

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



**TESIS**

**“ESTUDIO DE LOS FENÓMENOS DE TRANSPORTE DURANTE LA  
SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES AL-CU-SI-NI PARA LA  
FUNDICIÓN DE MOLDES PARA MOLDEO ROTACIONAL”**

**P R E S E N T A:**

**JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE  
MATERIALES**

**FEBRERO 2016**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**TESIS**

**“ESTUDIO DE LOS FENÓMENOS DE TRANSPORTE DURANTE LA  
SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES AL-CU-SI-NI PARA LA  
FUNDICIÓN DE MOLDES PARA MOLDEO ROTACIONAL”**

**P R E S E N T A:**

**M.C. JOSÉ ROBERTO BENAVIDES TREVIÑO**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE  
MATERIALES**

**FEBRERO 2016**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**  
**SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**

Los miembros del comité de tesis, recomendamos que la tesis "**Estudio de los fenómenos de transporte durante la solidificación de aleaciones Al-Cu-Si-Ni para la fundición de moldes para moldeo rotacional**" realizada por el **MC. José Roberto Benavides Treviño**, con el número de matrícula 1258366, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de los Materiales.

El Comité de Tesis



---

Dr. Arturo Juárez Hernández  
Asesor



---

Dr. Marco Antonio L. Hernández Rodríguez  
Revisor



---

Dr. Francisco Alfredo García Pastor  
Revisor



---

Dr. Martin Herrera Trejo  
Revisor

---

Dr. José Luis Camacho Martínez  
Revisor

---

Dr. Simón Martínez Martínez  
Subdirector de Estudios de Posgrado

Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza, N. L., a Febrero del 2016.

# DEDICATORIA

## **A MI ESPOSA**

Caro, que viniste para darme esperanza y llenarme de fe cuando más lo necesitaba, por ser comprensible y apoyarme siempre en todo incondicionalmente, por ser la razón que el mundo brille cada día y por estar a mi lado sin importar lo difícil que se pongan las cosas.

## **A MIS PADRES**

Jesús y Alicia a los cuales estoy eternamente agradecido por la educación que me dieron, por sus cuidados y por todos los momentos felices y tristes que vivimos, gracias por su paciencia y comprensión, el camino no fue fácil sin embargo gracias a ustedes todo esto fue posible.

## **A MIS HERMANOS**

Jesús y Alejandro por apoyarme en los momentos más difíciles y compartir todos los momentos de felicidad, y a mis hermanas Marisol, Isabel y Delia por su amistad.

# AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado durante toda mi estancia de posgrado ya que fue uno de los factores más importantes que me permitieron realizar este proyecto.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y a la Universidad Autónoma de Nuevo León, por darme la oportunidad de lograr esta meta.

Al Dr. Arturo Juárez Hernández por su tiempo, su asesoría en los temas estudiados, por su apoyo para el desarrollo de este proyecto, por su paciencia y por su amistad.

Al Dr. Marco Hernández Rodríguez por sus consejos, por su aportación de conocimiento en los procesos de desarrollo y análisis y por su amistad.

Al Dr. José Manuel Diab Zavala que gracias a su apoyo se pudieron fabricar los equipos requeridos para el proyecto, por brindar con su conocimiento y por su amistad.

A la Dra. Karina Araceli Cabriales Gómez que fue como una luz que iluminó este proyecto con la aportación de su conocimiento científico, por el apoyo en el uso de los equipos de análisis usados, por su gran amistad y sinceridad.

Al Ing. Emmanuel Norberto Garza Collazo que sin su apoyo nada de esto hubiera sido posible y por su amistad, a Raúl, William, Katy, y demás compañeros que colaboraron en la realización de las pruebas.

Al ing. Jorge Luis Vela Martínez y al ing. Juan Carlos Gómez de León los cuales me brindaron su total apoyo en el diseño, construcción y puesta en marcha de los equipos, así como también por ser unos buenos amigos.

# Contenido

<b>RESUMEN.....</b>	<b>v</b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS.....</b>	<b>vi</b>
<b>CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN GENERAL.....</b>	<b>1</b>
1.1 Descripción general del proyecto.....	1
1.2 Objetivo general del proyecto.....	2
1.3 Hipótesis.....	3
1.4 Objetivos específicos.....	3
<b>CAPÍTULO 2: REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>4</b>
2.1 Introducción al moldeo rotacional.....	4
2.2 Etapas del moldeo rotacional.....	6
2.3 Diseño del molde.....	9
2.3.1 Requerimientos de los moldes.....	11
2.4 Ventajas y desventajas del proceso de moldeo rotacional.....	12
2.5 Solidificación.....	13
2.5.1 Estructura del frente de solidificación.....	15
2.5.2 Contracción.....	17
2.5.3 Tipos de Macrosegregación.....	18
2.6 Simulación y modelos de macro y micro segregación.....	19
2.7 Reducción de la macrosegregación.....	31
2.8 Selección de la aleación.....	31
2.8.1 Elementos utilizados en aleaciones de aluminio.....	32
2.8.2 Diagrama de fases Al-Cu, Al-Si.....	34
2.9 Análisis termo-físico.....	35
<b>CAPÍTULO 3: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>37</b>
3.1 Diseño del molde.....	38
3.2 Simulación del proceso de colada.....	41
3.3 Método de moldeo y fabricación de molde cerámico.....	43
3.5 Diseño de la aleación.....	55
3.5 Velocidades de enfriamiento.....	56
3.6 Análisis de contracción y porosidad por la prueba tatur.....	58
3.7 Preparación metalográfica.....	60
3.8 Propiedades térmicas.....	60

3.9 Fabricación de moldes cerámicos compuestos .....	63
<b>CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....</b>	<b>68</b>
4.1 Diseño del molde .....	68
4.2 Simulación del proceso de colada .....	70
4.3 Simulación de precipitación de fases .....	77
4.4 Velocidades de enfriamiento.....	88
4.5 Resultados del análisis de contracción y porosidad por la prueba tatur .....	99
4.6 Análisis de las metalográfico .....	101
4.6.1 Identificación de fases usando SEM-EDX.....	104
4.6.2 Identificación de fases usando difracción de rayos-X .....	111
4.7 Resultados de medición de propiedades térmicas.....	114
4.8 Resultados de enfriamiento de moldes compuestos.....	123
<b>CAPÍTULO 5: CONCLUSIONES.....</b>	<b>132</b>
5.1 Conclusiones del diseño de molde .....	132
5.2 Conclusiones de la simulación del proceso de colada .....	133
5.3 Conclusiones de la simulación de fases .....	133
5.4 Conclusiones de las velocidades de enfriamiento.....	134
5.5 Conclusiones de la prueba tatur.....	134
5.6 Conclusiones del análisis metalográfico e identificación de fases (SEM-EDX y rayos-X)....	134
5.7 Conclusiones del análisis de propiedades térmicas.....	135
5.8 Conclusiones de enfriamiento de moldes compuestos.....	136
5.9 Trabajo futuro .....	136
<b>REFERENCIAS.....</b>	<b>138</b>
<b>LISTA DE TABLAS .....</b>	<b>143</b>
<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>143</b>
<b>ANEXOS .....</b>	<b>145</b>
Anexo A. Planos del molde.....	145
Anexo B. Resultados de simulaciones computacionales.....	146
Anexo C. Resultados curvas de enfriamiento.....	149
Anexo D. Resultados de conductividad térmica .....	151
Anexo E. Productos .....	152

# RESUMEN

Se llevó a cabo el estudio de los fenómenos de transporte durante la solidificación de aleaciones Al-Cu-Si-Ni para la fundición de moldes para moldeo rotacional. La experimentación realizada en este proyecto presenta una metodología para la manufactura de moldes de aluminio que consistió en el diseño del molde de rotomoldeo y su sistema de colada, posteriormente se realizó un análisis de llenado y solidificación utilizando simulaciones computacionales con la finalidad de eliminar defectos. En la segunda etapa se fabricó un molde cerámico con la geometría deseada para vaciar el metal en estado líquido, una vez solidificado el metal se quiebra el molde cerámico y se obtuvo el molde metálico para rotomoldeo. La tercera etapa fue el diseño de una aleación Al-Cu-Si en donde se modificó el contenido de Si creando dos grupos principales, de 3 y 6% de Si, a estos grupos se adicionó 0, 0.3 y 0.6% de Ni con el objetivo de estudiar su efecto sobre las propiedades térmicas para mejorar la conductividad térmica de la aleación y disminuir tiempos de producción. La cuarta etapa consistió en la simulación de precipitación de fases y propiedades termo-físicas utilizando el software comercial JmatPRO, y la fundición de las muestras. En la quinta etapa se utilizó la prueba tatur con la cual se midió la densidad, la susceptibilidad de microporosidad y porcentaje de contracción de cada aleación. La última etapa fue la caracterización de los intermetálicos presentes en las muestras por medio de análisis térmico, microscopia electrónica de barrido (SEM), difracción de rayos-X, DSC, y un analizador de conductividad térmica. El aumento de 3 a 6% de Si dio como resultado una disminución en la conductividad térmica de ~5 W/m°C, por otro lado el aumento de 0 a 0.6% de Ni incrementa la conductividad térmica de 148 a 164 W/m°C para el grupo 1 (3% Si) y de 143 a 146 W/m°C para el grupo 2 (6% de Si) a 300°C.

# LISTA DE SÍMBOLOS

Esta lista contiene los símbolos más utilizados en el proyecto:

$A_o$	Capas límite.	$S_H$	Transformación de fase.
$B_o$	Capas límite.	$S_m$	Movimiento de fase.
$C$	Composición química de la aleación.	$S_m$	Movimiento de una fase, interacción ente S/L, convección natural o encogimiento.
$C_o$	Composición química inicial.	$T_f$	Temperatura de fusión.
$c$	Calor específico.	$\dot{T}$	Velocidad de enfriamiento.
$C_S$	Composición química del sólido.	$t$	Tiempo.
$C_E$	Composición eutéctica.	$t_{1/2}$	Tiempo medio requerido para que la temperatura de la cara posterior llegue a la mitad de su máximo.
$C_\alpha$	Composición media en el líquido en la interfaz en frente de la fase $\alpha$ .	$V$	Velocidad promedio.
$C_p$	Capacidad calorífica a presión constante.	$V$	Velocidad de crecimiento.
$D$	Coefficiente de difusión.	$X$	Distancia solidificada.
$D_s$	Difusividad de las especies.	$\gamma$	Energía superficial ( $J \cdot m^{-2}$ ).
$f_s$	Fracción sólida.	$\gamma_n$	Es una raíz de $J_1(x) = 0$ .
$G$	Gradiente térmico.	$Z$	Espesor de la muestra.
$HTC$	Coefficiente de transferencia de calor.	$\rho$	Densidad.
$H$	Entalpía.	$\nabla$	Nabla.
$I$	Intensidad de nucleación.	$\alpha$	Coefficiente de retro difusión.
$k$	Coefficiente de partición.	$\alpha$	Difusividad térmica.
$k$	Conductividad térmica.	$\lambda$	Espaciamiento en la interfaz.
$k_e$	Conductividad térmica por el transporte de electrones.	$\beta$	Coefficiente de expansión térmica o solutal.
$k_g$	Es la conductividad térmica por el transporte de fonones.	$\Gamma$	Coefficiente de Gibbs-Thomson.
$m$	Masa.	$\Delta T_N$	Subenfriamiento requerido para una nucleación heterogénea.
$N$	Densidad volumétrica de los núcleos.	$\Delta T_c$	Subenfriamiento debido a la diferencia de concentraciones en el frente columnar.
$P$	Depende sólo de la relación de $S_\alpha / S_\beta$ .	$\Delta C_\infty$	Diferencia entre composición inicial del líquido y la composición del eutéctico.
$r^*$	Radio.		
$r_f$	Radio final.		
$r_\alpha$	Radio de la fase $\alpha$ .		
$r_\beta$	Radio de la fase $\beta$ .		
$S_\alpha$	Espesor de la fase $\alpha$ .		
$S_\beta$	Espesor de la fase $\beta$ .		
$S_C$	Transformación de fase y movimiento de fase.		

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN GENERAL

### 1.1 Descripción general del proyecto

En años recientes la fabricación de productos de plástico se ha incrementado en gran medida debido a su fácil procesamiento, a su gran versatilidad para crear piezas de cualquier dimensión con un buen acabado superficial desde el moldeo (sin necesidad de operaciones secundarias), a que son muy ligeros, tienen una amplia gama de colores, son resistentes a la corrosión y principalmente a su bajo costo de producción. Se han desarrollado muchas técnicas diferentes para su manufactura, entre ellas se encuentra el moldeo rotacional o rotomoldeo con el que se obtienen productos huecos. El proceso consiste en colocar el polímero en un molde metálico que se mantiene en movimiento mientras se calienta externamente; el plástico se funde y se pega a las paredes; después se enfría (sin dejar de moverse), y por último se retira la pieza de plástico.

Normalmente los moldes metálicos utilizados en el moldeo rotacional se fabrican de lámina de acero, níquel o fundición de aluminio, dependiendo del polímero que se utilizará y la complejidad de la pieza a producir.

Cuando se presentan piezas de geometrías complejas de pequeño a mediano tamaño se utilizan moldes de una aleación denominada duraluminio la cual contiene ~4%Cu, 1.5% Mg, y 0.6% Mn que posee buenas propiedades mecánicas, pero su resistencia a la corrosión y su conductividad térmica son bajas en comparación con otras aleaciones de aluminio, además de presentar heterogeneidad química a lo largo del casting lo que se conoce como macrosegregación, la cual es perjudicial para toda pieza fundida y debe ser evitada.

La tendencia en el moldeo rotacional, es obtener piezas de mayor complejidad y precisión, y a reducir el tiempo de proceso; lo que implica que se deben desarrollar los procesos de manufactura adecuados y aleaciones con mayor conductividad térmica, resistencia a la corrosión y a la fatiga térmica sin sacrificar propiedades mecánicas.

El presente trabajo se enfoca al estudio de las propiedades de vaciado y solidificación de aleaciones de aluminio utilizadas en la manufactura de moldes para moldeo rotacional. Se evalúa la evolución de la microestructuras durante los ciclos térmicos del molde, y su efecto sobre la vida útil del mismo.

## **1.2 Objetivo general del proyecto**

Estudiar los fenómenos que rigen la solidificación (principalmente la micro segregación) de las aleaciones de aluminio utilizadas por el moldeo rotacional; seleccionar la que presente una vaciabilidad adecuada y la mejor conductividad térmica manteniendo sus propiedades mecánicas.

### 1.3 Hipótesis

Es posible desarrollar una aleación Al-Cu-Si-Ni con mayor conductividad térmica sin reducir sus propiedades mecánicas, ni de resistencia a la corrosión, y que posea buena vaciabilidad respecto a la aleación ~4%Cu, 1.5% Mg, y 0.6% Mn, que normalmente se utiliza en la manufactura de moldes de función para rotomoldeo, y con ello lograr una reducción en el tiempo de producción de piezas de plástico.

### 1.4 Objetivos específicos

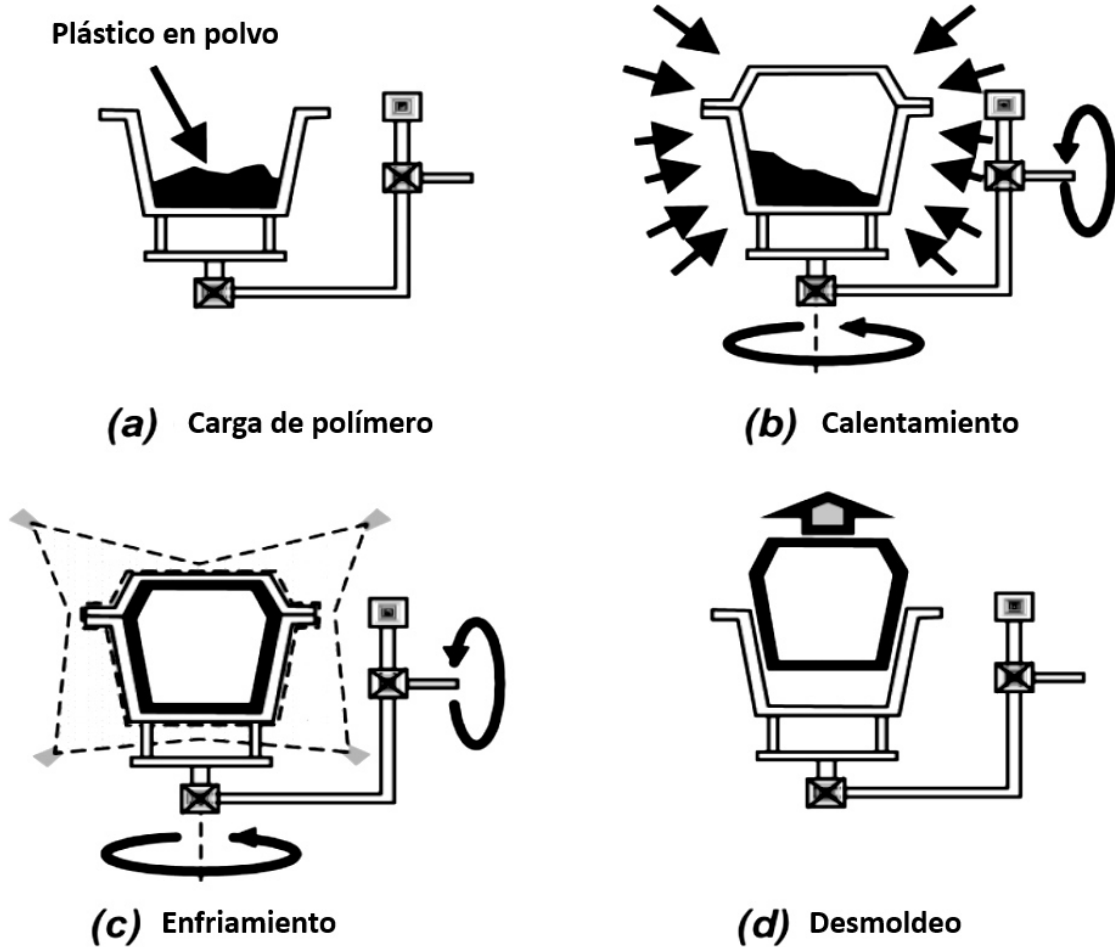
- Diseño y construcción de un molde para rotomoldeo a nivel laboratorio, utilizando software de diseño.
- Selección del método de fabricación del molde cerámico para fundición;
  - Espuma perdida (*Lost foam*)
  - Cera perdida (*Lost wax*)
  - Yeso (*Plaster*)
- Análisis y simulación del llenado y solidificación del metal utilizando elemento finito.
- Selección de la aleación de aluminio y análisis de sus propiedades.
  - Composición química
  - Propiedades mecánicas
  - Propiedades térmicas
- Diseño de un modelo para análisis en 2D de la micro segregación de las aleaciones seleccionadas.
- Comparar las propiedades y microestructura desarrollados a diferentes velocidades de enfriamiento, utilizando moldes de arena e investimento.
- Realizar evaluaciones de susceptibilidad a la microporosidad de las aleaciones de aluminio vaciadas, utilizando la prueba tatur.

# CAPÍTULO 2

## REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Introducción al moldeo rotacional

El moldeo rotacional también conocido como rotomoldeo o rotocasting, es un proceso para manufacturar productos huecos de plástico [1]. El proceso tradicional consiste en colocar una cierta cantidad de polímero en polvo, granular o líquido dentro de la cavidad de un molde metálico, ambos a temperatura ambiente, luego el molde se cierra y se hace rotar lentamente en un sistema biaxial mientras se calienta, cuando el molde alcanza cierta temperatura el polímero se funde y se adhiere a las paredes internas en capas sucesivas hasta que todo el plástico se ha derretido, entonces el molde se enfría (sin detener la rotación) hasta que el polímero solidifica completamente, por último se extrae la pieza, y se repite la operación. Las etapas anteriormente descritas se ven ilustradas en la Figura 2.1.

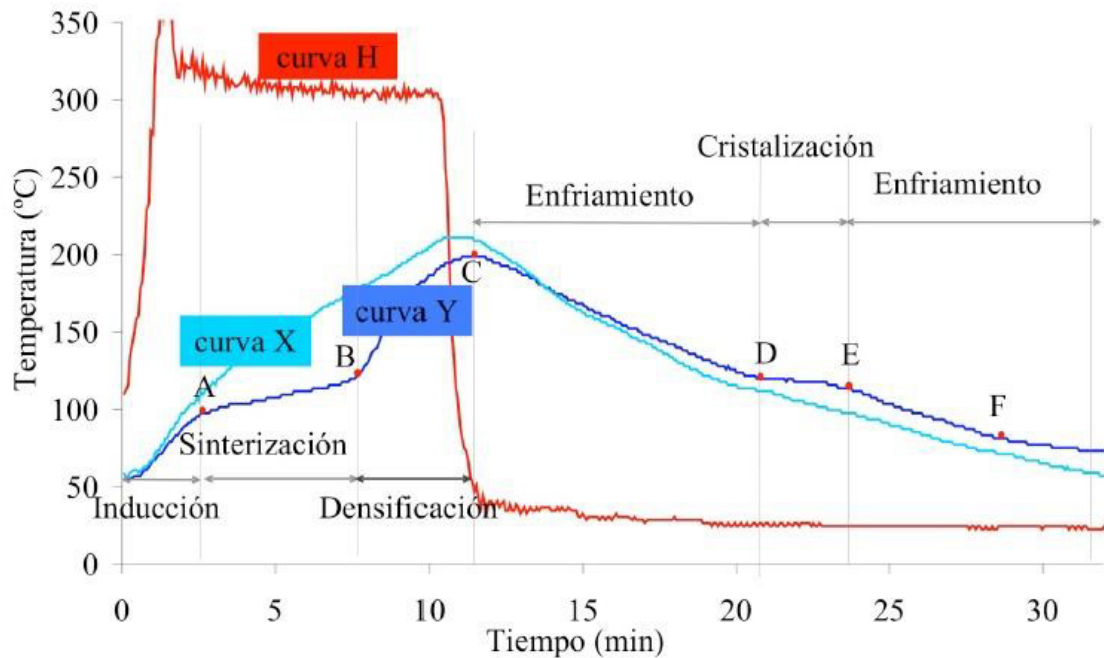


**Figura 2.1** Etapas del proceso tradicional de un ciclo de rotomoldeo, a) carga del polímero, b) calentamiento, c) enfriamiento, d) desmoldeo. [1]

La calidad del producto final depende de las condiciones del proceso como también de las características del polímero utilizado, el tamaño y distribución de partículas. En promedio el tamaño de las partículas se debe encontrar entre 150 y 500  $\mu\text{m}$ , las partículas más finas se mueven con mayor libertad entre las demás y son las primeras en fundir al calentarse el molde y mejoran el acabado superficial, menor porosidad, además de reducir el tiempo de ciclo. Uno de los polímeros más utilizados es el polietileno (PE) el cual sin embargo muestra una insuficiencia en propiedades mecánicas por lo que se han empezado a utilizar microfibras para aumentar su desempeño [2].

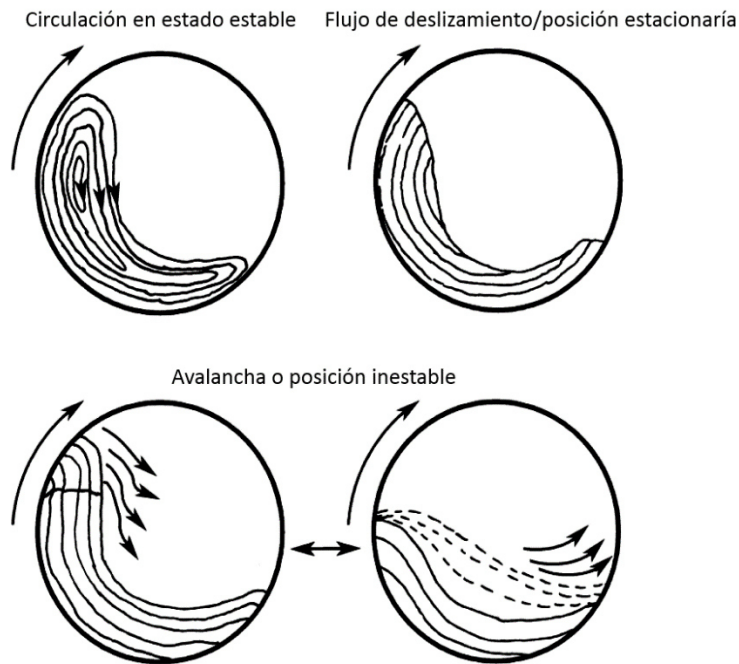
## 2.2 Etapas del moldeo rotacional

En la sección 2.1 se describieron las etapas del proceso de moldeo rotacional, sin embargo es necesario hacer énfasis en cada una de ellas porque es importante conocer el historial térmico no solo en el exterior del molde sino también con el polímero y el aire en su interior. En la Figura 2.2 se muestran los perfiles de tiempo-temperatura durante un ciclo normal de moldeo rotacional, para el aire que rodea el molde, el molde y el aire contenido dentro del molde.



**Figura 2.2** Perfiles de temperatura durante un ciclo térmico de moldeo rotacional. Curva H: aire que rodea al molde, Curva X: molde y Curva Y: aire dentro del molde [3].

En el interior del molde se pueden diferenciar 6 etapas diferentes; la primera etapa se conoce como **inducción** en donde el material en polvo se encuentra moviéndose en la base del molde mientras este gira biaxialmente y ambos se encuentran a temperatura ambiente, después el molde se introduce en un horno y se empieza a calentar, la gravedad mantiene el polímero en polvo en el fondo del molde (al estar girando el molde, el polvo es arrastrado por la pared y cae de nuevo en la zona central) como se observa en la Figura 2.3.



**Figura 2.3 Circulación de la cama de polvo en el interior del molde. [1]**

Los métodos de calentamiento en un sistema de moldeo rotacional son diversos, el primero que se utilizó fue el de flama abierta, donde se utilizaban antorchas o quemadores para calentar el molde, después se utilizaron hornos de aire caliente (este método aún se sigue utilizando), Kearns comparó el sistema de calentamiento de flama abiertas y de horno de aire caliente y determinó que el método más conductivo es el de flamas directa [4] .

La segunda etapa, conocida como **de sinterización** ocurre cuando las partículas de menor tamaño se derriten aumentando su viscosidad, lo que provoca una adhesión a las paredes del molde. Conforme el molde continúa girando, se van adhiriendo nuevas capas de material unas sobre otras y de esta forma es como el material se distribuye completamente en el interior del molde.

Algunos autores [5-8] han desarrollado modelos matemáticos basados en el método de elemento finito (FEM) que permiten simular el proceso de rotación del molde, el movimiento del polvo interno y el flujo de calor desde el exterior (método de calentamiento) hacia el interior del molde (espesor de pared del molde, el polímero en sus diferentes fases y el aire interno), y viceversa, así como también el espesor de la pieza de plástico final.

La tercera etapa, **densificación** empieza cuando todo el material sinterizado se encuentra formando una especie de película fundida, en el interior de esta película quedan atrapadas burbujas de aire (las cuales son generadas por el proceso de sinterización y no pueden escapar debido a la alta viscosidad del polímero fundido). Durante esta etapa la pieza se mantiene en el horno mientras las burbujas son eliminadas.

La cuarta etapa, **enfriamiento inicial** depende principalmente del sistema de enfriamiento seleccionado, siendo los más comunes el aire forzado, el agua pulverizada o combinaciones de ambos. En esta etapa el polímero se encuentra en estado líquido.

La quinta etapa, **crystalización** es donde se ordenan los átomos formando estructuras cristalinas durante el proceso de solidificación. Esta etapa es muy importante ya que la morfología del material (grado de cristalinidad, tipo y tamaño de los microcristales) determina las propiedades de la pieza final. Durante el enfriamiento el flujo de calor se invierte donde la zona más caliente es el plástico interno. Si el enfriamiento es lento los polímeros desarrollan contenidos cristalinos altos (siempre y cuando el polímero presente cristalinidad) además de un encogimiento considerable, mientras que por el contrario si el enfriamiento es

drástico el contenido de cristalinidad será pobre (y el encogimiento será mucho menor), las capas del polímero en contacto con el molde serán menos densas (con un volumen específico menor) y las capas internas serán más densas, por lo tanto aparecerán tensiones que provocarán el alabeo de la pieza. Por medio de un análisis de calorimetría diferencial de barrido, DSC, se puede predecir el grado de cristalinidad del polímero usando como base su velocidad de enfriamiento [9].

En la última etapa, **enfriamiento final** la pieza se despega del molde, y si está lo suficientemente fría en este punto se puede desmoldar. En el perfil de temperatura del molde, curva X, se observa un pequeño cambio de pendiente.

Para mejorar la eficiencia del proceso de calentamiento/enfriamiento en superficies muy grandes y la transferencia de calor por convección es pequeña se pueden utilizar aletas (o extensiones) las cuales han comprobado mejorar enormemente la eficiencia [10, 11].

### 2.3 Diseño del molde

La mayoría de los moldes utilizados en moldeo rotacional son fabricados de metal, siendo los más utilizados las láminas de acero, níquel (galvanizado), o fundición de aluminio [1]. Generalmente son de un espesor relativamente delgado porque a diferencia de otros procesos de conformado de plástico, las fuerzas ejercidas sobre el molde son pequeñas y por otro lado permite calentar y enfriar rápidamente.

La fundición de aluminio se utiliza para fabricar moldes de pequeño a mediano tamaño con cierto grado de complejidad, que no es posible lograr con láminas de acero.

El aluminio tiene una excelente conductividad térmica pero es muy blando y menos rígido que otros metales. Por esta razón los moldes de aluminio tienden a tener paredes de mayor espesor.

El primer paso para la fabricación de un molde es crear un patrón o prototipo de la pieza deseada, la cual puede ser con de madera, yeso, ABS, resinas, espuma o cualquier otro material. Si el molde fabricado es de aluminio debe ser 3.5% a 4% mayor que la pieza de trabajo con el objetivo de compensar su contracción al enfriar.

Los moldes normalmente se componen de 2 o más partes que son separadas por líneas de división dependiendo de la complejidad de las piezas, sin embargo entre menos partes tenga su manipulación será más sencilla. Por otro lado es necesaria la utilización de bridas que permitan cerrar fuertemente el molde, pero que a su vez se puedan abrir fácilmente. Estas bridas actúan como un sumidero de calor durante el calentamiento, o como una zona caliente durante el enfriamiento por lo tanto es necesario dejar espacios entre brida y brida (150 a 200mm).

Para asegurar el correcto sellado del molde se utilizan mordazas o *clamps* para minimizar el daño de las líneas de partición en vez de tornillos, los cuales dificultan el armado (y desarmado) y desgastan progresivamente las bridas.

En los moldes de moldeo rotacional es normal tener un venteo que permita que el aire escape durante el calentamiento, esto es debido a que la presión del aire en un sistema cerrado tiende a aumentar cuando es calentado lo que provoca un escape de material por las líneas de partición y en el peor de los casos ocurra alguna deformación del molde metálico.

En el caso del enfriamiento, la presión disminuye considerablemente distorsionando por ende la pieza de plástico. Una regla usada para calcular el tamaño del venteo es dejar una salida de aire de 13 mm por cada metro cúbico.

Los moldes además deben tener un buen acabado superficial tomando en cuenta que una superficie altamente pulida no es deseable, debido a que el polvo no se puede adherir a las paredes y por lo tanto, no es capaz de reproducir la geometría. Típicamente el acabado superficial se realiza con un chorro de arena, *sandblast*, usando arena con granulometría de malla de 100 a 200.

### **2.3.1 Requerimientos de los moldes**

Los moldes son la pieza clave en el proceso de moldeo rotacional y deben cumplir con los siguientes requerimientos básicos:

- Deben tener una buena conductividad térmica para calentar y enfriar rápidamente.
- Deben tener la suficiente resistencia mecánica que impida su deformación durante los ciclos de enfriamiento y calentamiento.
- Las partes del molde deben poder cerrarse fuertemente pero abrirse fácilmente.
- Se deben poder montar en las máquinas sin que interfieran u obstaculicen el flujo del aire a su alrededor.
- Y deben tener una salida de aire para evitar que aumente o disminuya su presión interna en las diferentes etapas del proceso.

## 2.4 Ventajas y desventajas del proceso de moldeo rotacional

Entre las principales ventajas y desventajas que presenta el moldeo rotacional podemos enumerar las siguientes:

Ventajas:

- Las máquinas y moldes necesarios son relativamente baratos y de “baja complejidad”.
- Se puede trabajar con moldes de distintos tamaños y formas siendo un proceso flexible.
- Se pueden obtener productos de plástico huecos de varios tamaños (desde pequeños hasta muy grandes), cosa que no se puede realizar por otras técnicas de procesamiento de polímeros.
- Las piezas están libres de esfuerzos residuales (tensiones internas).

