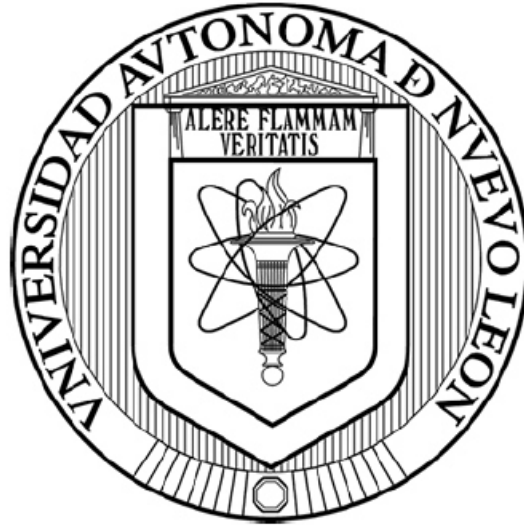


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



TESIS

EVALUACIÓN DE UNA ALEACIÓN SECUNDARIA TIPO 354 EN EL  
DESEMPEÑO DE PROPIEDADES MECÁNICAS A ALTA TEMPERATURA

POR

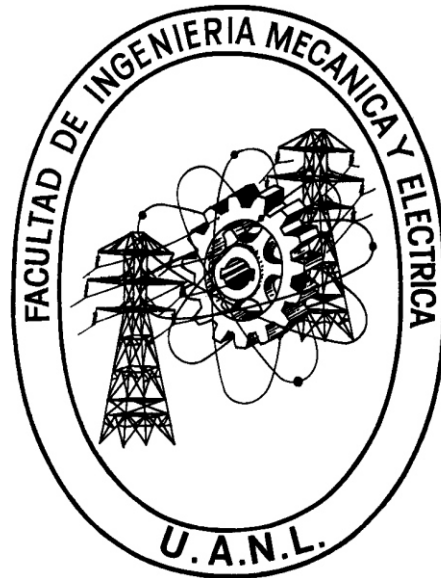
ERIKA ELIZABETH LLANAS VÁZQUEZ

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAestrÍA EN CIENCIAS  
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

JULIO, 2017

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



TESIS

EVALUACIÓN DE UNA ALEACIÓN SECUNDARIA TIPO 354 EN EL  
DESEMPEÑO DE PROPIEDADES MECÁNICAS A ALTA TEMPERATURA

POR

ERIKA ELIZABETH LLANAS VÁZQUEZ

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS  
DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

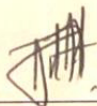
SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO

JULIO, 2017

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
SUBDIRECCION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

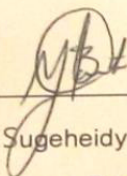
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Evaluación de una Aleación Secundaria tipo 354 en el Desempeño de Propiedades Mecánicas a Alta Temperatura" realizada por la Ing. Erika Elizabeth Llanas Vázquez, con número de matrícula 1426783, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.

El Comité de Tesis



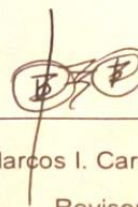
Dr. Jacobo Hernández Sandoval

Director



Dra. Sugeheidy Y. Carranza Bernal

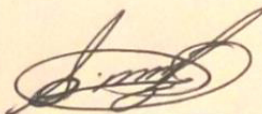
Revisor



M.C. Marcos I. Cardoso Aguirre

Revisor

Vo.Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez

Subdirector de Estudios de Posgrado

## DEDICATORIA

A María Guadalupe Vázquez Rivera y Antonio Llanas Sifuentes por su amor y apoyo incondicional.

La flor que florece en la adversidad es la más rara y hermosa de todas.

Anónimo

## AGRADECIMIENTOS

### **Agradezco a Dios por sus bendiciones.**

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento al Dr. Jacobo Hernández Sandoval asesor de tesis. Así como al Dr. Salvador Valtierra Gallardo, al M.C. Marcos Cardoso Aguirre y a la Dra. Sugeheidy Carranza Bernal, por formar parte del Comité de Tesis, por sus invaluable sugerencias e interés, en la revisión del presente trabajo.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, especialmente al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico para la realización de mis estudios y a los profesores de la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz. A la empresa Nematik y a las maravillosas personas del departamento de Tecnología de Procesos Especialistas en Metal por su amistad y apoyo incondicional.

A mi Familia y a mi novio Joel Castillo por el apoyo moral a lo largo de todos mis proyectos, y a todas las personas que contribuyeron de una forma u otra en la realización de este proyecto.

## RESUMEN

El uso de aleaciones de aluminio en partes donde se requieren condiciones extremas de temperatura se han visto limitadas por su poca resistencia. En esta Investigación se analiza una problemática que presenta una de las aleaciones que potencialmente sería adecuada para resistir mayores temperaturas de operación, idealmente el uso de este tipo de aleaciones de aluminio sería en monobloques o cabezas de motor para diesel. La principal incógnita de esta aleación en particular es: si al variar el porcentaje de ciertos elementos se tiene la capacidad de incrementar la resistencia a altas temperaturas; así como el efecto secundario de generar intermetálicos debido a la capacidad limitada de solución sólida de esta aleación, esto último podría condicionar el beneficio en las propiedades mecánicas. Para esta investigación se fabricaron una serie de moldes de arena en forma de cuña con la finalidad de tener un gradiente de solidificación preferencial de igual forma se realizaron estudios de condiciones de vaciado y con tratamiento térmico T7, y tratamiento de solución y temple. Se realizaron ensayos de tensión de acuerdo a la norma B-557 a temperatura ambiente, a 150°C y a 300°C. Una vez realizados los ensayos se prepararon las probetas para análisis microestructural el cual se realizó mediante microscopía óptica y microscopía óptica de barrido. En los ensayos de tensión se observa que la condición de la aleación 354 en condición de vaciado muestra menores propiedades en comparación a las muestras con un tratamiento térmico T7. El factor de velocidad de solidificación tienen un efecto en los resultados de propiedades mecánicas, esto puede ser debido que, a mayores tiempos de solidificación mayor es la cantidad de segregación de fases intermetálicas. Los parámetros de esfuerzo a la cedencia y esfuerzo ultimo al corte conforme se aumenta la temperatura de ensayo el efecto de la velocidad de solidificación disminuye sin embargo el parámetro de la elongación no se ve afectado por dicha temperatura pues sigue manteniendo una diferencia entre las dos velocidades, para las temperaturas de ensayo de 300°C el efecto del tratamiento térmico queda descartado ya que los resultados son muy similares. Con este estudio se pudo responder que la factibilidad del uso de materiales secundarios para la fabricación de la aleación 354 con adiciones de Zr se puede alcanzar a obtener propiedades mecánicas de alto desempeño, haciendo la aleación potencialmente implementada.

## TABLA DE CONTENIDO

<b>RESUMEN.....</b>	<b>i</b>
<b>TABLA DE CONTENIDO.....</b>	<b>ii</b>
<b>CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN.....</b>	<b>1</b>
1.1 Introducción.....	2
1.2 Objetivos.....	5
<b>CAPITULO 2 REVISIÓN DE LA LITERATURA.....</b>	<b>6</b>
2.1 Introducción.....	7
2.2 Aleaciones para la Fundición.....	7
2.3 Reciclado y Aleaciones de Aluminio Fundido.....	12
2.4 Influencia de los Elementos de Aleación.....	13
2.5 Aleación 354.....	15
2.6 Mecanismos de Solidificación.....	16
2.7 Nucleación.....	17
2.8 Crecimiento.....	17
2.9 Espaciamiento Dendrítico Secundario (DNS).....	19
2.10 Eutéctico.....	21
2.11 Solidificación en Aleaciones Aluminio-Silicio.....	22
2.12 Compuestos Intermetálicos.....	22
2.13 Refinamiento de Grano.....	24
2.14 Efecto de Zr y Ni en la Aleación.....	26
2.15 Tratamiento Térmico de las Aleaciones de Aluminio.....	30
2.15.1 Tratamiento Térmico de Solución.....	31
2.15.2 Temple.....	31
2.15.3 Endurecimiento por Envejecido.....	31

2.16 Tipos de tratamiento Térmico de Solución.....	32
2.17 Envejecimiento Artificial.....	32
<b>CAPITULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>36</b>
3.1 Introducción.....	37
3.2 Moldeo.....	38
3.3 Análisis Térmico.....	40
3.4 Vaciado.....	42
3.5 Corte.....	45
3.6 Tratamiento Térmico.....	45
3.7 Pruebas Mecánicas.....	46
3.8 Ensayos de Tensión.....	47
3.9 Microscopía Óptica.....	47
3.10 Microscopía Electrónica de Barrido.....	48
<b>CAPITULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>	<b>49</b>
4.1 Introducción.....	50
4.2 Análisis Térmico.....	51
4.3 Microscopía Óptica.....	55
4.4 Resultados de Tensión a Temperatura Ambiente.....	57
4.5 Resultados de Tensión a Alta Temperatura.....	59
4.6 Microscopía Electrónica de Barrido.....	62
<b>CAPITULO 5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....</b>	<b>68</b>
5.1 Conclusiones.....	69
5.2 Recomendaciones.....	70
<b>REFERENCIAS.....</b>	<b>71</b>



# **CAPITULO 1**

## **INTRODUCCION**

# CAPITULO 1

## INTRODUCCIÓN

### 1.1 INTRODUCCION

El objetivo de numerosos proyectos de investigación ha sido lograr un alto rendimiento, junto con una eficiencia sobresaliente a alta temperatura de las aleaciones designadas. Varias compañías automotrices expresaron su interés en la exploración de las mejoras relacionadas con el rendimiento a alta temperatura, en este caso específico, los que preservan las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio fundido de 200°C a 300°C

En la actualidad la producción de partes de aluminio siguen aumentando en la industria automotriz, pero existe una problemática: las aleaciones de aluminio son poco resistentes a temperaturas elevadas. Por esta razón el uso de aleaciones de aluminio en partes donde se requieren condiciones extremas de temperatura se han visto limitadas. En esta Investigación se analiza una problemática que presenta una de las aleaciones que potencialmente sería adecuada, para resistir mayores temperaturas de operación, un caso de este tipo sería en el uso de aleaciones de aluminio en monobloques o cabezas de motor para diesel. La principal incógnita de esta aleación en particular es, si variamos el porcentaje de ciertos elementos tienen la capacidad de incrementar, en la aleación la resistencia a altas temperaturas; así como el efecto secundario de generar intermetálicos por la capacidad limitada de solución sólida de esta aleación, pueda condicionar un beneficio en su efecto en las propiedades mecánicas. Los resultados generados se analizaron después de hacer una variación de temperaturas en los ensayos mecánicos con el fin de ver el efecto de las fases de Zr presentes

En 1907, Wilm descubre que ciertas aleaciones de aluminio con cobre y magnesio eran sensibles al tratamiento térmico a temperaturas del orden de 500°C, seguido por un templado en agua fría y envejecido a temperatura ambiente por unos

cuantos días, obteniendo así un aumento significativo de la dureza y las propiedades mecánicas.

Este es el punto de partida para la incursión de las aleaciones de aluminio en la fabricación de estructuras y piezas de aviones y, en los últimos 20 años, en la industria automotriz, sustituyendo a las aleaciones de hierro en componentes desde estructurales hasta cabezas y monobloques en los motores.

Uno de los principales retos de la industria nacional, principalmente del sector automotriz es el de reducir los gases contaminantes provenientes de la operación de los motores de combustión interna. Un gran esfuerzo se está realizando para hacer los automóviles más eficientes. Esto incluye, reducir el peso de los automóviles y diseñar motores más eficientes energéticamente. Para lograr esto, se están desarrollando cada día nuevos materiales o se están mejorando los existentes. Así tenemos aceros de mayor resistencia para utilizar elementos estructurales de menor peso. Utilización de aleaciones de aluminio en partes estructurales, suspensión y del motor como son el monoblock y la cabeza.

Como se analizará más adelante en este trabajo, las adiciones de Zr y Zr + Ni aumentan las propiedades de tracción de alta temperatura, en particular para la aleación que contiene 0,2% en peso de Zr + 0,2% en peso de Ni, que presenta un aumento de más del 30% en las propiedades de tracción a 300°C en comparación con la base 354 aleación las mejores propiedades de tracción de alta temperatura se muestran por la aleación que contiene 0,2% en peso de Zr + 0,2% en peso de Ni en el estado bruto de colada.

Con estos datos ya tenemos una amplia gama de caminos que podemos tomar para obtener mejores resultados y estandarizarlo, como:

-Modificar un poco las concentraciones de Zr, y Ni, así como tiempos y temperaturas que influyan en tratamientos térmicos, enfriamientos, etc.; acercándonos más a tener motores de combustión interna con mucho menor impacto ambiental, para beneficio de nuestro planeta y de toda la humanidad.

En la actualidad la producción de partes de aluminio siguen aumentando en la industria automotriz, pero existe una problemática: las aleaciones de aluminio son poco resistentes a temperaturas elevadas. Por esta razón el uso de aleaciones de aluminio en partes donde se requieren condiciones extremas de temperatura se han visto limitadas. En esta Investigación se analiza una problemática que presenta una de las aleaciones que potencialmente sería adecuada, para resistir mayores temperaturas de operación, un caso de este tipo sería en el uso de aleaciones de aluminio en monobloques o cabezas de motor para diesel. La principal incógnita de esta aleación en particular es, si variamos el porcentaje de ciertos elementos tienen la capacidad de incrementar, en la aleación la resistencia a altas temperaturas; así como el efecto secundario de generar intermetálicos por la capacidad limitada de solución sólida de esta aleación, pueda condicionar un beneficio en su efecto en las propiedades mecánicas. Los resultados generados se analizaron después de hacer una variación de temperaturas en los ensayos mecánicos con el fin de ver el efecto de las fases de Zr presentes.

Insuficientes estudios se han llevado a cabo hasta la fecha en relación con el rendimiento mecánico de la aleación 354 a temperatura ambiente y a altas temperaturas; ni ha habido mucha investigación efectiva respecto a los efectos que pequeñas adiciones de elementos o dispersoides tienden a tener sobre las propiedades mecánicas de esta aleación, de nuevo ya sea a temperatura ambiente o a temperaturas elevadas.

## **1.2 OBJETIVOS**

### **OBJETIVO GENERAL**

El principal objetivo es determinar los parámetros de Tratamiento Térmico, para lograr el mejor desarrollo de propiedades mecánicas a alta temperatura.

### **OBJETIVOS PARTICULARES**

(I) Determinar temperaturas de vaciado de una aleación secundaria tipo 354 con Zr, Ni que nos permitan la formación de un precipitado estable Al<sub>3</sub>Zr.

(II) Determinar los Parámetros de Tratamiento térmico, que nos permitan obtener propiedades mecánicas superiores a las condiciones de vaciado.

(III) Comparar propiedades mecánicas obtenidas a temperatura ambiente (25°C) y Alta temperatura (250°C).

### **HIPÓTESIS**

Con el uso de aleaciones secundarias es posible obtener propiedades de alto desempeño.

**CAPÍTULO 2**  
**REVISION DE LITERATURA**

# **CAPÍTULO 2**

## **REVISION DE LITERATURA**

### **2.1 INTRODUCCION**

La investigación tiene la intención de examinar los efectos de adiciones de Zr-Ni sobre las propiedades mecánicas relevantes a temperatura ambiente así como a altas temperaturas.

Las siguientes secciones se refieren a la investigación bibliográfica relacionada con los temas tratados en este trabajo. Los temas tratados incluyen (i) aleaciones para la fundición; así como la influencia de los elementos de aleación; (ii) mecanismos de solidificación; (iii) tratamiento térmico; (iv) compuestos intermetálicos; y (v) los efectos del níquel y el zirconio sobre las aleaciones de aluminio.

### **2.2 ALEACIONES PARA FUNDICIÓN**

Uno de los principales retos de la industria nacional, principalmente del sector automotriz es el de reducir los gases contaminantes provenientes de la operación de los motores de combustión interna. Un gran esfuerzo se está realizando para hacer los automóviles más eficientes. Esto incluye, reducir el peso de los automóviles y diseñar motores más eficientes energéticamente. Para lograr esto, se están desarrollando cada día nuevos materiales o se están mejorando los existentes. Así tenemos aceros de mayor resistencia para utilizar elementos estructurales de menor peso. Utilización de aleaciones de aluminio en partes estructurales, suspensión y del motor como son el monoblock y la cabeza.

Las aleaciones de aluminio fundido son un importante grupo de materiales que encuentran una amplia aplicación en la industria del automóvil. Los esfuerzos de

investigación actuales en esta industria, basados en el uso continuado de combustibles tradicionales como el petróleo o la gasolina, se centran en la reducción del consumo de combustible y la disminución de las emisiones de combustibles fósiles. Reducción del consumo de combustible y, en consecuencia, las emisiones más bajas se puede lograr ya sea mejorando significativamente la eficiencia del motor de un coche o por lograr una importante reducción en el peso total del coche. Mientras que una cierta mejora en la eficiencia del motor del coche se puede lograr mediante la aplicación de materiales y conceptos avanzados, esto puede ser inaceptable desde un punto de vista económico. Una reducción en el peso de los componentes clave del motor junto con temperaturas de servicio más altas parece permitir un funcionamiento más eficiente que hasta ahora.

Este es el punto de partida para la incursión de las aleaciones de aluminio en la fabricación de estructuras y piezas de aeroplanos y, en los últimos 20 años, en la industria automotriz, sustituyendo a las aleaciones de hierro en componentes desde estructurales hasta cabezas y monobloques en los motores.

**Tabla 2.1** Propiedades físicas del aluminio puro.<sup>[2]</sup>

Propiedad	Valor
Color-Luz reflejada	Blanco plateado
Estructura cristalográfica	Cubo centrado en las caras
Constante reticular a 25°C	0.40414 nm
Plano de deslizamiento	{111}
Densidad a 20°C	2.699 g/cm <sup>3</sup>
Cambio de volumen en la solidificación	6.7%
Contracción por vaciado (lineal)	1.7-1.8%
Temperatura de fusión	660.2 °C
Conductividad Térmica a 100 °C	213 W/mK
Conductividad Eléctrica a 20°C	65.5% IACS



Las aleaciones para fundición se encuentran estandarizadas por diferentes organismos<sup>[3]</sup>. En los Estados Unidos de América, las aleaciones de aluminio se agrupan de acuerdo a los límites de composición registrados por “The Aluminium Association”. Las agencias gubernamentales (militares, federales y otras) tienen sus propias especificaciones, de igual forma lo hacen las sociedades técnicas como “The American Society for Testing and Materials (ASTM)” y “The Society of Automotive Engineers (SAE)”.

En términos de composición química, “The Aluminium Association” presenta los grupos de aleación de la siguiente manera:

- 1xx.x (99.0% de aluminio mínimo) Generalmente estas aleaciones tienen composiciones controladas que no llevan aleantes, con purzas del 99.00% de Al o más. Tienen muchas aplicaciones, especialmente en el campo químico y eléctrico en las que destaca especialmente los rotores de motores eléctricos. En general esta aleación es usada donde se requiera conductividad eléctrica, aleaciones usadas para estas aplicaciones incluyen la 100.0 y 170.0 <sup>[4]</sup>.
- 2xx.x (Al-Cu) Esta aleación tiene contenidos del 4-8% de cobre, con algunas impurezas. Son tratables térmicamente y pueden alcanzar alta resistencia y ductilidad, especialmente si se preparan a partir de un lingote que contenga menos de 0.15 % de hierro. El principal atributo de las aleaciones altas en cobre (7 a 8%) es su insensibilidad a las impurezas. Esta aleación es utilizada donde se requiera esfuerzo a la cedencia y elongación moderada. Las aplicaciones de esta aleación incluyen: cabezas automotrices, pistones, engranes, carcasas de bombas. Las aleaciones usadas son la 201.0, A201.0, A206.0, 208.0 222.0, etc. <sup>[4]</sup>.
- 3xx.x (Al-Si-Mg), (Si-Cu) o (Si-Mg-Cu) De este tipo de aleaciones, las más ampliamente utilizadas son las que contiene silicio y cobre <sup>[3]</sup>. En estas aleaciones el cobre proporciona resistencia y el silicio facilita el vaciado, reduciendo defectos en el material al ir solidificando; por lo tanto, las aleaciones con contenidos altos de silicio se utilizan para producir piezas de

formas intrincadas. Las aleaciones con contenidos de cobre son tratables térmicamente, aunque normalmente estos tratamientos se realizan cuando la aleación contiene también magnesio, el cual incrementa la respuesta al tratamiento. Las aleaciones de alto silicio (mayor al 10%) presentan baja expansión térmica y presentan algunas ventajas en operaciones a altas temperaturas. Cuando el contenido de silicio excede del 12 ó 13% (puede ser tan alto como el 22%), se presentan cristales primarios de silicio y si se encuentran apropiadamente distribuidos, imparten excelente resistencia al desgaste <sup>[5]</sup>. En general este tipo de aleaciones presentan buena fluidez, resistencia a grietas en caliente, buena soldabilidad, bajos rechupes por solidificación, resistencia a corrosión y resistencia mecánica moderada. Dentro de las aplicaciones están las aplicaciones ornamentales, reflectoras, partes de suspensión, pistones y principalmente monobloques y cabezas automotrices. Las aleaciones más comunes son las siguientes: 308.0, 319.0, A319.0, B319.0, 320.0, 332.0, 333.0, A333.0, A336.0, 354.0, 356.0 <sup>[4]</sup>.

