineta. Vista lateral



Figura 40. Esquema del eje de patineta fabricado, mostrando las tolerancias dimensionales. Vistas superior e inferior.





Figura 41. Segmentación en tres del eje de patineta. El segmento 2 se consideró como el módulo de solidificación principal.



### Anexo C

# <u>Análisis metalográfico</u> <u>de la varilla de acero</u> <u>4140</u>

En este anexo se presenta el resultado del análisis metalográfico realizado a una muestra de la varilla de acero 4140 embebida en los ejes de patineta fabricados, así como del ensayo de dureza Rockwell C, con una máquina de ensayos marca Buehler, modelo Macromet 3, y utilizando un identador de diamante y una carga de 150 kg<sup>f</sup> estos se realizaron como control de calidad, para confirmar que la condición microestructural con la que se adquirió no se alteró durante el proceso de fabricación de los ejes. En la Figura 42, se muestra la comparación entre las microestructuras reveladas después de realizar la preparación metalográfica de una sección de la varilla en condición de llegada y de una embebida en el interior de un eje de patineta después de finalizados los procesos de fusión y tratamiento térmico. Es posible observar que la microestructura de la pieza de llegada corresponde a una matriz de martensita revenida en su totalidad. En comparación la microestructura de la varilla embebida en el interior de un eje de patineta, muestra una matriz con las mismas características a la primera, presentando un contenido similar de martensita revenida; por otro lado el ensayo de dureza, al arrojar valores promedio de dureza semejantes para ambas condiciones, demostró que no existió un cambio considerable en la resistencia del material debido al proceso de fabricación de los ejes de patineta.

Dureza: 29.7 HRC equivalente a 271 HBW 10/3000 Dureza: 28.9 HRC equivalente a 264 HBW 10/3000



Figura 42. Microestructuras de la sección de una varilla de acero 4140 con tratamiento térmico y una con procesamiento. a) Microestructura de llegada, con una matriz de martensita revenida. b)
 Microestructura después de los procesos de fusión y tratamiento térmicos, se observa una matriz de martensita revenida. Ambas reveladas con Nital 3 y a 400X.





**Figura 43.** Microestructura característica de un acero 4140 austenizado a 845 °C, templado en aceite a 65°C y revenido a 620°C por 2 h, mostrando una matriz de martensita revenida en su totalidad, atacada con nital 2, 750X<sup>[31]</sup>.

Ambas microestructuras coinciden con las características típicas exhibidas por el acero SAE 4140 en condición de temple en aceite a 65 °C y revenido a 620 °C por 2 h [31], como se muestra en la **Figura 43**. Así mismo el valor de dureza Rockwell C típico para un acero 4140 con temple en aceite y revenido entre 650 y 540 °C es de 25 a 35 HRc [35], por lo que la dureza obtenida es consistente con esto. Se considera entonces que las temperaturas dentro del proceso, no alteraron significativamente la microestructura original de la varilla.



### Anexo D

# <u>Caracterización</u> estructural de los ejes <u>de patineta</u>

En este anexo, se presenta el resultado de la caracterización de las estructuras de los ejes de patineta a escala microscópica y macroscópica, esta se comparó utilizando patrones preparados por la AFS (American Foundry Society o Sociedad Americana de Fundidores) de modificación del silicio eutéctico y refinación del tamaño de grano. La caracterización microestructural se realizó por medio de la observación con microscopio metalográfico de platina invertida utilizando un aumento de 400X. Mientras que para la caracterización macroestructural o refinación de grano, se utilizó la comparación física de las piezas respecto al patrón a escala 1:1.

Partiendo de la caracterización de la estructura de los ejes fabricados en la colada 1 sin ningún tipo de tratamiento al metal líquido, ni tratamiento térmico posterior. En la **Figura 43**, es posible observar la macroestructura revelada de las secciones gruesa y delgada de la pieza según la **Figura 28**, correspondiente a un tamaño de grano de 9 ASTM, con una longitud promedio de 1 mm y con aproximadamente 79 granos por centímetro cuadrado, según el procedimiento E112 elaborado por la ASTM y preparado por la AFS. Mientras que en la **Figura 44**, se presenta la microestructura de las secciones gruesa y delgada, correspondientes a una condición sin modificación o un grado de modificación de 1, presentando una matriz de aluminio  $\alpha$  con precipitados de silicio eutéctico de morfología alargada en forma de láminas y formados aleatoriamente y sin un tamaño homogéneo.