Desventajas:

- El costo de los materiales es relativamente alto, ya que es necesario procesar los polímeros antes de utilizarlos.
- Los ciclos de operación son largos porque el proceso empieza y termina a la misma temperatura.
- La carga y la descarga de los moldes resulta ser muy laboriosa y complicada.
- Por último, los materiales utilizados son limitados en comparación de otros procesos.

## 2.5 Solidificación

La **solidificación** es una transformación de fase que está presente en toda la materia, la podemos observar en el cambio de líquido a sólido de unos simples cubos de hielo hasta los procesos más complejos de procesamiento de materiales (crecimiento de cristales, soldadura, fundición, colada continua, etc.). En el caso particular de los metales, una característica esencial de la solidificación es el cambio asociado con la liberación de calor latente y redistribución de soluto. El soluto no siempre es distribuido uniformemente en el sólido y esta heterogeneidad es lo que conocemos como segregación. Dado que el soluto puede ser transportado por difusión o por convección (o ambos), el patrón de segregación puede ser bastante diferente dependiendo del proceso involucrado [12].

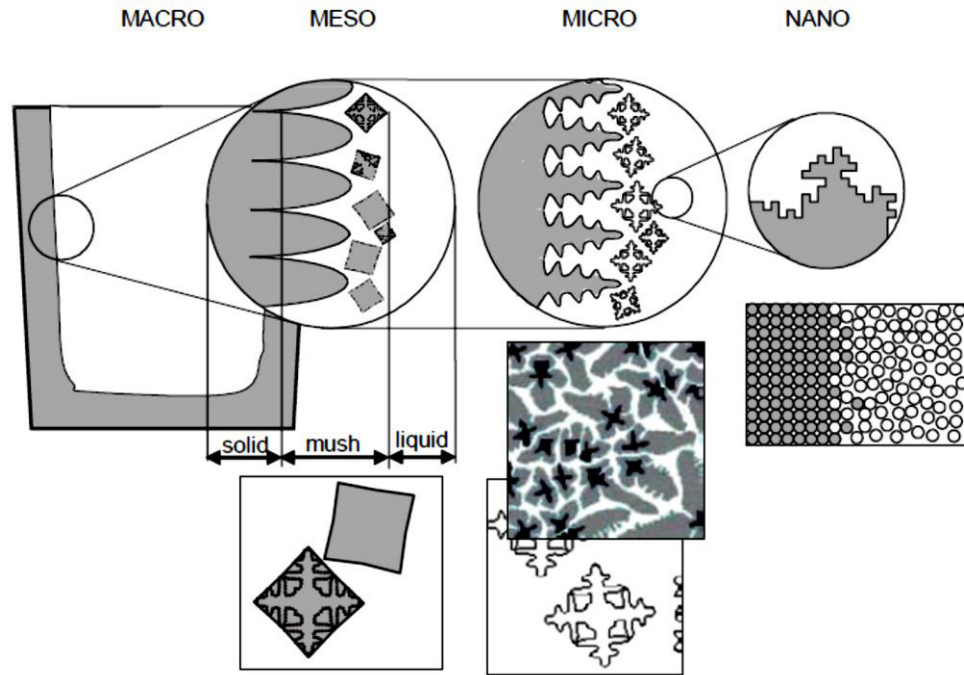
Basándonos en la escala, la segregación se puede clasificar en tres tipos (Figura 2.4), micro, meso y macro segregación [13], a continuación se describirán brevemente:

La microsegregación es un fenómeno de corto alcance (su escala varía entre  $10^{-6}$  a  $10^{-5}$  m) y sucede en las regiones que comprenden tanto a las celdas como los brazos dendríticos secundarios, toma lugar en la escala microscópica en donde hay un sucesivo enriquecimiento de soluto para producir capas sucesivas dentro de las dendritas y celdas (se clasifica en: regiones inter celulares, inter dendríticas y en los límites de grano).

La mesosegregación (generalmente se considera en el orden de  $10^{-4}$  m) permite describir las propiedades de la microestructura de los granos, sin tomar en cuenta los límites de grano.

La macrosegregación es un fenómeno de largo alcance (en un rango de  $10^{-3}$  a  $10^0$  m) y se refiere a grandes diferencias de concentración de soluto entre las diferentes secciones de cualquier pieza vaciada. La macrosegregación es producida por la distribución del soluto (la densidad del líquido no es uniforme

durante la solidificación lo que induce la convección termo-solutal), movimiento del fluido inducido por la contracción (durante la solidificación) y el transporte de pequeños fragmentos sólidos o deformación en la zona pastosa, también conocida como *mushy zone* [14], resultando en grandes variaciones de propiedades mecánicas y físicas que son perjudiciales para el desempeño de la pieza [15].



**Figura 2.4 Escala de la longitud de solidificación. [13]**

Tomando en cuenta la forma, localización y concentración, se pueden observar diferentes tipos de macrosegregación en una pieza de colada, *casting*, tales como; “segregación en la línea central”, “segregación A”, “segregación V” y “pecas”, *freckles* [16]. En la mayoría de los procesos de conformados de metales la macrosegregación puede ser muy importante ya que puede originar de problemas (ej. grietas).

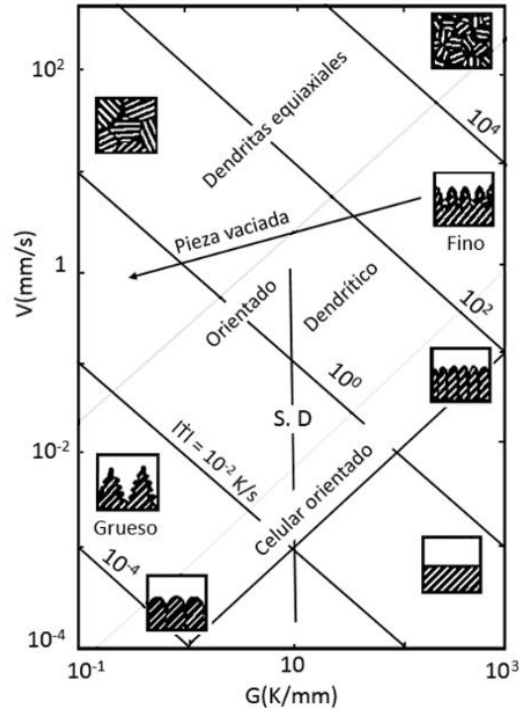
A diferencia de la microsegregación que puede ser disminuida durante la homogenización, es prácticamente imposible remover la macrosegregación debido a las distancias en que las especies tienen que moverse [17].

En la literatura se reporta que se han llevado a cabo numerosos estudios teóricos y experimentales sobre fenómenos de solidificación [18-23], los cuales han permitido identificar los mecanismos de diferentes tipos de macrosegregación, resultado del movimiento de las fases líquidas y sólidas. Donde el movimiento del líquido puede ser inducido por la contracción durante la solidificación, la fuerza de flotabilidad termo-solutal y posiblemente por fuerzas externas, tales como fuerzas magnéticas.

### **2.5.1 Estructura del frente de solidificación**

Un metal puro solidifica a temperatura constante  $T_f$  (temperatura de fusión), arriba de este punto estará en estado líquido y si se encuentra por debajo será sólido. Sin embargo una aleación solidifica en un rango de temperatura el cual depende de sus elementos químicos. El sólido y el líquido coexisten en un rango de temperatura entre las temperaturas de la línea líquidus y solidus (en un diagrama termodinámico). La distribución de solutos en las fases sólida y líquida es lo que distingue una aleación de un metal puro.

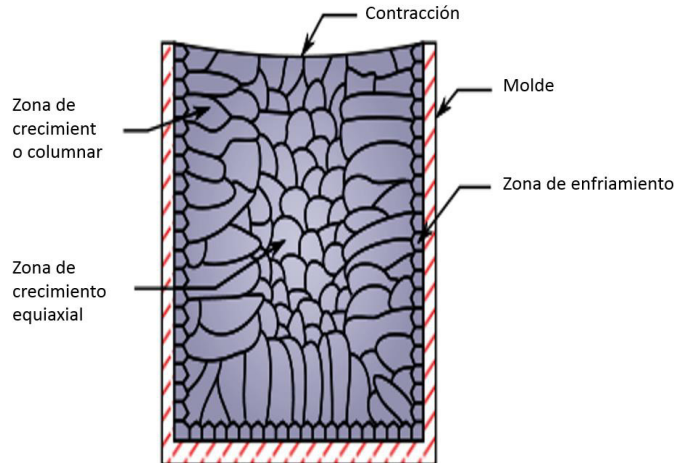
Una aleación puede tener diferentes morfologías dependiendo de su gradiente térmico  $G$ , velocidad de crecimiento  $V$ , en donde  $(G-V)$  es el equivalente a la velocidad de enfriamiento  $\dot{T}$ , en la Figura 2.5 se ejemplifican las condiciones en que se produce cada tipo de morfología [12].



**Figura 2.5 Morfologías de solidificación. [12]**

Generalmente una aleación vaciada solidifica con una interfaz dendrítica y la región que es compuesta por sólido dendrítico y líquido interdendrítico, es conocida como zona pastosa, *mushy zone*.

En la Figura 2.6 se muestra el comportamiento de la estructura de un metal al solidificar en una lingotera, en donde se puede apreciar que coexisten varios tipos de morfologías. En la interfaz del metal líquido con el molde se forman granos equiaxiales finos, generados por que el molde actúa como un extractor de calor favoreciendo el crecimiento de cristales en el líquido subenfriado. Justo delante de esta banda se produce un crecimiento dendrítico perpendicular a las paredes del molde. Y generalmente en el centro del lingote se encuentran pequeños granos suspendidos en el líquido que fueron originados por el crecimiento de dendritas. Cabe mencionar que el movimiento del líquido es importante durante el proceso de vaciado y durante la solidificación debido a que su flujo puede romper o deformar las dendritas [24].



**Figura 2.6 Esquema de la estructura en un lingote de acero.**

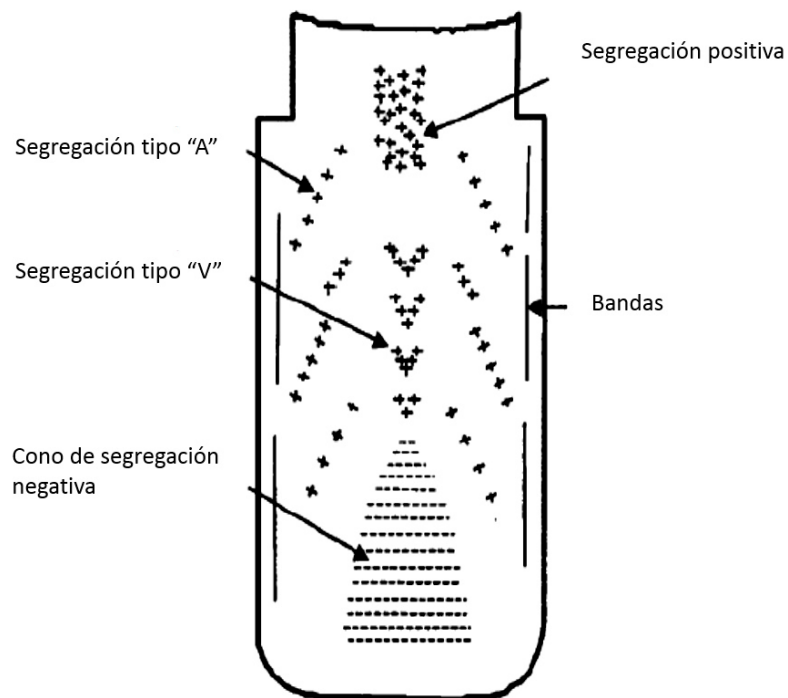
### 2.5.2 Contracción

La contracción se produce debido a la diferencia de densidades entre el líquido y el sólido. En la escala macro los defectos de contracción se pueden clasificar en porosidades o *pipe* (última zona en solidificar). La porosidad consiste en vacancias dispersas o agujeros en el metal que son producidos por la insuficiente alimentación al solidificar en la zona pastosa (donde coexisten una interfaz solido/liquido) y la evolución de gas absorbido dentro del líquido. El flujo de alimentación interdendrítica es responsable de la porosidad. Los tres factores que afectan el flujo de alimentación son: 1) el rango de solidificación de la aleación, 2) la velocidad de enfriamiento (que además afecta la estructura y tamaño de los granos) y 3) el gradiente térmico, generalmente el líquido alimentador se mueve hacia la dirección del gradiente térmico.

Por otro lado el *pipe* resulta por los efectos de la contracción local y la fuerza de gravedad. Es el resultado de la bajada de nivel de líquido asociado con el progreso de la solidificación.

### 2.5.3 Tipos de Macrosegregación

La heterogeneidad en la composición química produce segregación, durante la solidificación si existe enriquecimiento del soluto en el líquido interdendrítico producirá microsegregación. Pero si existe microsegregación más movimiento de líquido, y posiblemente fases sólidas, dará como resultado macrosegregación que será visible en una escala de centímetros hasta metros. En la Figura 2.7 se muestra un mapeo de la macrosegregación de un lingote de acero.



**Figura 2.7 Formas de macrosegregación en un lingote de acero. [16]**

Una segregación positiva indica una composición arriba de la composición nominal mientras que la segregación negativa se encuentra por debajo de la composición nominal. La segregación negativa es conocida como la sedimentación de granos equiaxiales (son fragmentos de dendritas con un pobre contenido de soluto) en el fondo del lingote. Por otro lado la segregación positiva aparece cerca de la línea central, particularmente en la parte superior, es causado por la convección termo-solutal y encogimiento conducido por el flujo

del fluido interdendrítico durante la última etapa de solidificación. La segregación “A” aparece en la zona de crecimiento columnar y es llamada también como hojuelas o canales de segregación, la segregación “V” aparece en la línea central y surge por el asentamiento de granos equiaxiales, la deformación del esqueleto sólido (o mushy zone) y la contracción por solidificación.

En sistemas de colada continua pueden ocurrir otros tipos de defectos por ejemplo el de segregación en la superficie, también conocido como exudación, (este defecto ha sido de interés para desarrollar modelos matemáticos [25]).

## **2.6 Simulación y modelos de macro y micro segregación**

Este proyecto no contempla la formulación de modelos matemáticos por lo que solo se describirán algunas ecuaciones básicas, y las condiciones más relevantes que se emplean para el análisis de la macro y micro segregación.

En la práctica (y también en las simulaciones computacionales) la geometría de la pieza vaciada representa un papel importante en la formación de los diversos tipos de macrosegregación, porque determina la forma y velocidad del líquido isoterma, y la amplitud de la zona pastosa. Todas estas características de solidificación son esenciales para el patrón de flujo del fluido, ya que sucesivamente tiene influencia en el tipo y forma de la segregación resultante.

Stefanescu explica que para describir matemáticamente la solidificación y asociarla con un fenómeno como la macrosegregación y macroencogimiento, es necesario primero entender la física involucrada en el proceso de solidificación [13]. En la escala macro el proceso es considerado como un sistema de dos fases que comprende el sólido y el líquido. La nucleación y crecimiento de fases es ignorado a esta escala.

Los modelos computacionales que describen la solidificación en la escala macro están basados en la resolución de las ecuaciones de la conservación de la masa, la energía, especies y momento [13].

Conservación de la masa (continuidad):

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho V) = S_m \quad (1)$$

En donde  $\partial \rho / \partial t$  expresan el cambio de en la densidad sobre el tiempo, describiendo el flujo de encogimiento inducido.  $V$  es la velocidad promedio y  $S_m$  el movimiento de fase.

Conservación de la energía:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho H) + \nabla \cdot (\rho V H) = \nabla \cdot \left( \frac{k}{c} \nabla H \right) + S_H \quad (2)$$

Donde  $H$  es la entalpía,  $k$  es la conductividad térmica y  $c$  es el calor específico y  $S_H$  puede ser una transformación de fase y movimiento de fase.

Conservación de las especies:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho C) + \nabla \cdot (\rho V C) = \nabla \cdot (\rho D \nabla C) + S_C \quad (3)$$

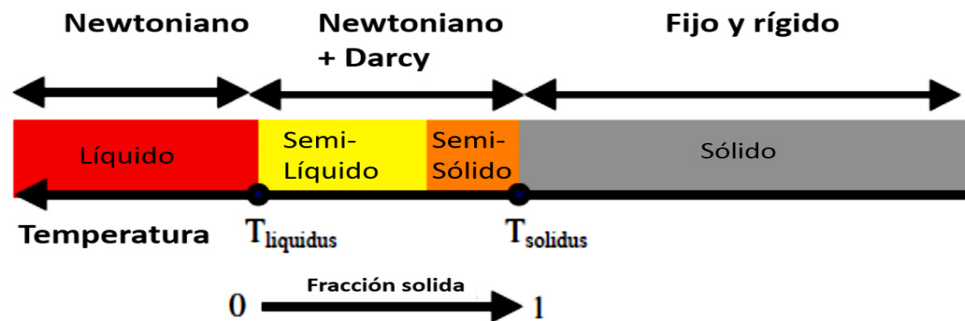
Donde  $C$  es la composición de la aleación y  $S_C$  puede ser una transformación de fase y movimiento de fase.

Conservación del momento:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho V) + \nabla \cdot (\rho V \cdot V) = \nabla \cdot (\rho v \cdot \nabla V) + S_m \quad (4)$$

Donde  $v$  es el volumen,  $S_m$  puede ser el movimiento de una fase, la interacción entre S/L, convección natural o encogimiento. Las cuales a su vez se basan en las leyes de Fourier, Fick y la de viscosidad de Newton.

En la Figura 2.8 se puede observar el progreso de la solidificación. Algunos de los programas computacionales que realizan simulaciones de solidificación utilizan este esquema para poder resolver las ecuaciones de estado, en donde, se distingue; una fase sólida (que se considera como un sistema rígido o fijo) un sistema semi-sólido que está compuesto por dendritas y líquido interdendrítico, un sistema semi-líquido compuesto de granos equiaxiales que no han alcanzado el tamaño crítico desplazándose en el líquido y por último el líquido.



**Figura 2.8 Esquema de solidificación de un material para simular la macrosegregación. [26]**

En las diferentes etapas de la solidificación es importante conocer la redistribución del soluto para conocer el tipo de segregación. Una aleación que tenga un coeficiente de partición  $k < 1$  rechazará los átomos de soluto de la primera región solidificando hacia el líquido, los átomos se van acumulando en el líquido enfrente de la interfaz sólido/líquido formando una capa que tendrá un contenido de soluto mayor que el líquido. Por otro lado, cuando  $k > 1$  la capa que se formará estará empobrecida en soluto.

Para calcular la redistribución del soluto los modelos que han sido más utilizados por diversos autores son; la regla de la palanca que considera una completa difusión en el sólido y en el líquido (microestructuras), y la regla de Gulliver Scheil que considera que no existe difusión en el sólido y una difusión instantánea en el líquido (macroestructura), y sus respectivas adaptaciones [27-30].

En la literatura se pueden encontrar numerosos trabajos usados en simulaciones computacionales para determinar la macrosegregación y su efecto sobre las propiedades mecánicas y/o posibles defectos presentes, entre ellos se encuentra el de Sylvain Gouttebroze [31] donde propone una simulación de la macrosegregación en 3D con un remallado anisotrópico usando el método de elemento finito Streamline-Upwind/Petrov–Galerkin (SUPG), además declara que el proceso de solidificación puede ser analizado con diferentes tamaños de malla, donde el líquido tendrá un mayor tamaño de malla que la zona pastosa o el sólido.

Este sistema ha sido implementado en el código de THERCAST para predecir la macrosegregación.

Miha Zaloznik [32, 33] que propone un modelo de solidificación de dos fases el cual resuelve las ecuaciones de conservación de calor, masa, soluto y momento, pero además describe el movimiento de granos equiaxiales globulares, que le permite calcular el fenómeno de macrosegregación con una mayor precisión.

Además de los métodos convencionales de solidificación se han propuesto nuevos modelos matemáticos como el que propone Yoshio Ebisu que ajusta un crecimiento direccional por medio de campos magnéticos [34].

Por otro lado, diversos autores mencionan la importancia de la microsegregación sobre la macrosegregación como L. Thuinet [35, 36] el cual propuso un modelo matemático de microsegregación que pueda ser acoplado con un código de macrosegregación, cuya finalidad sea el resolver el de equilibrio termodinámico entre fases y transformaciones peritéticas.

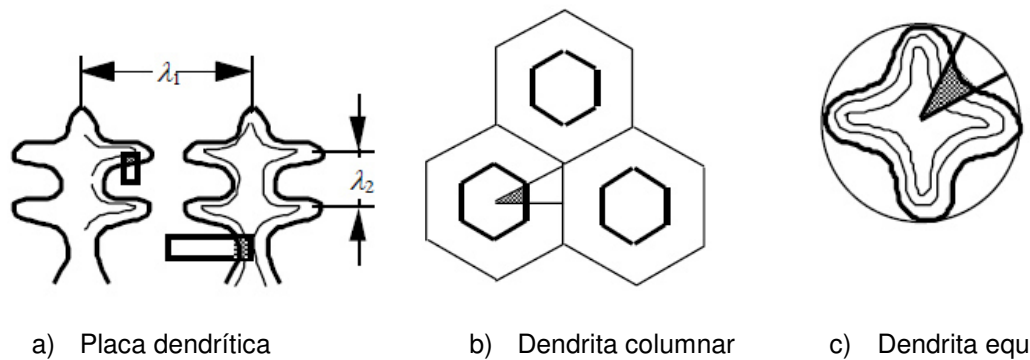
Debido a que durante la solidificación se producen diferentes fenómenos en varias escalas es necesario hacer un análisis minucioso en cada etapa, por lo que se detallaran los tipos de nucleación presentes durante la solidificación siendo estos; nucleación homogénea y nucleación heterogénea.

La nucleación homogénea implica un crecimiento de los sustratos teniendo la misma composición química en el sólido. Este tipo de nucleación se presenta mayormente en metales puros.

La nucleación heterogénea se basa en el supuesto de que el desarrollo de la estructura del grano se produce tras una familia de sustratos de diferente composición química a la del sólido. Estos sustratos tienen potenciales y densidades variables en cada población. El modelo de nucleación heterogénea se presenta cuando se introducen partículas al sustrato deliberadamente para promover la formación de granos equiaxiales. Esta es una práctica común en el procesamiento de líquido de aleaciones metálicas.

La teoría formal de nucleación heterogénea se basa en la suposición de que la nucleación es sólo una función de la temperatura y el potencial de nucleación existente.

Dependiendo del mecanismo de nucleación y sus condiciones, se pueden generar diferentes morfologías (Figura 2.5), entre ellas se encuentran: celular, columnar, dendrítica y equiaxial. La geometría dendrítica es complicada, por lo que todos los modelos parten de la suposición del volumen de un elemento con el cual empezar a realizar los cálculos, en la Figura 2.9 podemos observar una representación esquemática de lo antes mencionado.



**Figura 2.9 Representación esquemática de modelos de microsegregación, a) es en esencia una dendrita 1D, b) una dendrita 2D (columnar), y c) una dendrita 3D (equiaxial). [37]**

La evaluación cuantitativa de la microsegregación puede ser hecha usando ecuaciones derivadas de la escala macro. En las tablas 2.1 y 2.2 se muestra un resumen de los principales supuestos usados en algunos modelos analíticos de microsegregación y sus ecuaciones básicas, respectivamente.

**Tabla 2.1 Supuestos principales utilizados en los modelos analíticos de microsegregación. [13]**

Modelo	Geometría	Difusión en sólido	Difusión en líquido	Coefficiente de partición	Crecimiento	Engrosamiento
Regla de la palanca	Sin restricción	Completa	Completa	Variable	Sin restricción	No
Scheil (1942)	Sin restricción	No	Completa	Constante	Sin restricción	No
Brody-Flemings (1966)	Sin restricción	Incompleta	Completa	Constante	Sin restricción	No
Clyne-Kurz (1981)	Sin restricción	Curva polinómica	Completa	Constante	Sin restricción	No
Ohnaka (1986)	Lineal, columnar	Ecuación cuadrática	Completa	Constante	Lineal parabólica	No
Sarreal-Abbaschian (1986)	Sin restricción	Limitada	Completa	Constante	Sin restricción	No
Kobayashi (1988)	Columnar	Limitada	Completa	Constante	Lineal	No
Nastac-Stefanescu (1993)	Placa, columnar, equiaxial	Limitada	Limitada	Variable	Sin restricción	Si

**Tabla 2.2 Ecuaciones de distribución de soluto de cada modelo principal de microsegregación. [13]**

Modelo	Ecuación
Regla de la palanca	$C_S = kC_o / [(1 - f_S) + kf_S]$ (5)
Scheil (1942)	$C_S = kC_o(1 - f_S)^{k-1}$ (6)
Brody-Flemings (1966)	$C_S = kC_o [1 - (1 - 2\alpha k)f_S]^{(k-1)/(1-2\alpha k)}$ con $\alpha = 4D_s t_f / \lambda^2$ (7)
Clyne-Kurz (1981)	$C_S = kC_o [1 - (1 - 2\alpha \Omega k)f_S]^{(k-1)/(1-2\alpha k)}$ con $\Omega = \alpha [1 - \exp(-1/\alpha)] - 0.5 \exp(-1/2\alpha)$ (8)
Ohnaka (1986)	$C_S = kC_o [1 - (1 - 2\beta k)f_S]^{(k-1)/(1-2\beta k)}$ Con $\beta = 2\gamma/(1 + 2\gamma)$ , $\gamma = 8D_s t_f / \lambda^2$ (9)
Kobayashi (1988)	$C_S = kC_o \xi^{(k-1)/(1-2\beta k)} \{1 + \Gamma [0.5(\xi^{-2} - 1) - 2(\xi^{-1} - 1) - \ln \xi]\}$ con $\xi = 1 - (1 - \beta k)f_S$ , $\Gamma = \beta^3 k(k-1)[(1 + \beta)k - 2](4\gamma)^{-1}(1 - \beta k)^{-3}$ (10)
Nastac-Stefanescu (1993)	$C_S = kC_o \left[ 1 - \frac{(1-k)f_S}{1 - (m+1)(kI_S^{(m+1)} + I_L^{(m+1)})} \right]^{-1}$ con $f_S = (r^*/r_f)^{m+1}$ (11)

Nastac and Stefanescu propusieron un modelo analítico y numérico para la ley de difusión de Fick con coeficientes de difusión independientes del tiempo y condiciones frontera de flujo cero en sistemas solidificando con morfología equiaxial. El modelo presentado por Stefanescu puede ser usado para crecimiento dendrítico de “placa” o “equiaxial” ya que toma en cuenta el transporte de soluto en las fases sólida y líquida y además incluye un balance de soluto total.

Las características principales del modelo son las siguientes:

- 1) El transporte de soluto en las fases sólida y líquida es por difusión con coeficientes de difusión independientes de la concentración; la difusión depende sólo en la coordenada radial,  $r$ , la segunda ley de Fick debe ser cumplida en cada fase:

$$\frac{\partial C_S}{\partial t} = \frac{1}{r^m} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^m D_S \frac{\partial C_S}{\partial r} \right) \quad (12)$$

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} = \frac{1}{r^m} \frac{\partial}{\partial r} \left( r^m D_L \frac{\partial C_L}{\partial r} \right) \quad (13)$$

Donde  $m = 1, 2$  o  $3$ , para placas, geometrías cilíndricas y esféricas respectivamente.

- 2) Se asume que es un sistema cerrado (no hay flujo de soluto dentro o fuera del volumen del elemento); el balance de soluto total puede ser escrito en la siguiente forma:

$$\frac{1}{\rho v_v} \int \rho C(r, t) dv = C_o \quad (14)$$

- 3) Las condiciones de frontera son:

En la interfaz  $C_S^* = k C_L^*$

En  $r = 0$   $D_S (\partial C_S / \partial r) = 0$

En  $r = R_f$   $D_L (\partial C_L / \partial r) = 0$ ,  $R_f$  es el radio final del dominio

Basado en un modelo de Fleaming se ha podido calcular el engrosamiento de los brazos dendríticos para aleaciones binarias siendo su ecuación básica:

$$C_L^*(1-k) \frac{dX}{dt} = D \frac{\partial C}{\partial x} + \frac{dC_L}{dt} \left( \frac{\lambda}{2} - X \right) + \frac{C_L - C_o}{2} \frac{d\lambda}{dt} \quad (15)$$

Donde,  $X$  es la distancia solidificada.

La redistribución de soluto local para la solidificación dendrítica se puede representar como:

$$C_S = kC_o \left[ \frac{a}{k-1} + \left( 1 - \frac{ak}{k-1} \right) (1 - f_S)^{k-1} \right] \quad (16)$$

Si se conoce  $f_S(T)$  la forma de la dendrita columnar puede ser calculada. Los límites  $a=0$  y  $a=-(1-k)/k$  corresponden a la condición de Scheil y solidificación en equilibrio, respectivamente.

Basados en los trabajos de Hunt y usando el modelo de crecimiento dendrítico semiesférico, y asumiendo que hay un subenfriamiento de poca magnitud se pueden dividir dos criterios:

- 1) Crecimiento completamente equiaxial el cual ocurre cuando:

$$G_T < 0.49 \left( \frac{N}{f_S^{er}} \right)^{1/3} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad (17)$$

- 2) Crecimiento completamente equiaxial que ocurre cuando:

$$G_T > 0.49 \left( \frac{100 \cdot N}{f_S^{er}} \right)^{1/3} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad (18)$$

Donde  $N$  es la densidad volumétrica de los núcleos,  $\Delta T_N$  es el subenfriamiento requerido para una nucleación heterogénea y  $\Delta T_c$  es el subenfriamiento debido a la diferencia de concentraciones en el frente columnar dado por:

$$\Delta T_c = [-8\Gamma m_L(1 - k)C_o V/D]^{1/2} \quad (19)$$

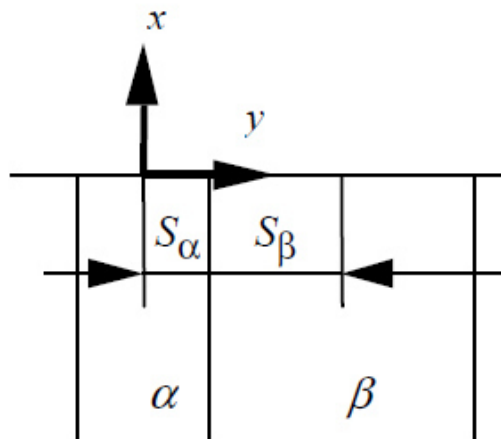
Para sistemas eutécticos análisis matemático completo han sido hechos por Jackson and Hunt. Para un crecimiento en estado estable, con el sistema de coordenadas moviéndose con una velocidad  $V$  en la dirección  $X$  (Figura 2.10), la ecuación de difusión a resolver es:

$$\nabla^2 C + \frac{V}{D} \frac{\partial C}{\partial x} = 0 \quad (20)$$

Se aplican las siguientes condiciones de frontera:

- B.C.1  $x \rightarrow \infty$   $C = C_o = C_E + \Delta C_\infty$   
 B.C.2  $y = 0$  y  $y = S_\alpha + S_\beta$   $\partial C / \partial y = 0$

Donde  $\Delta C_\infty$  es la diferencia entre la composición inicial del líquido y la composición del eutéctico,  $C_E$ .



**Figura 2.10 Sistema de coordenadas para el modelo de Jack-Hunt.**

La solución para satisfacer BC2, y BC1 se convierte en:

$$C_L = C_E + \Delta C_\infty + B_o \exp\left(-\frac{V}{D}x\right) + \sum_{n=1}^{\infty} B_n \cos\frac{2n\pi y}{\lambda} \exp\left(-\frac{2n\pi x}{\lambda}\right) \quad (21)$$

Esta ecuación es válida cuando se asume que la diferencia de densidades entre las dos fases del eutéctico es despreciable.