- 4xx.x (Al-Si) Cuando estas aleaciones no contienen cobre, son utilizadas donde se requiere buena resistencia a la corrosión y buenas características de vaciado. Las aleaciones con menos del 12% de silicio se denominan hipoeutécticas, las cercanas al 12% de silicio son eutécticas y aquellas que sobrepasan el 12% son llamadas hipereutécticas. En caso de que se requiera alta resistencia y dureza, la adición de magnesio provoca que estas aleaciones sean tratables térmicamente. Se han utilizado aleaciones con contenidos de silicio tan bajo como un 2%, pero normalmente este elemento se emplea en porcentajes de entre un 5 y un 13%; la resistencia y ductilidad de estas aleaciones, especialmente aquellas con alto silicio, se mejoran sustancialmente mediante la modificación de la fase eutéctica aluminio-silicio <sup>[6]</sup>. En general este tipo de aleaciones son de uso general, teniendo buenas características para vaciar en grandes cantidades, piezas con partes intrincadas de secciones delgadas. Se presentan buenas propiedades mecánicas además de una excelente resistencia a la corrosión y muy buena

soldabilidad. Las aplicaciones de esta aleación son: utensilios de cocina, aplicaciones marinas, ornamentales, propelas, defensas, etc.<sup>[2]</sup>.

- 5xx.x (Al-Mg) En este tipo de aleaciones el magnesio es el elemento aleante principal; son esencialmente aleaciones binarias de una sola fase con resistencia entre moderada y alta, lo mismo que su tenacidad. La principal ventaja de estas aleaciones es su alta resistencia a la corrosión, especialmente en atmósferas marinas<sup>[6]</sup>, algunas de las aleaciones usadas en ambientes corrosivos son las siguientes: 512.0, 513.0, 514.0 y 535.0<sup>[7]</sup>. Para la alta resistencia a la corrosión se requiere un bajo contenido de impurezas, por lo cual estas aleaciones se deben de preparar con metal de alta calidad. Estas aleaciones son adecuadas para ensamblajes soldados y son frecuentemente utilizadas para acabados arquitectónicos, en la construcción. En general este tipo de aleaciones posee buena maquinabilidad, de apariencia atractiva cuando se anodizan; Pero la baja característica de vaciado y la tendencia del magnesio a oxidarse, aumenta la dificultad de manejo y por lo tanto su costo<sup>[8]</sup>.
- 7xx.x (Al-Zn) Generalmente el contenido de zinc se encuentra en mayor proporción de los elementos aleantes, pero también tiene contenidos de cobre, magnesio, cromo o combinaciones de éstos<sup>[9]</sup>. Este tipo de aleaciones envejecidas en forma natural, alcanza su máxima resistencia a temperatura ambiente después de los 20-30 días de ser vaciadas. En este tipo de aleaciones no es necesario una temperatura demasiado alta de solubilizado y un temple drástico para obtener propiedades óptimas, sin embargo puede ocurrir micro-segregación de las fases Mg-Zn, lo cual se contrapone a la regla de que a mayor rapidez de solidificación se obtienen mayores propiedades en la condición de vaciado<sup>[6]</sup>. En la condición de vaciado estas aleaciones presentan propiedades en tensión entre moderadas y buenas. Con tratamiento de recocido se obtiene buena estabilidad dimensional de la pieza de trabajo; poseen buena maquinabilidad, buena resistencia a la corrosión generalizada<sup>[10]</sup>, pero no son recomendables para servicio a altas temperaturas porque se provoca un sobre-envejecimiento, el cual causa

ablandamiento<sup>[11]</sup>. Entre las aleaciones comerciales se encuentran las siguientes: 710.0, 711.0, 712.0, 771.0 y 772.0<sup>[4]</sup>.

- 8xx.x (Al-Sn) Este tipo de aleaciones presentan un contenido de estaño de 6%, generalmente se utilizan para la fabricación de bujes y chumaceras, debido a la lubricación impartida por el estaño. Estas aleaciones fueron desarrolladas para satisfacer las demandas de los equipos que requieren bujes, en donde la capacidad de carga, la resistencia a la fatiga y la resistencia a la corrosión sea alta (corrosión provocada por los aceites lubricantes en motores de combustión interna). Los bujes fabricados con estas aleaciones son superiores en lo general a los construidos con la mayoría de los aceros. Las aleaciones más usadas son las siguientes 850.0, 851.0, 852.0, 853.0<sup>[4]</sup>.

## **CAPÍTULO 2.3 RECICLADO Y ALEACIONES DE ALUMINIO FUNDIDO**

El aluminio es el elemento metálico más abundante que se encuentra en la corteza de la tierra y, después del oxígeno y silicio, que es el tercero más abundante de todos los elementos. Debido a que el aluminio tiene el número atómico 13 con tres electrones en su capa externa, tiene una fuerte afinidad para la unión con otros elementos, en particular el oxígeno para formar óxidos estables, tales como  $Al_2O_3$ , y silicatos, tales como  $Al_2SiO_5$ . Esta tendencia es una de las razones por las que no se encuentra en su forma metálica pura en la naturaleza, pero en el material arcilloso rico en óxido de aluminio, por lo general en forma de bauxita. Depósitos de bauxita se encuentran en todo el mundo y se han utilizado como fuente primaria para el metal de aluminio. La extraordinaria cantidad de energía necesaria para producir aluminio de la bauxita hace reciclar este metal de gran importancia en la vida cotidiana de la sociedad moderna. Se estima que para producir una masa dada de aluminio a partir de chatarra reciclada requiere sólo 5% de la energía necesaria para producir la misma masa de mineral virgen <sup>[12]</sup> de metal reciclado es un sustituto perfecto cerca para el metal primario dado que las

propiedades de metales, es decir, la ductilidad y la conductividad, no se pierden cuando se utiliza el metal y, a continuación, en última instancia desechado.<sup>[12-17]</sup>

El uso de aleaciones de fundición de aluminio en el mercado de la automoción como un sustituto para componentes de hierro, la densidad de aluminio siendo casi un tercio de la de hierro, se pone en efecto principalmente para reducir el peso total de los vehículos fabricados. Un vehículo de motor más ligero conduce a la reducción de las emisiones de escape, así como a la mejora de las características de choque mediante la reducción de la cantidad de energía cinética que se trate; También, esta mejora se puede observar debido a que ciertos metales ligeros son capaces de realizar mejor que el acero en términos de absorción de energía a través de la deformación plástica en el caso de un accidente.<sup>[18-21]</sup>

## **CAPÍTULO 2.4 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN.**

Dependiendo de la pureza del metal base, las aleaciones Al-Si contienen cantidades variantes de elementos de impureza como hierro, manganeso, cobre y zinc. El cobre y magnesio son también añadidos como elementos de aleación para incrementar la resistencia y dureza de las piezas vaciadas. Las impurezas y los elementos de aleación particularmente van dentro de la solución sólida en la matriz y particularmente forma partículas intermetálicas durante el proceso de solidificación.<sup>[22]</sup>

Los elementos de aleación tienen diferentes efectos en las aleaciones de aluminio, a continuación se presentan los elementos que comúnmente se encuentran en el sistema aluminio-silicio y el efecto que provoca.<sup>[22]</sup>

El silicio se añade principalmente para mejorar la fluidez del metal y la resistencia a la corrosión, además aumenta la resistencia mecánica, la resistencia al agrietamiento en caliente y la resistencia al desgaste. También disminuye la expansión térmica y la maquinabilidad. El silicio es perjudicial para la capacidad de maquinado, la ductilidad y la facilidad de trabajo de las aleaciones de fundición.<sup>[22]</sup>

El magnesio hace que la aleación sea tratable térmicamente y aumenta la resistencia mecánica (dureza). Además el magnesio tiende a formar escoria y óxidos y disminuye la fluidez, mejora la resistencia a la corrosión y se puede endurecer por envejecimiento debido a que forma una aleación de magnesio y silicio. Sin embargo, contenidos mayores del 0.3% propician la precipitación de  $Mg_2Si$ , el cual deteriora la resistencia a la tensión. La presencia de éste elemento baja la temperatura eutéctica, lo cual provoca una fusión incipiente de la aleación Al-Cu-Mg-Si.<sup>[22]</sup>

El hierro es uno de los elementos más dañinos ya que da origen a la precipitación de la fase  $Al_5FeSi$ , la cual tiene una morfología de agujas alargadas que presentan una alta dureza y producen fragilidad, además poseen una baja adhesión con la matriz. Con contenidos mayores del 0.7% de hierro, las agujas o placas de hierro no se multiplican, sino crecen longitudinalmente y se vuelven más nocivas. Para contrarrestar dicho efecto se agrega manganeso para formar  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$  que es un precipitado más compacto y menos dañino. El hierro también reacciona para formar fases insolubles en el las aleaciones de aluminio, las mas comunes son:  $FeAl_3$ ,  $FeMnAl_6$ , y  $\alpha AlFeSi$ .<sup>[22]</sup>

El cobre se caracteriza por aumentar la resistencia mecánica, dureza y la maquinabilidad, además hace a la aleación tratable térmicamente formando un sistema de aleación que puede endurecerse por envejecimiento. Aunque el cobre reduce la contracción, la fluidez, el agrietamiento en caliente y la resistencia a la corrosión, sus efectos dañinos se minimizan por medio de un tratamiento apropiado de solución y precipitación. Contenidos de 4 a 6% de cobre responden mejor al tratamiento mecánico.<sup>[22]</sup>

El manganeso disminuye el efecto del hierro con la formación de la fase  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ , que presenta una morfología compacta tipo estructura china e impide al Fe formar la fase  $Al_5FeSi$ , mejorando así la resistencia mecánica y la ductilidad de la aleación. Sin embargo, el manganeso es considerado como una impureza para fundiciones y es controlado a niveles bajos.<sup>[22]</sup>

El zinc se utiliza junto con el magnesio para producir una buena resistencia al impacto. También ayuda a la maquinabilidad de las aleaciones con cobre y mejora

la estabilidad dimensional. El zinc es considerado como una impureza, se encuentra en la matriz en solución sólida o como partículas intermetálicas<sup>[22]</sup>

El titanio se utiliza para refinar el tamaño de grano y mejora las propiedades mecánicas. Se usa con pequeñas cantidades de boro ( $TiB_2$ ) y en concentraciones mayores que las necesarias para refinar el grano para reducir la tendencia al agrietamiento en caliente.<sup>[22]</sup>

El estroncio es utilizado como modificador de la fase eutéctica Al-Si. En contenidos altos puede ocasionar porosidad en la fundición, especialmente en secciones gruesas con solidificación lenta. La eficiencia de la desgasificación es afectada adversamente con altos contenidos de estroncio.<sup>[22]</sup>

## **CAPÍTULO 2.5 ALEACIÓN 354**

Aleaciones de aluminio-silicio-cobre-magnesio tales como las aleaciones 354 muestran una mayor respuesta a un tratamiento térmico como resultado de la presencia tanto de Mg y Cu. Estos tipos de aleación presentan excelentes valores de resistencia y dureza aunque sacrifican algo de ductilidad y resistencia a la corrosión. Mientras que las propiedades en el estado bruto de colada son aceptables para ciertas aplicaciones, las aleaciones suelen ser tratados con calor para las propiedades óptimas. Estas aleaciones se utilizan para una amplia gama de aplicaciones, incluyendo la siguiente lista no exhaustiva: los motores de ventiladores de refrigeración, cárteres, piezas de alta rotación de velocidad (por ejemplo, ventiladores e impulsores), componentes aeroespaciales estructurales, pistones compresores de aire, bombas de combustible, los casos de compresores, engranajes de distribución, balancines, piezas de maquinaria, etc<sup>[23,24]</sup> Las propiedades de tracción y límite elástico de compresión para la aleación 354 se muestran en la **Tabla 2.2**

**Tabla 2.2** Propiedades mecánicas mínimas <sup>[23]</sup> para la fundición de aleación de 354a (T6b) a temperatura ambiente.

UTS (MPa)	Tensile YS (MPa)	Elongation (%)	Compressive YS (MPa)
296	227	2	227

a.- la aleación 354 con una composición química (% en peso): 9,1% de Si, 1,8% Cu, 0,5% de Mg, 0,1% de Mn, 0,2% máximo de Fe y 0,2% de Ti máximo.

b.- T6 es una condición tratada con calor que corresponde a un tratamiento térmico en disolución a 515° a 520 °C durante 8 horas, seguido por enfriamiento rápido en agua caliente (65° a 100°C), y un tratamiento de envejecimiento posterior a 170° a 175°C para 12 a 26 horas.

## **CAPÍTULO 2.6 MECANISMOS DE SOLIDIFICACIÓN**

La solidificación se describe como una transformación de fase en la cual se extrae calor de un líquido, lo que se manifiesta en un cambio morfológico donde la estructura indefinida del material toma una forma y propiedades definidas y estables<sup>[25]</sup>, acompañado además de un cambio en composición local del mismo. Esta transformación de fase, se lleva a cabo por mecanismos de solidificación y crecimiento<sup>[26]</sup>.

En la industria de la fundición de metales es de gran importancia establecer un control de las variables dentro del proceso de solidificación, ya que esto influye directamente sobre la microestructura final de la pieza y, ligado a esto se encuentran las propiedades mecánicas y la capacidad de respuesta a sus tratamientos térmicos<sup>[27]</sup>.



## CAPÍTULO 2.7 NUCLEACIÓN

Cuando el embrión alcanza el tamaño crítico, se encuentra en un valor máximo de energía libre ( $\Delta G_T$ ), en la cual una de dos cosas puede ocurrir: crear un núcleo o redisolverse nuevamente el embrión, lo que depende de cierta forma de un factor probabilístico. Que un embrión o aglomerado de partículas gane o pierda átomos se debe a fluctuaciones térmicas, encontrándose que el fenómeno de nucleación se presenta cuando uno de estos aglomerados gana más átomos de los que pierde<sup>[28]</sup>.

El cambio total de energía libre <sup>[28,29,30,31]</sup> está expresado como:

$$\Delta G_T = V \Delta G_v + A_s \gamma \quad (1.4)$$

donde:

$\Delta G_v$  = Cambio de energía libre volumétrica

$V$  = Volumen del núcleo.

$\gamma$  = Tensión superficial.

$A_s$  = Área superficial del núcleo.

Antes de que suceda la formación de los núcleos, los embriones se presentan como partículas muy pequeñas (del orden de 10 Å de diámetro al considerarlas esféricas); Por lo tanto la relación superficie a volumen será muy grande y, como existe una energía libre asociada con la formación de la superficie del núcleo, esta energía superficial actuará como una barrera para su formación<sup>[28]</sup>.

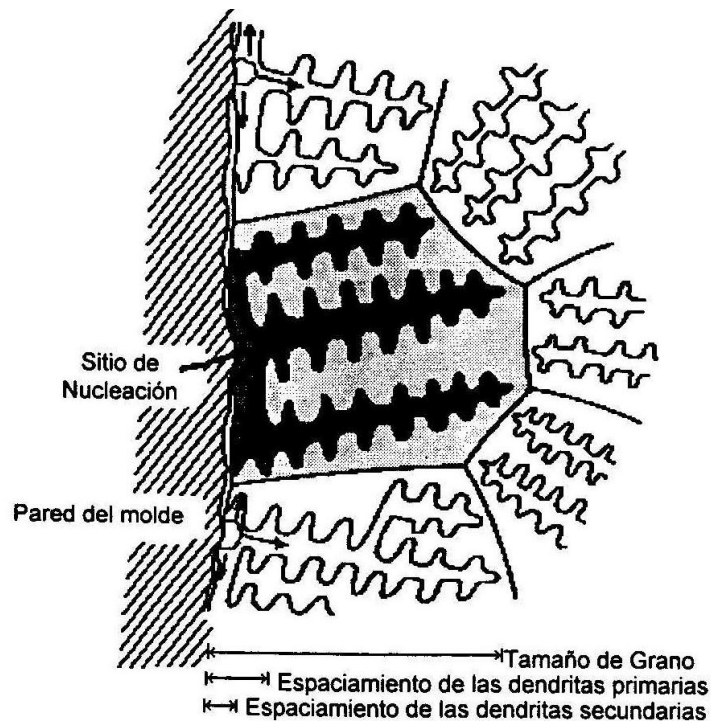
## CAPÍTULO 2.8 CRECIMIENTO

Después de la formación de núcleos de fase sólida, se inicia un proceso de coalescencia, durante el cual se adhieren átomos a la superficie del núcleo, que no

proviene de la solución sólida, para que este incremente su volumen y dicho proceso será limitado por la cinética de adhesión de los átomos a la interfase y la difusión de calor y masa<sup>[27]</sup>.

La dendrita es caracterizada por el espaciamiento de sus brazos primarios (raíz) y secundarios; los brazos ternarios se presentan cerca de las puntas de los brazos anteriores y no se observan con mucha frecuencia.

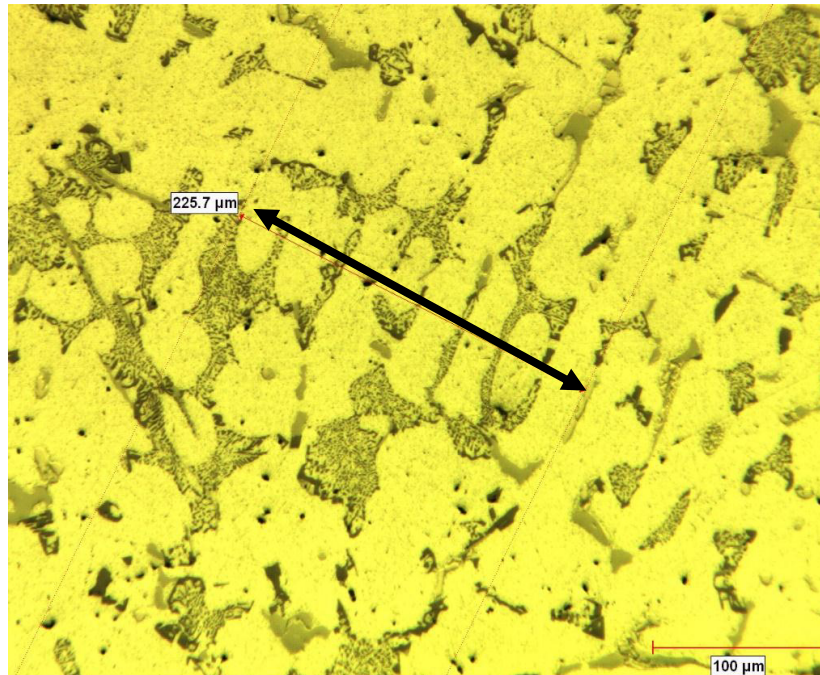
La **Figura 2.1** muestra el crecimiento columnar de las dendritas en la pared de un molde, donde las dendritas crecen en direcciones de largo y ancho y, a su vez, a partir de sus brazos secundarios pueden crecer otros brazos primarios. Se observa que todos los brazos son paralelos, lo que es provocado por alineamientos internos de los planos atómicos. Cuando los brazos crecen juntos en la misma dirección, llegan a formar un cristal único llamado grano y que también se muestra en la **Figura 2.1** sin embargo es necesario aclarar que un grano puede estar formado ya sea por cientos de dendritas, por un solo brazo primario o por un brazo secundario aislado<sup>[32]</sup>.



**Figura 2.1** Ilustración esquemática de la formación de un grano a partir de dendritas<sup>[32]</sup>.

## CAPÍTULO 2.9 ESPACIAMIENTO DENDRÍTICO SECUNDARIO (EDS)

La medición del espaciamiento dendrítico secundario en piezas vaciadas proporciona, en la mayoría de los casos, información más relevante que el tamaño de grano y se ha encontrado que no existe relación alguna entre el tamaño de grano y el EDS<sup>[33]</sup>. Generalmente el EDS es medido en distancias perpendiculares a los brazos dendríticos como se observa en la **Figura 2.2**

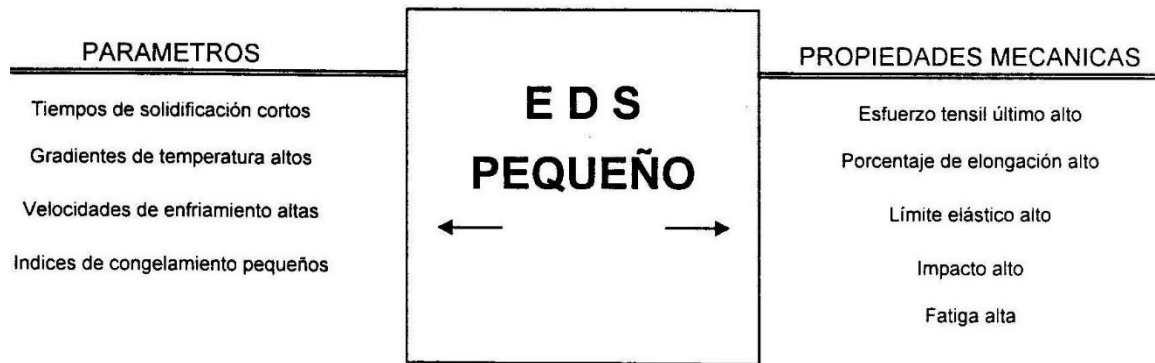


**Figura 2.2** Ilustración de la técnica empleada para la medición del EDS (microestructura de una aleación Al-Si tipo A 319)

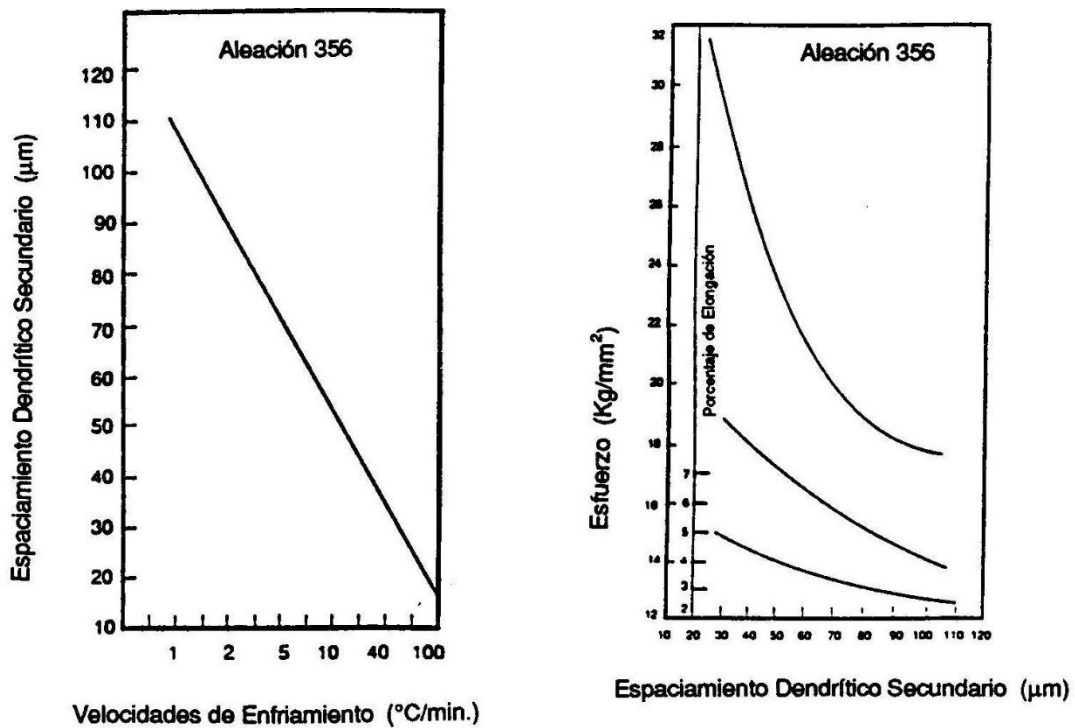
Según estudios realizados por varios investigadores el EDS es usado para evaluar velocidades de solidificación y controlar las propiedades mecánicas [34,35,36,37]. La **Figura 2.3**, muestra la relación entre el EDS y ciertos parámetros y propiedades del material, de acuerdo a las gráficas de la **Figura 2.4**.