En las **Figuras 45** y **46**, se muestran las estructuras respectivas a los ejes de patineta producidos con los tratamientos de modificación química del silicio eutéctico y refinación química de grano. En la primera se muestra la macroestructura revelada de las secciones gruesa y delgada de la pieza según la **Figura 28**, mostrando un tamaño aproximado de grano de 12.5 ASTM, considerando según el procedimiento E112 elaborado por la ASTM y preparado por la AFS, que se presentan al menos 530 granos por centímetro cuadrado y longitudes promedio entre grano y grano de 0.4 mm. Por otro lado en la **Figura 46**, se presentan las microestructuras presentan un grado de modificación de 5, contando con una matriz de aluminio  $\alpha$  con precipitados de silicio eutéctico de morfología redondeada y de extensión reducida, sin la presencia de estructuras laminares, y formados solamente en las regiones entre dendritas y con tamaños similares, lo anterior corresponde a la condición de buena modificación.

En las **Figuras 47** y **48**, se muestran las estructuras respectivas a los ejes de patineta producidos con los tratamientos de modificación química del silicio eutéctico, refinación química de grano y tratamiento térmico T6. En donde en la **Figura 47**, es posible observar un patrón del tamaño aproximado de grano respectivo a 12.5 ASTM, considerando que los granos tiene una extensión promedio de 1 mm y una distribución de 530 granos cada centímetro cuadrado, es decir que la refinación química permaneció aún después del tratamiento térmico. Mientras que en la **Figura 48**, se muestra una matriz de aluminio  $\alpha$  con precipitados de silicio de morfología globular y de extensión reducida, formados únicamente en las regiones entre dendritas, y presentando formas y tamaños homogéneos; estos resultan ser enteramente redondeados.





**Figura 44**. Eje de patineta colada 1, comparativo entre el tamaño de grano resultante en los ejes de patineta fabricados sin tratamientos de modificación y refinación (izq.), contra el patrón correspondiente a un tamaño de grano 9 ASTM (der.). a) Sección gruesa b) Sección delgada.



**Figura 45**. Eje de patineta colada 1, comparativo entre las microestructuras reveladas de los ejes de patineta fabricados sin tratamientos de modificación y refinación. Es posible observar precipitados de silicio eutéctico en forma de placas alargadas y con extremos agudos. a) Sección gruesa b) Sección delgada. Atacadas con 0.5 M HF a 400X.



**Figura 46**. Eje de patineta colada 2, comparativo entre el tamaño de grano resultante en los ejes de patineta fabricados con modificación química y refinación química (izq.), contra el patrón correspondiente a un tamaño de grano 12.5 ASTM (der.). a) Sección gruesa b) Sección delgada.



**Figura 47**. Eje de patineta colada 2, comparativo entre las microestructuras reveladas de los ejes de patineta fabricados con tratamientos de modificación y refinación. Es posible observar precipitados de silicio eutéctico de morfología redondeada y poca extensión. a) Sección gruesa b) Sección delgada. Atacadas con 0.5 M HF a 400X.





**Figura 48**. Eje de patineta colada 3, comparativo entre el tamaño de grano resultante en los ejes de patineta fabricados con modificación química, refinación química y tratamiento térmico T6 (izq.), contra el patrón correspondiente a un tamaño de grano 12.5 ASTM (der.). a) Sección gruesa b) Sección delgada.



**Figura 49**. Eje de patineta colada 3, comparativo entre las microestructuras reveladas de los ejes de patineta fabricados con tratamientos de modificación química, refinación química y tratamiento térmico T6. Es posible observar precipitados de silicio eutéctico de morfología globular y compacta. a) Sección gruesa b) Sección delgada. Atacadas con 0.5 M HF a 400X.