Para evaluar los coeficientes de Fourier de la ecuación anterior, se aplica la ecuación de conservación de masa en la interfaz:

$$\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0} = -\frac{V}{D} (C_E - C_{\alpha M}) \text{ para } 0 \leq y \leq S_\alpha \quad (22)$$

$$\left(\frac{\partial C}{\partial x}\right)_{x=0} = -\frac{V}{D} (C_E - C_{\beta M}) \text{ para } S_\alpha \leq y \leq S_\alpha + S_\beta \quad (23)$$

Los coeficientes de Fourier están dados por:

$$B_o = \bar{C}_o^\alpha f_\alpha - \bar{C}_o^\beta f_\beta \quad (24)$$

$$B_n = \frac{\lambda}{(n\pi)^2} \frac{V}{D} (\bar{C}_o^\alpha + \bar{C}_o^\beta) \sin(n\pi f_\alpha) \quad (25)$$

Donde  $f_\alpha = S_\alpha / (S_\alpha + S_\beta)$ ,  $f_\beta = S_\beta / (S_\alpha + S_\beta)$  y  $\bar{C}_o^\alpha$  y  $\bar{C}_o^\beta$  son definidos en la Figura 2.11

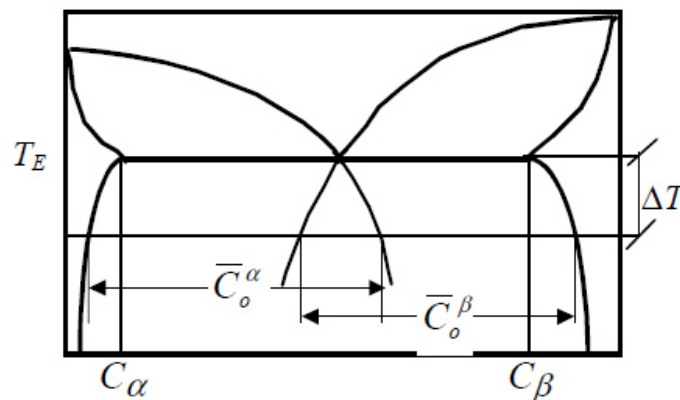


Figura 2.11 Definición de  $\bar{C}_o^\alpha$  y  $\bar{C}_o^\beta$ .

Jackson and Hunt también propusieron la solución de estado estacionario para la ecuación de difusión para un eutéctico laminar en crecimiento con una interfaz plana, para el caso general, es decir, sin restricción de los volúmenes relativos de las dos fases, y con la fusión con o sin composición eutéctica, una solución muy similar también se encuentra para un eutéctico tipo barra (“rod”) [37, 38]. Las expresiones se obtuvieron para la composición media en la interfaz y la curvatura media de la interfaz.

La ecuación de difusión propuesta (basada en la regla de la palanca) predice la existencia de una capa límite de difusión en la interfaz eutéctica a menos que el eutéctico tenga una fracción de volumen del 0.5% de cada fase y se esté convirtiendo en un líquido de composición eutéctica. Esta capa límite es tal como para hacer que la composición en el líquido en la interfaz aproximadamente igual a la composición eutéctica

Difusión durante el crecimiento laminar

La composición promedio en el líquido en la interfaz en frente de la fase  $\alpha$  ( $z = 0$ ) viene dada por:

$$\bar{C}_\alpha = C_E + C_\infty + B_o + \frac{2(S_\alpha + S_\beta)^2}{S_\alpha} \frac{v}{D} C_o P \quad (26)$$

Similarmente enfrente de la fase  $\beta$ :

$$\bar{C}_\beta = C_E + C_\infty + B_o - \frac{2(S_\alpha + S_\beta)^2}{S_\beta} \frac{v}{D} C_o P \quad (27)$$

Donde

$$P = \sum_{n=1}^{\infty} \left(\frac{1}{n\pi}\right)^3 \sin^2\left(\frac{n\pi S_\alpha}{S_\alpha + S_\beta}\right) \quad (28)$$

$S_\alpha$  y  $S_\beta$  son la mitad del espesor de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  respectivamente (Figura 2.10),  $C_\alpha$  es la composición media en el líquido en la interfaz en frente de la fase  $\alpha$ ,  $C_E$  es la composición eutéctica,  $C_\infty$  es la diferencia entre la composición eutéctica y la composición real lejos de la interfaz,  $v$  la velocidad de crecimiento,  $D$  coeficiente de difusión,  $C_o$  es la composición inicial,  $B_o$  y  $A_o$  representan capas límite,  $P$  depende sólo de la relación de  $S_\alpha / S_\beta$

Difusión durante el crecimiento tipo barra, "rod".

Las composiciones medias en frente de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  está dadas por:

$$\bar{C}_\alpha = \frac{4v}{D} (r_\alpha + r_\beta) C_o M + C_E + C_\infty + A_o \quad (29)$$

$$\bar{C}_\beta = -\frac{4r_\alpha^2 (r_\alpha + r_\beta)}{(r_\alpha + r_\beta)^2 - r_\alpha^2} \frac{v}{D} C_o M + C_E + C_\infty + A_o \quad (30)$$

Donde:

$$M = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{\gamma_n^3} \frac{J_1^2\left(\frac{r_\alpha \gamma_n}{r_\alpha + r_\beta}\right)}{J_0^2(\gamma_n)} \quad (31)$$

$\gamma_n$  es una raíz de  $J_1(x) = 0$  es aproximadamente  $n\pi$ ,  $r_\alpha$  es el radio de la fase  $\alpha$ ,  $r_\beta$  es el radio de la fase  $\beta$

## **2.7 Reducción de la macrosegregación**

Debido a los efectos perjudiciales de la macrosegregación en las propiedades finales de las piezas vaciadas, en la literatura se pueden encontrar varias técnicas para reducirla, entre ellas se encuentra la propuesta por Baoguang Sang [39] la cual consiste en colocar balines de la misma composición del metal mientras se está llenando el molde.

Li Lie propuso una técnica de impulso de corriente eléctrica [40] la cual ha demostrado tener una influencia durante la solidificación, que produce una transición del crecimiento columnar a equiaxial, disminuyendo considerablemente la macrosegregación.

Además, varios autores han demostrado que la macrosegregación puede ser reducida por el efecto de un campo magnético ya sea de baja frecuencia o alta frecuencia [42-45].

## **2.8 Selección de la aleación**

El metal más utilizado para la fabricación de moldes de moldeo rotacional es el aluminio por su fácil procesamiento, su bajo punto de fusión, buena conductividad térmica, por su baja densidad (ligero), pero sus propiedades mecánicas son menores a otros metales (es blando a comparación del acero) por lo que se le agregan elementos que formen intermetálicos que pueden aumentar o disminuir algunas propiedades. La selección de la aleación de aluminio dependerá de las características termo-físicas requeridas por la aplicación.

### 2.8.1 Elementos utilizados en aleaciones de aluminio

A continuación se mencionarán algunos de los elementos más utilizados como aleantes del aluminio y algunos de sus efectos en sus propiedades [46-47]:

**Bismuto (Bi).**- Mejora la maquinabilidad de las piezas de aluminio si es  $>0.1\%$

**Boro (B).**- Combinado con otros metales forma boruros, como  $AlB_2$  y  $TiB_2$ . Los boruros de titanio forman sitios de nucleación estables que interactúan con las fases de refinación de grano tales como  $TiAl_3$ . Los boruros metálicos reducen la vida de las herramientas durante el maquinado y tienden a formar inclusiones que tienen efectos perjudiciales en las propiedades mecánicas y en la ductilidad.

**Cobre (Cu).**- Mejora la resistencia y dureza en piezas vaciadas si ha tenido algún tratamiento térmico. Por otro lado reduce la resistencia general a la corrosión y en algunas composiciones específicas incrementa la susceptibilidad a la corrosión bajo tensión. El cobre reduce la resistencia al agrietamiento en caliente e incrementa el potencial de encogimiento interdendrítico.

**Hierro (Fe).**- Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente. Un incremento en la cantidad de hierro es acompañado por una sustancial pérdida en ductilidad. El hierro reacciona formando diferentes fases intermetálicas, entre las más comunes se encuentran;  $FeAl_3$ ,  $FeMnAl_6$ , y  $\alpha-AlFeSi$ . Estas fases son esencialmente insolubles y son responsables por mejorar la resistencia, especialmente a altas temperaturas, pero a su vez fragilizan la microestructura.

**Magnesio (Mg).**- El coeficiente de expansión térmica y la resistencia eléctrica incrementan un poco. Las aleaciones aluminio-magnesio tienen una alta resistencia, buena ductilidad y resistencia a la corrosión. Responden bien a tratamientos térmicos. El propósito de usar magnesio en aleaciones aluminio-silicio es para precipitar partículas  $Mg_2Si$ .

**Níquel (Ni).**- Comúnmente es utilizado con cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas. Además reduce el coeficiente de expansión térmica.

**Silicio (Si).**- Mejora la fluidez del aluminio de forma que se pueden reproducir piezas complejas, aumenta la resistencia al agrietamiento en caliente, y reduce el intervalo de solidificación.

**Estroncio (Sr).**- Modifica la estructura del eutéctico del aluminio-silicio y aumenta la ductilidad perturbando el crecimiento planar del silicio eutéctico.

**Titanio (Ti).**- Es utilizado para refinar la estructura de los granos de las aleaciones de aluminio, a veces combinado con pequeñas cantidades de boro. Forma la fase  $TiAl_3$ .

De los anteriores elementos, los preferidos para mejorar las propiedades mecánicas del aluminio son el Si, Cu, y Fe. Por otro lado, en la literatura se puede encontrar que la aleación utilizada para la fabricación de los moldes de moldeo rotacional es el duraluminio, la cual contiene ~4%Cu, 1.5% Mg, y 0.6% Mn y balance de Al [1]. No obstante ha sido reportado que al incrementar el porcentaje de Cu en la aleación de aluminio, presenta una tendencia a disminuir su conductividad térmica [48-51] además de otros problemas como; agrietamiento en caliente [50], corrosión y problemas de vaciabilidad entre otros.

También se ha reportado que al aumentar la cantidad de Cu en la aleación (Al-Cu), los poros formados durante la solidificación tienden a aumentar, lo que ha sido caso de estudio para su análisis matemático y desarrollo de simulaciones computacionales [26, 52]. Además se ha observado que los poros que se forman durante la solidificación tienen una influencia en el desarrollo de la microestructura circundante al actuar como una resistencia a la transferencia de calor induciendo segregación de soluto a su alrededor [52].

Las aleaciones Al-Cu en general presentan macrosegregación durante la solidificación [54, 55], lo que cambia sus propiedades termo-físicas de una zona de bajo soluto a una zona de alto soluto, además conforme pasa el tiempo la aleación sufre de un envejecido, cambiando su microestructura y por ende sus propiedades.

### 2.8.2 Diagrama de fases Al-Cu, Al-Si

Dependiendo el porcentaje de Cu y Si en la aleación de Al se forman diferentes fases las cuales se muestran en la Figura 2.12 y Figura 2.13 respectivamente.

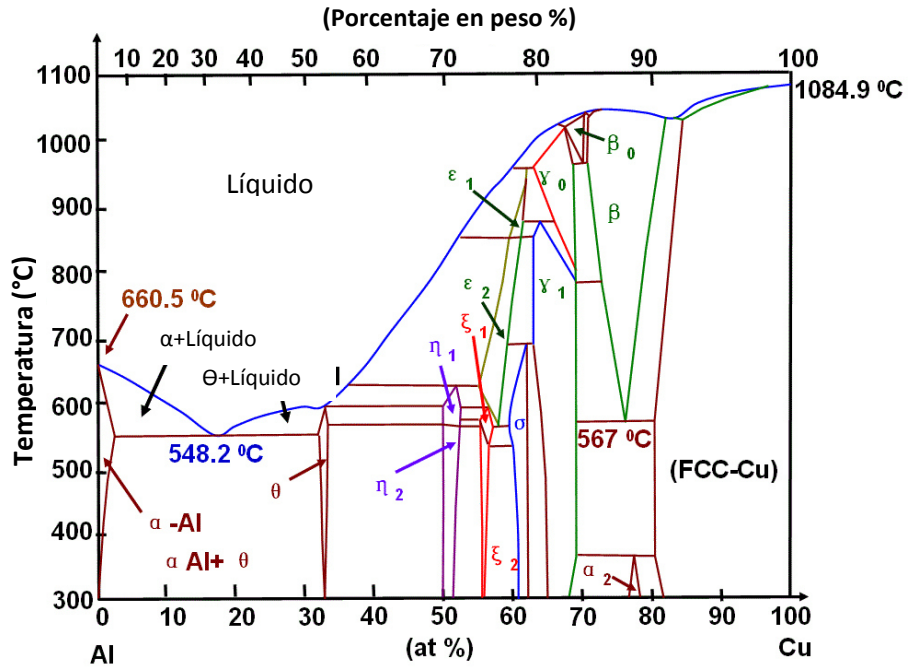


Figura 2.12 Diagrama de fases Al-Cu.

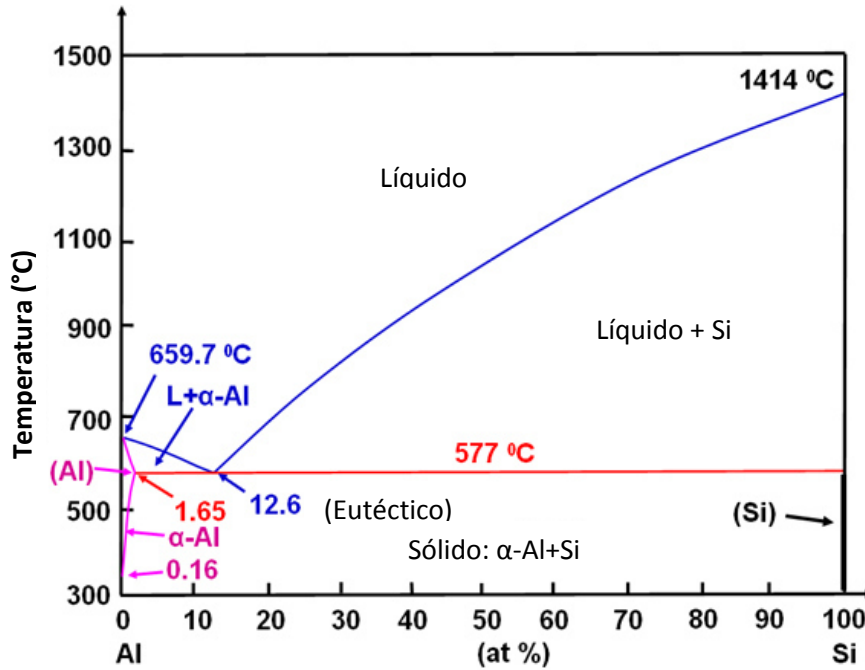


Figura 2.13 Diagrama de fases Al-Si.

## 2.9 Análisis termo-físico

La conductividad térmica y eléctrica de las aleaciones se basa en el hecho de que el calor y transporte eléctrico implican la presencia de electrones libres en los metales, esto puede cambiar con el tiempo y la temperatura, y depende de su previa historia térmica. Incluso con heterogeneidades, anisotropías, rigidez y alta o baja resistencia al flujo de calor. El transporte de calor en sólidos se lleva a cabo por diversos portadores: electrones, movimiento atómico en los parámetros de red o fonones, excitaciones magnéticas, etc.

Los principales portadores de calor en metales son movimientos de electrones dentro de los parámetros de red, dando lugar a una conductividad térmica global:

$$K = k_e + k_g \quad (32)$$

Donde  $k_e$  es la conductividad térmica por el transporte de electrones y  $k_g$  es la conductividad térmica por el transporte de fonones.

Diferentes técnicas experimentales han sido desarrolladas y propuestas para la determinación de la conductividad térmica de puros metales, aleaciones, compuestos, recubrimientos, vidrios, polímeros y materiales incluyendo cerámica, como se describen por Simón Reif-Acherman [55].

Para este estudio se utilizó la técnica del pulso láser que permite la obtención de difusividad térmica en lugar de las conductividades térmicas. La relación para la difusividad térmica  $\alpha$  es:

$$\alpha = \frac{1.38z^2}{\pi^2 t_{1/2}} \quad (33)$$

Donde  $z$  es el espesor de la muestra y  $t_{1/2}$  es el tiempo requerido para que la temperatura de la cara posterior llegue a la mitad de su máximo. La conductividad térmica  $k$  podría ser determinada por:

$$k(T) = \alpha(T) \cdot C_p(T) \cdot \rho(T) \quad (34)$$

Donde  $C_p$  y  $\rho$  son la capacidad calorífica y la densidad aparente del material.

Las principales ventajas asociadas con este método son la sencilla preparación de la muestra y su pequeño tamaño, y la eliminación del problema de resistencia térmica por contacto. La principal desventaja es el requisito de los datos de capacidad calorífica y la densidad del material analizado, para calcular la conductividad térmica.

# CAPÍTULO 3

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

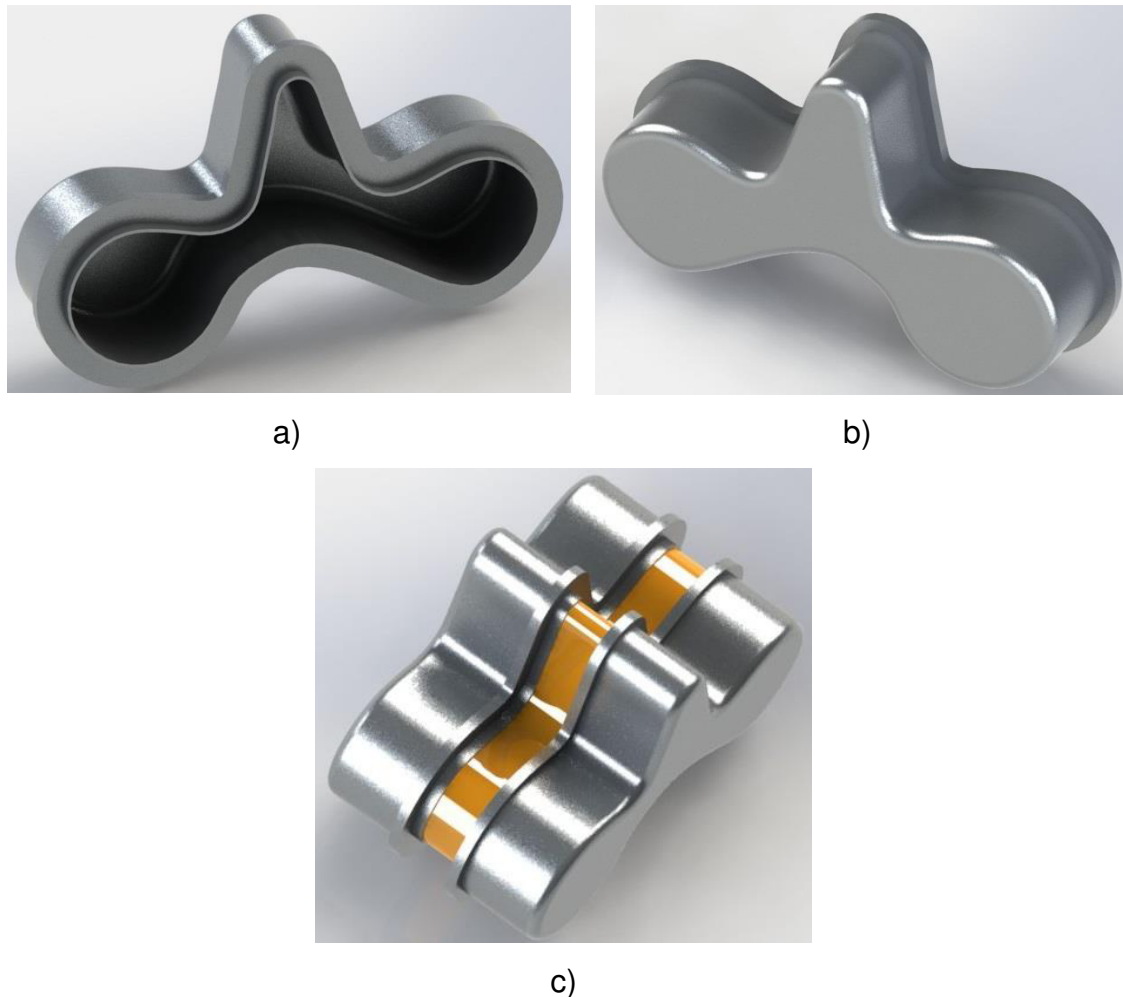
La experimentación consistió en las siguientes etapas: diseño de un molde de rotomoldeo, simulación del llenado y solidificación del molde (utilizando una aleación Al-Si, como referencia), construcción de un modelo/patrón del molde, fabricación de un molde cerámico a partir del modelo creado, selección de una aleación de Al, caracterización microestructural de las aleaciones seleccionadas a diferentes velocidades de enfriamiento, análisis de porosidad interna (y contracción), verificar que sus propiedades termo-físicas se adapten al proceso de rotomoldeo y por último evaluar la mejor aleación durante operación del molde.

Para la validación de este proyecto se utilizará el PROCAST como herramienta computacional que nos permite delimitar las condiciones de llenado al vaciar el metal, resuelve las ecuaciones de conservación de masa, especies, calor y soluto, además de contar con códigos para calcular el cambio en volumen del fluido en la solidificación [56].

Una parte esencial del estudio realizado incluye la caracterización térmica, por lo que se describirán brevemente algunos métodos experimentales para determinar la conductividad térmica en metales.

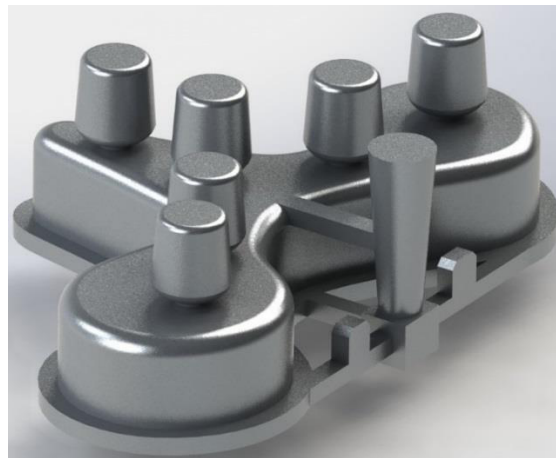
### 3.1 Diseño del molde

La primera parte de la experimentación consistió en realizar el diseño de un molde que tuviera demanda en el mercado (por ser necesidad de la industria del rotomoldeo de plásticos). En la Figura 3.1 se muestra el diseño del molde escogido (las dimensiones se encuentran en el anexo A).

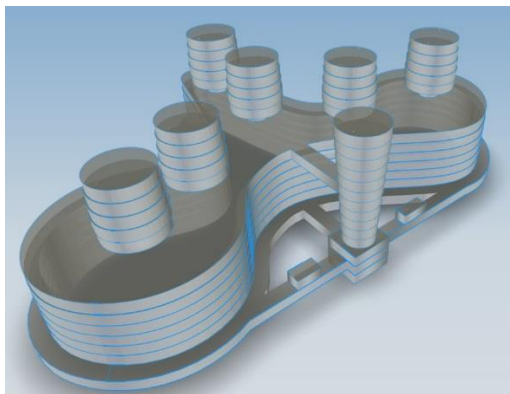


**Figura 3.1 Molde bipartido de un sillón doble para niños, a) lado izquierdo, b) lado derecho, c) ensamble de los moldes y visualización del producto final (color naranja).**

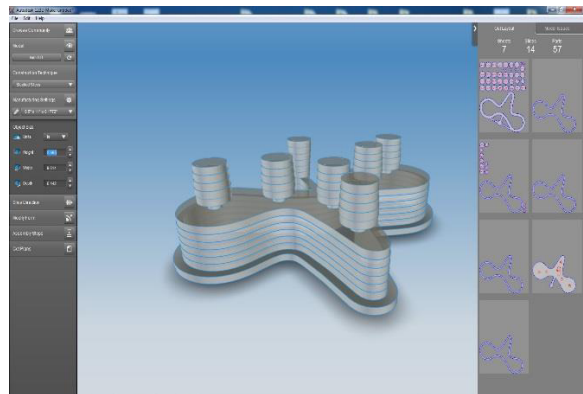
Este diseño fue creado principalmente por medio de radios tangentes, lo que lo convierte en una figura compleja de elaborar físicamente (pudiendo perder precisión dimensional), por esta razón se prefirió realizar el modelo mediante la técnica de láminas apiladas, *stacked slices*, la cual consiste en seccionar en láminas la pieza completa, después las láminas son ensambladas en un orden establecido formando la pieza completa como se muestra en la Figura 3.2. Una ventaja de esta técnica es que se pueden hacer piezas relativamente complejas, de grandes tamaños, y si se utilizan láminas (las cuales pueden ser de madera, espuma, papel, etc.) de espesores mayores se puede reducir la cantidad de ensambles, por otro lado la desventaja de esta técnica es que es relativamente laboriosa por la cantidad de partes y posiciones.



a)



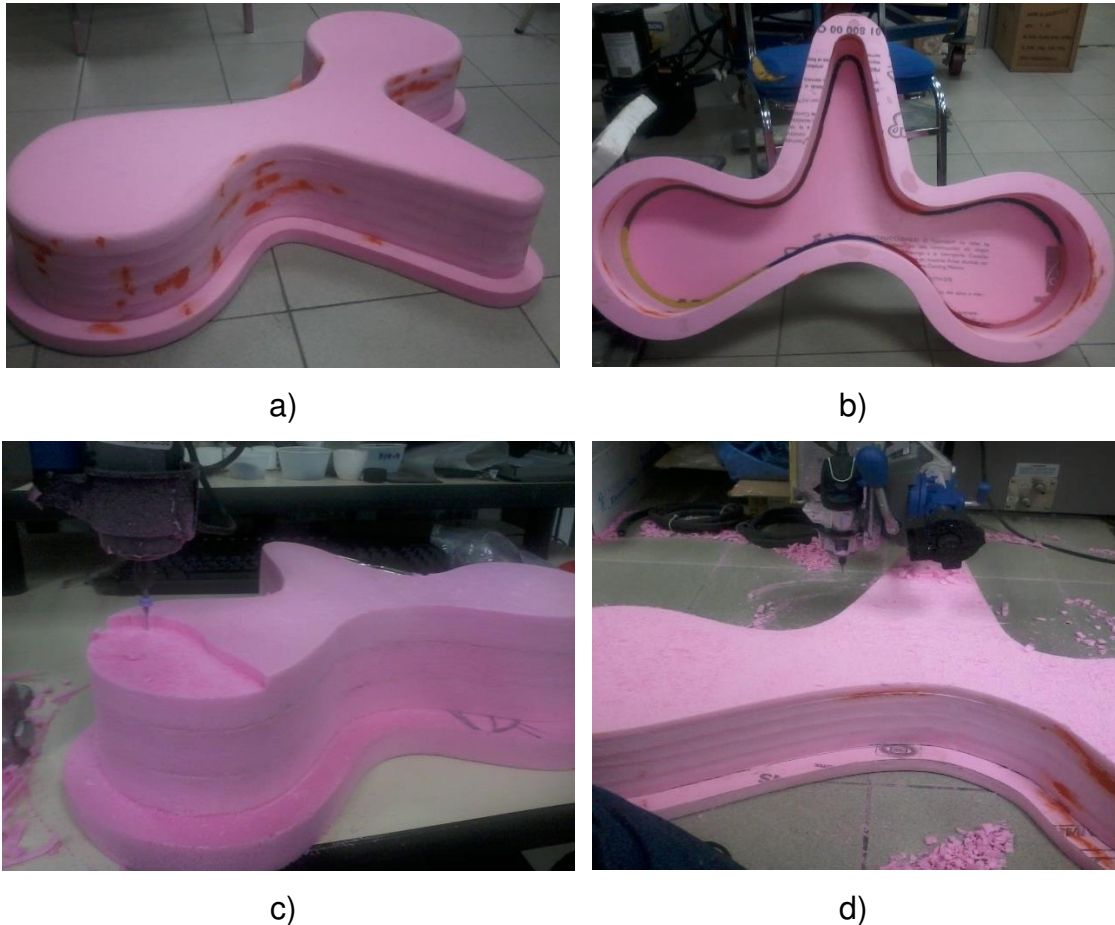
b)



c)

**Figura 3.2 Método de láminas apiladas, a) diseño del molde con sistema de colada, b) y c) cantidad de ensambles requeridos por el método.**

En esta etapa se utilizó el programa *123 Make de Autodesk* para desfragmentar la figura en láminas, y obtener la cantidad de piezas necesarias, así como las dimensiones en plantillas modificables por el usuario. Con los datos obtenidos del programa, pueden ser manipularlos mediante el software *CorelDraw* y pasarlos a corte por láser o un *router*.



**Figura 3.3 Ensamble y reparación de un modelo creado a partir de laminas de espuma cortadas por láser.**

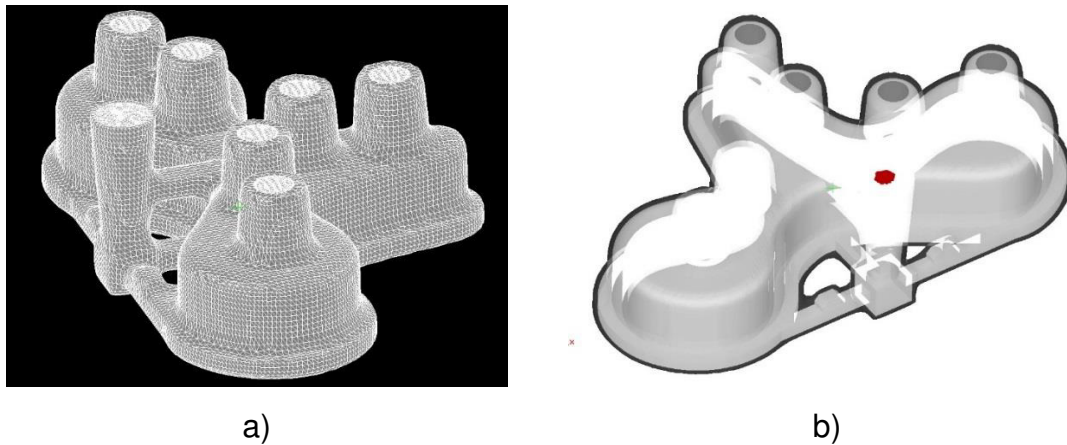
En la Figura 3.3 se puede observar el modelo del molde creado a partir de láminas de espuma de alta densidad unidas con pegamento blanco. Se rectificó la superficie superior para ajustar la altura.

Este mismo proceso puede realizarse utilizando otros materiales tales como madera, triplay, aglomerado, MDF, etc., aunque también es posible maquinar modelos de resina para obtener la forma y dimensiones deseadas.

### 3.2 Simulación del proceso de colada

Para la realización de la simulación del proceso de fundición se utilizaron el software ProCast el cual utiliza método de elemento finito, *FEM* por sus siglas en inglés, *finite element method*.

El primer paso para realizar la simulación es la reparación de la malla y la discretización de las superficies del diseño como se puede ver en la Figura 3.4. Esta etapa es la más complicada, porque al pasar de un programa a otro, las superficies se pueden distorsionar requiriendo de mayor tiempo de reparación de la geometría, para disminuir la tarea de reparación de malla primero se analiza el diseño por medio de un post procesador (en este caso GeoMesh, de ESI GROUP) que nos ayuda a la identificación y creación de las superficies del modelo.



**Figura 3.4 Análisis y discretización del diseño del molde usando ProCast, a) mallado en volumen, b) interior del molde antes de vaciar el metal.**

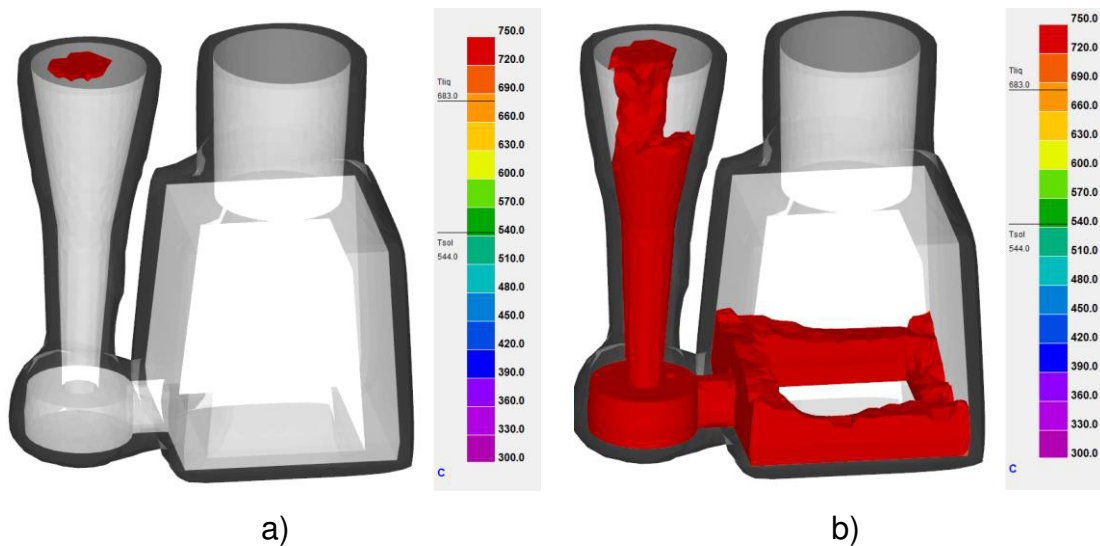
Con el objetivo de realizar un análisis de sensibilidad de malla, los resultados de la simulación se realizaron con diferentes tamaños de malla los cuales se variaron desde 2.5 hasta 10 mm.