De la misma forma, se supone que si las piezas solidificadas con el EDS pequeños presentan mejor respuesta a los tratamientos térmicos y tienen coeficientes de expansión térmica más uniformes, lo cual se debe al incremento

de la homogeneidad del material (microporos e inclusiones metálicas y no metálicas) con EDS menores<sup>[34]</sup>.



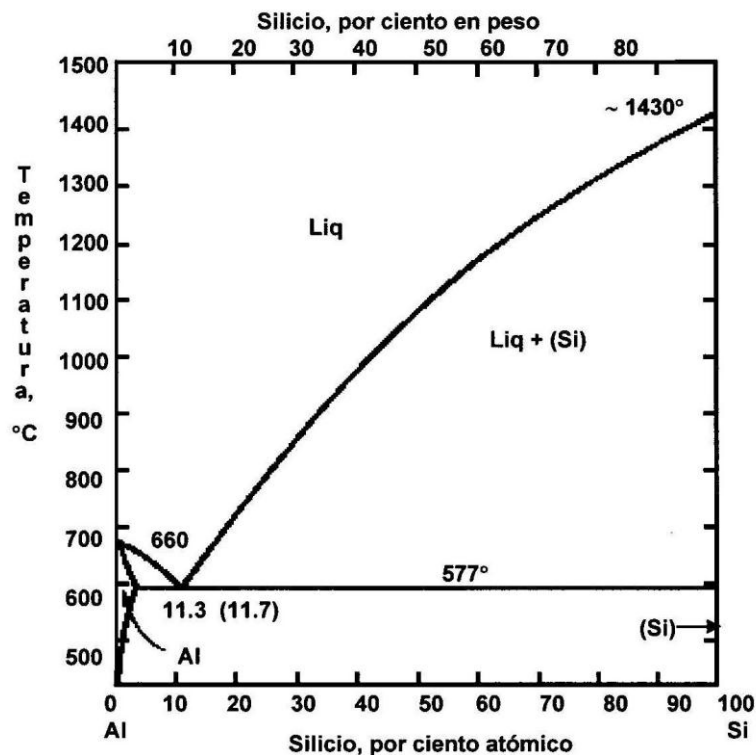
**Figura 2.3** Relación esquemática del EDS con parámetros y otras propiedades del material.



**Figura 2.4** Relación del EDS con parámetros y propiedades del material en forma gráfica, correspondiente a una aleación Al-Si<sup>[35]</sup>.

## CAPÍTULO 2.10 EUTÉCTICO.

La existencia de una reacción eutéctica implica la formación de dos fases sólidas distintas a partir de una fase líquida (liq.  $\rightarrow$  sol  $\alpha$  + sol  $\beta$ ). En el diagrama de equilibrio de la **Figura 2.5**, correspondiente a una aleación aluminio-silicio, se observa que si una aleación de composición situada en la parte rica en aluminio es enfriada, la cristalización iniciará con la formación y crecimiento de dendritas de aluminio, conforme tales dendritas crecen, el porcentaje de silicio en el líquido se incrementará, lo cual sucede hasta que el líquido se encuentre suficientemente saturado de silicio y es entonces cuando éste se encontrará listo para nuclear en una fase rica en silicio, posteriormente ambas fases, de silicio y aluminio crecerán juntas en el líquido. Esto es considerado como un crecimiento cooperativo dado que la mayoría de los átomos de aluminio cristalizan en una fase rica en aluminio, así mismo los átomos de silicio cristalizan en una fase rica en silicio; esta cooperación de crecimiento antes mencionada evita la necesidad de grandes coeficientes de difusión de algunos de los elementos de la aleación [26].



**Figura 2.5** Diagrama de fases eutéctico para una aleación Al-Si<sup>[26]</sup>.

## **CAPÍTULO 2.11    SOLIDIFICACION EN ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO.**

En el proceso de solidificación de este tipo de aleaciones, siempre es importante considerar el contenido de silicio, ya que este mejorara la fluidez de la aleación, reduce los coeficientes de expansión térmica e influye en la conductividad térmica de la aleación según su estructura eutéctica sea modificada o no <sup>[36,38]</sup>.

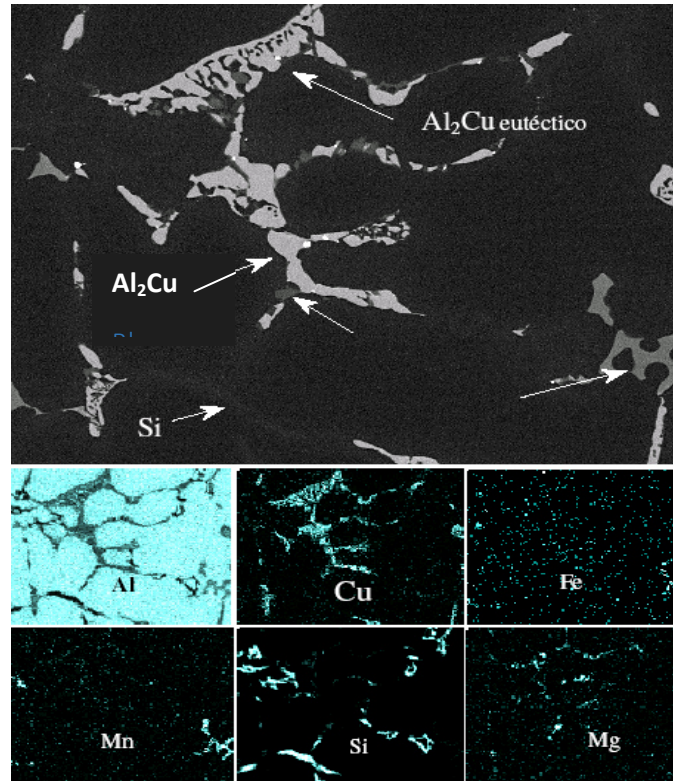
Una de las características mas importantes del proceso de solidificación de estas aleaciones, es la formación del eutéctico a partir de la solución sólida de aluminio con una cantidad de 11.5 a 12% de silicio en la aleación <sup>[38]</sup>. Dependiendo de la cantidad de silicio, estas aleaciones pueden ser hipoeutécticas (5-10% Si), eutécticas (11-13% Si) o hipereutécticas (14-20% Si)<sup>[39]</sup>. Sin embargo, aún desde cantidades de 1% de silicio en estas aleaciones se ha observado la presencia de la fase eutéctica<sup>[40]</sup>.

Durante la solidificación de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas, se destaca la formación de las fases aluminio  $\alpha$  (dendrítica), eutéctico de Al-Si y otros eutécticos secundarios ( $Mg_2SiCu$ )<sup>[39]</sup>, que se observan debido a la presencia de aleantes, tales como magnesio y cobre, los cuales son agregados con el propósito de mejorar ciertas propiedades. Así mismo, en estas aleaciones se observa la presencia de elementos como el hierro, manganeso y zinc, que son considerados como impurezas. Algunos de los elementos antes citados se encuentran en la matriz en solución sólida y otros se encuentran como partículas intermetálicas <sup>[39,41]</sup>.

## **CAPÍTULO 2.12    COMPUESTOS INTERMETALICOS.**

Las aleaciones hipoeutécticas de aluminio silicio del tipo A319 contienen Cu, Fe entre algunos de los elementos de aleación.

Durante el proceso de solidificación, las partículas intermetálicas de cobre precipitan en dos formas diferentes en forma de redes de eutéctico fino ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}$ ) y en forma de polígonos gruesos irregulares o bloques ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ). En la **Figura 2.6** se muestran las dos morfologías típicas de la fase de  $\text{Cu}$ .<sup>[42]</sup> Así como la distribución de los elementos mediante un mapeo de RX por MEB.



**Figura 2.6** Morfología de la fase de  $\text{Al}_2\text{Cu}$  y mapeo de elementos mediante RX en un Microscopio Electrónico de Barrido <sup>[42]</sup>

La forma y la distribución de las fases presentes en la microestructura esta controlada por la concentración de los elementos de aleación y de las impurezas presentes.<sup>[43]</sup>

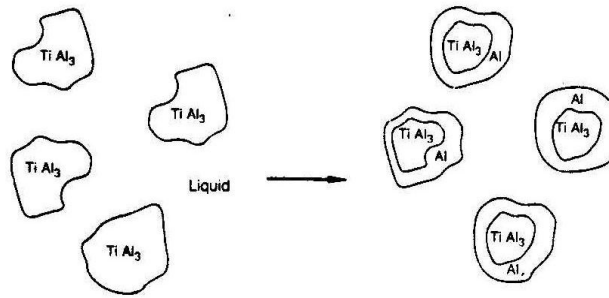
Debido a la presencia de estroncio en la aleación, que se agrega al baño de metal líquido para controlar la morfología del eutéctico de silicio, tiene gran influencia sobre la morfología de los precipitados de cobre.<sup>[11,10]</sup> en la literatura se reporta que cuando el estroncio es añadido en una cantidad mayor a 30 ppm, la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  que predomina en la micro estructura es la que está en forma de bloques.<sup>[11]</sup>

## CAPÍTULO 2.13 REFINAMIENTO DE GRANO

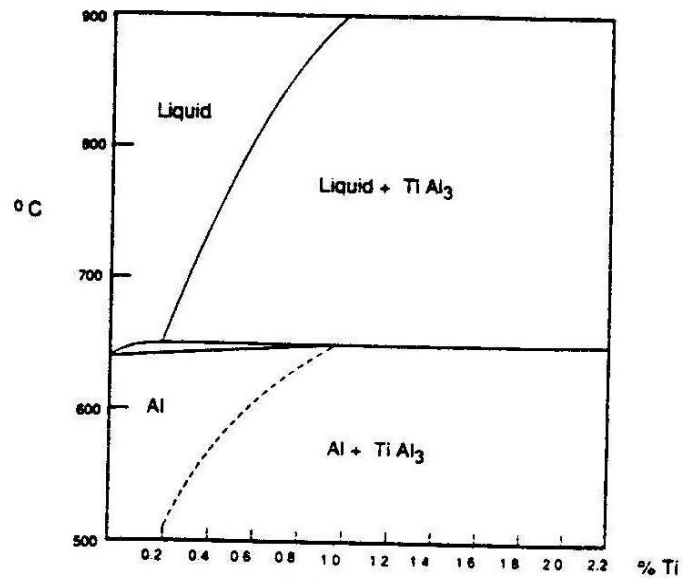
En las piezas vaciadas de aluminio-silicio es importante considerar el tamaño de grano como un indicador de propiedades mecánicas, aunque existen otras características de la pieza que tiene más relevancia sobre las propiedades mecánicas, como son el grado de modificación de la estructura eutéctica y el espaciamiento dendrítico secundario<sup>[39]</sup>.

Las propiedades mecánicas de las piezas serán mejores conforme más pequeño sea el tamaño de grano. Y una de las formas de obtener un tamaño de grano pequeño en estas aleaciones es mediante el uso de agentes nucleantes como el titanio y boro, siendo más común el uso del titanio en contenidos de alrededor de 0.25% en peso, lo cual promueve la precipitación de partículas de  $TiAl_3$  que se forman por una reacción peritética<sup>[44]</sup>. Es a partir de estos compuestos de  $TiAl_3$  de donde inicia el crecimiento del sólido, que posterior mente se convierten en dendritas (**Figura 2.7a**). las partículas de  $TiAl_3$  precipitan en el metal a temperaturas aproximadas a los 665 °C, según la reacción peritética de la **Figura 2.7b**. sin embargo, el mecanismo exacto de formación de núcleos a partir de estos agentes inoculantes es desconocido, por tal razón los refinadores mas conocidos se seleccionaron basándose en prueba y error<sup>[28,32]</sup>. El tamaño de grano se estima en una relación inversa al numero de compuestos de  $TiAl_3$  existentes, el cual depende de la cantidad de titanio en la aleación<sup>[44]</sup>.





(a)



(b)

**Figura 2.7** a) Nucleación debido a una reacción peritética en un sistema Al-Ti, b) Diagrama de fases Al-Ti <sup>[44]</sup>

La presencia de refinadores de grano no influyen en las velocidades de enfriamiento durante la solidificación, por tal motivo, el espaciado dendrítico secundario no se ve afectado por la presencia de refinadores. Por otra parte, la presencia de un sobreenfriamiento considerable facilita el proceso de refinación de grano <sup>[39]</sup>.

La **Figura 2.8** muestra la relación entre el tamaño de grano, estructura eutética y EDS con los agentes modificadores y refinadores y la presencia de temperaturas <sup>[44]</sup>.



**Figura 2.8** Influencia del grado de modificación, refinamiento químico y templeado sobre algunas características de las piezas vaciadas <sup>[44]</sup>.

## CAPÍTULO 2.14 EFECTO DE ZR Y NI EN LA ALEACIÓN

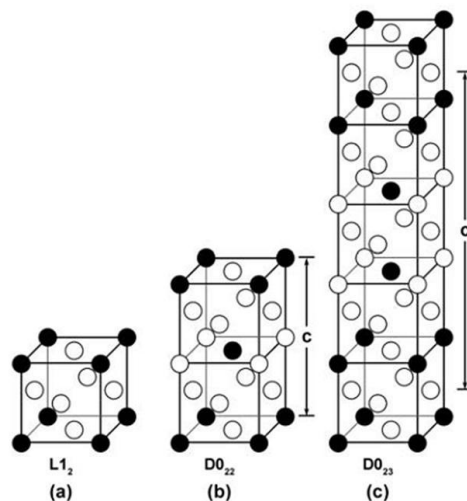
El uso de níquel y zirconio como adiciones para aumentar la resistencia a alta temperatura en las aleaciones de aluminio se basa en la producción de precipitados en forma de  $Al_3Ni$  y  $Al_3Zr$ , respectivamente; tales partículas son más capaces de apoyar hiperenvejecimiento a temperaturas mayores que precipita normalmente presentes en las aleaciones de aluminio de fundición, es decir  $Al_2Cu$  y  $Mg_2Si$ . El grado de consolidación se relaciona con la distribución de partículas en la matriz de aluminio dúctil. La fracción de volumen, el diámetro medio de partícula, y la separación media entre partículas son los parámetros más importantes en la descripción de endurecimiento por precipitación. La presencia de precipitados coherentes tales como  $Al_3Zr$  o  $Al_3Ni$ , que son esencialmente inertes en la matriz, afecta a la resistencia del material directamente porque actúan como puntos de endurecimiento locales en la matriz provocando la inhibición de movimiento de la dislocación. La principal ventaja de los precipitados formados es

su estabilidad a temperaturas elevadas; debido a la baja solubilidad de las partículas de segunda fase finamente dispersas, estas aleaciones pueden resistir sobreenviejamiento y el crecimiento, preservando así sus propiedades mecánicas en mayor medida. [1]

La eficacia de los dispersoides dependerá de su tamaño, espaciamiento y distribución. En las aleaciones fundidas con enfriamiento directo, los elementos de aleación están altamente segregados después de la solidificación. Las partículas de  $Al_3Zr$  precipitan a partir de esta estructura segregada, dando lugar a una distribución no homogénea de los dispersoides que no es óptima para inhibir la recristalización. [45, 46]

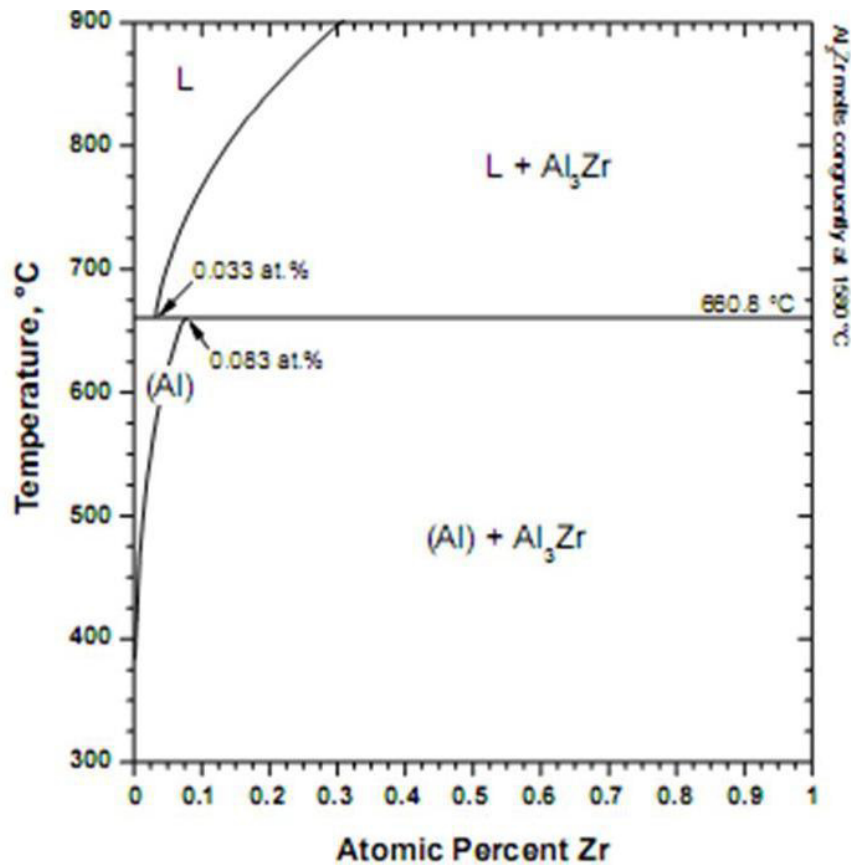
La prueba de tensión, la resistencia a la tracción y el alargamiento al fallo se mejoran mediante la adición de Zr a aleaciones de aluminio fundidas. Debe observarse que, en este caso, existe un efecto de refuerzo aditivo combinado con el refuerzo producido por el proceso de envejecimiento. Tales mejoras en la resistencia y ductilidad conducen a una mejora del índice de calidad del material. [47]

Las adiciones menores de aleaciones de fundición de aluminio de Zr a A319 mejoran la dureza del material. Se cree que esto es un resultado directo de la precipitación de la fase  $Al_3Zr$ , que no sólo induce un aumento en la dureza de la aleación, sino que también aumenta la resistencia al desgaste del material en una extensión apreciable. [48]



**Figura 2.8** (a)  $L1_2$ , (b)  $DO_{22}$ , y (c) estructuras  $DO_{23}$ . [49]

De acuerdo con el diagrama de fases binario Al-Zr mostrado en la **Figura 2.9**, la precipitación dispersoidal sólo puede ser termodinámicamente posible si la concentración de Zr es superior al 0,08% a temperaturas que se aproximan a 500°C. De este modo, se producirá precipitación en los núcleos de dendrita con concentraciones de Zr superiores al 0,15% y continuará hasta que la concentración se reduzca a 0,08% en peso, que es el límite mínimo requerido para la precipitación a, o cerca de, 500°C.