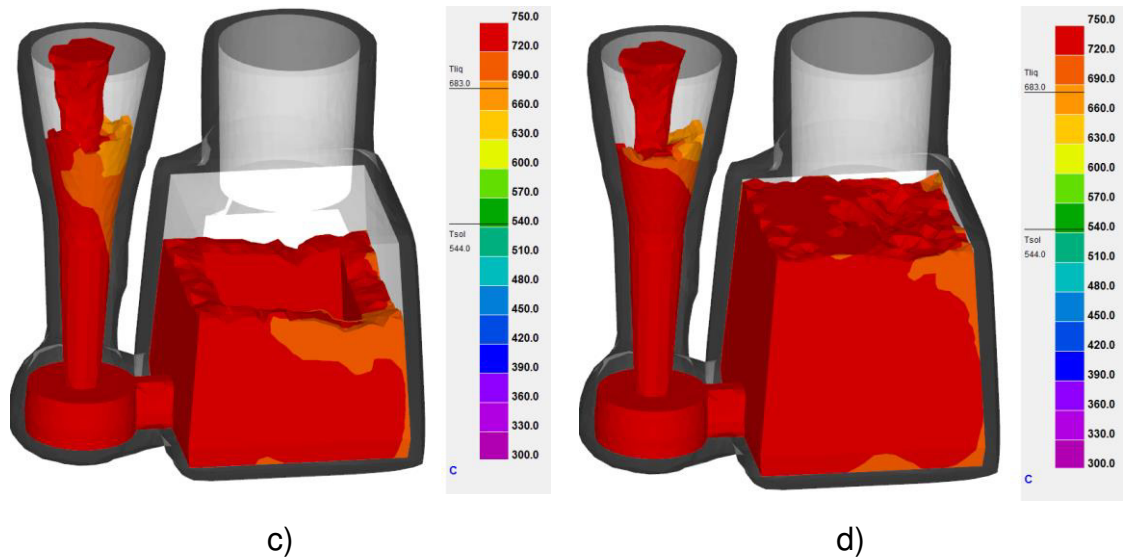
Luego se establecieron todas las condiciones de frontera que se presentan en la tabla 3.1 para realizar el cálculo de llenado y solidificación de la pieza.

**Tabla 3.1 Condiciones frontera del sistema de llenado y enfriamiento en molde de arena e investimento.**

Condición/Tipo molde	Investimento	Arena
Tamaño de malla (mm)	6 casting, 12 molde	6 casting, 12 molde
HTC ( $W/m^2\text{°C}$ )	500 ( <i>Shell-Casting</i> )	400 ( <i>Arena-Casting</i> )
Material	Arena Sílice	Arena Sílice
Temperatura inicial ( $\text{°C}$ )	300	Ambiente ( $35\text{°C}$ )
Temperatura metal ( $\text{°C}$ )	750	750
Tiempo llenado (s)	50	50

Los valores de los tamaños de malla usados para la simulación de llenado se validaron utilizando el modelo de un cubo sencillo como se muestra en la Figura 3.5 con un tiempo de llenado de 30 segundos. El molde del cubo se fabricó de arena y de investimento.





**Figura 3.5 Llenado de modelo de cubo. a) 0 seg, b) 10 seg, c) 15 seg, d) 20 seg.**

### 3.3 Método de moldeo y fabricación de molde cerámico

Hay muchas técnicas de moldeo diferentes (moldeo en arena verde, *Shell*, investimento, molde permanente, etc.) cada una presenta ventajas y desventajas tanto en operaciones, manipulación, tiempo y costo. La técnica que se utilizó para fabricar el molde fue la de investimento porque reproduce fielmente la superficie del modelo usado, y el acabado superficial final que se obtiene es fino y puede conservar la rugosidad necesaria para que el plástico se ancle, ya que de ello depende la calidad de los productos producidos en el molde. Se buscó la manera de obtener ese acabado superficial desde el proceso de fundición para eliminar o reducir el proceso de acabado final.

El método consiste en recubrir el modelo (hecho de un material “volátil”) con capas de un lodo o pasta cerámica (aglutinante/sílice coloidal, arena sílice y arena de zirconio) en donde a cada capa se le da un tiempo de secado de una hora y media a 2 horas (más o menos, dependiendo de las condiciones ambientales), la cantidad de capas puede variar pero en general se recubre hasta

que alcance un espesor de pared (constante) de 6 a 10 mm esto varía dependiendo el volumen de metal líquido que contendrá en su interior.

El modelo puede ser realizado con diferentes materiales tales como; cera, espuma, ABS, chocolate, etc., siempre y cuando mantenga la característica de ser volátil, se pueda disolver por medio químico o calor; que su superficie sea lisa, que sean manejables a temperatura ambiente, y que tengan baja expansión térmica (para no romper el molde). Dependiendo del material que se utilice será necesaria la tecnología para realizar los modelos con él.

Aunque se ha reportado que uno de los procesos para optimizar la fabricación de moldes y disminuir tiempo y costos es por medio de diseños en CAE y utilizando prototipadoras 3D [57].

Para fabricar el patrón del molde se utilizó espuma de alta densidad (debido a que a diferencia de la espuma de baja densidad, es posible manipularla con herramientas de corte convencionales y cortarla con láser sin deformarse o modificar sus dimensiones), el patrón de espuma fue recubierto con una pintura acrílica (ya que otras pinturas contienen sustancias que desintegran el espuma) para mejorar su acabado superficial y evitar a su vez que el cerámico filtre por capilaridad entre los granos del mismo (esto ocurre notoriamente en espumas de baja densidad), posteriormente se recubrió el molde con el lodo cerámico hasta obtener el espesor requerido, y por último se le dio un sellado con el lodo cerámico, el proceso se puede observar en la Figura 3.6.



a)



b)



c)

d)



e)



f)

**Figura 3.6 Fabricación de molde por medio de investimento, a) recubrimiento de pintura acrílica, b) ensamblado de mazarotas, c) recubrimiento con lodo cerámico (slurry), d) secado entre capas, e) y f) molde terminado.**

Una vez que terminó de secar el sello, se procedió a eliminar el modelo interno de espuma y sinterizar el molde. La sinterización es un tratamiento térmico de un cerámico a una temperatura inferior a la de fusión de la mezcla, creando de esta manera enlaces entre las partículas y aumentando su fuerza y resistencia. La sinterización se realizó a 900°C durante 2 horas, Figura 3.7.



a)



b)

**Figura 3.7 Proceso de sinterizado.**

En el primer intento de moldeo en la etapa de la sinterización el molde cerámico se fracturó debido a la expansión térmica de la espuma de alta densidad como se observa en la Figura 3.8. En la sinterización se alcanzó a observar que los residuos de la espuma y la pintura acrílica generaban grandes cantidades de humo, y cenizas.



a)



b)

**Figura 3.8 Expansión térmica de la espuma y fractura del molde cerámico.**

En la segunda prueba realizada antes de sinterizar el molde se disolvió la espuma del interior del molde usando un disolvente, el cual se puede reciclar en un contenedor. Después se calentó el molde lentamente hasta 200 °C durante 30 min y luego se elevó la temperatura a 900°C. Al terminar la sinterización el molde se dejó enfriar en el horno hasta alcanzar la temperatura ambiente, posteriormente se le hicieron varios orificios en los costados los que permitieron aplicar aire a presión para eliminar cenizas y restos del cerámico, por último se reparan los orificios creados, Figura 3.9.



a)



b)

**Figura 3.9 Etapas finales de preparación del molde, a) sinterizado, b) limpieza interna.**

En la Figura 3.10 se observa el proceso de fundición del molde, se vació Al 356 para verificar el correcto llenado y solidificación de la pieza, y comprobar a su vez con los resultados de la simulación.



a)

b)

**Figura 3.10 Proceso de fundición, a) preparación del metal líquido, b) llenado del molde cerámico.**

La etapa final incluyó; remover el cerámico, cortar el sistema de alimentación, cortar los corredores, mazarotas y pulir las superficies del molde, Figura 3.11.



a)

b)

**Figura 3.11 Molde final de aluminio, a) y b) se pueden observar incrustaciones del cerámico.**

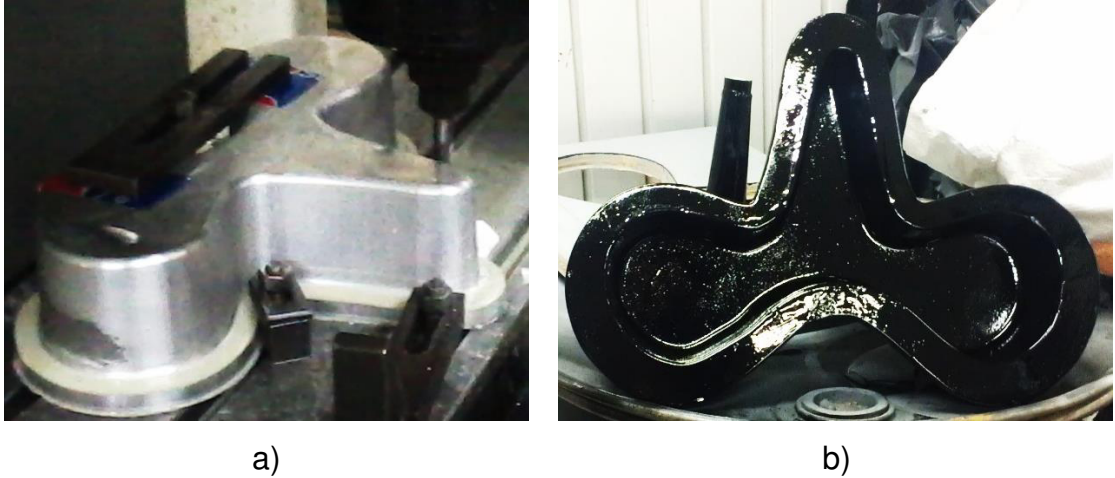
Durante el maquinado de las caras y su respectiva pulida se observó que en las paredes del metal se encontraban hojuelas de cascaras cerámicas incrustadas, al analizar de forma detallada el proceso de fabricación del investimento (capa por capa) se descubrió que las primeras capas de cascaras cerámicas presentan una tendencia a formar grietas [58] en diferentes escalas (micro, macro) y formas siendo afectadas por la superficie y rugosidad del modelo, además se encontró que las grietas se presentan en mayor medida en superficies amplias.

Estas grietas provocan desprendimiento del cerámico durante la sinterización y vaciado del metal introduciendo los defectos de inclusiones en las piezas fundidas. Al tener cerámico incrustado en el metal modifica el perfil térmico y por lo tanto no hay una buena conducción térmica.

Las ventajas del proceso de investimento es que se puede replicar cualquier geometría sin importar lo compleja que sea, además de no ser necesarios ángulos de desmoldeo y tiene buen acabado superficial (regularmente depende del modelo), las desventajas es que en piezas de gran tamaño empiezan a presentarse desprendimiento de las primeras capas (lo que ocasiona incrustaciones en la pieza metálica resultante), el molde cerámico se vuelve extremadamente pesado y se rompen partes delgadas (corredores, alimentadores, etc.) con facilidad en la manipulación, y los tiempos de fabricación son largos (de 1 a 2 semanas) por cada pieza.

Debido a lo anterior se optó por utilizar el molde metálico fundido como modelo para usarlo en la fabricación de moldes de arena con resina PETSET, cuyo tiempo de preparación es menor en comparación con el de investimento. Los modelos que se utilizan con este tipo de técnicas de moldeo deben cumplir con ciertas características; principalmente tener un ángulo de desmoldeo (3 grados como mínimo), y dividir el modelo en secciones (por lo general los moldes de arena tienen 2 mitades que son conocidas como *cope* y *drag*).

En la Figura 3.12 se muestra la preparación mencionada anteriormente.



**Figura 3.12 Preparación de modelo, a) maquinado para dar ángulo de desmoldeo, b) resanado superficial.**

Con el nuevo modelo listo se procedió a preparar moldes de arena PETSET como se muestra en la Figura 3.13. El cuadro se fabricó de madera tomando en cuenta 5 cm de pared entre la pieza y sus respectivos lados y la altura tiene relación directa con respecto a la altura del alimentador y las mazarotas.

En la Figura 3.14 se puede observar el desgaste que va sufriendo el modelo conforme se fabrican moldes de arena. El desgaste es generado por la alta abrasión en la interfaz modelo-arena durante la etapa de desmoldeo.



a)

b)



c)

d)

**Figura 3.13 Preparación de moldes de arena, a) y b) posicionamiento del modelo y ensamblaje de la adobera, c) y d) moldes de arena PetSet.**



**Figura 3.14 Desgaste del modelo por abrasión de la arena.**

### CAPÍTULO 3: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el molde de arena se colocaron camisas exotérmicas (en lugar de mazarotas) para simplificar el moldeo. Las camisas quedan embebidas en la arena y de esta forma no es necesario quitarlas, además aumentan el módulo de la mazarota por lo que es posible disminuir la cantidad de material utilizado en la fusión.

En la Figura 3.15 se puede observar el proceso de fundición donde las dos mitades del molde de arena se soplan con aire comprimido, se colocó el filtro cerámico en su respectiva cavidad y por último se ensamblaron usando un pegamento para corazones. Una vez fijo el molde se le puso un contrapeso para evitar que se levante el molde durante el llenado, se preparó la aleación de Al y se vació el metal en el molde. Se dejó enfriar el metal hasta que alcanzará temperatura ambiente y se retiró el molde de arena.

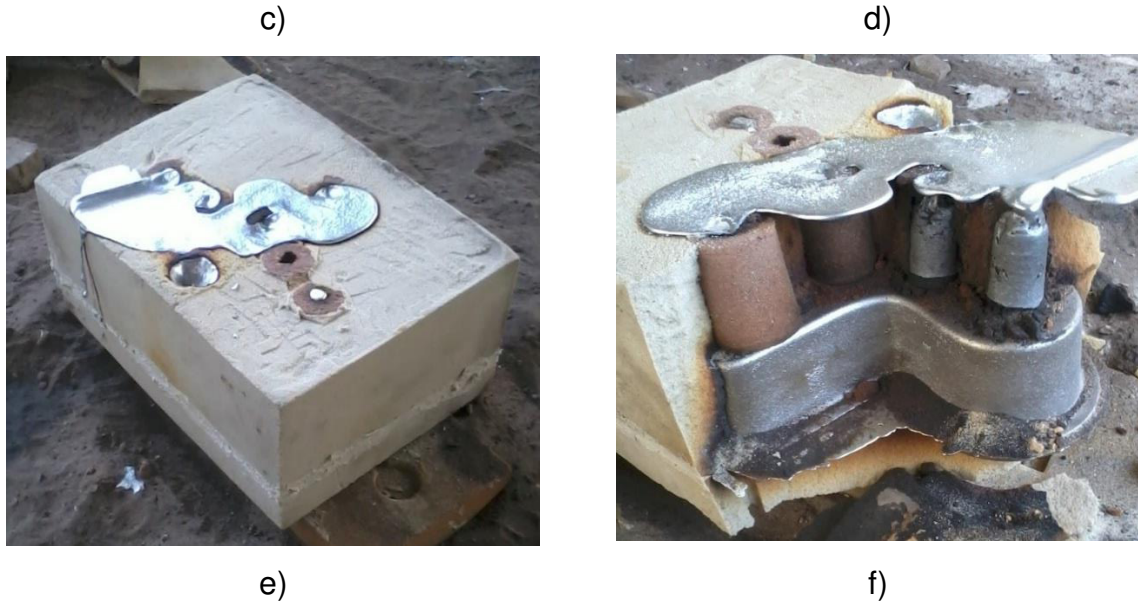


a)



b)





**Figura 3.15 Proceso de fundición, a) y b) adhesión de pegamento para corazones y ensamblado de mitades, c) contra peso para evitar que se levante el molde al vaciar, d) preparación de aleación de Al, e) y f) fundición y desmoldeo de pieza metálica.**

En la Figura 3.16 se puede ver la pieza como sale directamente del molde de arena, las mazarotas actuaron perfectamente evitando que la pieza tuviera defectos por contracción, después se cortaron los excedentes (mazarotas, corredores y alimentador) y se limpió el interior del molde con chorro de arena para eliminar los restos de partículas de arena de moldeo y para dar un acabado superficial.



a)



b)



c)



d)

**Figura 3.16 Molde de aluminio, a) y b) pieza fundida, c) y d) molde de aluminio pulido.**

### 3.5 Diseño de la aleación

Los moldes de moldeo rotacional son fabricados de diversos materiales (sección 2.8) de entre ellos se escogió aluminio como metal base, por su flexibilidad para fabricar piezas complejas. La selección de la aleación de aluminio se realizó pensando en la necesidad de aumentar la conductividad térmica, mantener las propiedades mecánicas, y a su vez que se adapte al proceso de fundición. Las aleaciones Al-Cu y Al-Si son las más utilizadas para este fin. La aleación Al-Cu es una de las que presenta mejores propiedades de conducción térmica, pero tomando en cuenta que los moldes de rotomoldeo tienen por lo general paredes delgadas (9-16 mm de espesor) se vuelve necesario la adición de Si para aumentar la fluidez (disminuye la viscosidad) del metal líquido con el objetivo de asegurar el llenado del molde. El aumento en la cantidad de Si mejora la resistencia al agrietamiento en caliente y al desgaste, sin embargo tiende a disminuir la conductividad térmica al considerarse un semimetal. Además se adicionaron pequeñas cantidades de níquel para mejorar el desempeño de la aleación a altas temperaturas (<200 °C) [45].

Se propusieron 6 aleaciones, que se clasificaron en dos familias; la primer familia (aleaciones 1-3) contienen  $\approx 3\%$  Si,  $\approx 2\%$  Cu y se varió el porcentaje de Ni de 0,  $\approx 0.3\%$ ,  $\approx 0.6\%$  en peso. La segunda familia (aleaciones 4-6) contienen  $\approx 6\%$  Si,  $\approx 2\%$  Cu, y se varió el porcentaje de Ni de 0,  $\approx 0.3$  y  $\approx 0.6$  % en peso. En la tabla 3.2 se pueden ver los resultados de la prueba de espectrometría de chispa de las aleaciones.

**Tabla 3.2 Composiciones químicas.**

<i>Aleación</i>	<i>Muestra</i>	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Zn</i>	<i>Sr</i>	<i>Ti</i>
1	1	3.330	0.312	2.330	0.126	1.020	0.016	0.025	0.367	0.120	0.092
	2	3.750	0.355	2.270	0.159	1.020	0.012	0.016	0.312	0.001	0.045
2	1	3.640	0.307	2.290	0.434	1.130	0.054	0.366	0.276	0.006	0.069
	2	3.270	0.271	2.010	0.439	1.010	0.051	0.307	0.316	0.006	0.082
3	1	3.290	0.239	2.110	0.332	1.000	0.013	0.547	0.281	0.005	0.074
	2	3.390	0.248	2.410	0.323	1.040	0.014	0.619	0.289	0.010	0.085
4	1	6.110	0.281	1.970	0.347	0.909	0.045	0.013	0.258	0.012	0.112
	2	6.020	0.221	1.920	0.278	0.921	0.037	0.013	0.255	0.008	0.094
5	1	6.410	0.272	2.120	0.225	1.040	0.035	0.343	0.364	0.010	0.121
	2	6.580	0.295	1.970	0.254	0.978	0.036	0.300	0.367	0.010	0.118
6	1	6.850	0.339	2.280	0.180	1.070	0.017	0.593	0.404	0.011	0.122

Se utilizó el software Thermo-Calc para predecir las posibles fases que estarán presentes en cada aleación, para su posterior análisis en el capítulo 4. Por otro lado, se utilizó el software JmatPRO como método de comparación.

### 3.5 Velocidades de enfriamiento

La velocidad de enfriamiento es un factor que se debe considerar durante la solidificación ya que de esta dependerá el frente de solidificación, el tamaño dendrítico promedio en la matriz, así como también la difusión del soluto; lo que a su vez determinará las propiedades finales de la aleación. Para observar el efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microsegregación se prepararon un molde metálico y varios de arena con un patrón en forma de cuña como se muestran en las Figura 3.17 y Figura 3.18.



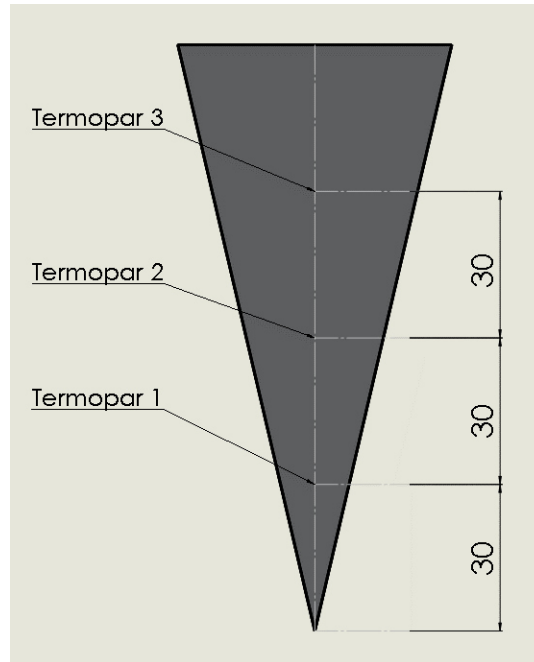
a)

**Figura 3.17 Enfriamiento lento, a) patrón en forma de cuña hecho de resina, b) molde de cuña de arena.**



**Figura 3.18 Enfriamiento rápido, molde de cuña metálico.**

Los moldes se instrumentaron con 3 termopares tipo K colocados de abajo hacia arriba a las distancias 30, 60 y 90 mm para determinar 3 velocidades de enfriamiento diferentes (por tipo de molde), Figura 3.19.



**Figura 3.19 Posición de termopares en cuñas.**

Se vaciaron 4 muestras por aleación, 2 en moldes de arena y 2 dos en molde metálico, para comparar el efecto de la velocidad de enfriamiento con la microestructura y propiedades termo-físicas.

### **3.6 Análisis de contracción y porosidad por la prueba tatur**

Se realizaron pruebas adicionales como es el prueba tatur para determinar el porcentaje de contracción, el *pipe*, y calcular la densidad por medio de la porosidad interna. El método tatur consiste en vaciar la aleación en un molde metálico como se muestra en la Figura 3.20, el metal líquido empezará a solidificar de forma controlada desde el exterior hacia el centro del molde teniendo como resultado contracción en la parte superior ( $V_c$ ) y la formación de un rechupe en forma de un tubo conocido como “*pipe*” que ocupará un cierto volumen ( $V_p$ ), además de porosidad interna (% porosidad), Figura 3.21.

Después, la pieza de colada, casting, se pesa al aire para obtener su masa aparente (MA), y en agua destilada (Mwd), por medio del cálculo de densidades teórica (Dth) y aparente (DA) se obtiene el volumen de porosidad (Vpor), el volumen del asentamiento (Vsc) y con la sumatoria de cada uno se obtiene el volumen de contracción total (Vtc) propia de cada aleación (lo que dependerá realmente de los elementos químicos).



Figura 3.20 Llenado molde tatur.

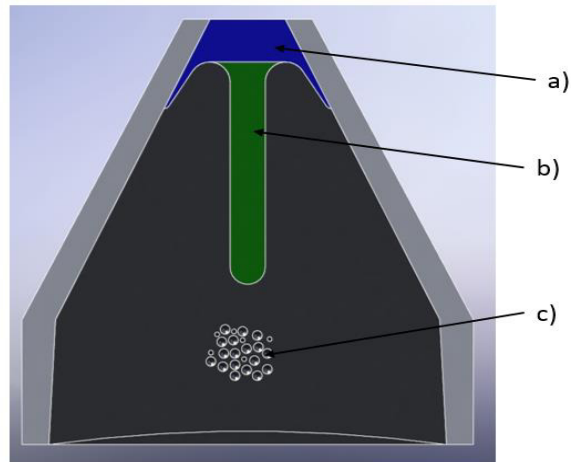


Figura 3.21 Prueba tatur, a) rechupe por contracción, b) *pipe*, c) porosidad interna.

### 3.7 Preparación metalográfica

Se prepararon muestras de cada una de las aleaciones en sus dos modalidades (molde arena y metálico) en las velocidades de enfriamiento medidas (en la sección transversal de la cuña), posteriormente se pulieron con lijas de malla # 80, 220, 300, 500, 800, 1200, 2400 y 4000, luego se procedió a dar el acabado espejo con paño y solución coloidal.

La microestructura de las muestras se revelaron con el reactivo *kroll's* el cual consiste en ácido nítrico al 6%, ácido fluorhídrico al 2% y agua destilada al 92% y el método de inmersión durante 20 segundos. Este reactivo tiene dos funciones, la primera es de revelar los límites de grano al corroer el soluto que se encuentra en ellos, la segunda función es de colorear cada una de las fases mediante luz polarizada en un microscopio óptico convencional.

Las muestras preparadas se analizaron en un Nova Nano SEM Fei con los detectores de secundarios, retro-dispersados y EDX, para poder rastrear el movimiento de los elementos durante la solidificación de la aleación.

### 3.8 Propiedades térmicas

Se prepararon muestras de cada aleación para analizar su conductividad térmica. Las muestras obtenidas fueron vaciadas en los moldes de arena en forma de cuña (Figura 3.17) en la segunda velocidad de enfriamiento ( $\approx 4^\circ\text{C/s}$ ). La primera y la tercera velocidad de enfriamiento se descartaron ya que en la primera velocidad de enfriamiento no se puede conseguir muestras con las dimensiones requeridas por el método (las cuales son de 10mm de diámetro y 3mm de altura), y la tercera velocidad de enfriamiento presenta una mayor concentración de porosidades en la mayoría de las aleaciones, lo que resultaría en un valor erróneo de conductividad térmica.

En la Figura 3.22 se muestra el proceso de preparación de las muestras de conductividad térmica, las cuales se desbastaron en un torno hasta obtener el diámetro de 10 mm (procurando tener un continuo sistema de refrigeración para evitar sobrecalentamiento de las mismas), posteriormente se cortaron en una cortadora automática de precisión con disco de diamante en donde se puede obtener la altura de 3 mm y por último se midieron con el método flash laser (sección 2.9).

El método de flash laser requiere conocer los valores iniciales de  $C_p$ , estos valores fueron tomados de la base de datos del software JmatPRO.

La medición de las propiedades térmicas se realizó en un analizador de conductividad térmica Linseis XFA 500 Xenon (Flash Thermal Constant Analyzer). Antes de realizar la prueba primero es necesario introducir los valores de  $C_p$  y densidad iniciales de cada aleación, después se abre la cámara del equipo en donde se encuentra un revolver que permite la medición de hasta 6 muestras a la par (las cuales deben ser de la misma naturaleza), las muestras son colocadas en sus respectivas cavidades (si las muestras no son de las dimensiones correctas no entrarán en las cavidades), posteriormente se cierra la cámara y empieza a disparar o *flashear* un láser en la cara inferior de las muestras (durante toda la prueba el equipo utiliza  $N_2$  líquido como refrigerante), los valores medidos (sección 2.9) son guardados en la computadora del equipo y posteriormente se entregan los resultados en una gráfica, para concluir la prueba se abre la cámara se retiran las muestras y se cierra la cámara.



a)



b)



c)



d)

**Figura 3.22 Preparación de probetas, a) rectificado, b) maquina de corte Struers, c) corte de probetas, d) analizador de conductividad térmica (Linseis XFA 500 Xenon Flash Thermal Constant Analyzer).**

Adicionalmente se realizaron pruebas de DSC (*differential scanning calorimetry*, Figura 3.23) para saber si hay cambios de estado (o de fases) durante el calentamiento de las aleaciones, además se utilizó para conocer el  $\Delta H$  de fusión e indirectamente los  $\Delta C_p$ .

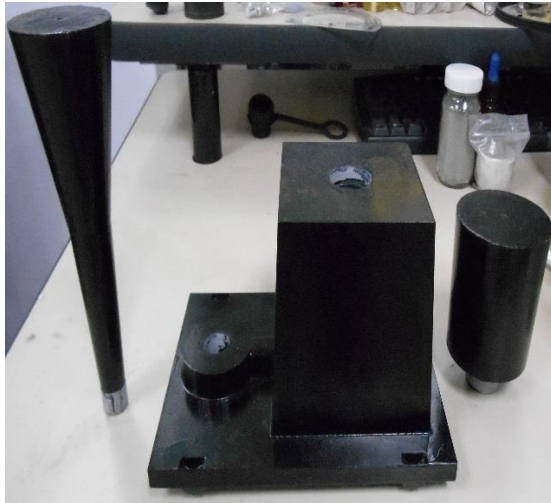
La prueba consiste en colocar dos crisoles previamente pesados, en uno de ellos se colocará la muestra y el otro se utilizará como referencia, se prepara una muestra de 5 mm de diámetro por 0.3 mm de altura, el peso aproximado de la muestra debe ser de 15 mg, se establece la temperatura máxima en el equipo en este caso se propuso de 750 °C con una velocidad de calentamiento de 20 °C/s de esta forma la muestra pasaría a estado líquido. Durante el enfriamiento se registró el perfil de temperatura de la solidificación de cada aleación lo cual se comparará en una sección posterior con los análisis de las curvas de enfriamiento medidas experimentalmente con termopares.



**Figura 3.23 Differential scanning calorimetry.**

### **3.9 Fabricación de moldes cerámicos compuestos**

Se fabricó un modelo con la forma de una maceta usando un software de CAD, luego se construyó un patrón de ABS con una impresora 3D que nos permitió hacer moldes de arena como se muestra en la Figura 3.24.



a)



b)



c)



d)

**Figura 3.24 Fabricación de moldes en forma de maceta, a) elementos del patrón y b) unión patrón de ABS, c) ensamble de moldes de arena y d) proceso de vaciado.**

Se registró la temperatura de un molde de arena en la parte inferior, en un lateral y la parte superior colocando 3 termopares en cada zona a diferente profundidad, dos en el molde (a 3, y 6 mm de distancia) y uno en contacto con el metal líquido, la adquisición se realizó durante todo el proceso de fundición de los moldes de arena para conocer el cambio del coeficiente de transferencia ( $HTC$ ).

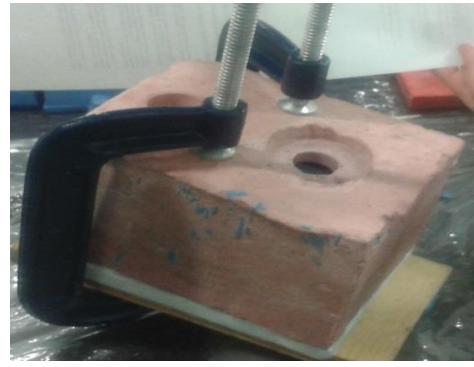
### CAPÍTULO 3: PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Además de los moldes de arena, se reutilizó la técnica de investimento convencional y se adicionó Fe, Cu, y Al entre las capas del cerámico como una alternativa para aumentar el coeficiente de transferencia (*HTC*).

Se fabricaron patrones de cera utilizando un molde híbrido de yeso y caucho silicón (Figura 3.25), posteriormente se recubrieron los patrones con lodo cerámico, cada cierta cantidad de capas (2 o 3) se colocaban 35.2 virutas/cm<sup>2</sup> de Fe, Al, y Cu lo que corresponde al 21.6% de la superficie hasta que se obtuvo un espesor de 10 mm. Entre cada capa se colocó aproximadamente 15.2 gr de metal que es el equivalente a 2.27 virutas/cm<sup>2</sup>.



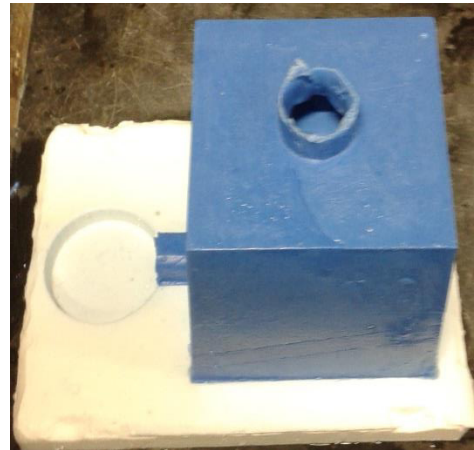
a)



b)



c)



d)



e)



f)

**Figura 3.25 Proceso de fabricación de moldes de investimento con Fe, Al, Cu y convencionales, a) molde hibrido yeso-caucho silicón, b) clampeo del molde, c) llenado con cera, d) obtención de patrón de cera, e) recubrimiento con slurry, f) adición de virutas y secado de capa.**

Posteriormente se eliminó la cera interna de los moldes cerámicos y se sinterizaron a una temperatura de 900 °C durante 2 horas como se ilustra en la Figura 3.26, luego un molde de cada condición (normales o con virutas de Al, Cu, Fe) se instrumentaron en un lateral con termopares tipo K, y se obtuvieron sus respectivas curvas de enfriamiento.



a)



b)



c)



d)



e)



f)

**Figura 3.26** Función de moldes de maceta. a) preparación de moldes, b) sinterización, c) limpieza y reparación de moldes, d) instrumentación y precalentamiento, e) llenado, f) solidificación.