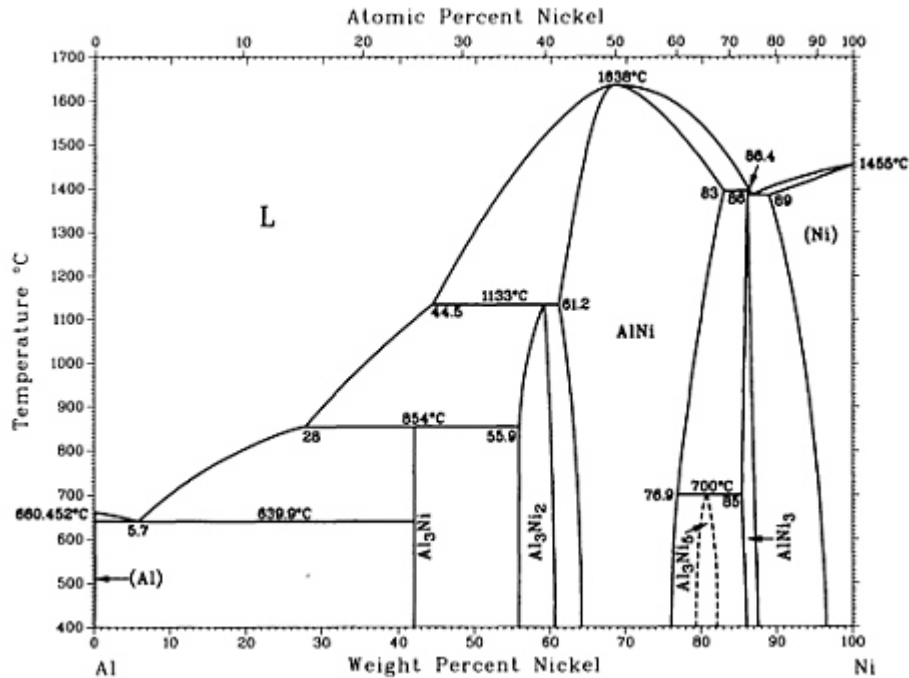


**Figura 2.9** Diagrama de fase binario Al-Zr rico en Al (adaptado de Murray<sup>[50]</sup> con solvente metaestable Al<sub>3</sub>Zr (L1<sub>2</sub>) calculado por Liu et al.<sup>[51, 52]</sup>)

## Efectos del Níquel sobre las aleaciones de aluminio fundido

El aluminio actúa como endurecedor de solución sólida en níquel. La expansión de la red asociada con sobredimensiones de diámetro atómico puede estar relacionada con el endurecimiento observado en aleaciones de base de níquel usando adiciones de Al. La precipitación de  $\gamma'$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , en una alta matriz de níquel proporciona un refuerzo significativo a las aleaciones de base de níquel. Esta fase intermetálica única tiene una estructura cúbica centrada en la cara similar a la de la matriz, y una constante de la red con un desajuste de 1% o menos con la matriz  $\gamma$ . En las aleaciones de base de níquel, el porcentaje de volumen de  $\gamma'$  precipitado es también importante, puesto que la resistencia a altas temperaturas aumenta con la cantidad de la fase presente. Con el fin de retardar el engrosamiento, el diseñador de aleación puede añadir elementos con el fin de aumentar el porcentaje de volumen de  $\gamma'$  que tiene una estructura cúbica centrada en la cara con una forma  $L1_2$  ordenada.<sup>[53]</sup>

Basándose en los detalles discutidos anteriormente existe la posibilidad de que una serie de investigadores hayan estudiado una tendencia similar para utilizar la fase  $\text{Al}_3\text{Ni}$  como un reforzador para aplicaciones de alta temperatura en aleaciones de aluminio en lugar de la fase  $\text{Ni}_3\text{Al}$  en las aleaciones de base de níquel. Ya se ha establecido la capacidad del níquel para mejorar la resistencia de las aleaciones de aluminio forjadas a altas temperaturas. El níquel se utiliza en combinación con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas.<sup>[54]</sup> La solubilidad en sólidos del níquel en aluminio no puede superar el 0,04%. Si esta cantidad es excedida, entonces está presente como un intermetálico insoluble, usualmente en combinación con hierro. El contenido de níquel de hasta el 2% aumenta la resistencia del aluminio de alta pureza pero reduce su ductilidad. Las aleaciones binarias de aluminio y níquel ya no están en uso, pero el níquel se añade a las aleaciones aluminio-cobre y aluminio-silicio para mejorar los parámetros de dureza y resistencia a temperaturas elevadas, así como para reducir el coeficiente de expansión térmica.<sup>[55]</sup>



**Figura 2.10** Diagrama de fase binaria de Al-Ni (de P. Nash et al.90)

## CAPÍTULO 2.15 TRATAMIENTO TÉRMICO DE LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.

El conjunto de prácticas para modificar la estructura y lograr la mejor combinación entre propiedades mecánicas y físicas mediante ciclos de calentamiento y enfriamiento se conoce como tratamientos térmicos. Al realizar tratamientos térmicos generalmente lo que se busca es llegar a una de las siguientes características:<sup>[22]</sup>

1. Incrementar dureza.
2. Incrementar resistencia para lograr mejores propiedades mecánicas.
3. Estabilizar propiedades mecánicas y físicas.
4. Estabilizar dimensionalmente las piezas a tratar.
5. Relevo de esfuerzos.

La particularidad de realizar tratamientos térmicos reside en el aumento de capacidad de solubilización de algunos elementos así como del eutéctico con el aumento de la temperatura. Utilizando variaciones dentro de la solución sólida y controlando la precipitación de algunas fases se pueden modificar las propiedades mecánicas de las aleaciones para obtener una mejor respuesta.<sup>[22]</sup>

### **CAPÍTULO 2.15.1 TRATAMIENTO TÉRMICO DE SOLUCIÓN.**

En el tratamiento térmico de solución básicamente lo que se quiere es llevar la mayor cantidad de elementos a solución sólida y obtener una estructura homogénea y que, posteriormente, estos elementos sirvan de agentes endurecedores durante el proceso de envejecimiento. Adicionalmente se utilizan tiempos de solubilización prolongados para modificar la morfología del silicio y demás microconstituyentes que no se pueden disolver.<sup>[22]</sup>

### **CAPÍTULO 2.15.2 TEMPLE.**

La etapa de solubilización finaliza con un temple que busca retener la mayor cantidad de elementos en solución sólida que luego servirán en el proceso de endurecimiento por envejecimiento. Conforme disminuye la temperatura se disminuye la capacidad de solución en la matriz por lo que este proceso se realiza de una manera acelerada usualmente hasta llegar a una temperatura alrededor de los 90° C.<sup>[22]</sup>

### **CAPÍTULO 2.15.3 ENDURECIMIENTO POR ENVEJECIDO.**

Después de solubilizar a alta temperatura la mayor cantidad de microconstituyentes, al mantener la aleación a una temperatura lo suficientemente alta y enfriar rápidamente. El exceso de microconstituyentes tenderá a precipitar en función del tiempo proporcionando y producirá endurecimiento. A temperatura ambiente este proceso se da de una manera muy lenta, llamado envejecimiento

natural, por lo que es necesario aumentar la cinética de precipitación sometiendo la aleación a una temperatura más alta, llamado envejecimiento artificial. [22]

## **CAPÍTULO 2.16 TIPOS DE TRATAMIENTOS TÉRMICOS DE SOLUCIÓN.**

La combinación de ciclos de calentamiento a temperaturas de solubilización, tiempos y temperaturas de envejecido aplicado a las aleaciones de aluminio da una serie de variaciones que difieren de las condiciones F, tal y como se fabricó, O, de recocido y H de endurecimiento por deformación. A continuación se describen las más importantes:

T4. Tratamiento de solución y envejecimiento natural hasta una condición de estabilidad.

T6. Tratamiento de solución y envejecimiento artificial, las aleaciones sometidas a este tratamiento mejoran su resistencia y ductilidad. La temperatura a la que se realiza el envejecido es entre 140-160 ° C durante 3 a 5 h.

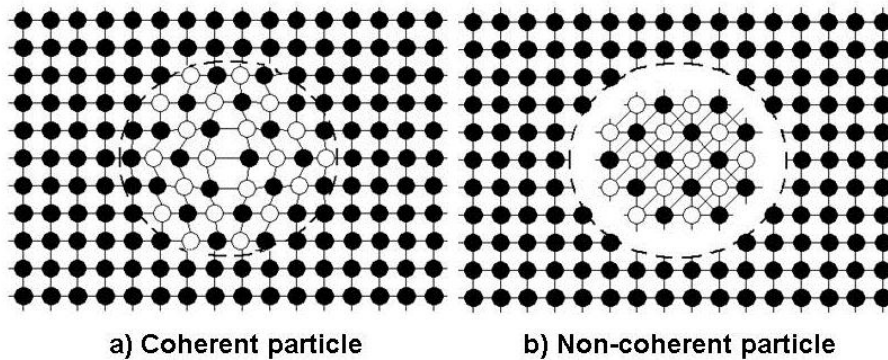
T7. Tratamiento térmico de solubilización y sobre-envejecido artificial hasta una condición de estabilidad. Este tratamiento mejora la ductilidad y la estabilidad térmica y dimensional. La temperatura de envejecido es de entre 190 a 225 ° C durante 4 a 6h.[22]

## **CAPÍTULO 2.15 ENVEJECIMIENTO ARTIFICIAL**

En términos generales, los resultados de endurecimiento por precipitación desde el desarrollo de partículas (en tamaño, forma y distribución) de una nueva fase dentro de las matrices metálicas. En el caso de las aleaciones de aluminio endurecibles, el endurecimiento por precipitación se relaciona con la naturaleza de estos precipitados y la forma en la que se encuentran dentro de la matriz de la aleación, ya que puede ser coherente o no coherente con la propia matriz. La diferencia entre un precipitado coherente y un precipitado no coherente es

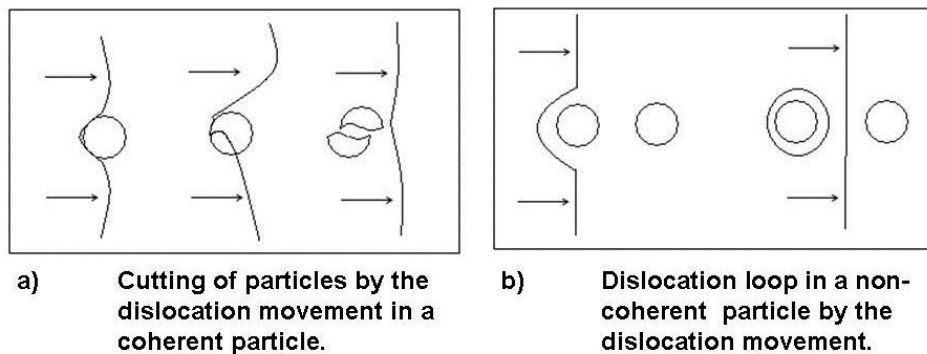


principalmente la correspondencia presentada en la interfaz entre la matriz y precipitados, como se muestra en la **Figura 2.11**, donde el precipitado coherente tiene una relación continua con la matriz en su estructura cristalina y su disposición atómica <sup>[56]</sup>



**Figura 2.11** Diagrama esquemático que muestra: a) de partículas coherentes con la matriz, y b) partículas no coherente dentro de la matriz.

La **Figura 2.12** muestra las diferentes interacciones entre dislocaciones y precipitados en función de si son o no coherente o no coherente. Los precipitados coherentes aumentan la resistencia de la aleación mediante la distorsión de la red cristalina y la creación de resistencia al movimiento de dislocación. El mecanismo de la interacción entre la dislocación y precipitados que explicaría el comportamiento mecánico mostró por algunos metales, como en el caso de aleaciones de aluminio reforzadas, donde las **Figuras 2.13 y 2.14** representan el comportamiento de resistencia que depende del nivel de coherencia de tales precipitados dentro de la matriz.



**Figura 2.12** Diagramas esquemáticos que muestran el proceso de dislocación Orowan de interacción entre dislocaciones y precipitados.

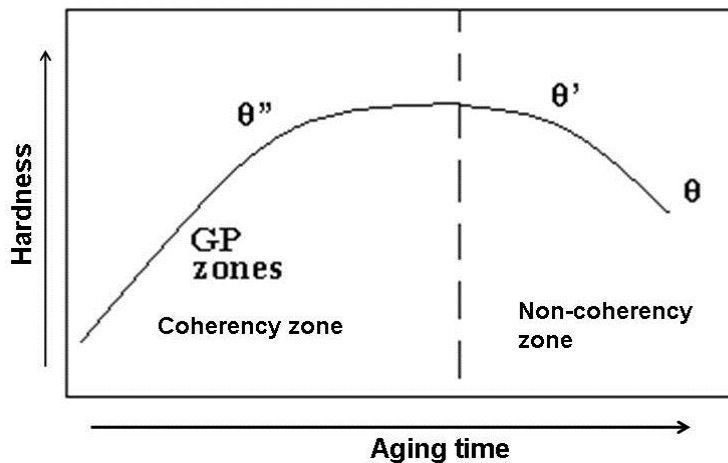
Para las aleaciones de fundición de aluminio, cobre y magnesio son los principales elementos de aleación que proporcionan fuerza a través de envejecimiento natural o artificial.

Las secuencias de aceptación general de la precipitación en aleaciones Al-Cu-Mg son<sup>[57,58]</sup>

$\alpha_{ss} \rightarrow \text{zonas GP} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta\text{-Al}_2\text{Cu}$

$\alpha_{ss} \rightarrow \text{zonas GPB} \rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S\text{-Al}_2\text{CuMg}$

donde las zonas GP son las zonas Guinier-Preston,  $\theta''$  y  $\theta'$  son las fases metaestables  $\text{Al}_2\text{Cu}$ ,  $\theta$  es la fase de equilibrio  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , zonas GPB son el Cu / Mg zonas Guinier-Preston-Bagariatsky,  $S'$  y  $S''$  son las fases metaestables  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , y  $S$  es la fase de equilibrio  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ .

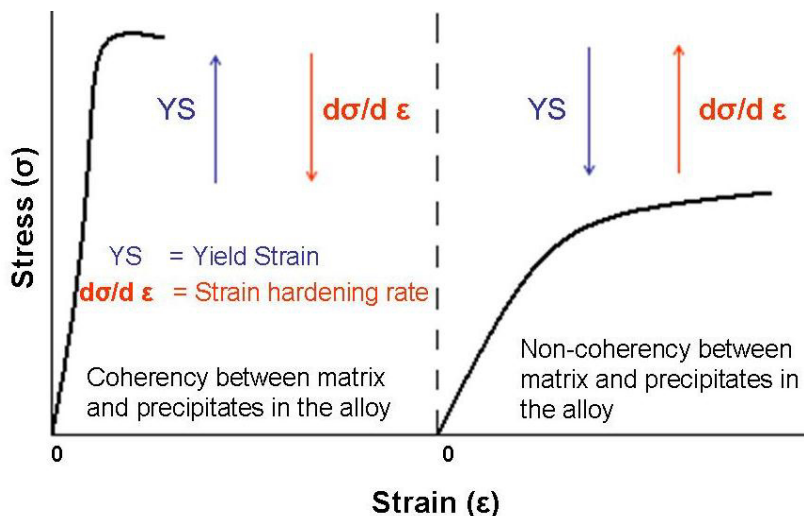


**Figura 2.13** Diagrama esquemático que muestra la evolución de precipitados de una zona de coherencia a una zona no-coherencia durante el proceso de envejecimiento que afecta a la dureza de una aleación de aluminio.

Dependiendo de la composición de la aleación, el contenido de Cu, y / o la relación de Cu-a-Mg, así como los parámetros pertinentes de envejecimiento, se puede obtener una distribución de fase diferente y, por consiguiente diferentes propiedades mecánicas también. Con respecto a los precipitados de cobre, la **Figura 2.13** muestra la evolución de precipitación de  $\theta$  durante el envejecimiento y su relación con la dureza.

Las **Figuras 2.13 y 2.14** muestran el diferente comportamiento mecánico existente en aleaciones dependiendo de la coherencia de sus precipitados. Los altos valores de tensión rendimiento y dureza, y la baja tasa de endurecimiento por deformación observada en aleaciones con precipitados coherentes, sugieren que las dislocaciones se desarrollen durante el corte de las partículas coherentes una vez que la tensión alcanza un valor lo suficientemente alto, como se representa en la **Figura 2.14**. Para el caso de las aleaciones que contienen precipitados no coherentes, que pueden ser aleaciones en una condición de sobre-envejecido, el límite de elasticidad es baja, pero la tasa de endurecimiento por deformación es alta, como se muestra en la **Figura 2.14**.

Este comportamiento sugiere que las dislocaciones se envuelven alrededor de los precipitados en el proceso de pasar entre ellos, como se muestra en la **Figura 2.12 (b)**. Altas tensiones de dislocación bucles alrededor de precipitados produce incompatibilidades debido a la deformación elástica en el precipitado que tiende a ser igual a la deformación plástica en la matriz. Deformaciones elásticas altas se desarrollan en las partículas que apoyen una gran fracción de la carga por el mecanismo de carga-transfer<sup>[59]</sup> que conduce a una tasa de endurecimiento de alta tensión.



**Figura 2.14** Diagrama esquemático que muestra las curvas de flujo de tensión-deformación en una aleación hipotética en la que existen diferentes comportamientos relacionados con la coherencia (o no) la coherencia entre la matriz y los precipitados.

# **CAPITULO 3**

## **PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

## CAPITULO 3

### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 INTRODUCCIÓN

El objetivo principal del procedimiento experimental para este trabajo de investigación es analizar los efectos de la temperatura sobre las propiedades mecánicas dentro de la aleación estudiada.

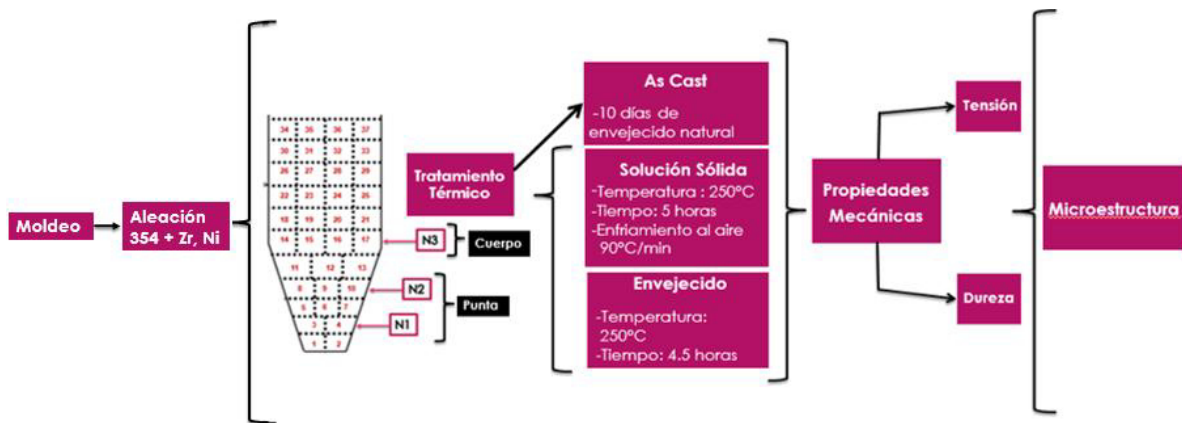
Para esta experimentación se utilizó la aleación 354 +0.2 Zr +0.2 Ni, Refinada y Modificada (Ti,Sr).

**Tabla 3.1** Identificación de aleación con variación en parámetros de Tratamiento térmico y temperaturas de ensayo de tensión.

ID	Temp. Ensayo	Nivel	Parametros TT
X0	25°C	Punta	Cond. de vaciado
	25°C	Cuerpo	Cond. de vaciado
X6	25°C	Punta	T7
	25°C	Cuerpo	T7
X7	150°C	Punta	T7
	150°C	Cuerpo	T7
X11	300°C	Punta	T7
	300°C	Cuerpo	T7

T7	T7 RT, Sol. 525°C por 5hr, AQ, Env. 220°C por 4.5 hr.
----	---

El proceso experimental consistió de varios pasos, en los que se encuentra: el moldeo en arena, posteriormente el vaciado de la aleación, corte de las muestras, ciclo de tratamiento térmico, pruebas mecánicas y por último la correspondiente caracterización microestructural. En la **Figura 3.1** se muestra un esquema general del proceso que se realizó durante la experimentación.

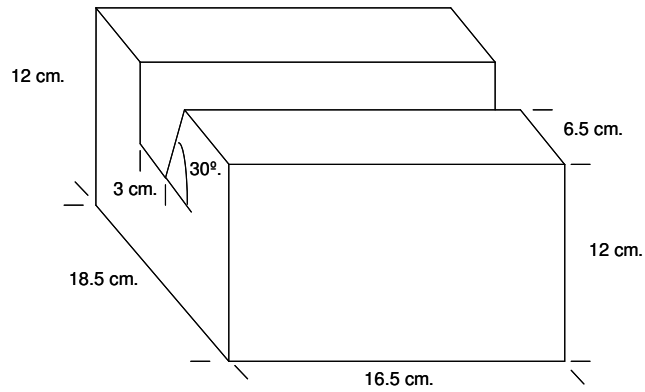


**Figura 3.1** Esquema general del proceso experimental realizado

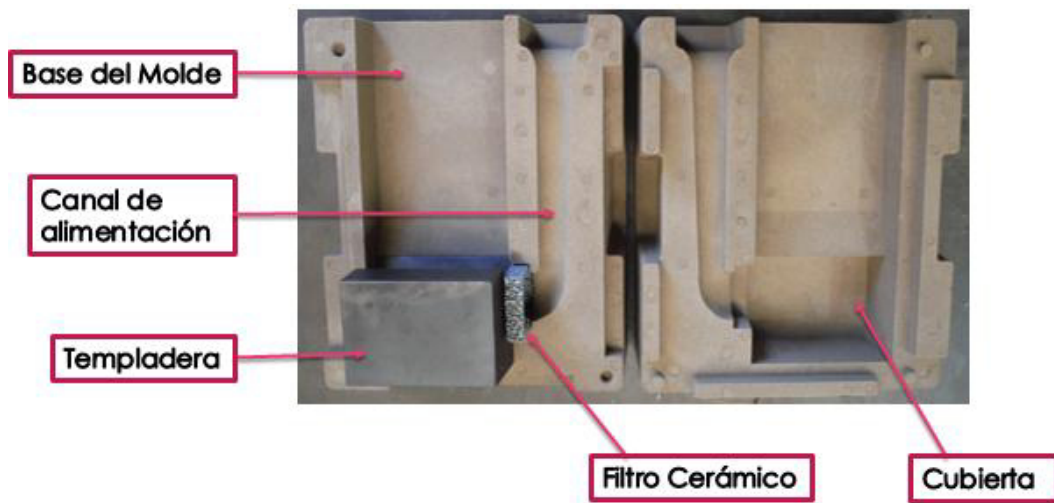
### 3.2 MOLDEO

Para el comienzo del proceso experimental se fabricaron una serie de moldes de arena en forma de cuña, con la finalidad de tener un gradiente de solidificación preferencial. El tipo de molde de arena que se usó para vaciar las piezas, se compone de dos partes, una base y una cubierta; la **Figura 3.3** muestra la base del molde, que contiene: una templadera de hierro gris (**Figura 3.2**), la cual nos proporciona la solidificación preferencial dando como resultado un gradiente de velocidades de solidificación, el cual fue verificado mediante la medición del espaciamiento dendrítico secundario (DAS), así mismo un filtro cerámico el cual se utiliza para crear un flujo laminar y evitar la formación de óxidos por turbulencia, en la cubierta se muestran las cavidades del canal de alimentación, la **Figura 3.4** muestra las cavidades de copa de vaciado, el área mayor de la pieza y la mazarota.