# CAPÍTULO 4

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se expondrán los resultados obtenidos del diseño, simulación y fabricación de los moldes de aluminio, caracterización de las aleaciones propuestas y su desempeño durante la operación de rotomoldeo. Las muestras obtenidas de cada aleación fueron analizadas mediante microscopio óptico, microscopio electrónico de barrido, DSC y analizador térmico láser.

### 4.1 Diseño del molde

Se diseñó un molde metálico de acuerdo a la necesidad del mercado para el proceso de rotomoldeo de plásticos, en donde la primera etapa fue la selección del modelo (o pieza a fabricar), posteriormente se diseñaron algunos bosquejos de la misma, se realizaron algunas modificaciones (enfocadas en hacer ergonómico el producto).

La segunda etapa consistió en el análisis del molde metálico dando como resultado la factibilidad de producir el diseño de un molde bipartido (siguiendo la línea central del modelo) donde se consideró usar un sistema de sellado que se montará/desmontará fácilmente y que a su vez tuviera el menor área de contacto en la bipartición.

La tercera etapa consistió en diseñar un sistema de llenado y solidificación preliminar (como se puede observar en la Figura 3.4), esta etapa es crítica debido a que el metal recorre una distancia larga siguiendo toda la periferia de la parte inferior (durante el recorrido el metal líquido pierde temperatura y si no se tiene un buen control de la misma puede provocar algunos defectos como juntas frías). Por esta razón se decidió colocar varios ataques en la pieza tres en la parte inferior y uno en la parte superior (para el caso del molde de investimento) de esta forma se asegura que la temperatura de la parte superior de la pieza y las mazarotas sea mayor que el resto del cuerpo y con ello controlar la solidificación.

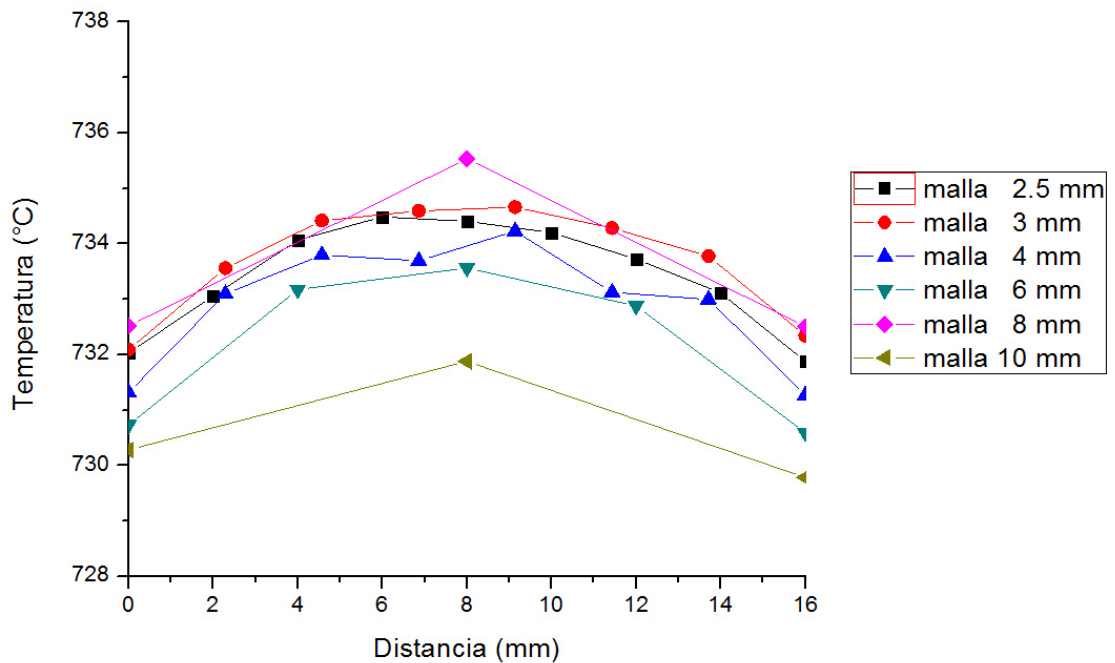
Una vez acabado el diseño del molde se tuvo que adaptar (escalar) de forma que se ajustará el volumen a la capacidad del horno disponible para realizar el proceso de colada. Aunque el molde redujo sus dimensiones se mantuvo constante el espesor de pared para tener una mejor certeza de que ocurrirá el mismo fenómeno de solidificación.

En el anexo A, en la Figura A.1 (a) se muestra el diseño original para el molde metálico tomando en consideración las respectivas curvaturas para que el producto de plástico sea ergonómico, en la Figura A.1 (b) se puede observar las dimensiones del molde escalado con su sistema de alimentación y mazarotas.

El patrón del molde con su sistema de alimentación fue posible fabricarlo usando la técnica de láminas apiladas (Figura 3.2) en donde se pueden trabajar diferentes materiales (entre ellos madera, papel, espuma, etc.) con relativamente bajo costo, dando como resultado la construcción de figuras de mediana complejidad con buena tolerancia dimensional (1-5 mm) para este tipo procesos.

## 4.2 Simulación del proceso de colada

En la Figura 4.1 se puede observar los resultados obtenidos al medir la temperatura en la sección transversal del alimentador (a una altura de ~4 cm de la base) en un tiempo ~29 (+/- 2) segundos (que es el tiempo que tardo en alcanzar el 98% de llenado del molde), donde se contabilizaron 9 nodos para la malla de 2.5 mm, 8 nodos para la malla de 4 mm, 5 para la malla de 6 mm, y 3 nodos para las mallas de 8 y 10 mm.



**Figura 4.1 Validación de tamaño de malla utilizada.**

La malla de 2.5 y 3 mm son las que mejores resultados mostraron ya que al tener mayor cantidad de nodos formaron un perfil de temperatura esperado, donde la temperatura sea menor en los extremos y mayor al centro, seguido de la malla de 4 mm la cual presento variaciones en la zona central, la malla de 6 mm formo un perfil parecido a los anteriores aunque presenta una diferencia de +/- 2 °C.

Las mallas de 8 y 10 mm crearon un perfil promedio y se distanciaron en extremos opuestos por lo que se descartaron al presentar muy poca información.

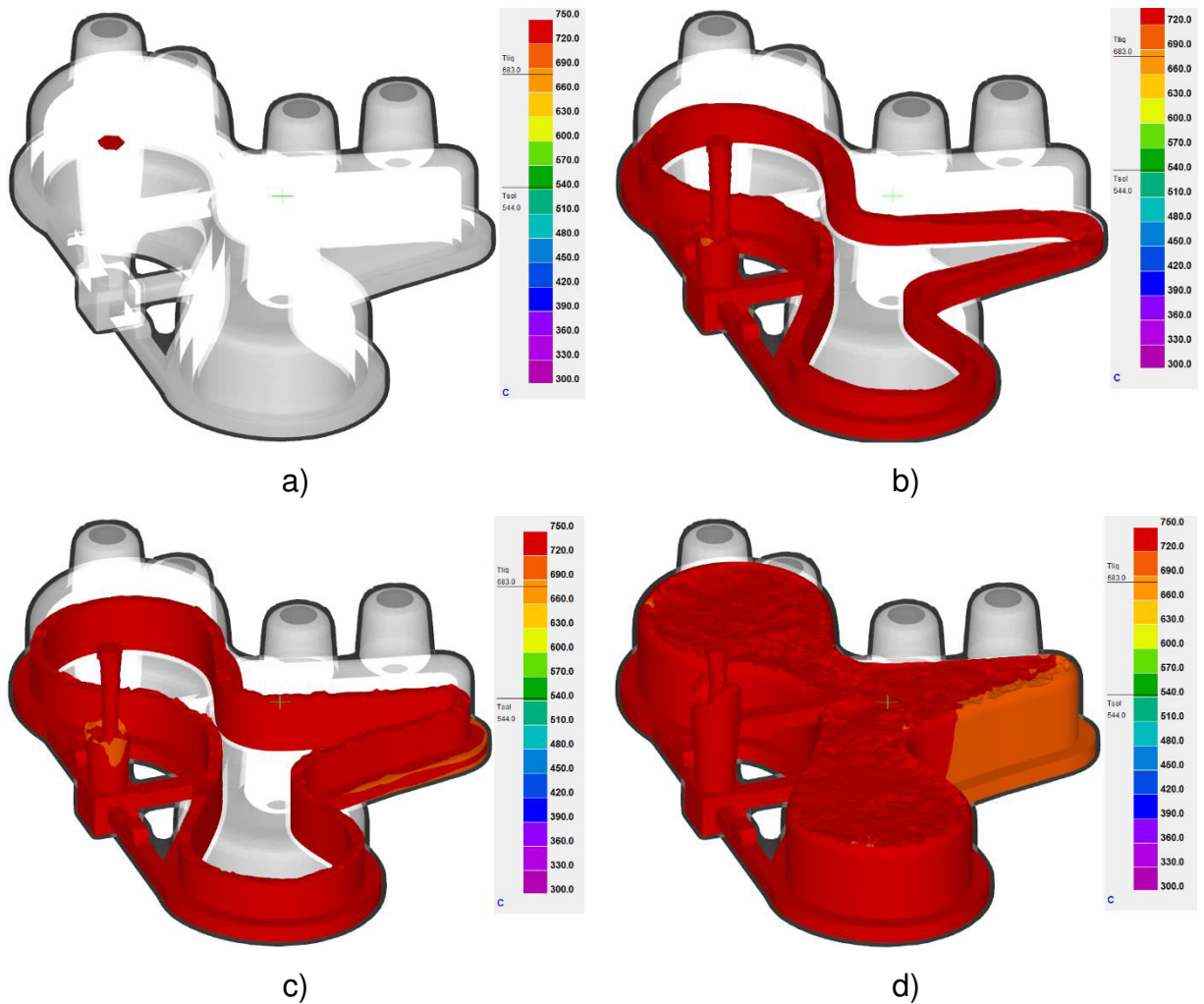
En la tabla 4.1 se presenta una comparación entre el tiempo de simulación y los diferentes tamaños de malla. El tiempo de llenado de la pieza es de 30 segundos, al llegar a este valor se detuvieron las simulaciones y se tomaron los datos de tiempo de cómputo en donde se pudo observar que la malla de 2.5 mm es la que mayor tiempo requiere (~7 hr) y la de 10 mm es la que menor tiempo requiere (~8 min). El tiempo de cómputo más alto para la solidificación también corresponde a la malla de 2.5 mm (~8 hr) y el más bajo para la malla de 10 mm (~16 min).

**Tabla 4.1 Comparación de tamaños de malla contra tiempos de simulación.**

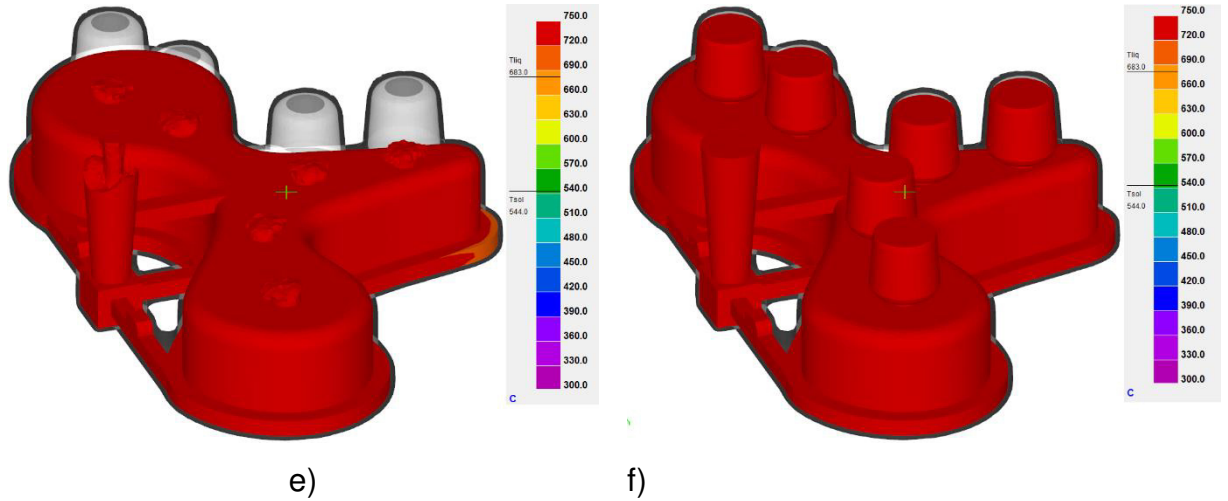
Tamaño de malla/resultados simulación	Malla 2.5 mm	Malla 4 mm	Malla 5 mm	Malla 6 mm	Malla 8 mm	Malla 10 mm
<b>Llenado</b>						
No. de STEP	3291	2636	1760	1186	1034	764
Tiempo de llenado	29.487	29.57	29.49	29.55	30.14	29.85
Porcentaje de llenado (%)	98	98	98	98	98	98
Tiempo de Computo (s)	27201.13	16077.31	6176.77	2032.96	868.33	484.13
Tiempo real (s)	27243	16148	6185	2040	873	486
<b>Solidificación</b>						
No. de STEP	6139	5540	4650	4136	4064	3746
Time en solidificar	2867.9	2928.9	2914.7	2974.1	3055.5	3007.4
Fracción sólida	100	100	100	100	100	100
Tiempo de Computo (s)	31261.23	19262.85	7879.56	3070.69	1466.58	961.96
Tiempo real (s)	31333	19348	7895	3086	1475	964

El tiempo de simulación y la confiabilidad de los resultados tienen una relación inversa con el tamaño de malla; es decir, a menor tamaño de malla, mayor tiempo de simulación y mayor confiabilidad de los resultados. Basados en la comparación de los perfiles de temperatura de la Figura 4.1, se eligió un tamaño de malla óptimo de 6 mm el cual requiere de ~2 horas de tiempo real para simular un caso y presenta un porcentaje de error (+/- 2°C/s) que se considera aceptable.

El molde cerámico que se eligió fue el de investimento. En la Figura 4.2 se puede observar el llenado del molde en diferentes momentos; se puede apreciar que existen pérdidas de calor en la parte posterior a la alimentación, después de 30 segundos de llenado, actúa el segundo ataque, lo que ayuda a que la temperatura en la parte superior sea mayor que en la inferior.

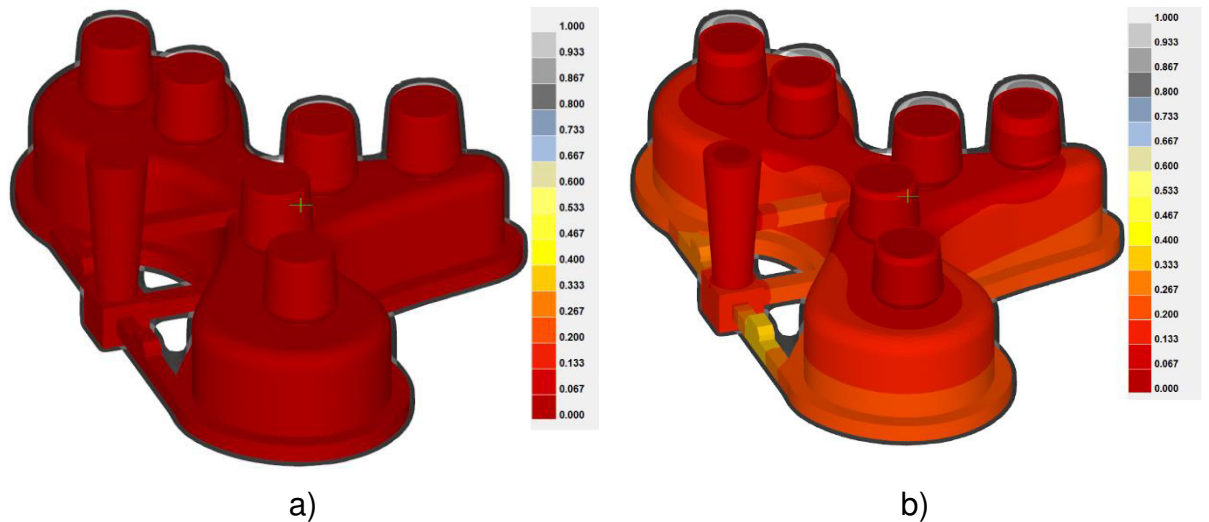


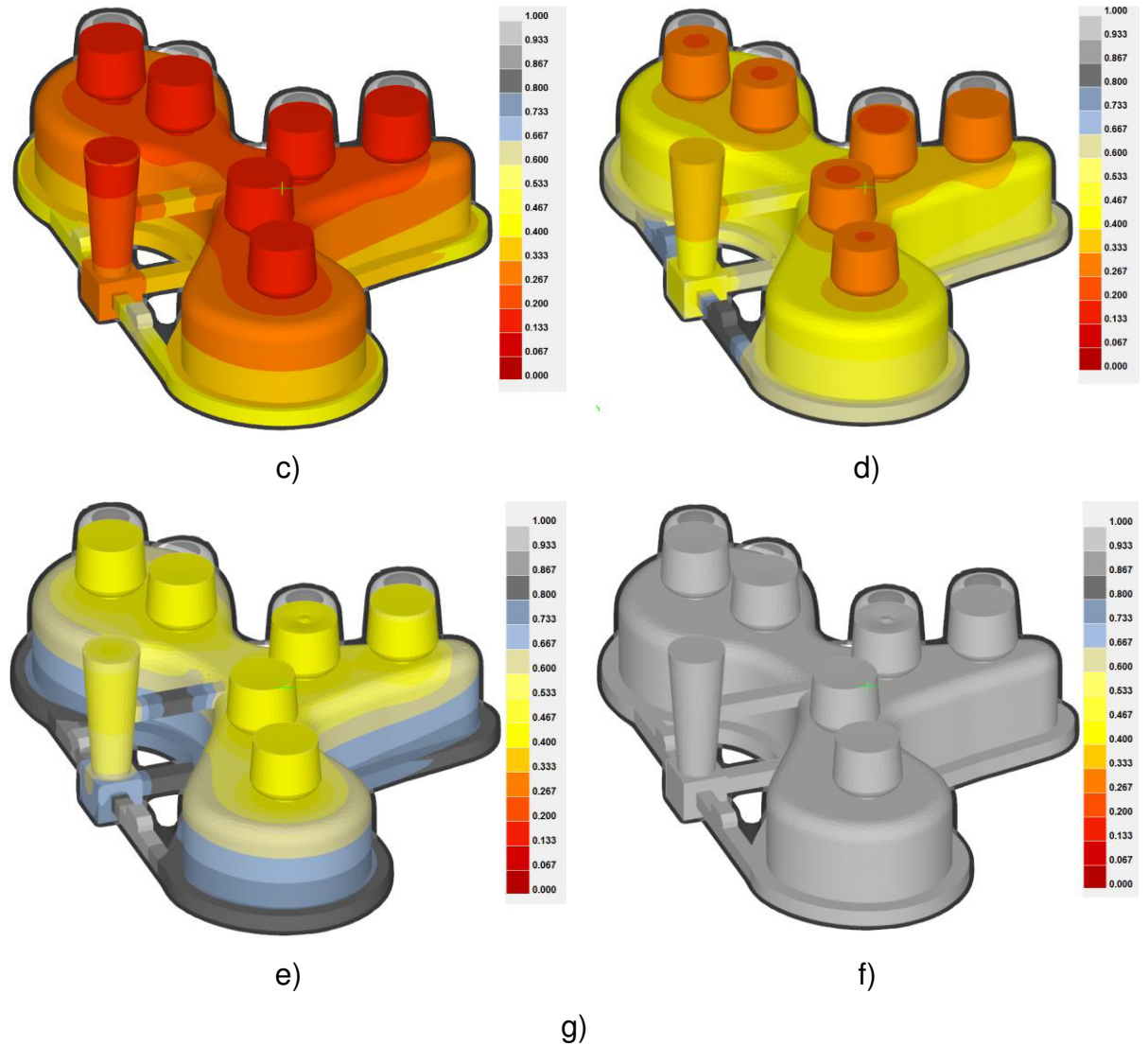
## CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



**Figura 4.2 Proceso de llenado del molde de investimento a) 0, b) 13, c) 17, d) 30, e) 37 y f) 50 segundos.**

En la Figura 4.3 se muestra el perfil de solidificación del molde de investimento, donde el enfriamiento empieza de abajo hacia arriba por lo tanto todos los defectos producidos por contracción quedan en las mazarotas que se encuentran en la parte superior.

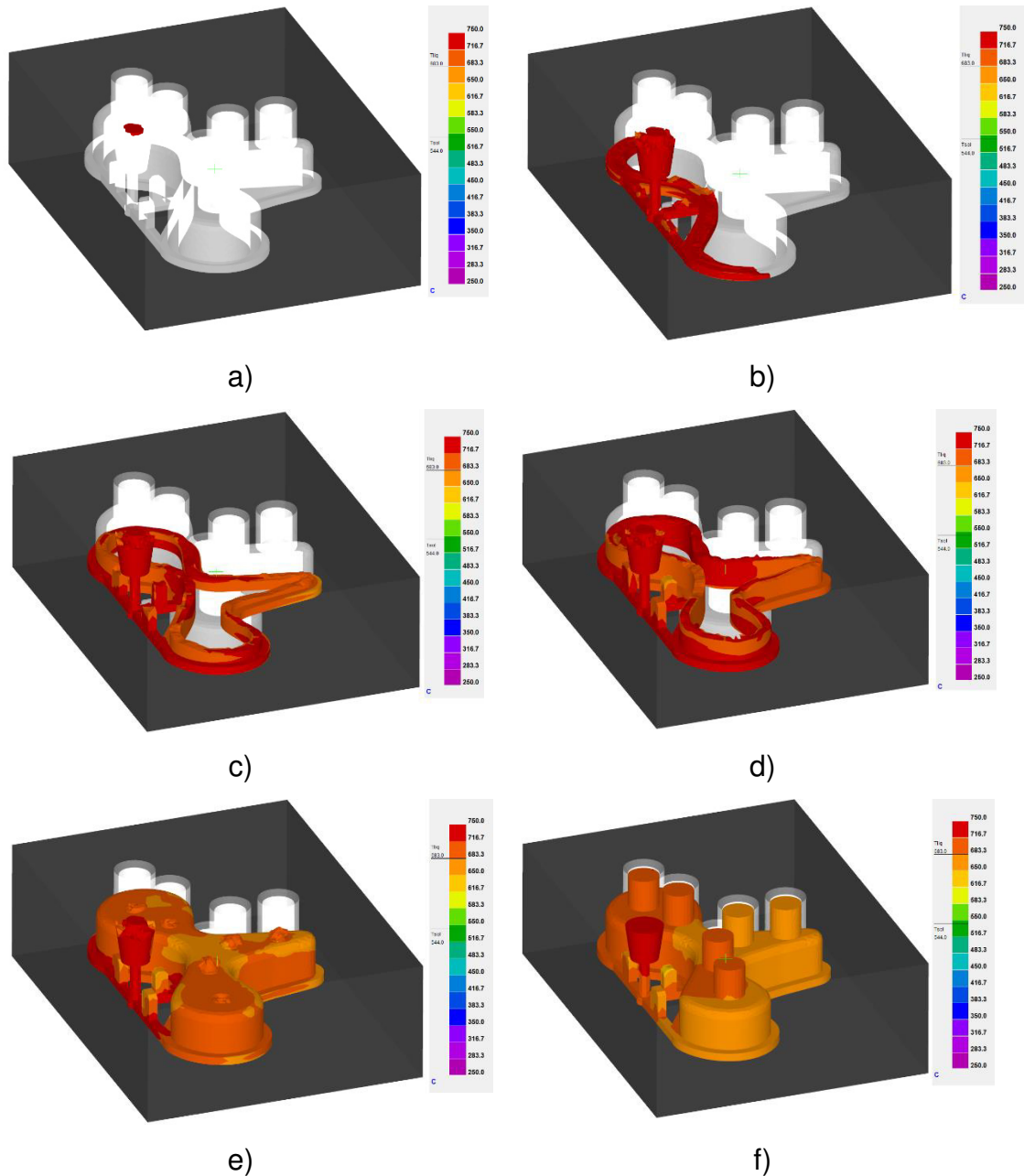




**Figura 4.3** Perfiles de solidificación de la pieza de Aluminio (molde de rotomoldeo) en diferentes momentos: a) 50, b) 1084, c) 1554, d) 2114, e) 2784 y f) 5154 s.

En la Figura 4.4 se muestra la simulación del llenado en un molde de arena, a diferencia del molde cerámico, en el molde de arena no fue necesaria la utilización de un alimentador superior, además se optimizó el sistema de alimentación disminuyendo la velocidad del metal con filtros cerámicos y disminuyendo la cantidad de masa de las mazarotas utilizando camisas exotérmicas.

## CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



**Figura 4.4** Proceso de llenado del molde de arena a) 0, b) 4, c) 10, d) 14, e) 24 y f) 30 s.

En la Figura 4.5 se muestra la simulación del perfil de solidificación de la pieza de aluminio dentro molde de arena en diferentes momentos, como puede observarse, las mazarotas son lo último en solidificar, por lo que se puede asegurar una pieza sana (libre de defectos internos).

CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

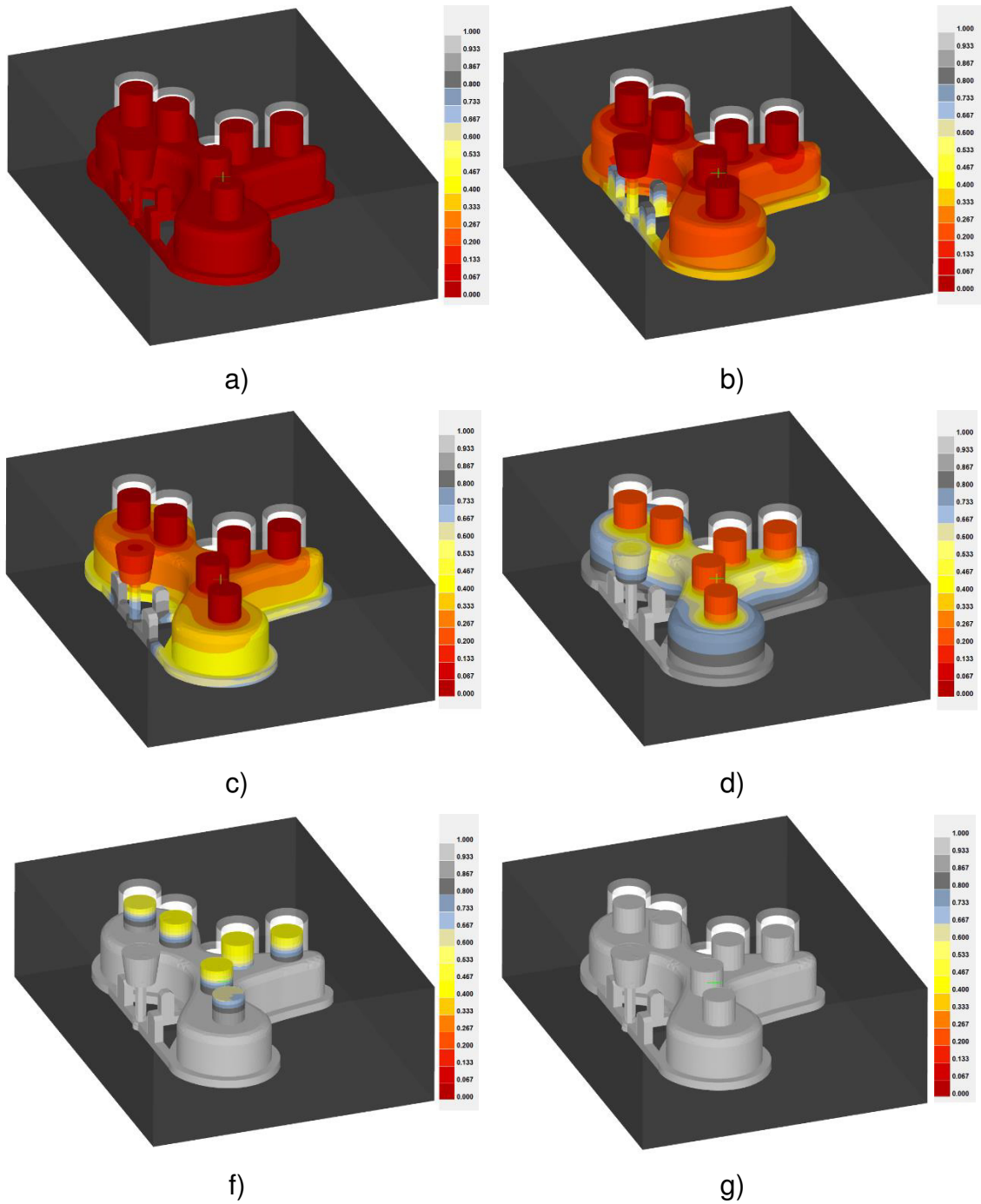


Figura 4.5 Perfiles de solidificación del molde de arena a) 30, b) 135, c) 195, d) 435, e) 885 y f) 1275 s.

### 4.3 Simulación de precipitación de fases

Con el objetivo de predecir las posibles fases que se pudieran formar durante la solidificación se realizaron simulaciones computacionales en donde se utilizó el software Thermo-Calc que realiza un cálculo termodinámico de acuerdo con los porcentajes de concentración de cada elemento químico.

Los resultados obtenidos de la solidificación para ambos grupos se muestran en la Figura 4.6 y Figura 4.7, en donde se presenta la secuencia de precipitación de cada fase (usando el modelo de *Scheil*) graficada de acuerdo a su temperatura de formación y el rango de fracción líquido-sólido.

En la Figura 4.6 se puede observar en b), que con el incremento de 0.6% de Ni se suprime la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -( $\beta$ ) presente en a), además de que el rango de formación de  $\alpha$ -Al se incrementa cambiando la pendiente del resto de las fases que se formaran al final.

En la Figura 4.7 se puede observar en b) que sucedió algo parecido al primer grupo, al incrementar a 0.6% el Ni tiende a reducir parcialmente la precipitación de la fase Al-Si pero se incrementa considerablemente la formación de  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -( $\beta$ ), presentes en a), además también se ve un cambio de pendiente del resto de las fases que se formaran en secuencia.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

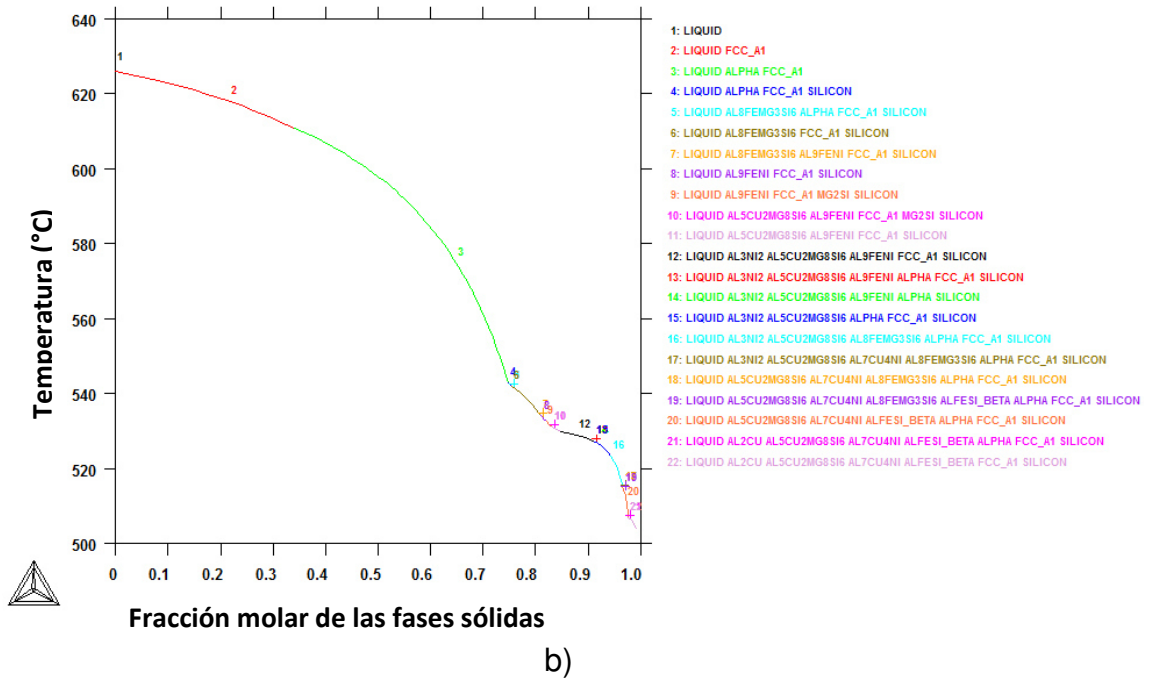
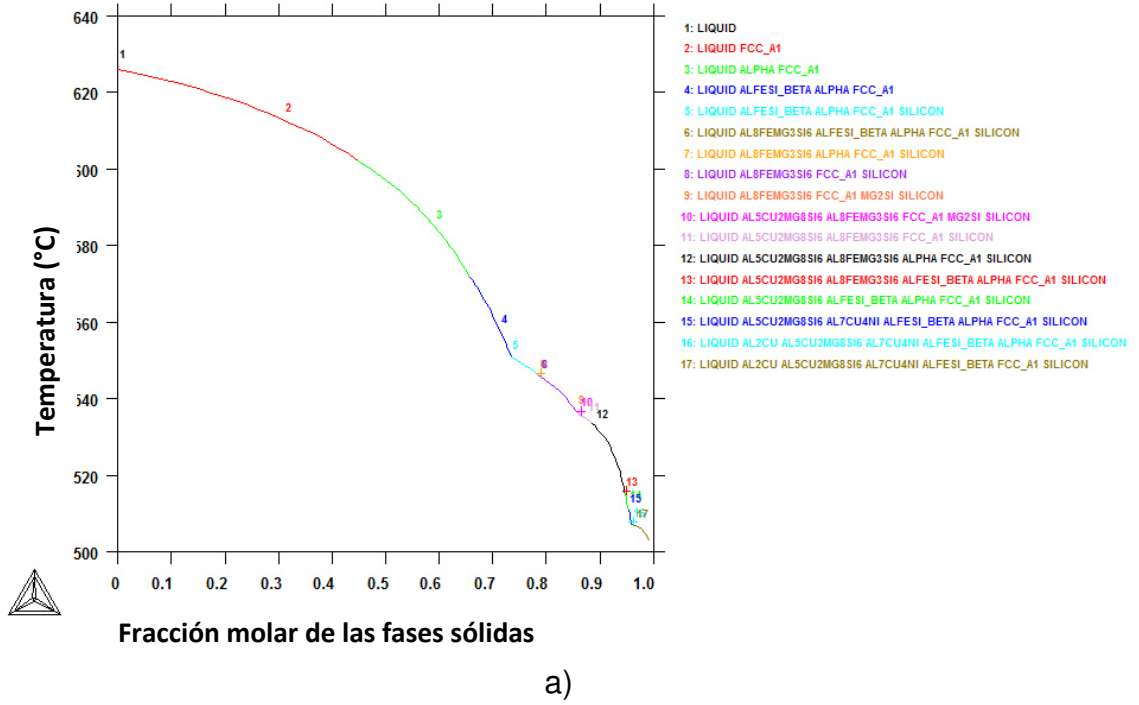


Figura 4.6 Cálculo de segregación y formación de fases con modelo de Scheil, a) aleación 1 y b) aleación 3.

CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

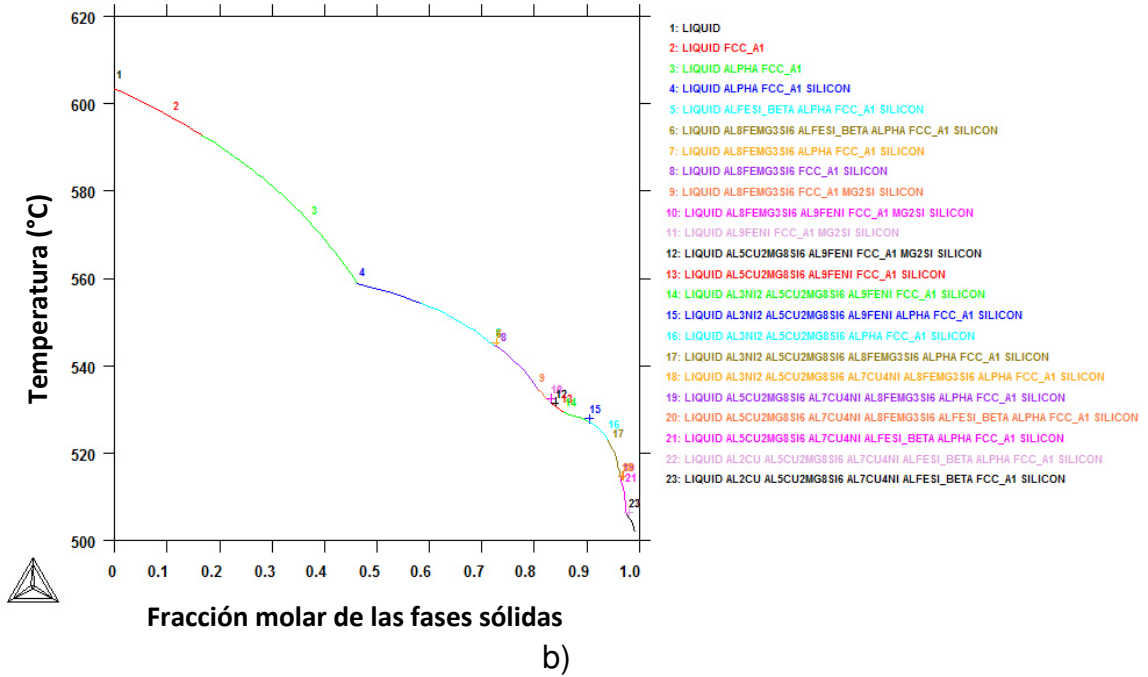
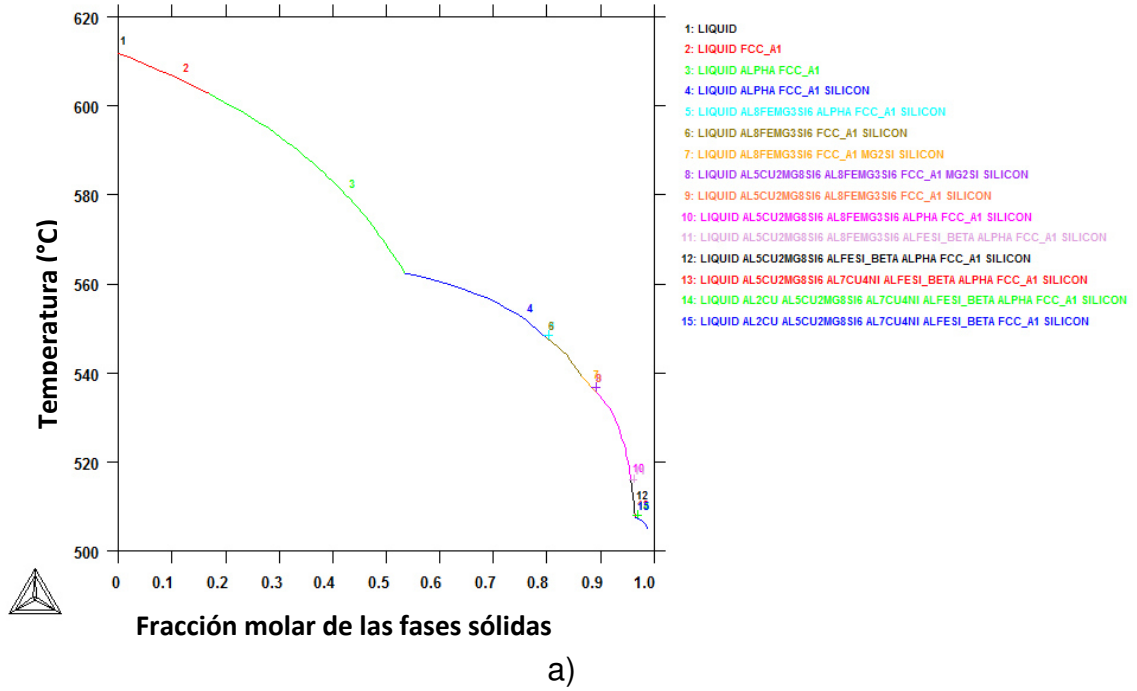
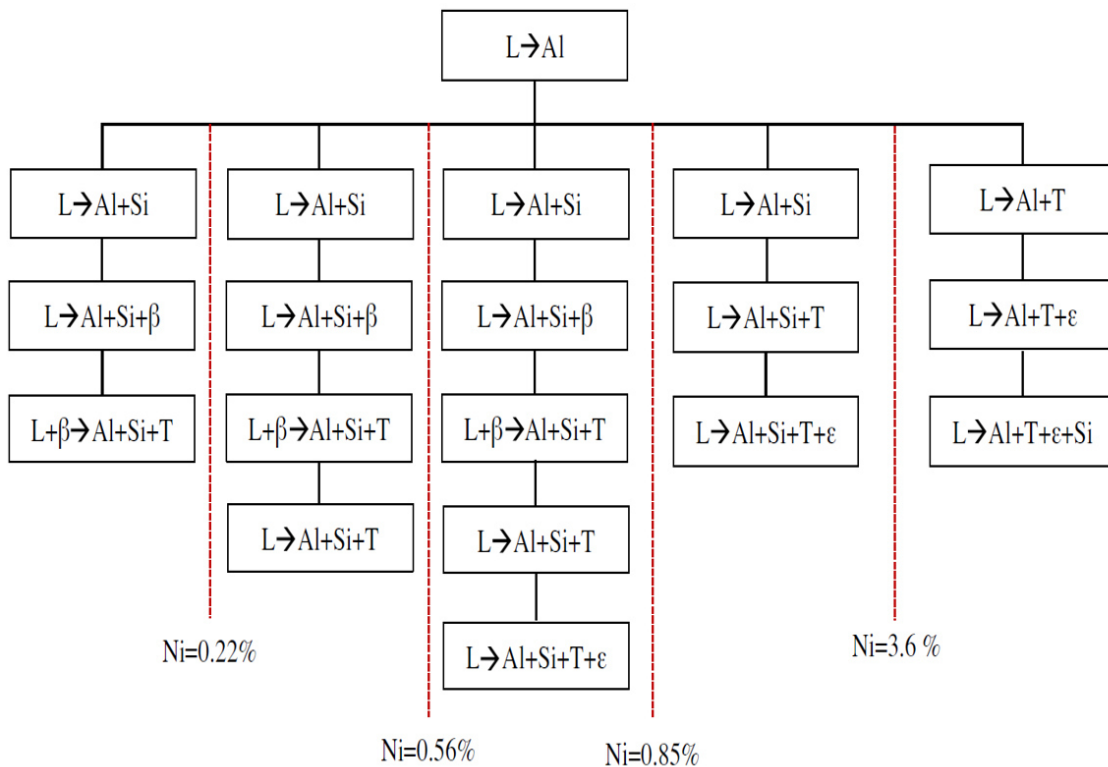


Figura 4.7 Cálculo de segregación y formación de fases con modelo de Scheil, a) aleación 4 y b) aleación 6.

Otros investigadores presentan diferentes secuencias de solidificación de aleaciones Al-Cu-Si-Ni [59, 60] las cuales varían dependiendo de la concentración de cada elemento químico y la velocidad de solidificación, entre ellas se encuentra la reportada por A.R. Farkoosh [61] donde se observa la variación de las fases presentes en su aleación dependiendo de la concentración de Ni, como se puede observar en la Figura 4.8. Además de la formación de las fases Al+Si, Al<sub>5</sub>FeSi-(β), y Al<sub>9</sub>FeNi-(T) para una aleación con baja concentración de cobre (0.5%) y aproximadamente 7% de Si cuando la concentración de Ni es menor al 0.56%, arriba de esta de este valor reportó también la formación de la fase Al<sub>3</sub>Ni-(ε).



**Figura 4.8 Secuencia de solidificación de una aleación Al-Si-Mg-Cu-Fe-Ni en condiciones de equilibrio con diferentes concentraciones de Ni. [61]**

En la tabla 4.2 se muestra la secuencia de precipitación de cada fase y su respectiva temperatura de formación para las aleaciones analizadas en este estudio.

Las temperaturas de fusión bajan conforme aumenta el porcentaje de Si, como se puede observar en el diagrama binario Al-Si (Figura 2.13). En las aleaciones 1 y 4 se puede observar que las fases Al<sub>9</sub>FeNi-(T) y Al<sub>3</sub>Ni-(ε) no se presentan por el bajo contenido de Ni, por otro lado se predice la formación de la fase Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-(γ), pudiendo formarse por trazas de Ni residual sin embargo por su baja concentración se considera despreciable.

En las aleaciones 2 y 3 se suprime la fase Al<sub>5</sub>FeSi-(β) al incrementarse el contenido de Ni como se mencionó anteriormente, posiblemente porque el Ni reemplaza al Si para formar Al<sub>9</sub>FeNi-(T).

**Tabla 4.2 Temperatura de formación de las posibles fases calculadas con Thermocalc de cada aleación.**

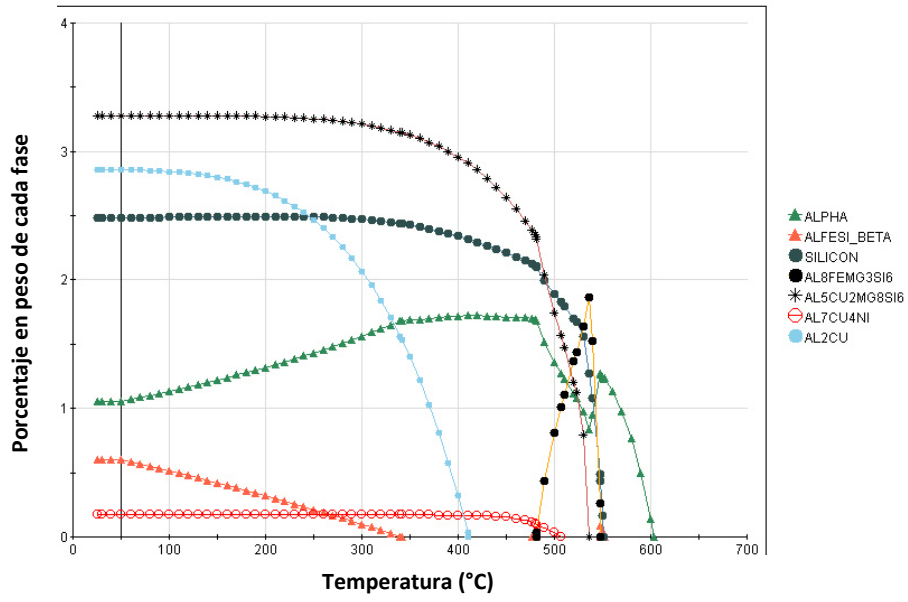
Secuencia de reacción	Temperatura (°C)					
	Aleaciones con 3% Si			Aleaciones con 6% Si		
	1	2	3	4	5	6
Líquido	627.0	627.0	627.0	612.0	608.0	604.0
α-Al	626.0	626.0	626.0	611.5	607.0	603.0
Al <sub>15</sub> (FeMn) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> ( <i>alpha</i> )	602.0	618.0	611.0	602.5	597.0	592.0
Al-Si	551.0	546.0	543.0	562.0	560.0	559.0
Al <sub>5</sub> FeSi-(β)	571.5	--	--	515.5	550.0	554.0
Al <sub>8</sub> FeMn <sub>3</sub> Si <sub>6</sub> -(π)	546.0	544.0	534.0	548.0	546.0	544.5
Mg <sub>2</sub> Si-(M)	536.5	536.0	532.5	539.0	536.5	534.5
Al <sub>9</sub> FeNi-(T)	--	530.0	534.0	--	530.0	532.0
Al <sub>5</sub> Cu <sub>2</sub> Mg <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> -(Q)	536.0	532.0	531.0	536.0	532.0	531.0
Al <sub>3</sub> Ni-(ε)	--	528.0	529.5	--	528.0	529.0
Al <sub>7</sub> Cu <sub>4</sub> Ni-(γ)	511.0	515.0	515.0	508.0	514.0	514.0
Al <sub>2</sub> Cu-(θ)	507.0	506.5	506.5	507.5	506.0	506.0
Sólido	507.0	506.5	506.5	507.5	506.0	506.0

Como método de comparación se utilizó el software JmatPRO para calcular las posibles fases presentes en sistema estable para las aleaciones del grupo 1 y 2, cuyos resultados se pueden observar en la Figura 4.9 y Figura 4.10, respectivamente. Los resultados para las aleaciones 2 y 5 se encuentran en el anexo B.

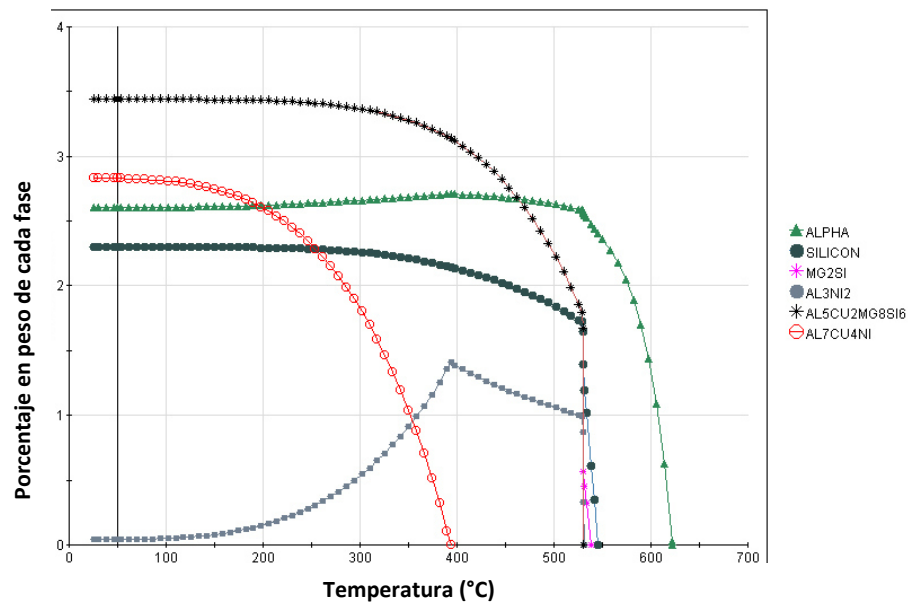
En la Figura 4.9 se muestra las aleaciones del primer grupo (3% Si) con 0% Ni a), con 0.3% Ni b) y 0.6% Ni c). En la aleación 1 se muestra el diagrama de fases sin Ni, entre las fases calculadas se encuentran: *alpha* ( $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ ) que es la primera en precipitar después de  $\alpha$ -Al, seguida por  $Al_5FeSi$ -( $\beta$ ) la cual tiene una concentración baja durante la solidificación y posteriormente se forma en solución sólida debajo de los 350 °C.

La siguiente fase en precipitar es Al-Si a la par de la fase  $Al_8FeMn_3Si_6$ -( $\pi$ ), la fase  $\pi$  tiende a disminuir su concentración conforme se va incrementando la fase *alpha*. La siguiente fase que se forma es  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -(Q) la cual presenta la mayor concentración arriba del 3% en la matriz, por último se forman las fases  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ) la cual presenta menos del 0.3% de la matriz, y la fase  $Al_2Cu$ -( $\Theta$ ) que es predicha con JmatPRO que se forma en solución sólida aproximadamente a los 400 °C, sin embargo el programa Thermo-Calc predice su formación a una temperatura aproximada de 505 °C.

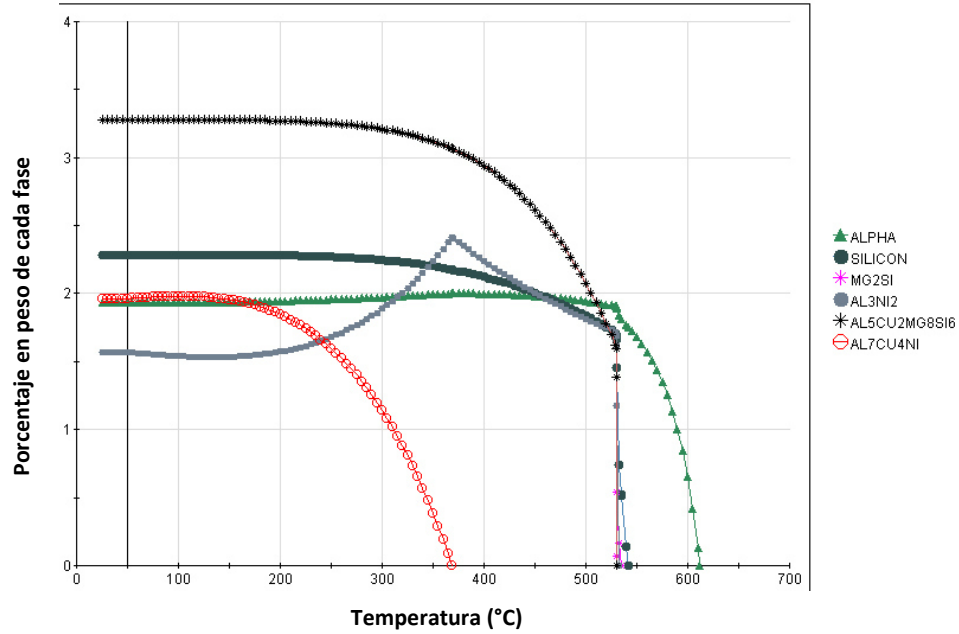
CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



a)



b)

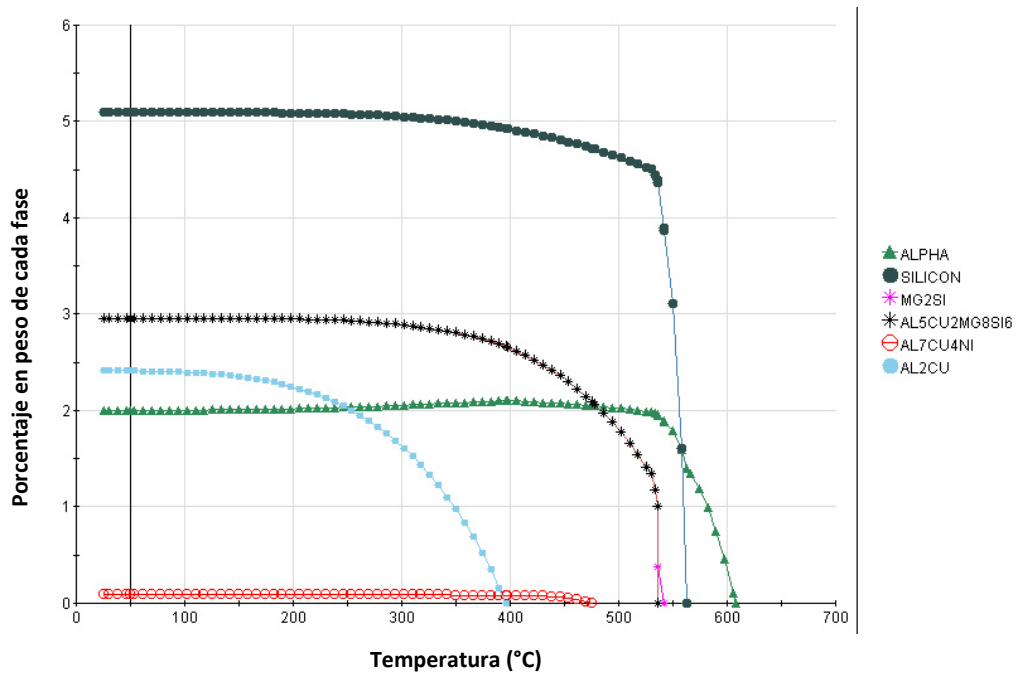


c)

**Figura 4.9 Diagrama de fases del grupo uno, a) aleación 1, b) aleación 2 y c) aleación 3.**

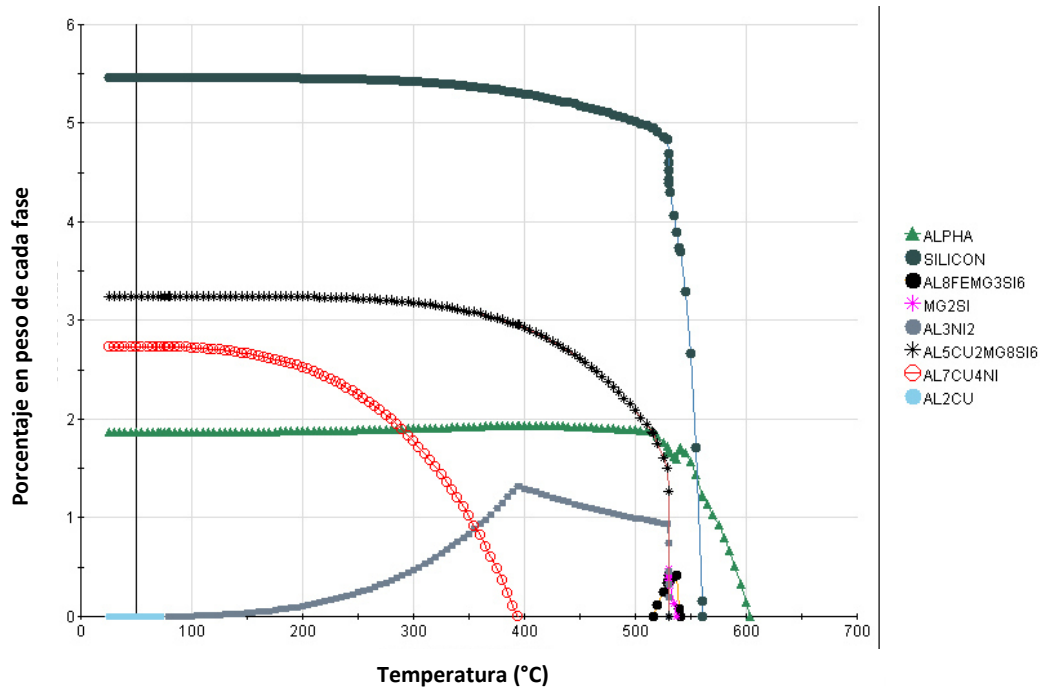
En la gráfica b) y c) de la Figura 4.9 se puede observar cómo cambian las concentraciones de las fases cuando se incrementa el contenido de Ni de 0.3% a 0.6%, para la aleación 2 y 3 respectivamente. En la gráfica b) con el incremento a 0.3% de Ni se puede observar que la concentración de la fase alpha se incrementa, desaparecen las fases  $Al_5FeSi$ -( $\beta$ ) y  $Al_8FeMn_3Si_6$ -( $\pi$ ), posteriormente precipita Al-Si, cuya concentración disminuye al empezar a formarse la fase  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -( $Q$ ), luego precipita la fase  $Mg_2Si$ -( $M$ ) la cual deja de formarse al incrementarse la fase  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -( $Q$ ). Por último, precipita la fase  $Al_3Ni_2$ -( $\epsilon$ ) que al principio tiene una alta concentración y posteriormente disminuye al formarse la fase  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ). En la gráfica c), con 0.6% de Ni, se puede observar como la fase alpha disminuye (a comparación de la aleación 2) y su concentración se mantiene estable (a 2% en peso), la fase Al-Si se mantiene con una tendencia muy parecida a la aleación 2, ocurre el mismo fenómeno con la fase  $Mg_2Si$ -( $M$ ), la fase  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -( $Q$ ) es muy parecida a la aleación 2, y por último la concentración de la fase  $Al_3Ni_2$ -( $\epsilon$ ) si se incrementa considerablemente, sin embargo su concentración disminuye conforme aumenta la fase  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ).

En la Figura 4.10 se muestra las aleaciones del segundo grupo (6% Si) con: a) 0% Ni, b) 0.3% Ni y c) 0.6% Ni. En la aleación 4 se muestra el diagrama de fases sin Ni, entre las fases que se predicen se encuentran *alpha* ( $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ ) que es la primera en precipitar después de  $\alpha$ -Al, seguida por la fase Al-Si la cual tiene una concentración mayor que el grupo 1 debido al incremento de 3 a 6% de Si. Luego precipita la fase  $Mg_2Si$ -(M) la cual deja de crecer al incrementarse la concentración de la fase  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -(Q), y por último se forman las fases  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ), la cual se puede formar por el Ni residual, y  $Al_2Cu$ -( $\Theta$ ).

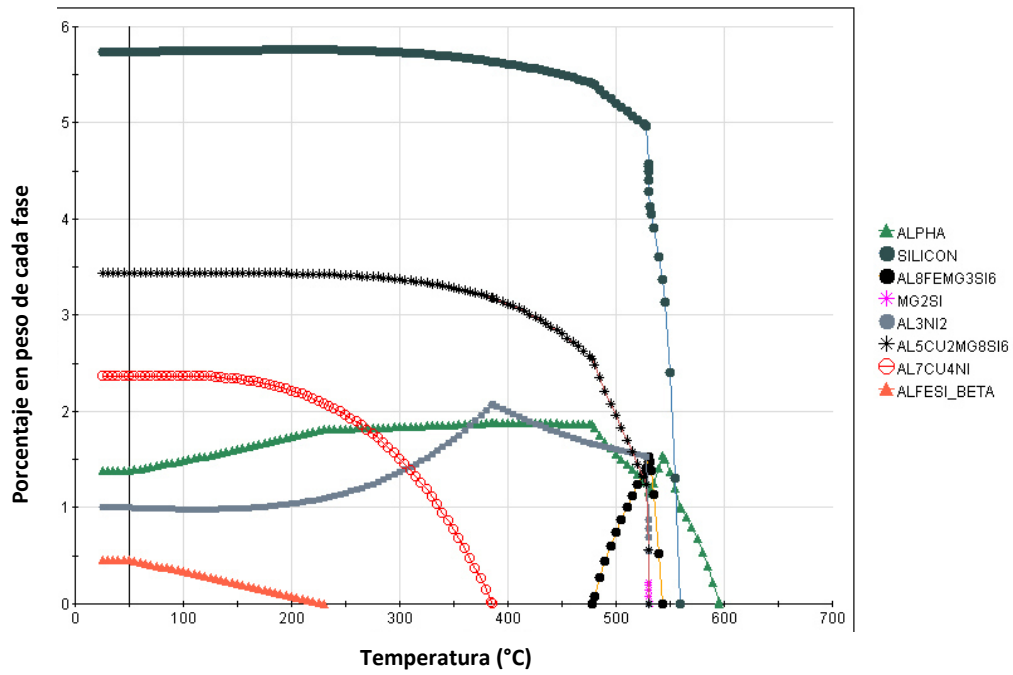


a)

CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



b)



c)

Figura 4.10 Diagrama de fases del grupo dos, a) aleación 4, b) aleación 5 y c) aleación 6.

En las gráficas b) y c) de la Figura 4.10 se puede observar cómo cambian las concentraciones de las fases conforme incrementa el contenido de Ni de 0.3% a 0.6%, para la aleación 5 y 6 respectivamente. En la gráfica b), con el incremento a 0.3% de Ni, se puede observar que la concentración de la fase alpha se mantiene parecida a la de 0% Ni, se incrementa la concentración de la fase Al-Si de 5 a 5.5%, la fase  $\text{Al}_8\text{FeMn}_3\text{Si}_6$ -( $\pi$ ) aparece en poca concentración y posteriormente desaparece al incrementar la fase  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -(Q); la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -(M) no muestra cambios aparentes, la fase  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -(Q) incrementa de 3 a 3.25% su concentración, y por último se forma la fase  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ -( $\epsilon$ ) la cual disminuye su concentración al formarse la fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ -( $\gamma$ ). La concentración de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -( $\Theta$ ) disminuye considerablemente al punto de desaparecer.