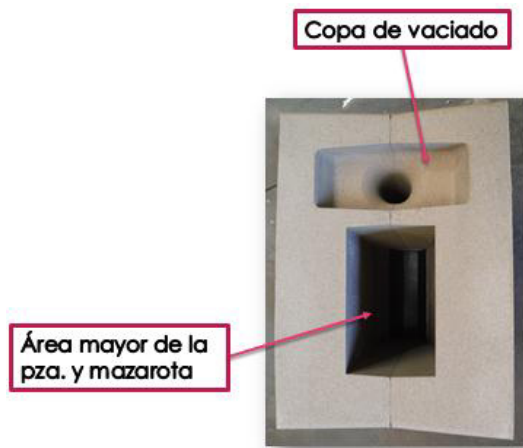
En total se fabricaron 24 moldes para obtener las piezas de estudio.



**Figura 3.2** Dimensiones del enfriado de hierro.



**Figura 3.3** Molde utilizado para vaciar probetas para análisis (wedges)



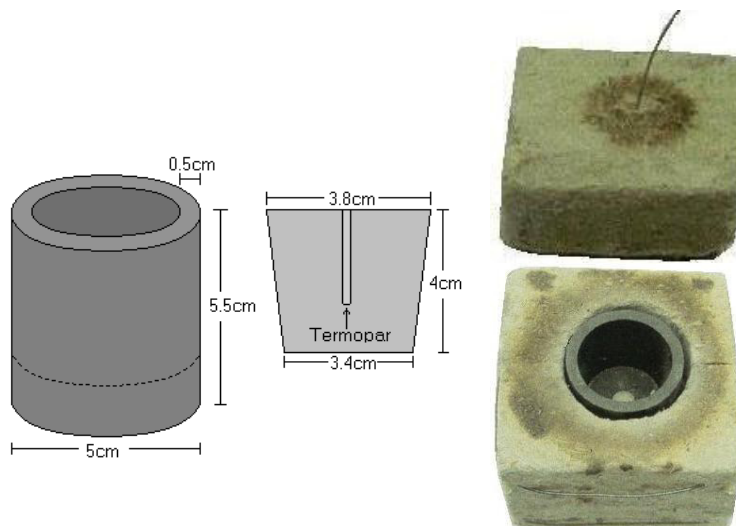
**Figura 3.4** Molde utilizado para vaciar probetas para análisis (wedges)

### 3.3 ANÁLISIS TÉRMICO

Se realizaron pruebas de Análisis térmico inmediatamente al fabricar la aleación; las curvas de solidificación, se obtuvieron en copas de grafito, cada gráfica se analiza de forma individual. Para obtener las derivadas de las curvas se utilizó el software Origin 7 TM, posteriormente los datos se graficaron mediante Microsoft Excel TM, para determinar así los tiempos y las temperaturas de las reacciones principales.

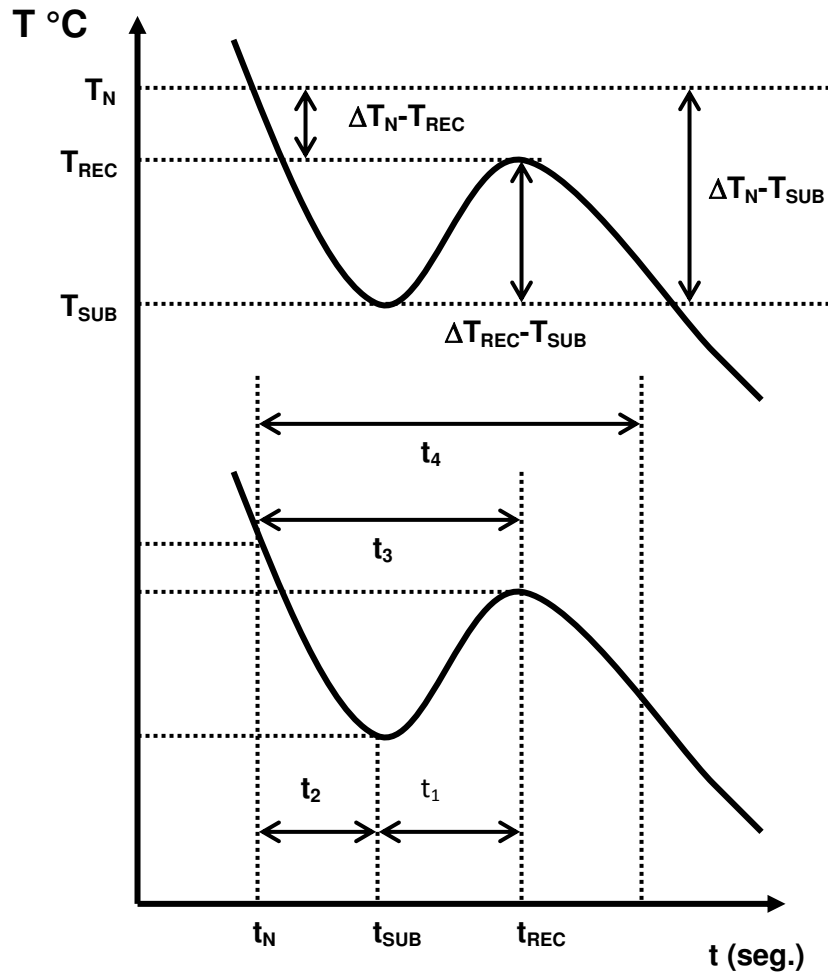
El equipo experimental consta de un crisol de grafito, cuyas dimensiones son 5 cm de altura por 5 cm de diámetro por 1 cm de espesor. El cual se precalienta con el mismo metal del horno, una vez caliente se llena y se coloca en una preforma de material de fibra cerámica con el propósito de mantener una velocidad de solidificación lo más cercana al equilibrio. Por último se coloca una tapa del mismo material con un termopar al centro del crisol.

La velocidad de solidificación de las muestras se mantuvo en el rango de 0.01 °C/seg. El termopar que se empleó fue un tipo K (cromel-alumel) y se localiza a una profundidad de 2cm de la parte superior, (**Figura 3.5**), y conectado a un sistema informático para registrar los datos de temperatura-tiempo.



**Figura 3.5** Molde de grafito en colcha cerámica y colocación del termopar.





**Figura 5** Parámetros de Temperatura y tiempo en la curva de solidificación.

Una vez graficados los valores obtenidos los parámetros que se obtuvieron son los siguientes:

**Tabla 3.2** Parámetros de la curva de enfriamiento

<b>Parámetro</b>	<b>Representa</b>
$T_N$	Temperatura de nucleación (°C)
$T_{SUB}$	Temperatura de subenfriamiento (°C)
$T_{REC}$	Temperatura de recalcencia (°C)
$\Delta T_{REC-T_{SUB}}$	Diferencia entre $T_{REC}-T_{SUB}$ (°C)
$\Delta T_N-T_{SUB}$	Diferencia entre $T_N-T_{SUB}$ (°C)
$\Delta T_N-T_{REC}$	Diferencia entre $T_N-T_{REC}$ (°C)
$t_N$	Tiempo de inicio de la nucleación (seg)
$t_{SUB}$	Tiempo de inicio de la recalcencia (seg)
$t_{REC}$	Tiempo final de la recalcencia (seg)
$t_1$	Tiempo de la duración de la recalcencia (seg)
$t_2$	Tiempo entre la Nucleación y el inicio de la Recalcencia (seg)
$t_3$	Tiempo entre la Nucleación y el final de la Recalcencia (seg)
$t_4$	Tiempo entre la Nucleación y el final de la Reacción (seg)

### 3.4 VACIADO

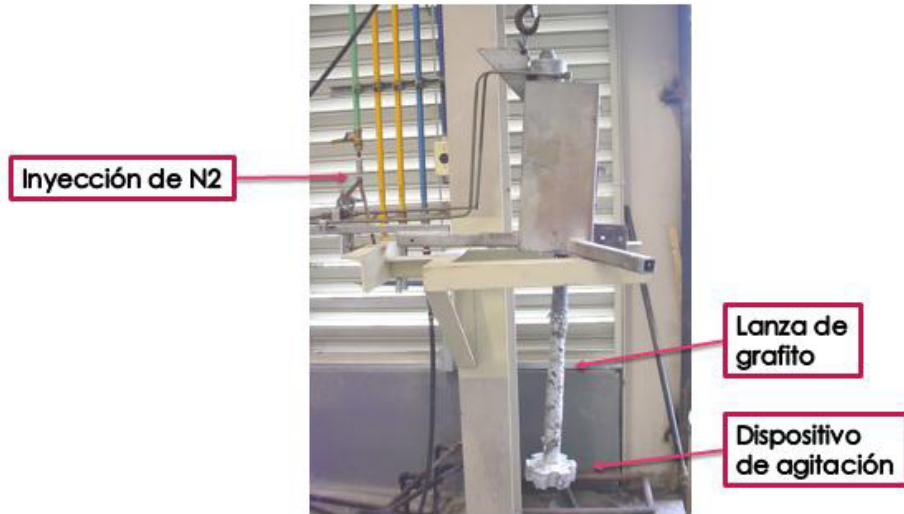
Para este trabajo se empleó la aleación de tipo 354, el material utilizado para obtener dicha aleación se cortó en trozos más pequeños, luego se secó y se fundió en un horno de crisol (Figura 5) de 250 Kg de capacidad, para realizar ajustes en la composición, desgasificado y posteriormente vaciado.

Se utilizó aleación maestra de Zirconio, Niquel y Titanio para la modificación química de la aleación.



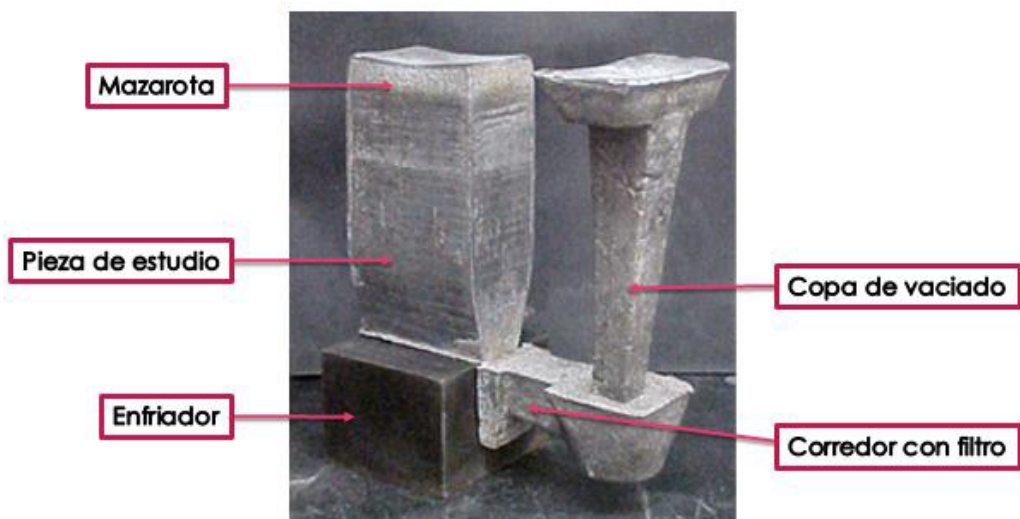
**Figura 3.6** Horno de fabricación de aleaciones

La masa fundida se desgasificó usando  $N_2$  con una presión de 20 mmHg inyectado en esta masa durante 20 minutos, por medio de un impulsor de grafito rotatorio a 200 rpm, en la **Figura 3.7** se muestra la imagen del equipo de desgasificación, el cual se coloca sobre el horno. La composición química se determina mediante un espectrómetro de chispa. La temperatura de vaciado se mantuvo a 755 °C aproximadamente.



**Figura 3.7** Equipo de desgasificación con N<sub>2</sub>.

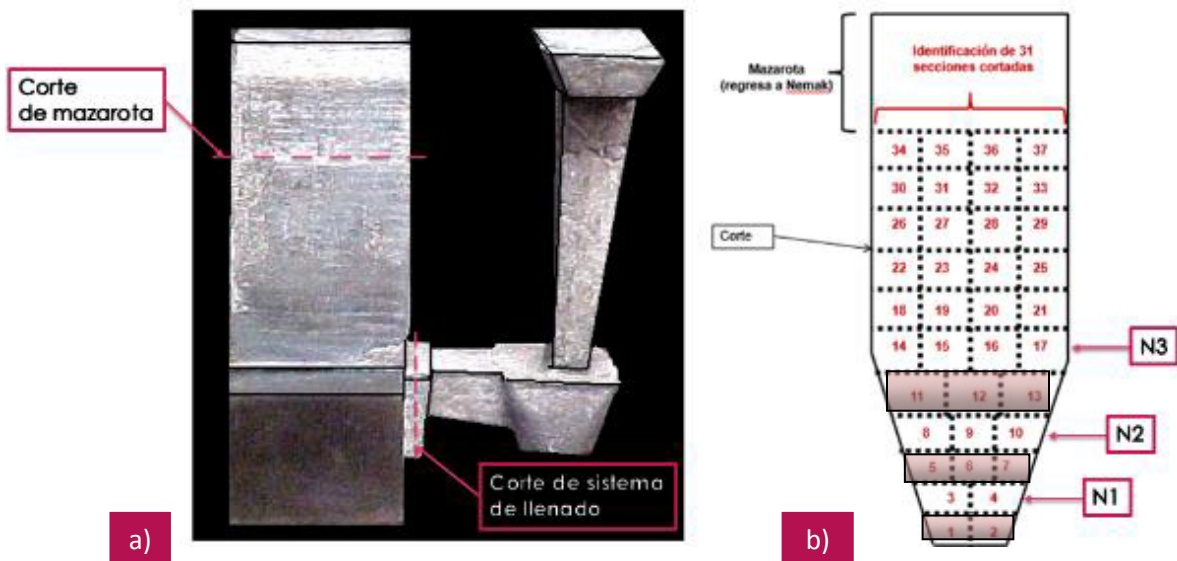
Una vez vaciadas los moldes, se desarenaron las piezas y se dejaron enfriar hasta que alcanzaron la temperatura ambiente. La fotografía de la pieza vaciada se muestra en la **Figura 3.8** donde se muestran los componentes de la misma.



**Figura 3.8** Fotografía de la pieza vaciada con sus partes.

### 3.5 CORTE

Ciertas secciones de la pieza vaciada fueron seleccionadas para su estudio, éstas, tienen la característica que poseen diferente espaciamiento dendrítico secundario (EDS). La **Figura 3.9a** muestra la pieza vaciada y la **Figura 3.9b** muestra cómo fue marcada la pieza para su corte y los diferentes niveles que se seleccionaron para el análisis en base a su velocidad de solidificación.



**Figura 3.9** a) Pieza vaciada, b) Niveles seleccionados para análisis.

### 3.6 TRATAMIENTO TÉRMICO

La pieza será estudiada en condiciones de vaciado y con tratamiento térmico T7, el cual consiste en 3 etapas, la etapa inicial corresponde al tratamiento de solución que consiste en calentar las muestras seleccionadas a una temperatura de 525°C durante 5 horas, posteriormente se realiza un temple en aire forzado con una velocidad de 90°C/min, y al final se realiza un tratamiento térmico de

envejecido de 220 °C durante 4.5 horas. El tratamiento térmico se realizó en una mufla (**Imagen 3.10**)

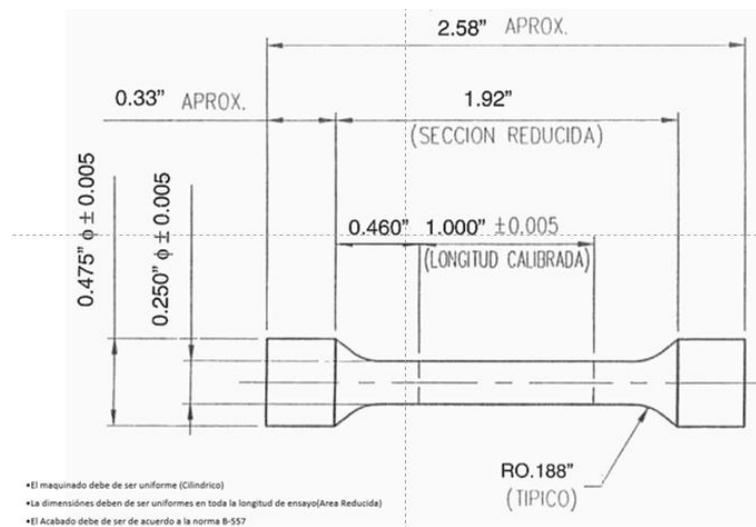


**Figura 3.10** Mufla utilizada para realizar los tratamientos térmicos

Uno de los propósitos de estos experimentos es averiguar con precisión cuáles son los límites de resistencia y ductilidad con respecto a la aleación en cuestión.

### 3.7 PRUEBAS MECÁNICAS

Se realizaron ensayos de tensión de acuerdo a la norma B-557. En la **Figura 3.11** se muestra el diagrama de la probeta de tensión y sus dimensiones.



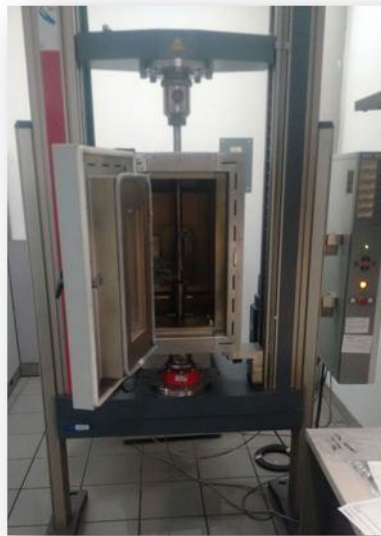
**Figura 3.11** Probeta (Norma ASTM E-8 y B-557)

La resistencia elástica ( $Y_S$ ) se calculó de acuerdo con la deformación estándar de 0,2%. La elongación total se calculó como el porcentaje de elongación (% E) sobre una longitud de calibre de 50 mm, según se registra por el extensómetro. La resistencia a la tracción final (UTS) también se obtuvo del sistema de adquisición de datos de la máquina MTS. Se ensayaron 70 muestras de cada condición (Condición de vaciado y Tratamiento térmico T7)

### 3.8 ENSAYOS DE TENSIÓN A ALTA TEMPERATURA

Para los ensayos de tensión a alta temperatura, las muestras de las condiciones seleccionadas se probaron hasta el punto de fractura.

Inicialmente se coloca la probeta en la máquina de tensión con un termopar, las mordazas están dentro de una mufla, a la cual se le colocan los parámetros de tratamiento térmico, una vez alcanzada la temperatura requerida para la prueba, se corre la misma.

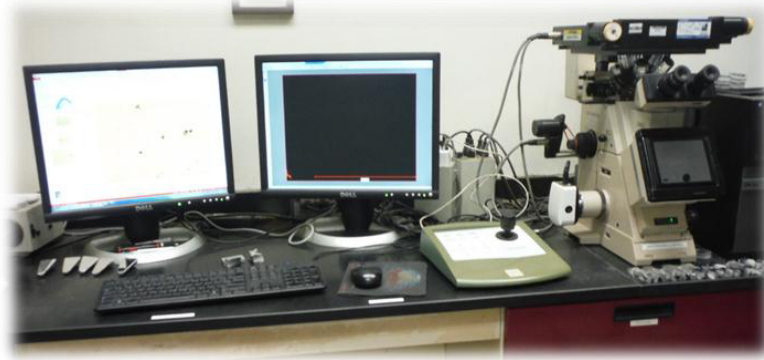


**Figura 3.12** Máquina de tensión

### 3.9 MICROSCOPIA ÓPTICA

Las muestras que se utilizaron para metalografía, fueron seccionadas a partir de las barras ensayadas en la prueba de tensión, de las 2 condiciones estudiadas. Se

pulieron hasta obtener un acabado espejo utilizando una suspensión de alúmina. Se midieron y cuantificaron el porcentaje de porosidad, el espaciado dendrítico secundario (DAS) y las características eutécticas de las partículas de Si, usando un microscopio óptico Olympus unido a un sistema de análisis de imágenes Clemex.



**Figura 3.13** Analizador de Imágenes

### 3.10 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

Las muestras seleccionadas para su análisis, fueron sometidas a un análisis en SEM, esto con la finalidad de identificar las fases intermetálicas presentes. El Microscopio arroja un espectro típico para la identificación de las fases presentes, el cual es usado con los resultados de porcentaje atómico para dar la fórmula sugerida. Se tomaron fotografías a 100X, y a partir de ahí se analizaron los intermetálicos más significativos.



**Figura 3.14** Microscopio Electrónico de Barrido



# **CAPITULO 4**

## **RESULTADOS Y DISCUSION**

## CAPÍTULO 4

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 4.1 INTRODUCCIÓN

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos de composición química de la aleación en cuestión (**Tabla 4.1**); así como los gráficos trazados del análisis térmico; de donde se obtuvieron los tiempos y temperaturas de las principales reacciones que exhibe la aleación 354 en función del contenido de Zr; y las microestructuras obtenidas mediante el uso de un microscopio óptico y un Microscopio Electrónico de transmisión (SEM).

**Tabla 4.1.** Química Aleación 354 con Zr-Ni

Elemento	% en Peso
Si	8.91
Cu	2.04
Fe	0.58
Mn	0.37
Mg	0.25
Ti	0.11
Zr	0.24
Ni	0.3

Las condiciones de tratamiento térmico que se utilizaron para este trabajo, así como su correspondiente identificación, se muestran en **Tabla 4.2**.

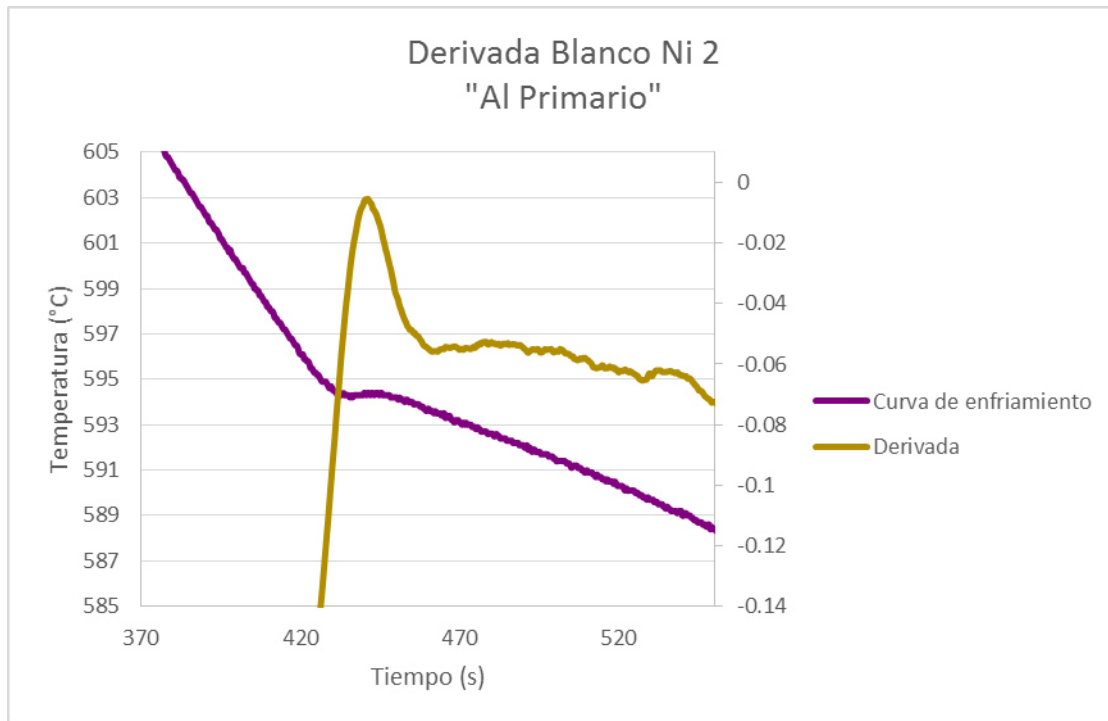
**Tabla 4.2** Condiciones de Tratamiento Térmico

ID	Temp. Ensayo	Nivel	Parametros TT
X0	25°C	Punta	Cond. de vaciado
	25°C	Cuerpo	Cond. de vaciado
X6	25°C	Punta	T7
	25°C	Cuerpo	T7
X7	150°C	Punta	T7
	150°C	Cuerpo	T7
X11	300°C	Punta	T7
	300°C	Cuerpo	T7

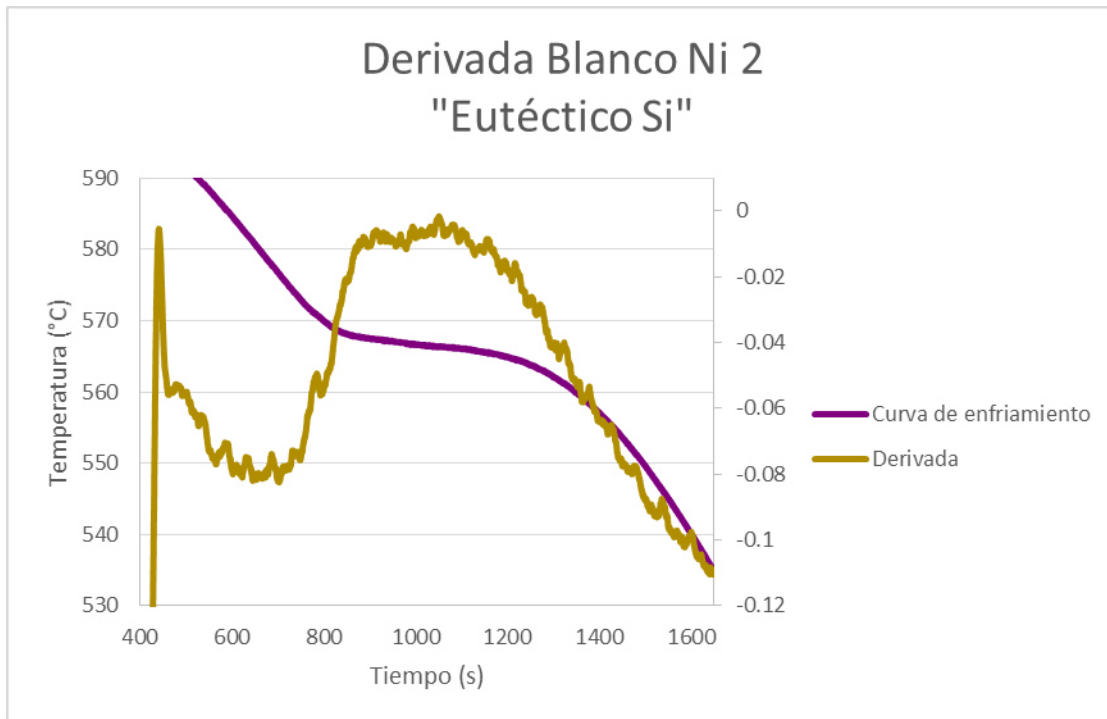
## 4.2 ANÁLISIS TÉRMICO

Se obtuvieron muestreos de análisis térmico antes de vaciar los wedges.

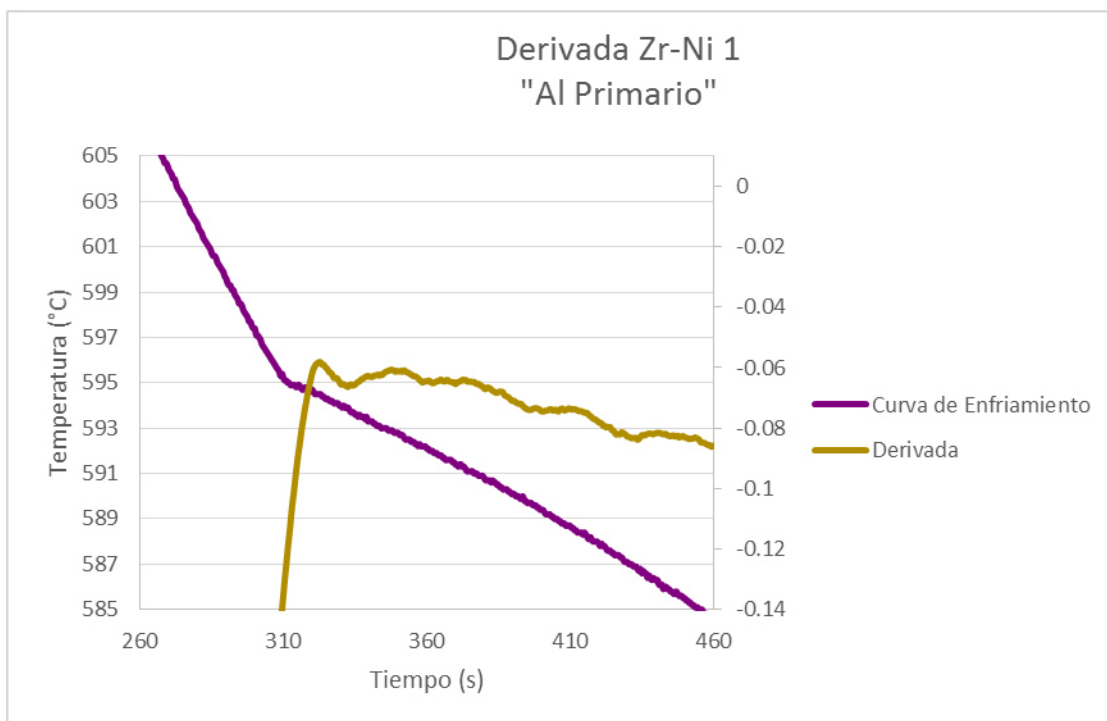
Las siguientes Figuras muestran las curvas de solidificación obtenidas; y sus derivadas correspondientes, con y sin elemento aleante respectivamente; así mismo se muestran las químicas correspondientes.



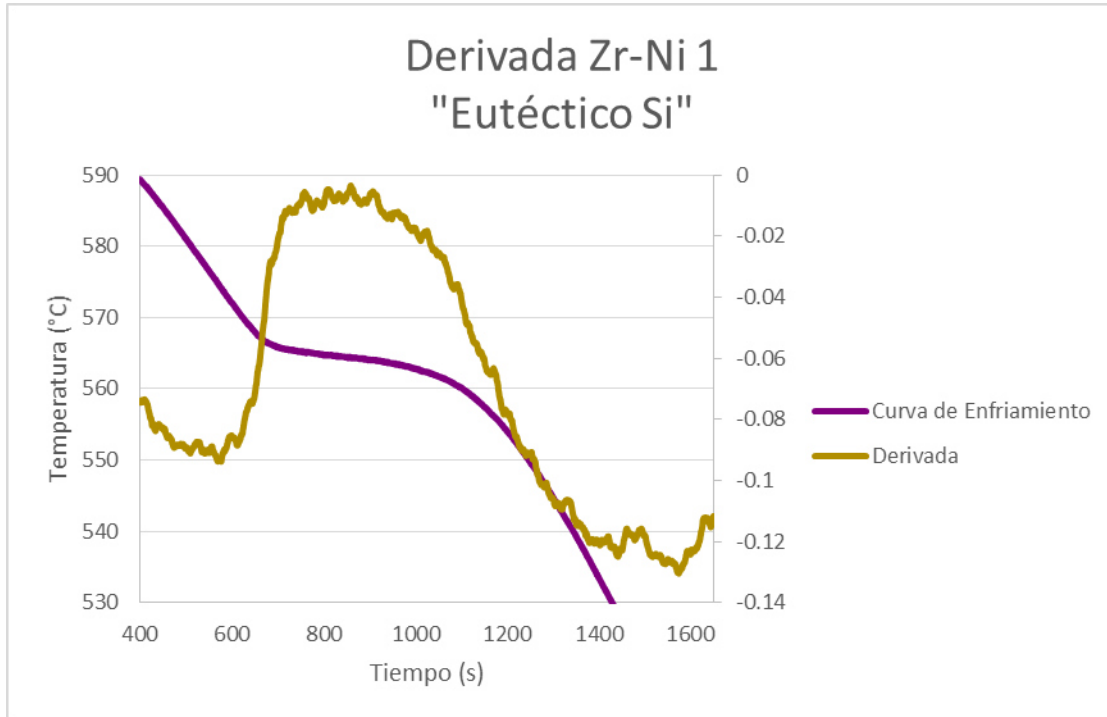
**Figura 4.1** Reacción del Al-Primario sin Zr.



**Figura 4.2** Reacción del Eutético-Si sin Zr



**Figura 4.3** Reacción del Al-Primario con Zr-Ni



**Figura 4.4** Reacción del Al-Primario con Zr-Ni

**Tabla 4.3** Parámetros de Tiempo-temperatura obtenidos de la curva de solidificación de la aleación sin Zr

Parámetro	Blanco Niquel 2 Al-Alfa	Blanco Niquel 2 Eutético Al-Si
$T_N$ (°C)	601.4	583.2
$T_{SUB}$ (°C)	594.2	568.4
$T_{REC}$ (°C)	594.4	0
$DT_{REC}-T_{SUB}$ (°C)	0.2	0
$DT_N-T_{SUB}$ (°C)	7.2	14.8
$DT_N-T_{REC}$ (°C)	7	0
$t_N$ (seg.)	394.4	619.6
$t_{SUB}$ (seg.)	436.4	836.8
$t_{REC}$ (seg.)	444	0
$t_1$ (seg.)	7.6	0
$t_2$ (seg.)	42	217.2
$t_3$ (seg.)	49.6	0
$t_4$ (seg.)	127.6	966.8

**Tabla 4.4** Parámetros de Tiempo-temperatura obtenidos de la curva de solidificación de la aleación con Zr

Parámetro	Zr-Ni 1 Al-Alfa	Zr-Ni 1 Eutéctico Al-Si
$T_N$ (°C)	602	580.2
$T_{SUB}$ (°C)	595	565.7
$T_{REC}$ (°C)	0	0
$DT_{REC}-T_{SUB}$ (°C)	0	0
$DT_N-T_{SUB}$ (°C)	7	14.5
$DT_N-T_{REC}$ (°C)	0	0
$t_N$ (seg.)	280	511
$t_{SUB}$ (seg.)	311.5	704
$t_{REC}$ (seg.)	0	0
$t_1$ (seg.)	0	0
$t_2$ (seg.)	31.5	193
$t_3$ (seg.)	0	0
$t_4$ (seg.)	171.5	804.5

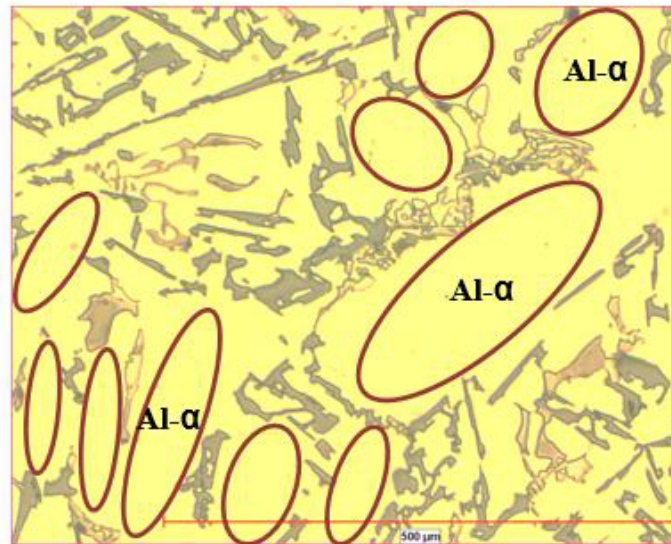
Como se muestra en la **Tabla 4.3 y 4.4**, las reacciones para la formación de la fase Al- $\alpha$  para ambas aleaciones con y sin adiciones de Zr, se llevan a cabo alrededor de los 600°C-602°C. En el caso de las reacciones para la formación de la fase del Eutéctico de Silicio con y sin adiciones de Zr se llevan a cabo alrededor de los 580°C-584°C.

Se muestra que la reacción del Eutéctico de Silicio no presenta recalescencia en ambos casos, por otro lado la reacción del Al- $\alpha$  no presenta recalescencia con adiciones de Zr.

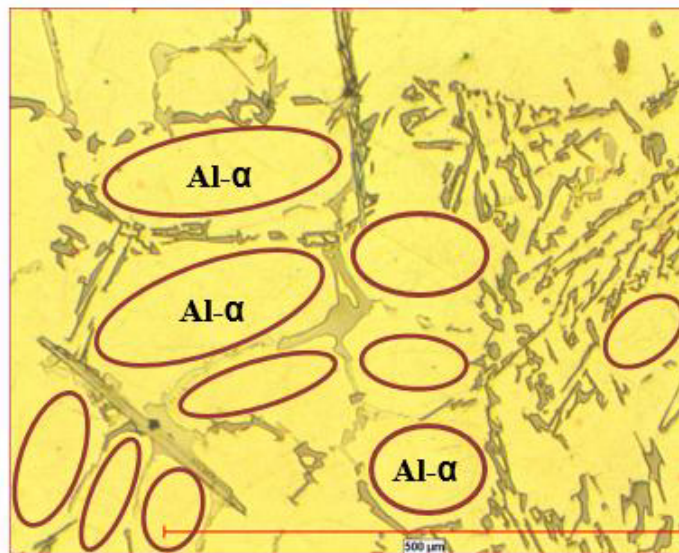
El tiempo de duración de la reacción del Al- $\alpha$  aumentó con las adiciones de Zr; en el caso del tiempo de la reacción del Eutéctico de Silicio disminuyó con las adiciones de Zr.

### 4.3 MICROSCOPIA ÓPTICA

Todas las piezas analizadas, presentan el mismo nivel de modificación del eutéctico Al-Si entre ellas siendo nivel 4 de acuerdo con la AFS. Esto se mantiene para las diferentes condiciones de las piezas de análisis. Las diferencias significativas entre las microestructuras están dadas por los precipitados de la fase  $\text{Al}_3\text{Zr}$ .



**Figura 4.5** Microestructura a un aumento de 50x en la aleación 354 sin Zr, a partir de muestras de análisis térmico, en la cual se señala la fase Al- $\alpha$ , la cual se encuentra rodeada de Eutéctico de Silicio.

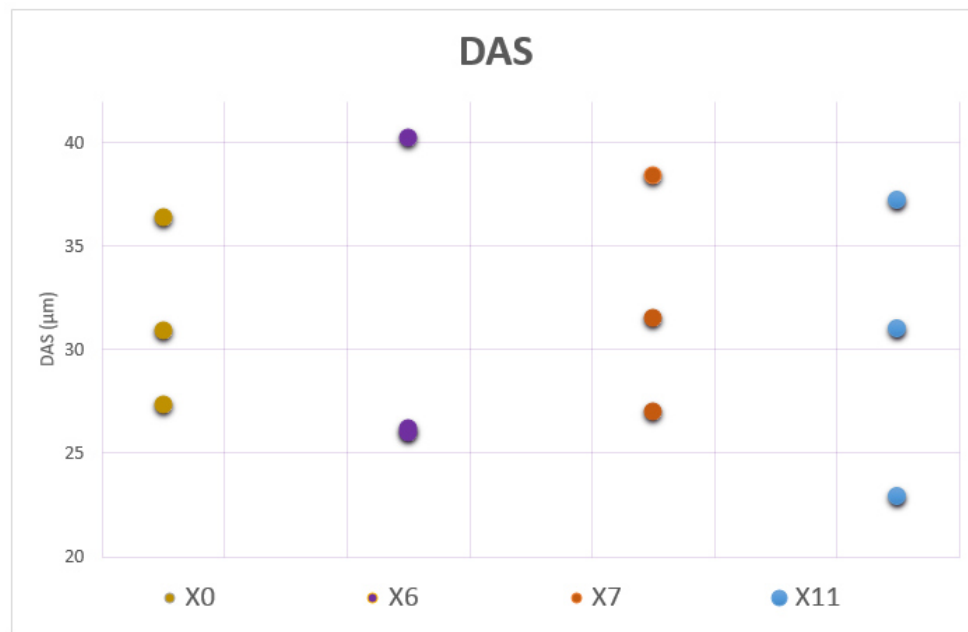


**Figura 4.6** Microestructura a un aumento de 50x en la aleación 354 con Zr, a partir de muestras de análisis térmico, en la cual se señala la fase Al- $\alpha$ , la cual se encuentra rodeada de Eutéctico de Silicio.

**Tabla 4.5** Valores de DAS y tamaño de grano observados en la aleación con adiciones de Zr-Ni

ID	DAS ( $\mu\text{m}$ )	Tamaño de Grano ( $\mu\text{m}$ )
X0-3A	27.3	266
X0-9A	30.9	331
X6-3A	26.2	322
X6-9A	25.96	399
X7-3A	27	338
X7-9A	31.5	376
X11-3A	22.85	310
X11-9A	30.97	316
X0-16	36.38	343
X6-16	40.23	389
X7-16	38.42	352
X11-16	37.2	337

Como lo indica la **Tabla 4.5** y se representa gráficamente en la **Figura 4.7**, el Das en los Niveles 1 y 2 presenta un promedio de  $28\mu\text{m}$  el cual se logra a un tiempo de 22s de solidificación, mientras que en los Niveles N3 es de  $38\mu\text{m}$  con un tiempo de 55s de solidificación. En el caso del tamaño de grano todas las muestras presentaron tamaño de grano Fino.



**Figura 4.7** Valores de DAS observados en la aleación con adiciones de Zr-Ni



#### 4.4 RESULTADOS DE TENSIÓN A TEMPERATURA AMBIENTE

A continuación se muestran los resultados y discusión de los ensayos de tensión a temperatura ambiente y a alta temperatura.