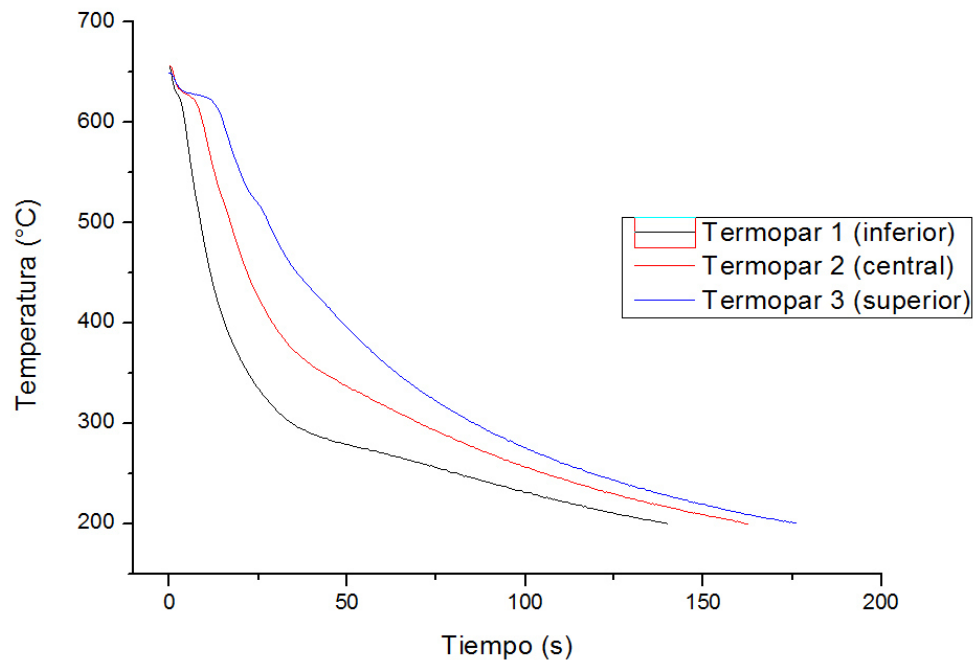
En la gráfica c) con 0.6% de Ni se puede observar como la fase alpha pierde estabilidad donde al final disminuye su concentración hasta 1.5% (a comparación de la aleación 4 y 5), se incrementa la concentración de la fase Al-Si de 5.5 a 5.75%, la fase  $\text{Al}_8\text{FeMn}_3\text{Si}_6$ -( $\pi$ ) incrementa su concentración hasta 1.5% y después desaparece al incrementar la fase  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -(Q), la fase  $\text{Mg}_2\text{Si}$  no presenta cambios aparentes con el incremento del Ni, la fase  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -(Q) incrementa de 3.25 a 3.5% su concentración al incrementar a 0.6% el Ni, y por último se forma la fase  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ -( $\epsilon$ ) se incrementa su concentración pero empieza a disminuir al formarse la fase  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ -( $\gamma$ ). Se detecta además la formación de  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -( $\beta$ ) a bajas temperaturas (<250°C). No se predijo la formación de la fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -( $\Theta$ ).

Adicionalmente usando JmatPRO fue posible obtener el Cp y la densidad de cada aleación (tabla 4.5).

#### 4.4 Velocidades de enfriamiento

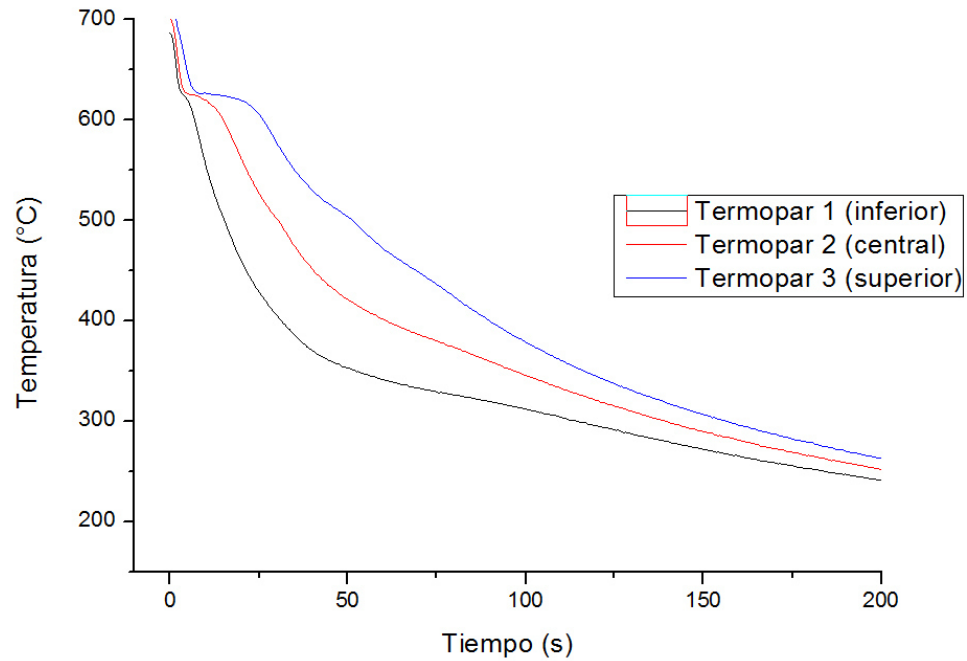
Se prepararon dos condiciones experimentales (sección 3.5); en la primera condición se utilizó un molde permanente (acero) que permite un enfriamiento rápido, con velocidades de 2.5, 2.8 y 3.2 °C/s aproximadamente (según la posición de los termopares), y en la segunda condición se usó un molde de arena sílice que permitió un enfriamiento lento, con velocidades de 0.217, 0.218, 0.24 °C/s aproximadamente (según la posición de los termopares), esta última condición es la condición normalmente utilizada para fabricar los moldes de rotomoldeo (por el tipo de moldeo y costos al ser piezas únicas).

En la Figura 4.11 se pueden observar los resultados obtenidos de los perfiles de enfriamiento para la aleación 1 y 3 vaciados en moldes de arena y metálico. En las gráficas correspondientes al molde metálico, a) y b), se puede ver que las dos presentan una meseta aproximadamente a los ~623 °C, que indica el inicio de la solidificación (crecimiento de los primeros sólidos) y posteriormente un ligero cambio de pendiente cercano a los ~500 °C.

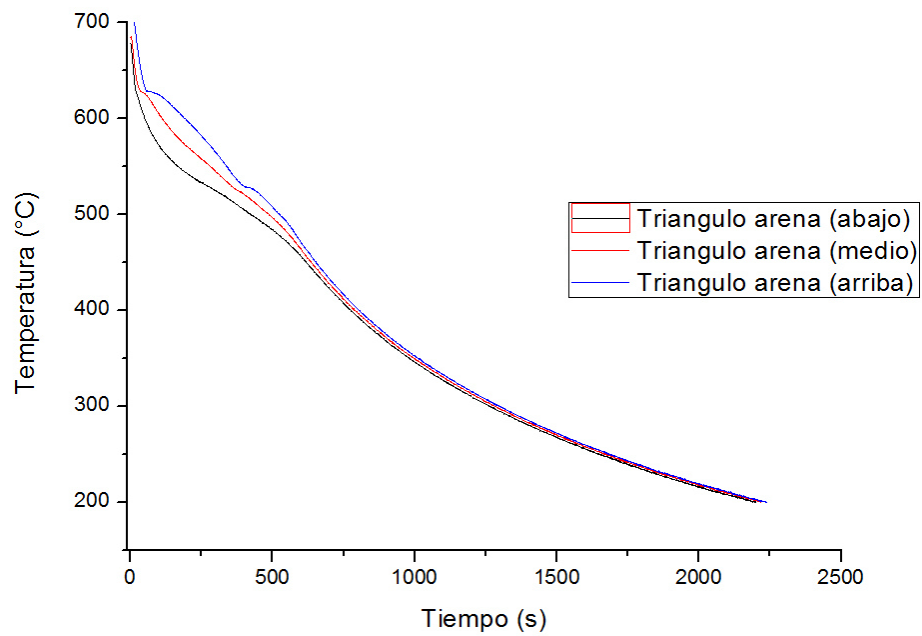


a)

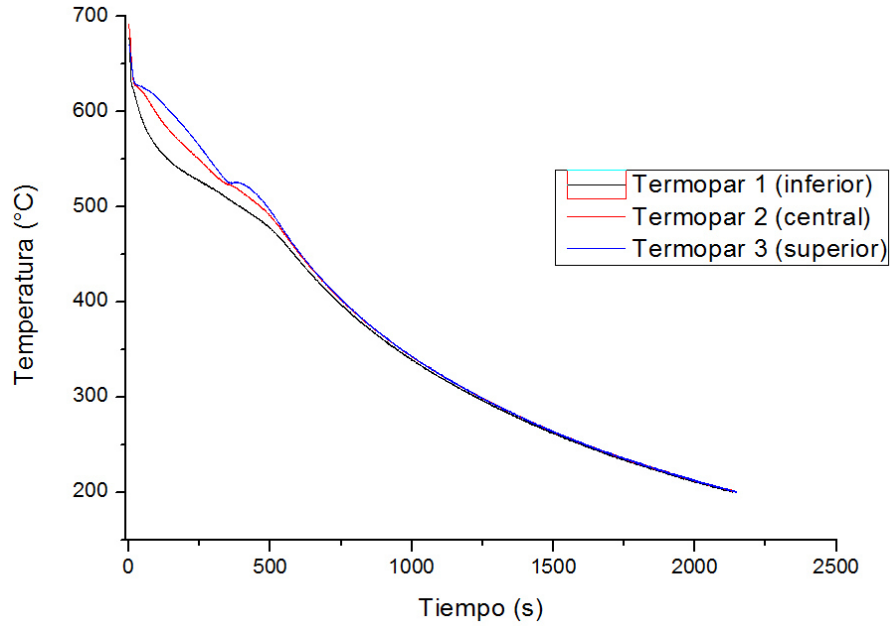
## CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



b)



c)



d)

**Figura 4.11 Curvas de enfriamiento de los moldes “V”. Molde metálico; a) aleación 1 y b) aleación 3. Molde de arena c) aleación 1 y d) aleación 3.**

En las curvas de enfriamiento en el molde de arena, c) y d), se puede observar que aparece la misma meseta  $\sim 623$  °C y aparece una más notoria aproximadamente a los  $\sim 528$  °C, que de acuerdo a la secuencia de solidificación está relacionada al crecimiento de la fase  $\text{Al}_3\text{Ni}$ -( $\epsilon$ ) y  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ -( $\gamma$ ).

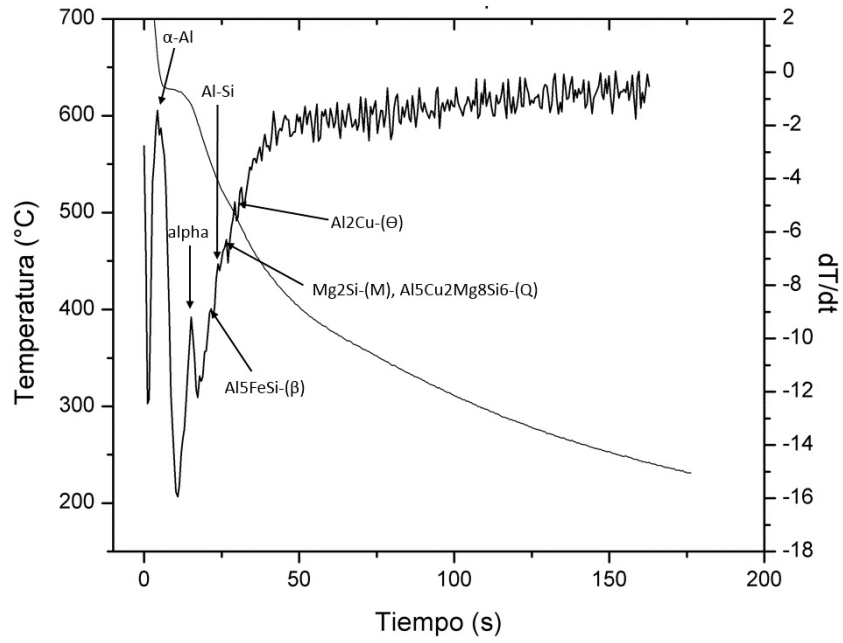
La adquisición del historial térmico usando termopares tipo k no fue lo suficientemente sensible como para determinar la secuencia de precipitación de las fases esperadas, por lo que se utilizó el método de la primera derivada en las curvas con velocidad de enfriamiento de 2.8 y 0.218 °C/s.

En la Figura 4.12 se puede observar los resultados de la primera derivada de las curvas de enfriamiento para las velocidades de enfriamiento de 2.8 °C/s, a) y b), y de 0.218 °C/s, c) y d) de las aleaciones 1 y 3 respectivamente.

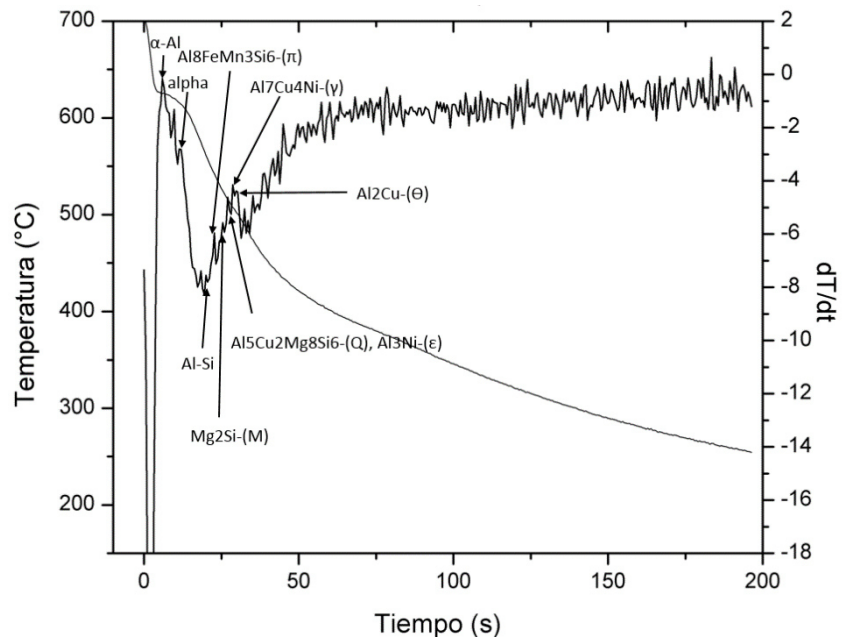
En las gráficas de las velocidades de enfriamiento de 2.8 °C/s se presentan picos consecutivos que representan las transformaciones de fase en un corto periodo de tiempo cercano a los ~50 segundos que es el tiempo que tardó en solidificar la aleación. En la aleación 1 bajo esta condición (enfriamiento rápido) se pudieron identificar los picos según la temperatura de formación (tabla 4.2), dando como resultado la presencia de las fases;  $\alpha$ -Al, Al<sub>5</sub>FeSi-( $\beta$ ), Al-Si, Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), y Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ), mientras que en la aleación 3 en la misma condición pero con mayor cantidad de Ni (0.6% en peso) presentó las fases  $\alpha$ -Al, Al-Si, Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-( $\pi$ ), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>3</sub>Ni-( $\epsilon$ ), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-( $\gamma$ ), y Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ).

En las gráficas de las velocidades de enfriamiento de 0.218 °C/s, c) y d) se presentan picos con mayor intensidad, tiempo de formación y crecimiento, el tiempo de solidificación de esta condición es de ~500 segundos. En la aleación 1 bajo esta condición (enfriamiento lento) se pudieron identificar los picos según la temperatura de formación (tabla 4.2), dando como resultado la presencia de las fases;  $\alpha$ -Al, Al<sub>5</sub>FeSi-( $\beta$ ), Al-Si, Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-( $\pi$ ), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ), mientras que en la aleación 3 en la misma condición pero con mayor cantidad de Ni (0.6% en peso) presentó las fases  $\alpha$ -Al, Al-Si, Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-( $\pi$ ), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>3</sub>Ni-( $\epsilon$ ), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-( $\gamma$ ), y Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ).

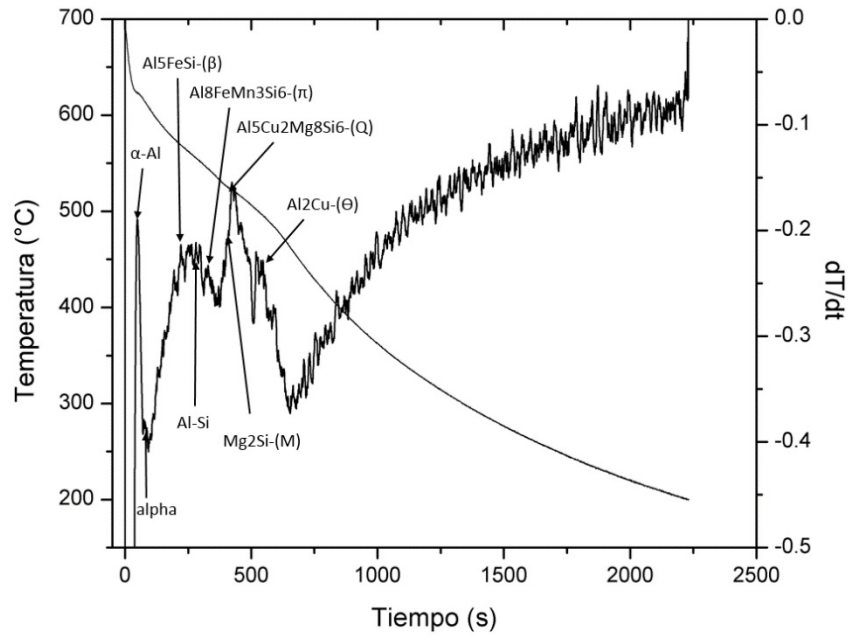
# CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



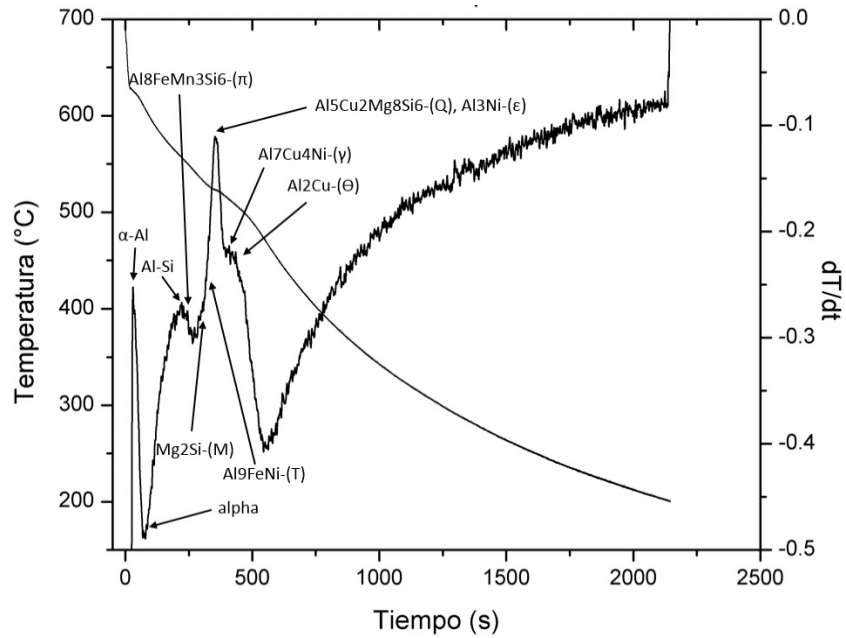
a)



b)



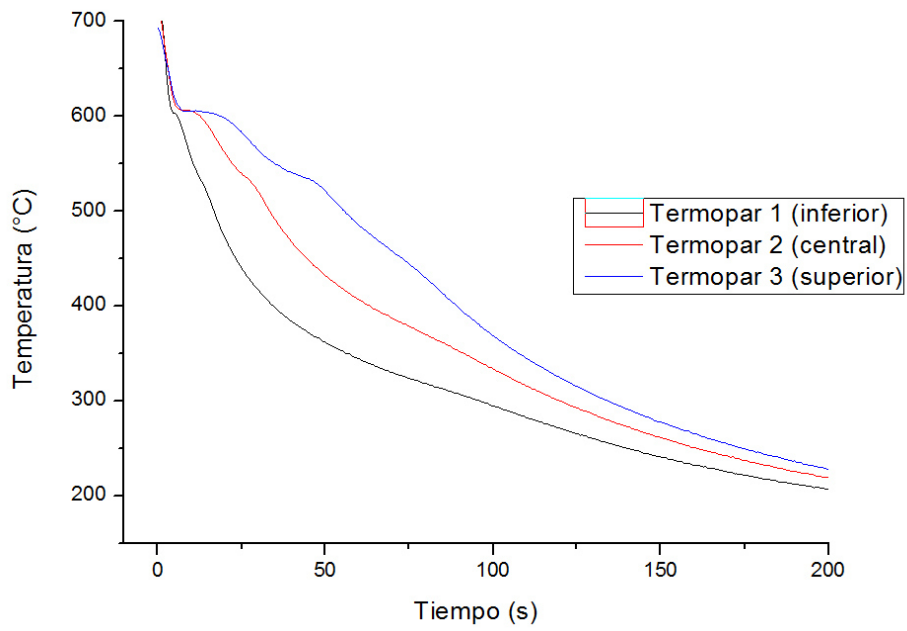
c)



d)

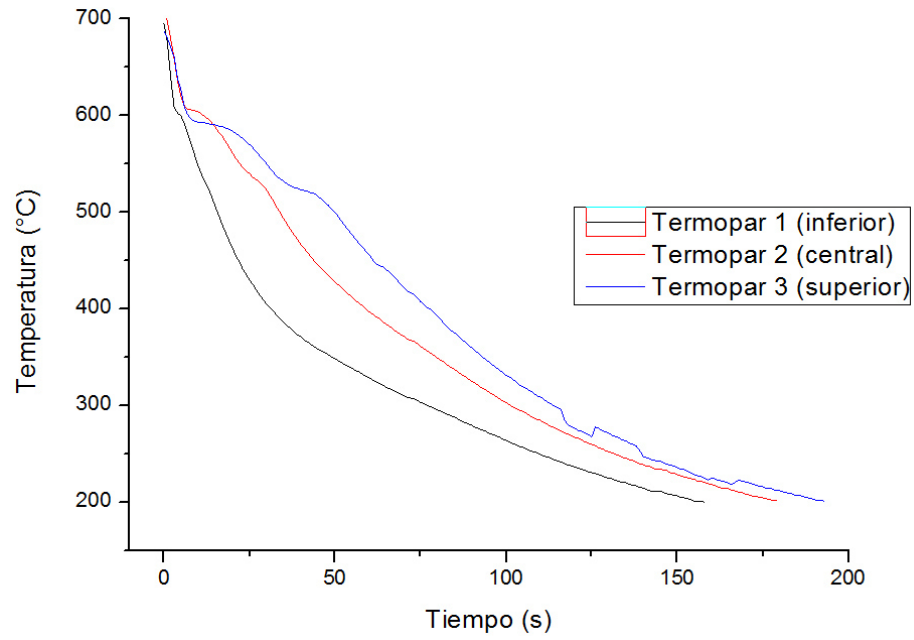
**Figura 4.12 Método de la primera derivada en las curvas de la posición central para la velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 1 y b) aleación 3. Para la velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s; c) aleación 1 y d) aleación 3.**

En la Figura 4.13 se pueden ver los resultados obtenidos para las aleaciones 4 y 6 vaciadas en molde metálico y de arena. En las gráficas correspondientes al enfriamiento de 2.8 °C/s, a) y b), se puede ver que las dos presentan una meseta aproximadamente a los ~604 °C que indica el inicio de la solidificación (crecimiento de los primeros sólidos) y posteriormente una segunda meseta cercano a los ~540 °C que podría ser la formación de las fases Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>9</sub>FeNi-(T), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q).

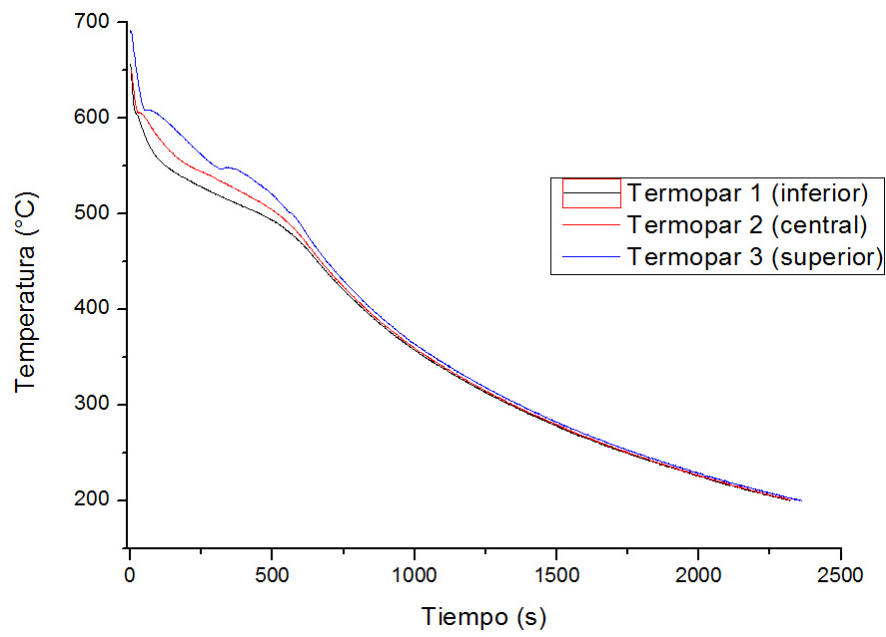


a)

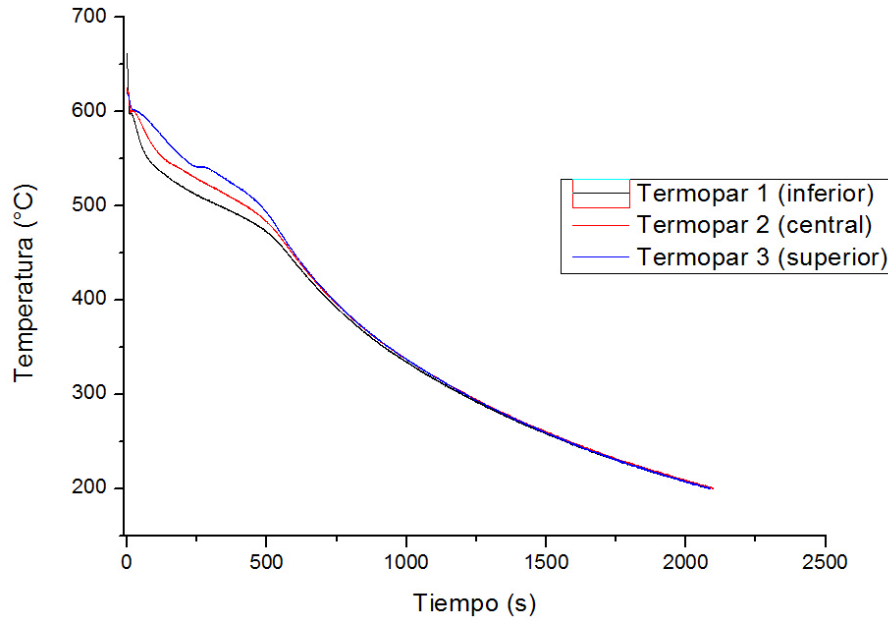
## CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



b)



c)



d)

**Figura 4.13 Curvas de enfriamiento de los moldes “V”. Molde metálico; a) aleación 4 y b) aleación 6. Molde de arena c) aleación 4 y d) aleación 6.**

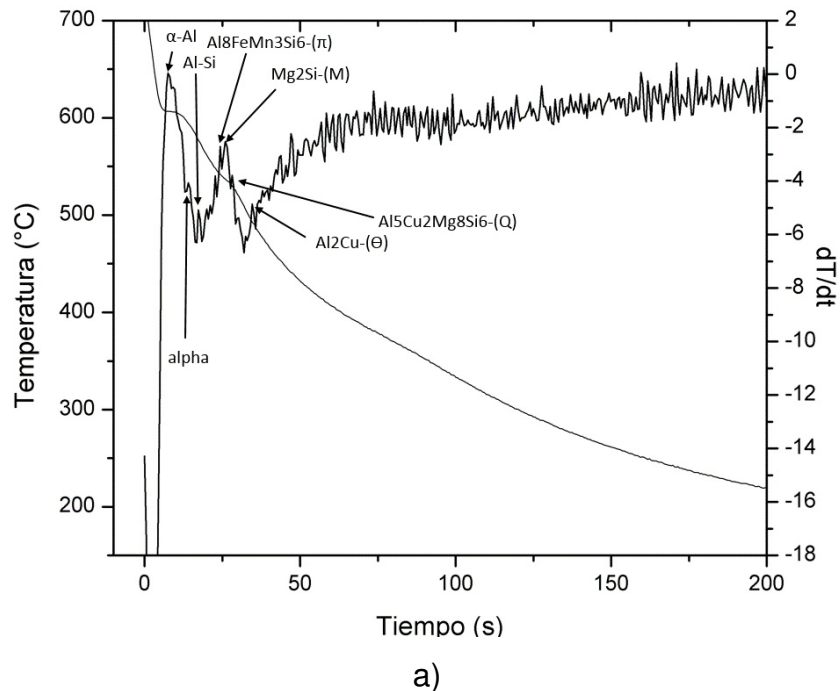
En las curvas (o perfiles) de enfriamiento de  $0.218 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , c) y d), se puede observar que aparece la primer meseta a la misma temperatura  $\sim 610 \text{ }^{\circ}\text{C}$  y una segunda meseta aproximadamente a los  $\sim 546 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , que de acuerdo a la secuencia de solidificación podría corresponder el crecimiento de la fase  $\text{Al}_8\text{FeMn}_3\text{Si}_6\text{-}(\pi)$ .

En la Figura 4.14 se pueden observar resultados de la primera derivada de las curvas de enfriamiento para las velocidades de enfriamiento de  $2.8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , a) y b), y de  $0.218 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , c) y d) de las aleaciones 4 y 5 respectivamente las cuales tienen 6% de Si.

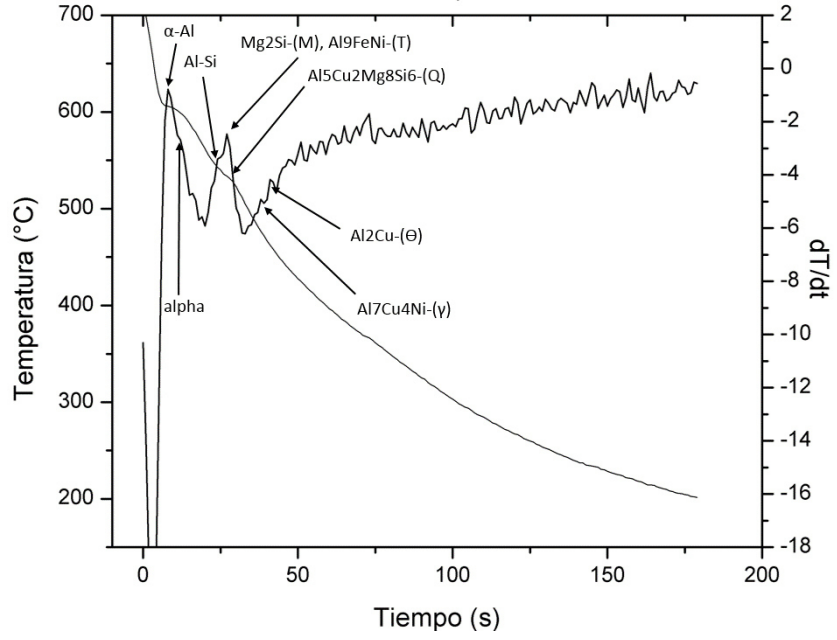
Las gráficas de las velocidades de enfriamiento de  $2.8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  se comportaron muy similar a las de las aleaciones 1 y 3, donde se presentan picos consecutivos en un corto periodo de tiempo cercano a los 50 segundos, siendo este el tiempo de solidificación. En la aleación 4 bajo esta condición (enfriamiento rápido) se pudieron identificar los picos según la temperatura de formación (tabla 4.2), dando como resultado la presencia de las fases;  $\alpha\text{-Al}$ ,  $\text{Al-Si}$ ,  $\text{Al}_8\text{FeMn}_3\text{Si}_6\text{-}(\pi)$ ,

Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), y Al<sub>2</sub>Cu-(Θ), mientras que en la aleación 6 en la misma condición pero con mayor cantidad de Ni (0.6% en peso) se identificaron las fases α-Al, Al-Si, Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>9</sub>FeNi-(T), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-(γ), y Al<sub>2</sub>Cu-(Θ).