**Tabla 4.6** X0 Aleación 354 As Cast (Punta) Ensayado a 25°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2)	UTS	Elong.
				(Mpa) Prom.	(Mpa) Prom.	Total (%)
X0 Aleación 354 Punta	25° C	W1-1A-RT	25° C	111.5	231.8	4.5
		W1-1B-RT	25° C	109.7	222.1	3.6
		W1-2A-RT	25° C	111.5	227.9	4.3
		W1-2B-RT	25° C	108.6	220.0	3.6
		W1-3A-RT	25° C	115.1	218.0	3.5
		W1-3B-RT	25° C	113.3	211.1	3.0
		W1-4A-RT	25° C	116.4	202.0	2.1
		W1-4b-RT	25° C	114.0	208.7	3.0
		W1-5A-RT	25° C	119.0	206.6	2.5
		W1-5B-RT	25° C	121.1	215.3	3.0
		W1-6A-RT	25° C	109.7	195.7	2.1
		W1-6B-RT	25° C	121.3	211.9	2.6
		W1-7A-RT	25° C	120.0	205.9	2.4
		W1-7B-RT	25° C	122.8	227.5	3.9
		W1-8A-RT	25° C	117.7	188.3	1.6
		W1-9A-RT	25° C	113.7	193.8	1.9
		W1-9B-RT	25° C	114.9	195.5	1.8
W1-10A-RT	25° C	116.9	200.2	2.2		
W1-10B-RT	25° C	115.4	203.5	2.2		

**Tabla 4.7** X0 Aleación 354 As Cast (Cuerpo) Ensayado a 25°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2)	UTS	Elong.
				(Mpa) Prom.	(Mpa) Prom.	Total (%)
X0 Aleación 354 Cuerpo	25° C	W1-11-RT	25° C	113.1	176.7	1.4
		W1-12-RT	25° C	112.4	181.0	1.8
		W1-13-RT	25° C	113.8	180.8	1.7
		W1-14-RT	25° C	107.9	165.5	1.4
		W1-15-RT	25° C	109.5	166.4	1.3
		W1-16-RT	25° C	109.9	168.6	1.3
		W1-17-RT	25° C	109.5	167.5	1.3
		W1-18-RT	25° C	104.0	156.9	1.2
		W1-19-RT	25° C	105.2	155.9	1.1
		W1-20-RT	25° C	105.0	156.7	1.2
		W1-21-RT	25° C	105.2	151.7	1.0
		W1-22-RT	25° C	101.5	145.9	1.0
		W1-23-RT	25° C	102.7	148.9	1.0
		W1-24-RT	25° C	103.0	149.2	1.0
		W1-25-RT	25° C	101.7	147.6	1.0
		W1-26-RT	25° C	99.1	141.8	1.0
		W1-27-RT	25° C	98.7	142.9	1.0
		W1-28-RT	25° C	98.9	139.4	1.0
		W1-29-RT	25° C	100.3	142.6	1.0
		W1-30-RT	25° C	94.1	132.6	0.9
W1-31-RT	25° C	96.8	133.4	0.9		
W1-32-RT	25° C	96.3	131.1	0.9		
W1-33-RT	25° C	96.7	128.5	0.8		
W1-34-RT	25° C	93.7	122.6	0.7		
W1-35-RT	25° C	92.8	119.1	0.7		
W1-36-RT	25° C	92.7	120.1	0.7		
W1-37-RT	25° C	95.2	126.8	0.8		

**Tabla 4.8** X6 Aleación 354 T7 (Punta) Ensayado a 25°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2)	UTS	Elong.
				(Mpa)	(Mpa)	Total (%)
				Prom.	Prom.	
X6 Aleación 354 Punta	25° C	W7-1A-RT	T7	235.7	311.2	2.7
		W7-1B-RT	T7	250.6	318.5	3.1
		W7-2A-RT	T7	202.5	292.3	3.2
		W7-2B-RT	T7	207.8	290.9	4.4
		W7-3A-RT	T7	217.4	290.2	1.9
		W7-3B-RT	T7	210.9	290.1	2.9
		W7-4A-RT	T7	232.4	303.2	2.5
		W7-4B-RT	T7	237.1	298.9	2.2
		W7-5A-RT	T7	226.7	289.2	1.7
		W7-5B-RT	T7	240.0	299.7	2.3
		W7-6A-RT	T7	214.1	276.9	1.9
		W7-6B-RT	T7	215.8	283.6	2.0
		W7-7A-RT	T7	226.8	288.5	1.7
		W7-7B-RT	T7	236.1	294.1	1.7
		W7-8A-RT	T7	213.6	275.6	1.7
		W7-8B-RT	T7	217.9	286.3	1.7
		W7-9A-RT	T7	204.3	260.3	1.4
		W7-9B-RT	T7	215.8	266.6	1.6
W7-10A-RT	T7	202.7	260.1	1.6		
W7-10B-RT	T7	197.8	267.1	1.9		

**Tabla 4.9** X6 Aleación 354 T7 (Cuerpo) Ensayado a 25°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2)	UTS	Elong.
				(Mpa)	(Mpa)	Total (%)
				Prom.	Prom.	
X6 Aleación 354 Cuerpo	25° C	W7-11-RT	T7	225.3	255.6	1.0
		W7-12-RT	T7	219.2	253.7	1.1
		W7-13-RT	T7	221.2	251.3	1.0
		W7-14-RT	T7	212.1	224.3	0.7
		W7-15-RT	T7	221.5	241.5	0.8
		W7-16-RT	T7	226.8	244.8	0.8
		W7-17-RT	T7	199.9	224.8	0.9
		W7-18-RT	T7	217.2	222.3	0.5
		W7-19-RT	T7	210.5	225.8	0.7
		W7-20-RT	T7	198.2	215.2	0.7
		W7-21-RT	T7	201.2	206.5	0.5
		W7-22-RT	T7		203.0	0.4
		W7-23-RT	T7		220.0	0.4
		W7-24-RT	T7	223.5	226.8	0.5
		W7-25-RT	T7		218.4	0.4
		W7-26-RT	T7		206.8	0.4
		W7-27-RT	T7		190.4	0.4
		W7-28-RT	T7	198.7	202.1	0.5
		W7-29-RT	T7		208.4	0.4
		W7-30-RT	T7		183.6	0.4
		W7-31-RT	T7		196.1	0.4
		W7-32-RT	T7		190.5	0.4
		W7-33-RT	T7		203.8	0.4
		W7-34-RT	T7		166.9	0.3
W7-35-RT	T7		193.5	0.4		
W7-36-RT	T7		179.3	0.4		
W7-37-RT	T7		190.4	0.4		

#### 4.5 RESULTADOS DE TENSIÓN A ALTA TEMPERATURA

**Tabla 4.10** X7 Aleación 354 T7 (Punta)  
Ensayado a 150°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2) (Mpa) Prom.	UTS (Mpa) Prom.	Elong. Total (%)
X7 Aleación 354 * Zr, Ni Punta	150° C	N1 150 3A	T7	182.7	224.1	4.1
		N1 150 3B	T7	213.9	246.7	3.3
		N1 150 4A	T7	191.9	231.7	4.2
		N1 150 4B	T7	195.4	231.3	4.4
		N2 150 8A	T7	189.1	215.4	1.9
		N2 150 8B	T7	187.6	218.5	2.2
		N2 150 9A	T7	184.2	216.3	2.2
		N2 150 9B	T7	191.4	220.9	2.9
		N2 150 10A	T7	200.9	227.7	2.0
		N2 150 10B	T7	207.7	236.2	2.4

**Tabla 4.11** X7 Aleación 354 T7 (Cuerpo) Ensayado a 150°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2) (Mpa) Prom.	UTS (Mpa) Prom.	Elong. Total (%)
X7 Aleación 354 * Zr, Ni Cuerpo	150° C	N3 150 14	T7	206.5	217.6	0.8
		N3 150 15	T7	206.8	219.0	0.9
		N3 150 16	T7	190.1	205.9	1.2
		N3 150 17	T7	191.2	204.4	0.9

**Tabla 4.12** X11 Aleación 354 T7 (Punta) Ensayado a 300°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2) (Mpa) Prom.	UTS (Mpa) Prom.	Elong. Total (%)
X11 Aleación 354 * Zr, Ni Punta	300° C	W11-3A-300	T7	41.0	58.5	30.4
		W11-3B-300	T7	40.2	57.0	16.2
		W11-4A-300	T7	42.9	58.8	15.4
		W11-4B-300	T7	40.4	55.6	25.5
		W11-8A-300	T7	40.9	56.8	13.8
		W11-8B-300	T7	41.4	56.5	29.8
		W11-9A-300	T7	41.1	53.7	17.6
		W11-9B-300	T7	39.6	53.9	16.0
		W11-10A-300	T7	41.1	54.7	17.3
		W11-10B-300	T7	39.2	54.6	33.4

**Tabla 4.13** X11 Aleación 354 T7 (Cuerpo) Ensayado a 300°C

Id	Temp. Ensayo	Id Ensayo	Parametros TT	YS (0.2) (Mpa) Prom.	UTS (Mpa) Prom.	Elong. Total (%)
X11 Aleación 354 * Zr, Ni	300° C	N3 300 14	T7	41.5	52.9	11.8
		N3 300 15	T7	41.3	52.9	18.3
		N3 300 16	T7	43.8	54.3	10.8
		N3 300 17	T7	41.6	52.7	12.3

#### RESUMEN DE RESULTADOS PROMEDIO DE TENSIÓN

En base a los resultados generales de propiedades mecánicas y buscando responder el efecto del Zr y Ni dentro de la aleación se realizó la siguiente selección de muestras para hacer un estudio de microestructura y determinar si los intermetálicos presentes tienen un efecto sobre las propiedades mecánicas.

Se seleccionaron las muestras X0 que representan el metal base de este estudio, las muestras X6 que representan el efecto del tratamiento térmico T7 sobre las propiedades mecánicas, X0 y X6 ensayos a temperatura ambiente, X7 y X11 ensayos a alta temperatura y representan las de mayores propiedades y menores respectivamente.

Las muestras marcadas como X0 y X6 en ambos casos las propiedades mecánicas aumentan para velocidades de solidificación altas (22s de solidificación); para las muestras X7 se tiene el mismo comportamiento sin embargo la temperatura de ensayo de 150°C tiene una afectación en la elongación. Temperaturas de ensayo de 300°C muestras X11 las propiedades mecánicas disminuyen y no existe diferencia entre diferentes velocidades de solidificación.

**Tabla 4.14** Resumen de resultados promedio de tensión

Id	Temp. Ensayo	Nivel	Parametros TT	YS (Mpa) Prom.	UTS (Mpa) Prom.	Elongacion Total (%)
X0	25°C	Punta	Condición de vaciado	115	209	2.83
	25°C	Cuerpo	Condición de vaciado	102	148	1.06
X1	150°C	Punta	Condición de	162	204	2.25
	150°C	Cuerpo	Condición de	146	173	1.14
X2	200°C	Punta	Condición de	94	136	4.26
	200°C	Cuerpo	Condición de	93	118	2.82
X3	250°C	Punta	Condición de	61	90	12.45
X4	250°C	Cuerpo	Condición de	60	80	6.02
X5	300°C	Punta	Condición de vaciado	42	64	20.59
	300°C	Cuerpo	Condición de vaciado	43	58	11.26
X6	25°C	Punta	T7	220	287	2.19
	25°C	Cuerpo	T7	213	212	0.56
X7	150°C	Punta	T7	194	226	2.96
	150°C	Cuerpo	T7	198	211	0.95
X8	200°C	Punta	Condición de vaciado	133	165	4
	200°C	Cuerpo	Condición de vaciado	137	154	1.51
X9	250°C	Punta	Condición de vaciado	74	93	16.37
X10	250°C	Cuerpo	Condición de vaciado	75	90	6.15
X11	300°C	Punta	T7	40	56	23.74
	300°C	Cuerpo	T7	42	53	13.41

T7	T7 RT, Sol. 525°C por 5 hr, AQ, Env. 220°C por 4.5 hr
----	---

## COMPARACIÓN DE RESULTADOS DE TENSIÓN

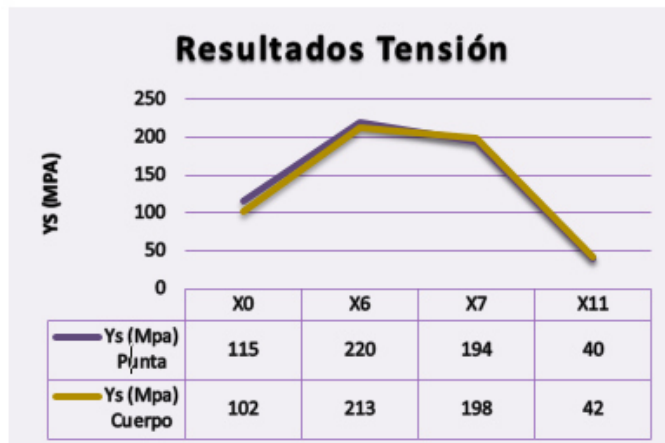


Figura 4.8 Gráfica de Ys (Mpa) Punta vs. Cuerpo

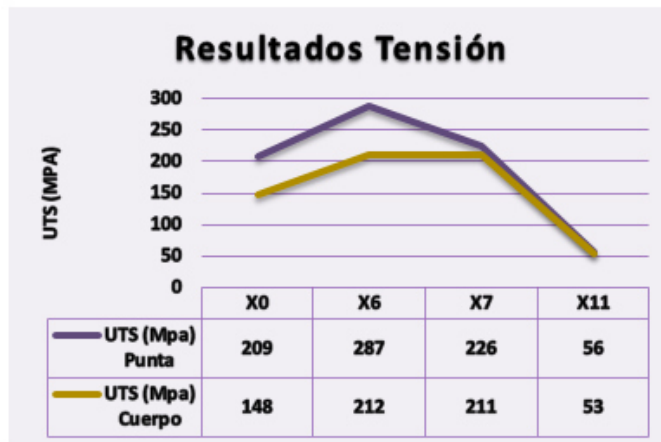


Figura 4.9 Gráfica de Uts (Mpa) Punta vs. Cuerpo



Figura 4.10 Gráfica de Elongación (%) Punta vs. Cuerpo

En base a los resultados de la tabla de propiedades mecánicas, ensayos de tensión podemos observar que la condición de la aleación 354 en condición de vaciado identificada como X0 muestra menores propiedades en comparación a las muestras identificadas como X6 que pertenecen a la aleación 354 con un tratamiento térmico T7.

Así mismo se observa para las muestras en condición de vaciado, las tratadas térmicamente y todas las variantes de temperatura de ensayo para las dos condiciones de aleación, el factor de velocidad de solidificación marcadas como Punta 0.5min y cuerpo 2min, tienen un efecto en los resultados de propiedades mecánicas, esto puede ser debido que, a mayores tiempos de solidificación mayor es la cantidad de segregación de fases intermetálicas.

Los parámetros de esfuerzo a la cadencia y esfuerzo ultimo al corte conforme se aumenta la temperatura de ensayo el efecto de la velocidad de solidificación disminuye sin embargo el parámetro de la elongación no se ve afectado por dicha temperatura sigue manteniendo una diferencia entre las dos velocidades

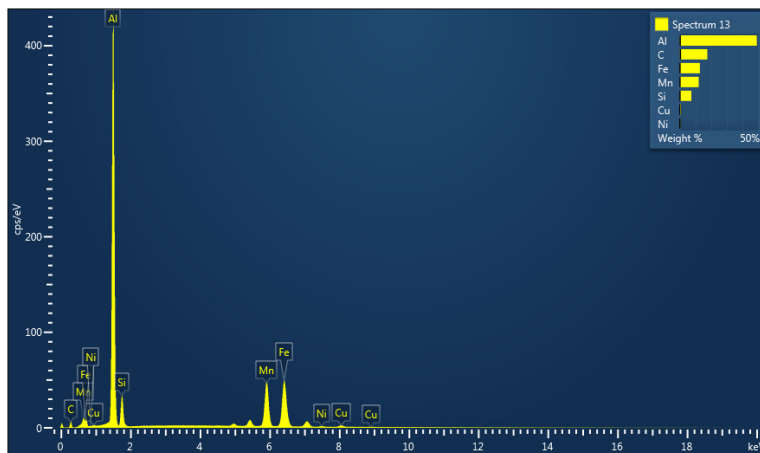
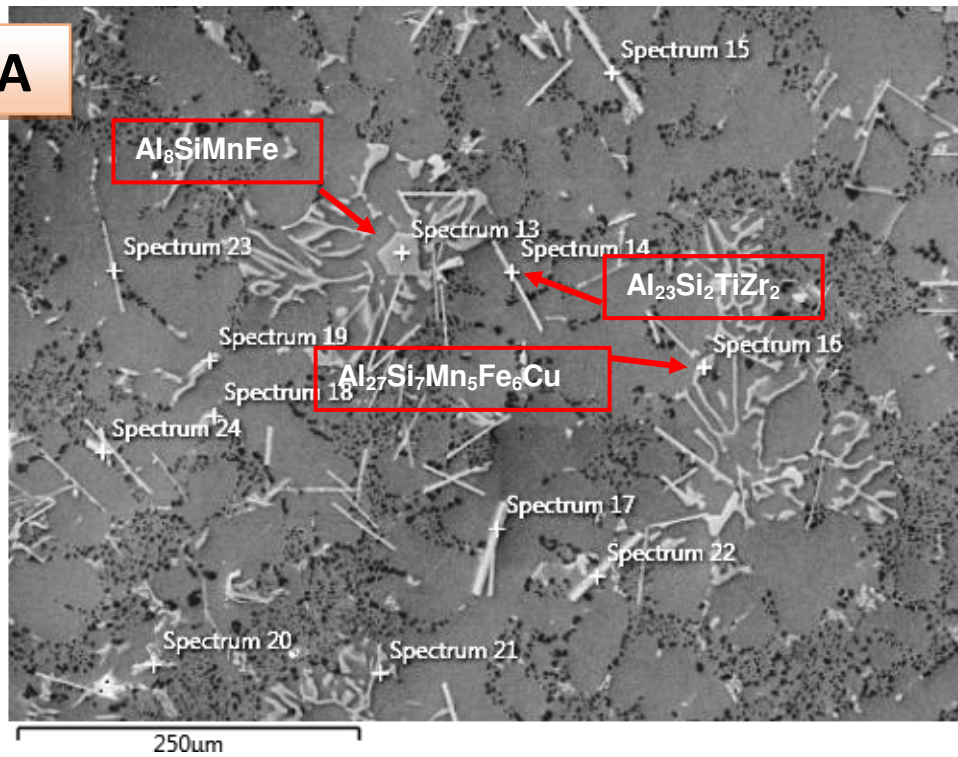
Por último se puede observar que para las temperaturas de ensayo de 300°C el efecto del tratamiento térmico queda descartado ya que los resultados son muy similares.

#### **4.6 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO**

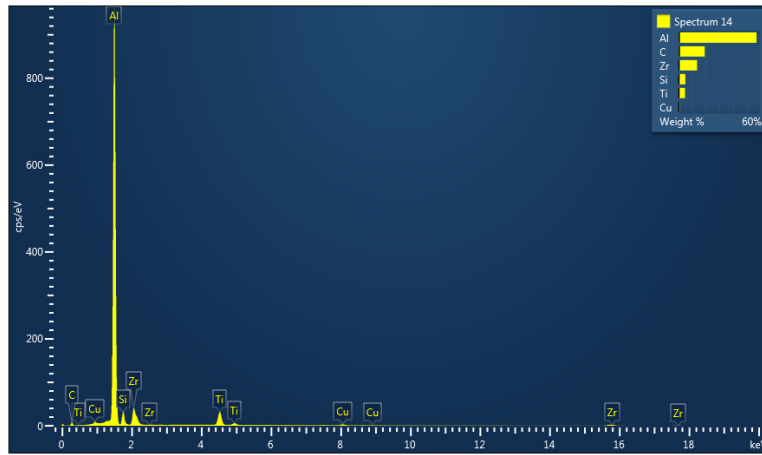
A continuación se muestran las imágenes representativas de los 5 precipitados que se pudieron observar en las cuatro condiciones analizadas de propiedades mecánicas.

# RESULTADOS OBTENIDOS DE MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

**X0-3A**



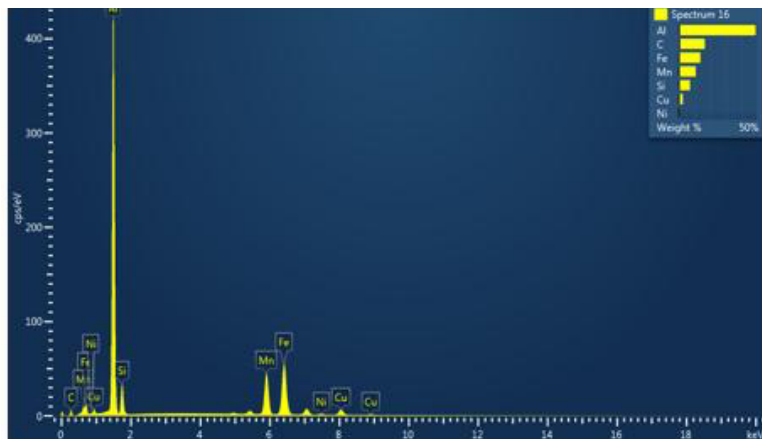
Elemento	Wt %	At %	P.A.	Wt% /P.A.	Forma y Color	Fórmula Sugerida
<b>X0-3A Espectro 13 (Site 2)</b>						
Al	59.75	71.5	26.98	2.21	Bloque grueso/ oscuro	Al <sub>8</sub> Si Mn Fe
Si	8.9	10.3	28	0.32		
Mn	14.63	8.6	54.93	0.27		
Fe	15.54	9.0	55.84	0.28		
<b>Total:</b>	100	100	287.99	3.10		



Elemento	Wt %	At %	P.A.	Wt% /P.A.	Forma y Color	Fórmula Sugerida
----------	------	------	------	-----------	---------------	------------------

**Espectro 14**

<b>Al</b>	70.99	83.4	26.98	2.63	Aguja delgada/ claro	Al <sub>23</sub> Si <sub>2</sub> Ti Zr <sub>2</sub>
<b>Si</b>	5.91	6.7	28	0.21		
<b>Ti</b>	5.61	3.7	47.87	0.12		
<b>Zr</b>	16.65	5.8	91.2	0.18		
<b>Total:</b>	100	100	257.60	3.16		



Elemento	Wt %	At %	P.A.	Wt% /P.A.	Forma y Color	Fórmula Sugerida
----------	------	------	------	-----------	---------------	------------------

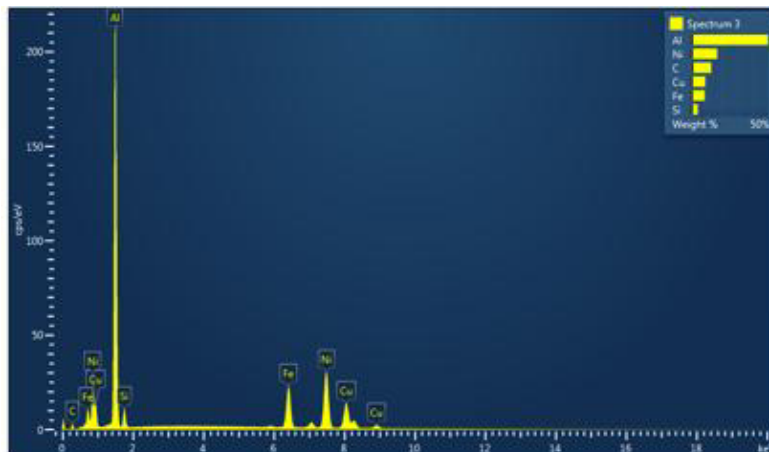
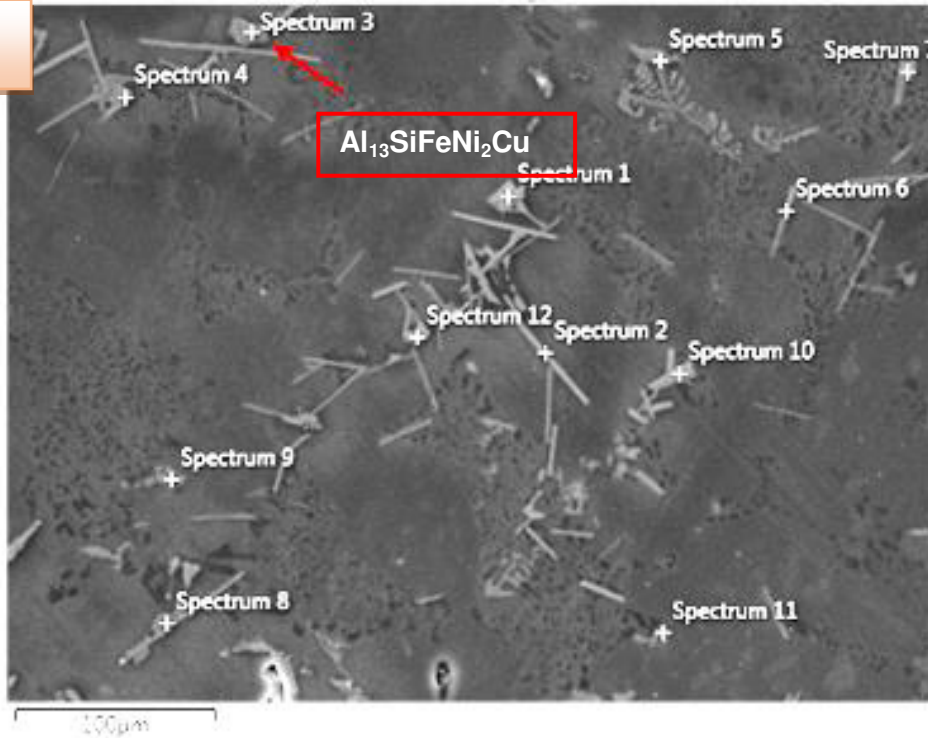
**Espectro 16**

<b>Al</b>	58.82	71.1	26.98	2.18	Bloque delgado/ oscuro	Al <sub>47</sub> Si <sub>7</sub> Mn <sub>5</sub> Fe <sub>6</sub> Cu
<b>Si</b>	8.49	9.9	28	0.30		
<b>Mn</b>	12.88	7.6	54.93	0.23		
<b>Fe</b>	16.42	9.6	55.84	0.29		
<b>Cu</b>	2.95	1.5	63.55	0.05		
<b>Total:</b>	100	100	287.99	3.07		

**Figura 4.11** Muestra X0-3A, se puede observar en esta imagen los 3 precipitados que corresponden a AlSiMnFe, AlSiTiZr y AlSiMnFeCu, los cuales fueron corroborados por espectrometría de EDX.



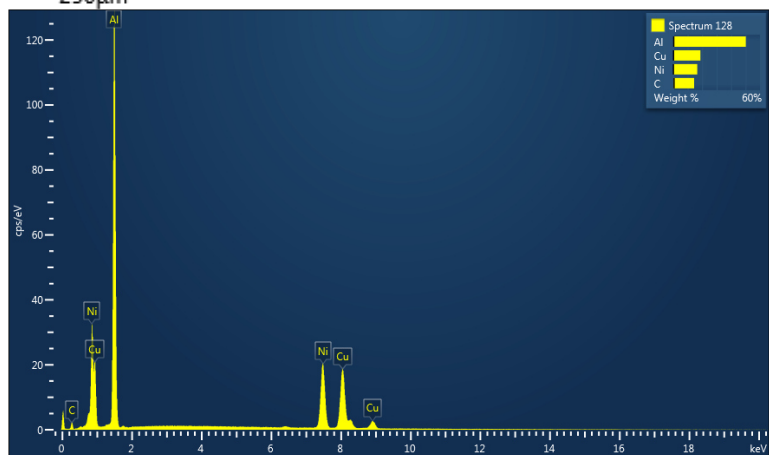
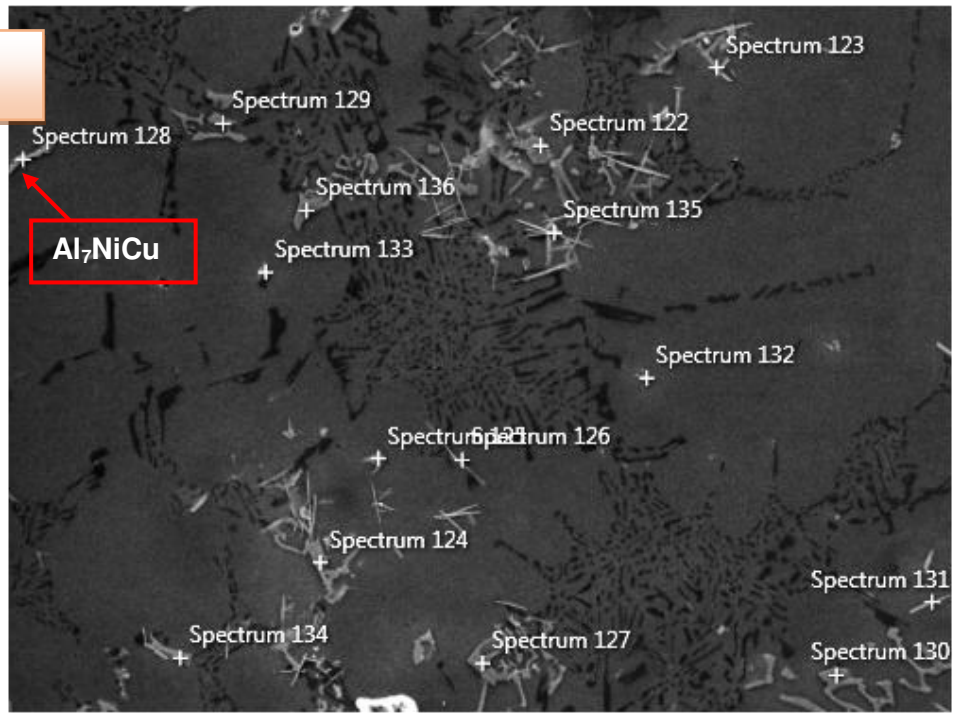
**X0-9A**



Elemento	Wt %	At %	P.A.	Wt% /P.A.	Forma y Color	Fórmula Sugerida
<b>Espectro 3</b>						
Al	57.07	72.3	26.98	2.12	Bloque grueso/ claro	Al <sub>13</sub> Si Fe <sub>1</sub> Ni <sub>2</sub> Cu
Si	4.42	5.4	28	0.16		
Fe	9.56	5.9	55.84	0.17		
Ni	18.92	11.0	58.69	0.32		
Cu	10.03	5.4	63.55	0.16		
<b>Total</b>	<b>100</b>	<b>100</b>	<b>233.06</b>	<b>2.92</b>		

**Figura 4.12** Muestra X0-9A, se puede observar en esta imagen el precipitado que corresponde a AlSiFeNiCu, el cual fue corroborado por espectrometría de EDX.

**X0-16**



Elemento	Wt %	At %	P.A.	Wt% /P.A.	Forma y Color	Fórmula Sugerida
Al	58.62	76.3	26.98	2.17	Bloque grueso/claro	Al <sub>7</sub> Ni Cu
Ni	19.41	11.6	58.69	0.33		
Cu	21.98	12.1	63.55	0.35		
<b>Total:</b>	<b>100.00</b>	<b>100</b>	<b>149.22</b>	<b>2.85</b>		

**Figura 4.13** Muestra X0-16, se puede observar en esta imagen el precipitado que corresponde a AlNiCu, el cual fue corroborado por espectrometría de EDX.

Como se muestra en las **Figuras** de la **4.11 a la 4.13** de Microscopía electrónica de barrido los 5 precipitados más recurrentes del análisis son: Al Si Mn Fe, Al Si Ti Zr, Al Si Mn Fe Cu, Al Si Fe Ni Cu, Al Ni Cu, así mismo podemos observar que los precipitados de Al Si Ti Zr se encuentran presentes en todas las muestras analizadas.

# **CAPITULO 5**

## **CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES**

## CAPÍTULO 5

### CONCLUSIONES

#### 5.1 CONCLUSIONES

En base a los resultados expuestos y los objetivos establecidos se pueden llegar a las siguientes conclusiones.

- 1) El tratamiento térmico T7 para la aleación 354 incrementa las propiedades de manera significativa, el esfuerzo a la cadencia se incrementa un 50% al igual que el esfuerzo ultimo a la tensión
- 2) La elongación disminuye en muestras tratadas térmicamente para tiempos de solidificación 0.5 min en un 23% y para tiempo de solidificación de 2min en un 47%
- 3) En las muestras ensayadas a 300°C tratadas térmicamente, las propiedades de esfuerzo a la cedencia como esfuerzo ultimo a la tensión disminuyen en un 80% con respecto a las de temperaturas de ensayo de 25°C
- 4) Para las propiedades de esfuerzo a la cadencia y esfuerzo ultimo a la tensión, el efecto del tiempo de solidificación queda descartado en ensayos a alta temperatura.
- 5) La elongación es la única propiedad que mantiene el efecto del tiempo de solidificación tanto en muestras en condición de vaciado como en muestras con T7 para cualquier temperatura de ensayo.
- 6) Adiciones de Zr afectan los tiempos de solidificación de la aleación 354 tanto en la fase Al- $\alpha$  como para el eutéctico de Silicio, esto debido a la formación de intermetálicos de Zr ricos en silicio
- 7) Elongaciones menores al 3% para las muestras X0, X6 y X7 es el resultado asociado a la formación de dos tipos de intermetálicos de níquel, AlSiFeNiCu en forma de Bloques y AlNiCu en formas de agujas

- 8) Como lo muestra este estudio, el uso de materiales secundarios para la fabricación de la aleación 354 con adiciones de Zr nos permiten obtener propiedades mecánicas de alto desempeño

## **5.2 RECOMENDACIONES**

Para explorar un poco más a fondo los límites reales de la aleación 354 secundaria con adiciones de Zr hago las siguientes recomendaciones:

- 1) Estudiar diferentes límites en contenidos de hierro, sugerencia (de 0.4-0.6%).
- 2) Realizar estudios de microscopía electrónica de transmisión en piezas tratadas térmicamente para observar la distribución de los precipitados Al<sub>3</sub>Zr.
- 3) Estudiar la aleación sin adiciones de Níquel con el fin de disminuir los intermetálicos formados con el fin de incrementar un poco más la elongación del material

## REFERENCIAS

## REFERENCIAS

- 1 H.S. Jacobo "Improving the Performance of 354 Type Alloy".
- 2 Lenard Backerud, Ella Krol and Jarmo Tamminen; "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys. vol. 1 :Wrought Alloys"; Skanaluminium; Oslo, Norway; (1986)
- 3 J.H. Perepezco, "Nucleation Kinetics", ASM Handbook, vol. 15 Castings, ASM, U.S.A, (1992).
- 4 I.J. Palmer, "Light Alloys", Edward Arnold, Great Britain, (1995).
- 5 E. L. Rooy, "Aluminum Foundry Products" ASM Handbook vol. 2. (1992)
- 6 C. M. Yen, W. J. Evans, R. M. Nowicki and G.S. Cole "Measuring the Quality of Aluminum Casting Alloys with Microprocessor-Aided Thermal Analysis" AFS Transactions, vol. 92, (1984).
- 7 Ronald W. Ruddle, "Grain Refinement", AFS/CMI Proceedings of the Conference on the Thermal Analysis of Molten Aluminum, Rosemont, Illinois, (1984).
- 8 R. W. Cahn, P. Haasen. "Physical Metallurgy I". North, Holland Physics Publishing (1983).
- 9 Paul G. Shewmon. "Transformations in Metals". Mc Graw - Hill Book Company (1969).
- 10 Donna L. Zalensas, "Aluminum Casting Technology", AFS, E.U 1993, pp (56-84,89-91,94-99,101-104,147,167-168,170,177,186,280)
- 11 W. Kurz, D. J. Fisher. "Fundamentals of Solidification". Trans Tech Publications (1986).
- 12 K.J. Martchek, "Life cycle benefits, challenges, and the potential of recycled aluminum," Proc. Air and Water Management 90th Ann. Meet., 1997, Paper 97-RP124B.01.



- 13 M.C. Campbell, "Non-ferrous metals recycling: A complement to primary metals production," International Council on Metals and Environment (ICME), Canada, 1996, pp. 3-8.
- 14 M.F. Henstock, "The recycling of non-ferrous metals," International Council on Metals and the Environment (ICME), Canada, 1996, pp. 9-17.
- 15 K. Logozar, G. Radonjic and M. Bastic, "Incorporation of reverse logistics model into in-plant recycling process: a case of aluminum industry," Resources Conservation and Recycling, Vol. 49, 2006, pp. 49-67.
- 16 B. Zhou, Y. Yang, M.A. Reuter and U.M.J. Boin, "Modeling of aluminum scrap melting in a rotary furnace," Journal Miner. Eng., Vol. 19, 2006, pp. 299-308.
- 17 G. Hoyle, "Recycling opportunities in the UK for aluminum-bodies motor cars," Resources Conservation and Recycling, Vol. 15, 1995, pp. 181-191.
- 18 H. Amini, A. Moloodi, M. Golestanipour and E.Z.V. Karimi, "Recycling of aluminum alloy turning scrap via cold pressing and meeting with SALT flux," Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, 2009, pp. 3138-3142.
- 19 H.K. Buxmann "Ecological aspects of the use of aluminium in cars, with particular regard to recycling techniques," Resources Conservation and Recycling, Volume 10, Issues 1-2, 1994, pp. 17-23.
- 20 C.H. Cáceres, "Transient environmental effects of light alloy substitutions in transport vehicles," Materials and Design, Vol. 30, Issue 8, 2009, pp. 2813-2822.
- 21 M. Easton, W.Q. Song and T. Abbott, "A comparison of the deformation of magnesium alloys with aluminum and steel in tension, bending and buckling," Materials Design, Vol. 27, 2006, pp. 935-946.
- 22 A. G. Neibi Rocío "Variación de las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si-Mg en función del espaciamiento dendrítico secundario

- y de los parámetros de tratamiento térmico”. Instituto Tecnológico de Saltillo, Coahuila, Junio 2011.
- 23 ASM Handbook, Vol. 2: Properties and selection: Non ferrous alloys and special purpose materials, 10<sup>th</sup> Edition, American Society for Metals, Materials Park, Ohio, 1990.
  - 24 H. Ammar, “Effect of casting imperfections on the fatigue properties of aluminum-silicon casting alloys,” Master’s Thesis, Université du Quebec à Chicoutimi, Quebec, Canada, 2006.
  - 25 Anil Kumar Sinha. Ferrous Physical Metallurgy. Butterworths 1989.
  - 26 John D. Verhoeven. Fundamentos de Metalurgia Física, Limusa 1987.
  - 27 D. R. Askeland. “La Ciencia e Ingeniería de los Materiales”. Gpo. Ed. Iberoamérica (1987).
  - 28 M. C. Flemings. “Solidification Processing”, Mc Graw-Hill (1974).
  - 29 W. F. Smith. “Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales”. Mc Graw-Hill (1993).
  - 30 J. Campbell. “Castings” Butterworth-Heinemann Ltd, (1991)
  - 31 M. C. Flemings, T. Z. Kattamis, B. P. Bardes. Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloys. AFS Transactions 91-176, pag. 501.
  - 32 K Radhacrishna, S. Seshan, M. R. Seshadri. “Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloy Castings”. AFS. Transactions 80-87.
  - 33 B. P. Bardes, M. C. Flemings. “Dendrite Arm Spacing and Solidification Time in a Cast Aluminum-Copper Alloy”. AFSTransactions66-74.
  - 34 Ned Tenekedjiev, Hasim Mulazimoglu, Bernard Closset and John Gruzleski; Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys,. American Foundrymen's Society, Illinois, (1995).
  - 35 D. Altenpohl, “Aluminum Arm Growth”, Dusseldorf, (1982).
  - 36 I.J. Polmear. Light Alloys. Edward Arnold, 1981.

- 37 L. Backerud, G. Chai. Solidifications Characteristics of Aluminum Alloys. Vo1.2, Foundry Alloys AFS, Skan Aluminum.
- 38 L. Anantha Narayanan, F. H. Samuel, J. E. Gruzlesky. Crystallization Behavior of Iron Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. Metallurgical and Materials Transactions.Vol.25 A, August 1994, pag. 425.
- 39 J. L. Carbajal, C. Casado, J. F. Mojica, S. Valtierra. Study of the relationship between strontium and Solidification rate in the Modification of a 319 type aluminum alloy using a directional solidification technique. 3<sup>rd</sup> International Conference on molten aluminum processing, AFS, Nov. 1992, pag. 141.
- 40 B. H. Alexander, F. N. Rhines. "Dendritic Crystallization of Alloys". Journal of Metals, vol. 88, (1267)
- 41 M. Shamsuzzoha, L. M. Hagan, J. T. Berry. Effects of Modifying Agents on Crystallography and Growth of Silicon Phase in Al-Si Casting Alloys. AFS Transactions 93-154, pag. 999.
- 42 Frank King "El Aluminio y sus Aleaciones" México, 1992, pp (81-94, 105-106, 111, 131, 133, 190-191)
- 43 ASM Handbook, Vol 2, 10<sup>a</sup> Edition, ASM International. E.U 1992, pp (3-5, 21, 30,59,74-75,123,135)
- 44 J.E. Gruzleski, B.M. Closset, "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys", Edición 2011
- 45 J.D. Robson and P.B. Pragnell, "Predicting recrystallised volume fraction in aluminium alloy 7050 hot rolled plate," Materials Science and Technology, Vol. 18, 2002, pp. 607-614.
- 46 B. Morere, C. Maurice, R. Shahani and J. Driver, "The influence of Al<sub>3</sub>Zr dispersoids on the recrystallization of hot-deformed AA 7010 alloys," Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, 2001, pp. 625-632.

- 47 P. Sepehrband, R. Mahmudi and F. Khomamizadeh, "Effect of Zr addition on the aging behavior of A319 aluminum cast alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 52, 2005, pp. 253-257.
- 48 R. Mahmudi, P. Sepehrband and H.M. Ghasemi, "Improved properties of A319 aluminum casting alloy modified with Zr," *Materials Letters*, Vol. 60, 2006, pp. 2606-2610.
- 49 K.E. Knipling, "Development of a nanoscale precipitation-strengthened creep-resistant aluminum alloy containing trialuminide precipitates," PhD Thesis, Northwestern University, Evanston, IL, 2006.
- 50 J.L. Murray: Alcoa, Alcoa Center, PA, Personal Communication, 2005.
- 51 K.I. Moon, K.Y. Chang, K.S. Lee, "The effect of ternary addition on the formation and the thermal stability of L12 Al<sub>3</sub>Zr alloy with nanocrystalline structure by mechanical alloying," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 312, 2000, pp. 273-283.
- 52 Z. Liu, "Thermodynamics of nanoscale precipitate strengthened Fe-Cu and Al-Transition-Metal systems from first principles calculations, PhD. Thesis, Northwestern University, Evanston, IL, 2006.
- 53 W.L. Manknis and S. Lamb, "Nickel and nickel alloys," *Metals Handbook*, Vol. 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 10th Edition, Materials Park, Ohio, 1990, pp. 1374-1380.
- 54 J.G. Kaufman, *Properties of aluminum alloys: Tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures*, ASM International, Materials Park, Ohio, 1999, pp. 714-724.
- 55 L. Sang-Yong, L. Jung-Hwan and L. Young-Seon, "Characterization of Al7075 alloys after cold working and heating in the semi-solid temperature range," *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 111, 2001, pp. 42-47.
- 56 D.R. Askeland, *The Science and Engineering of Materials*, 3rd Edition, Chapman and Hall, Boston, MA, 1996.

- 57 C. R. Hutchinson and S. P. Ringer, "Precipitation processes in Al-Cu-Mg alloys microalloyed with Si," *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 31A, 2000, pp. 2721-33.
- 58 S. Abis, M. Massazza, P. Mengucci and G. Tiontino, "Early Ageing Mechanisms in a High-Copper AlCuMg Alloy," *Scripta Materialia*, Vol. 45, 2001, pp. 685-691.
- 59 M. Taya and R.J. Arsenault, *Metal Matrix Composites - Thermomechanical Behavior*, Pergamon Press, New York, 1989.