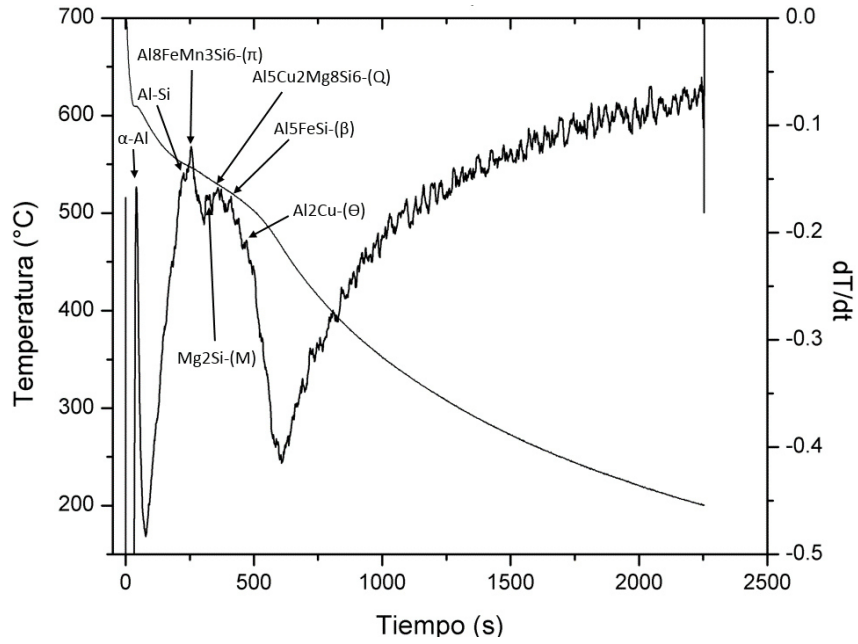
En las curvas (o perfiles) de enfriamiento de 0.218 °C/s, c) y d) se presentaron picos con mayor intensidad, tiempo de formación y crecimiento, el tiempo de solidificación de esta condición es de ~500 segundos. En la aleación 4 bajo esta condición (enfriamiento lento) se pudieron identificar los picos según la temperatura de formación (tabla 4.2), dando como resultado la presencia de las fases; α-Al, Al-Si, Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-(π), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>5</sub>FeSi-(β), Al<sub>2</sub>Cu-(Θ), mientras que en la aleación 6 en la misma condición pero con mayor cantidad de Ni (0.6% en peso) presentó las fases α-Al, Al-Si, Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-(π), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>9</sub>FeNi-(T), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-(γ), y Al<sub>2</sub>Cu-(Θ).



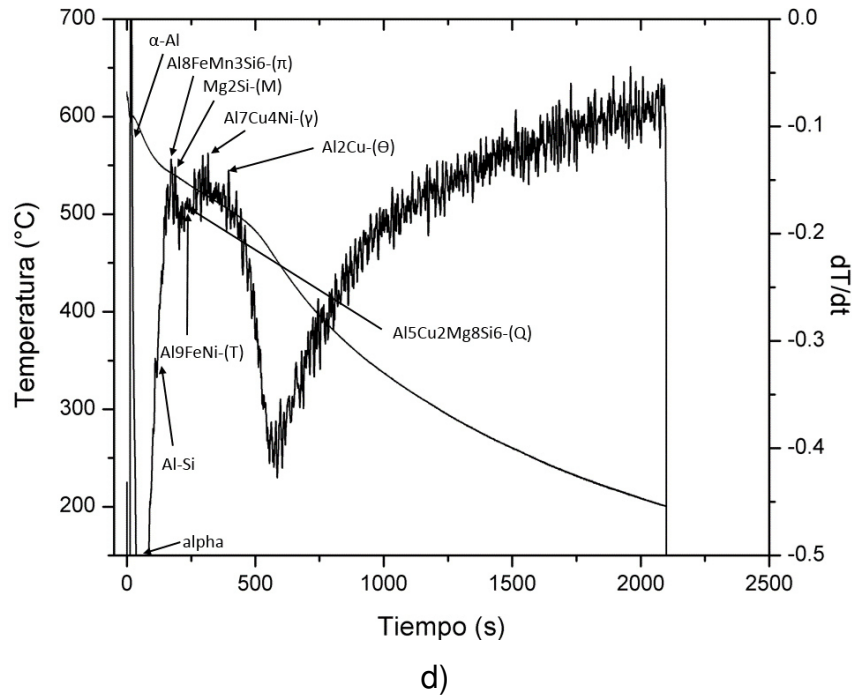
CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN



b)



c)



**Figura 4.14 Método de la primera derivada en las curvas de la posición central para la velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 4 y b) aleación 6. Para la velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s; c) aleación 4 y d) aleación 6.**

Las gráficas obtenidas al aplicar la primera derivada en las curvas de enfriamiento presentan mucho ruido el cual puede ser mal interpretado, por lo que los picos identificados son los que concuerdan con las temperaturas calculadas por Thermo-Calc (tabla 4.2). En el anexo C se encuentran el resto de las curvas de enfriamiento.

#### 4.5 Resultados del análisis de contracción y porosidad por la prueba tatur

La prueba tatur se utilizó para conocer el comportamiento de las aleaciones estudiadas, respecto a la formación de porosidades durante la solidificación.

En la tabla 4.3 se muestran los resultados obtenidos por la prueba tatur donde se puede observar que el grupo 1, que contiene 3% de Si presenta un mayor porcentaje de porosidad interna y volumen de contracción total comparado con el grupo 2 con un contenido de 6% de Si, esto se debe a que al incrementar el

contenido de Si disminuye la temperatura de líquidos al estar más cerca a la concentración eutéctica. El rango de solidificación pasa de ~115°C a ~82°C y disminuye la densidad de la aleación al incrementar la concentración de Si de 3% a 6%. Por otro lado, al aumentar el contenido de Ni se puede observar que el porcentaje de porosidad interna y el volumen por porosidad se incrementa. Este incremento de porosidad interna concuerda con los datos reportados por A-R. Farkoosh [61] para aleaciones Al-Si-Cu-Mg-Ni, donde observo una tendencia a formar porosidad incrementando el porcentaje de 0-1% de Ni. El incremento de Cu en aleaciones de aluminio también incrementa el porcentaje de porosidad interna como fue reportado por Ivaldo L. Ferreira [62].

**Tabla 4.3 Resultados de prueba tatur.**

Aleación	%porosidad	Volumen de porosidad	Volumen del asentamiento	Volumen de contracción total
A1	6.20	25.34	43.95	71.34
A2	6.28	25.63	45.63	72.03
A3	6.35	25.82	45.60	73.17
A4	5.26	21.92	38.75	62.92
A5	5.67	23.41	39.75	67.41
A6	6.00	24.92	36.75	64.92

El incremento de Ni aumenta ligeramente la densidad y la viscosidad de las aleaciones, por otro lado tiende a disminuir el rango de solidificación como se puede observar en la tabla 4.4.

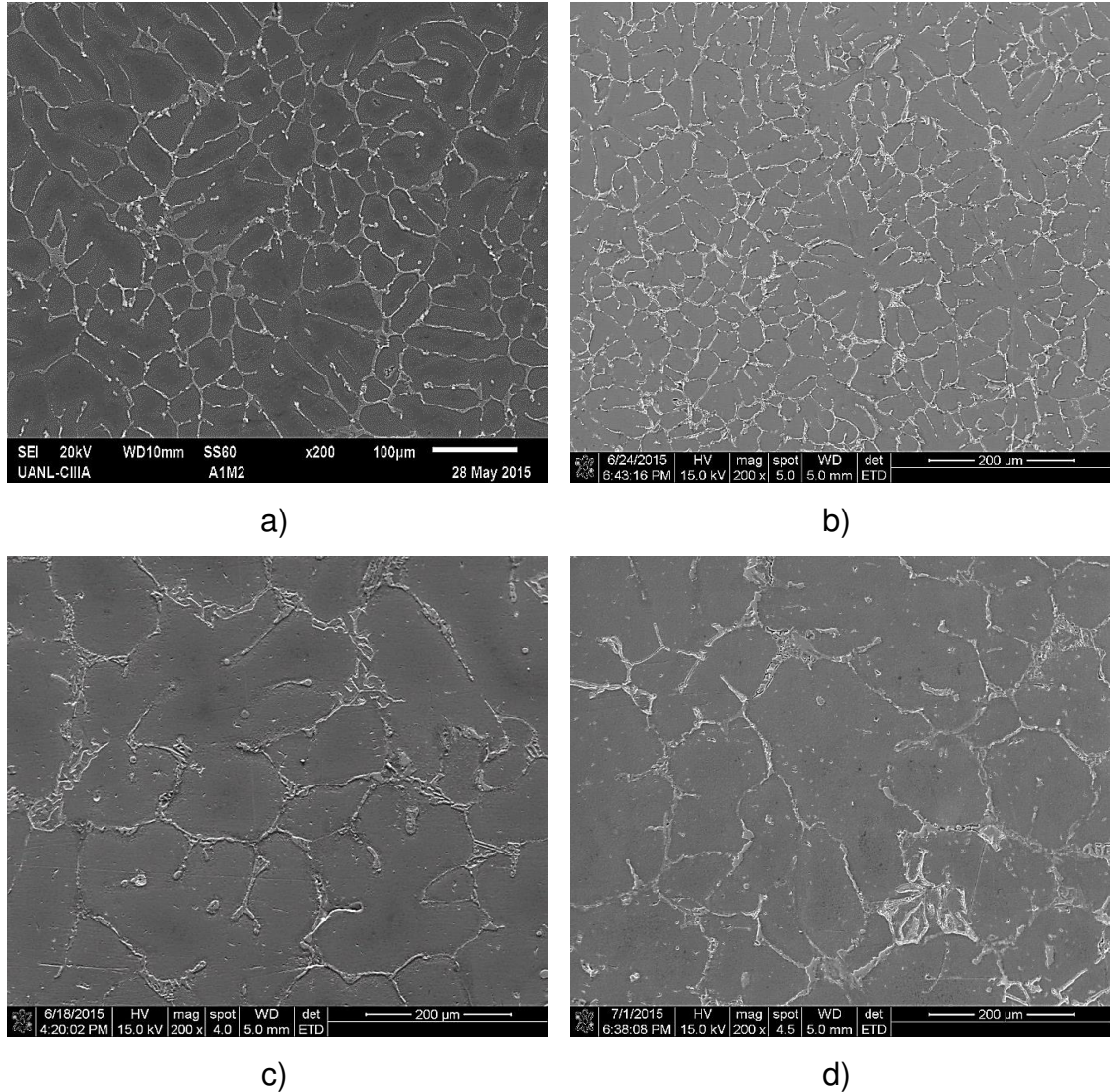
**Tabla 4.4 Cambio de densidades de cada aleación.**

Aleación	Densidad sólido (gr/cm <sup>3</sup> )	Densidad líquido (gr/cm <sup>3</sup> )	Viscosidad (mPa*s)	Rango de temperatura de solidificación (°C)
1	2.744	2.434	1.286-2.724	630-515
2	2.750	2.441	1.314-2.847	626-530
3	2.748	2.439	1.310-2.832	625-530
4	2.725	2.439	1.325-2.803	610-528
5	2.731	2.448	1.347-2.832	605-530
6	2.738	2.458	1.371-2.834	605-530

#### 4.6 Análisis de las metalográfico

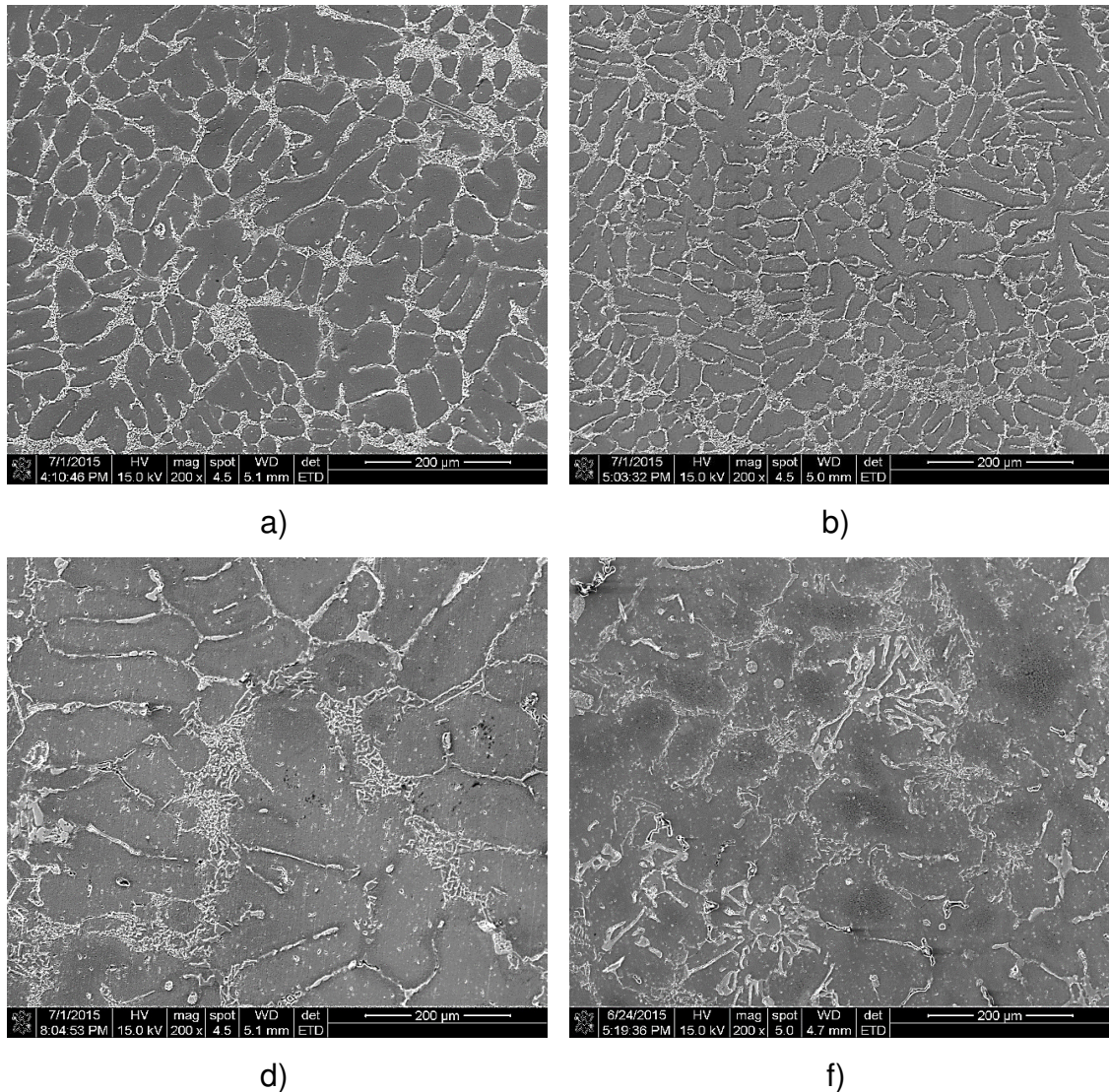
Una vez preparadas las probetas obtenidas a partir de las piezas en forma de cuña vaciadas en molde metálico y en molde de arena (velocidad de enfriamiento de 2.8 y 0.218 °C/s), fueron analizadas mediante el SEM con el fin de observar la microestructura, identificar intermetálicos y realizar análisis químicos puntales. En la Figura 4.15 se muestran las micrografías de las probetas del grupo 1; aleación 1 (a) y aleación 3 (b), solidificadas a una velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s, donde se puede observar que poseen tamaños de grano fino de aproximadamente ~48  $\mu\text{m}$  y 41  $\mu\text{m}$ , respectivamente. Además se puede observar que se formaron pequeñísimas colonias eutécticas (difíciles de distinguir a bajas resoluciones) en los límites de grano alrededor de  $\alpha\text{-Al}$ . Se ha reportado por Warmuzek [59] que un enfriamiento rápido mejora la tendencia de formación de fases que contienen Ni, como un sistema súper-saturado multicomponente, donde su composición química se encuentra por lo general fuera del rango de homogeneidad establecido. Por otro lado también se ha reportado que el aumento de la velocidad de enfriamiento es beneficioso para reducir la cantidad de fases eutécticas poli-variantes en los límites de grano [63].

En la Figura 4.15 se muestran las micrografías de las probetas solidificadas a una velocidad de enfriamiento de  $0.218\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  para la aleación 1 (c) y aleación 3 (d), donde se puede observar tamaños de grano promedio de  $\sim 136\text{ }\mu\text{m}$  y  $130\text{ }\mu\text{m}$  respectivamente. Esta velocidad de enfriamiento permite el crecimiento de los granos y los constituyentes eutécticos, sin embargo como se puede ver en las imágenes no todas las fases se encuentran distribuidas en los límites de grano.



**Figura 4.15** Micrografías tomadas con el SEM a 200x. Condición de velocidad de enfriamiento de  $2.8\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ; a) aleación 1, b) aleación 3, y en la condición enfriamiento de  $0.218\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ; c) aleación 1 y d) aleación 3.

En la Figura 4.16 se muestran las micrografías de las probetas solidificadas a una velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s para el grupo 2; aleación 4 (a) y aleación 6 (b), donde se puede observar que poseen tamaños de grano fino promedio de aproximadamente ~48 µm y 30 µm, respectivamente. El tamaño de granos promedio y la distribución de los constituyentes eutécticos (pequeñas colonias) en los límites de grano alrededor de  $\alpha$ -Al son muy similares a los reportados en el grupo 1.



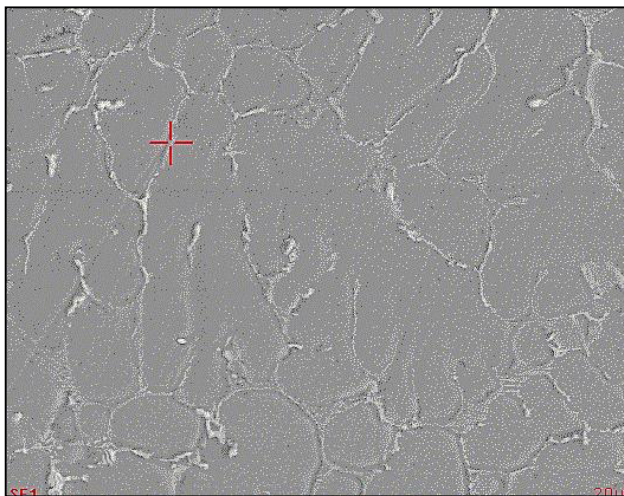
**Figura 4.16** Micrografías tomadas con el SEM a 200x. Condición de velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 4, b) aleación 6, y en la condición enfriamiento de 0.218°C/s; c) aleación 4 y d) aleación 6.

En las micrografías de las probetas solidificadas a una velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s para la aleación 4 (c) y aleación 6 (d) se puede observar tamaños de grano promedio de ~136 μm y 130 μm respectivamente. Por otro lado, a diferencia del grupo 1, se presenta un mayor desorden de la distribución de los precipitados.

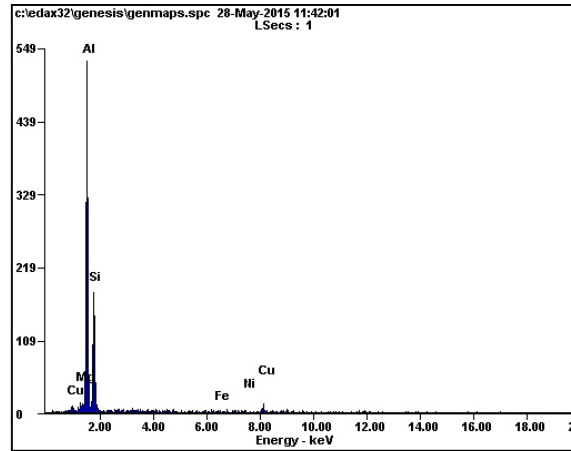
#### 4.6.1 Identificación de fases usando SEM-EDX

La identificación de fases se realizó usando el SEM equipado con un detector de EDX. Los análisis de las muestras solidificadas a una velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s se pueden observar de la Figura 4.17 a la Figura 4.21, y las muestras solidificadas a una velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s de la Figura 4.22 a la Figura 4.23.

En las Figura 4.17 se puede observar que en los límites de grano presentan mayoritariamente Si eutéctico con trazas de elementos residuales.

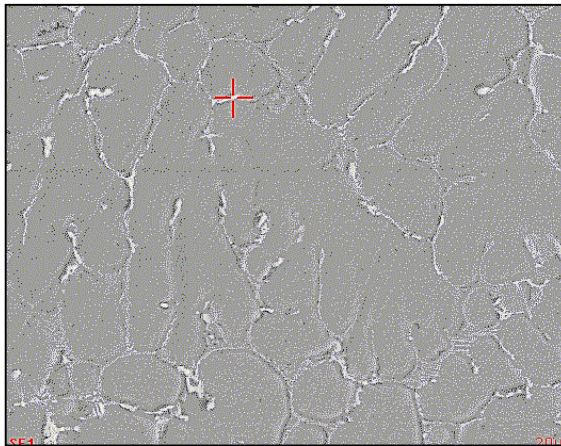


Elemento	Wt%	At%
<i>MgK</i>	01.22	01.44
<i>AlK</i>	52.68	56.09
<i>SiK</i>	37.81	38.68
<i>FeK</i>	00.57	00.29
<i>NiK</i>	00.00	00.00
<i>CuK</i>	07.73	03.50
Matriz	Corrección	ZAF

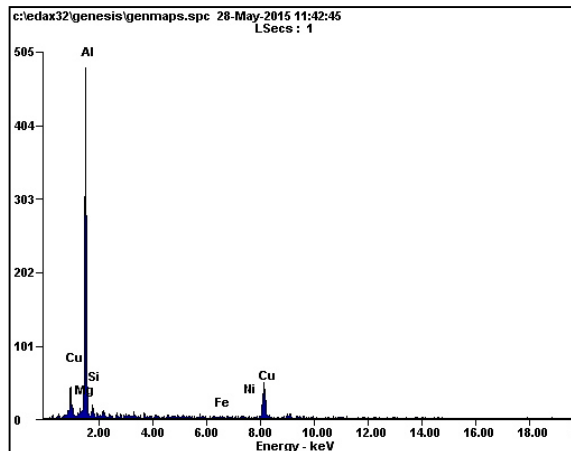


**Figura 4.17 Análisis puntual sobre los límites de grano mediante SEM-EDX grupo 1.**

En Figura 4.18 se realizó un análisis puntual sobre una partícula compuesta principalmente por Al y Cu, la cual se puede relacionar con la fase  $Al_2Cu$ .

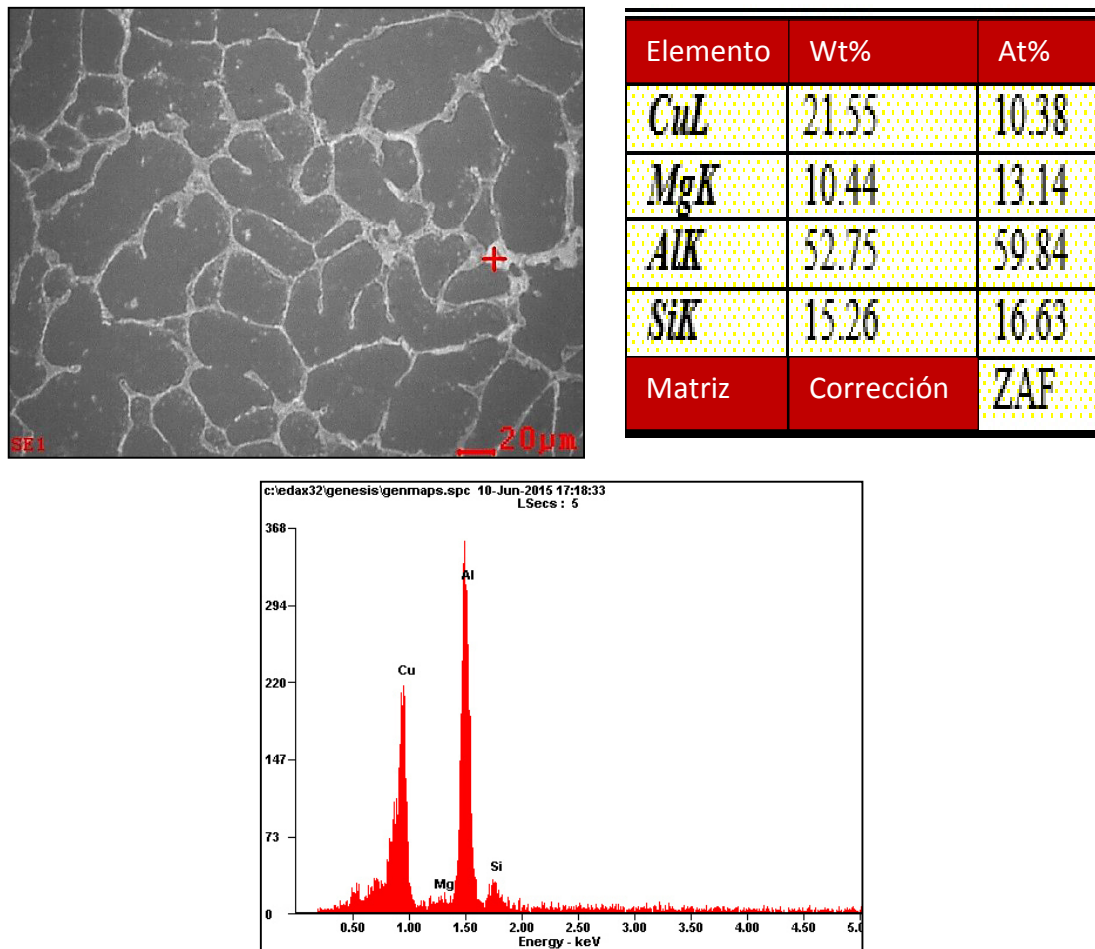


Elemento	Wt%	At%
<i>MgK</i>	01.69	02.33
<i>AlK</i>	61.60	76.44
<i>SiK</i>	02.82	03.36
<i>FeK</i>	00.15	00.09
<i>NiK</i>	00.00	00.00
<i>CuK</i>	33.74	17.78
Matriz	Corrección	ZAF



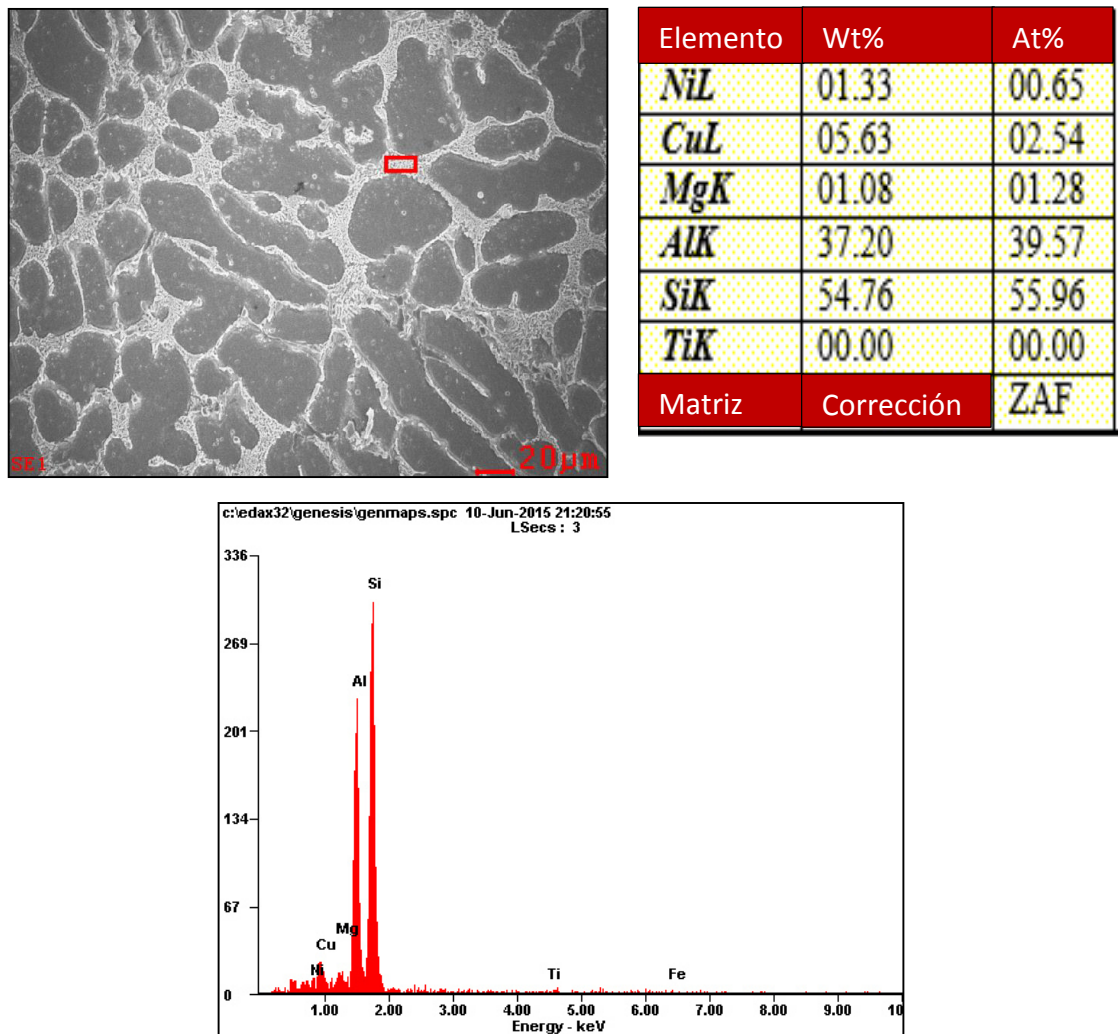
**Figura 4.18 Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX sobre partícula compuesta por Al y Cu, grupo 1.**

En la Figura 4.19 se muestra una fase compuesta principalmente por Al, Si, Mg, y Cu, la cual se puede relacionar con la fase  $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -(Q).



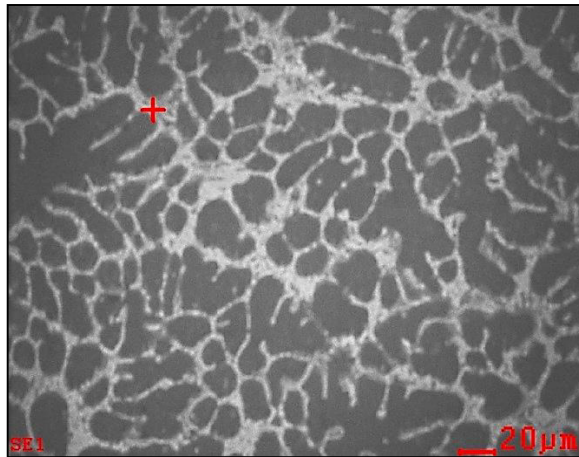
**Figura 4.19** Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX, fase principalmente constituida por Al, Si, Mg, Cu.

En la Figura 4.20 se muestra como en los límites de grano se incrementa la concentración del eutéctico Al-Si, al aumentar el contenido de Si de 3% a 6% porcentaje en masa.

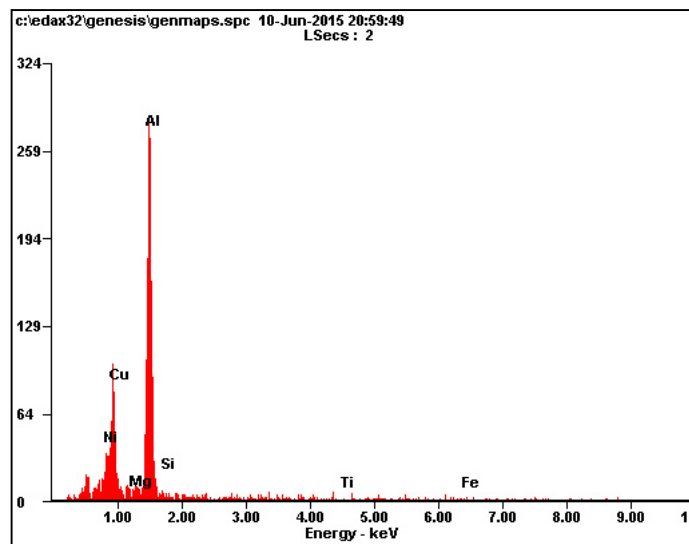


**Figura 4.20 Análisis de fase sobre los límites de grano mediante SEM-EDX grupo 2.**

En la Figura 4.21 se realizó un análisis puntual sobre una partícula constituida principalmente de Al, Cu y Ni, la cual se puede relacionar con la fase  $Al_7Cu_4Ni$  ( $\gamma$ ).

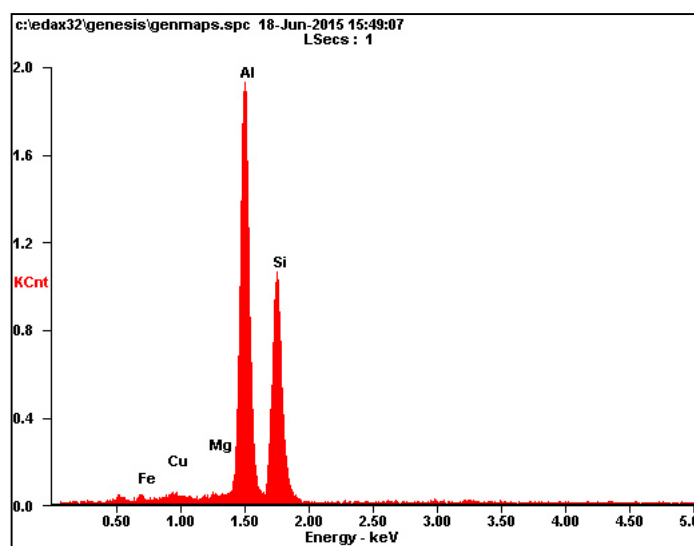
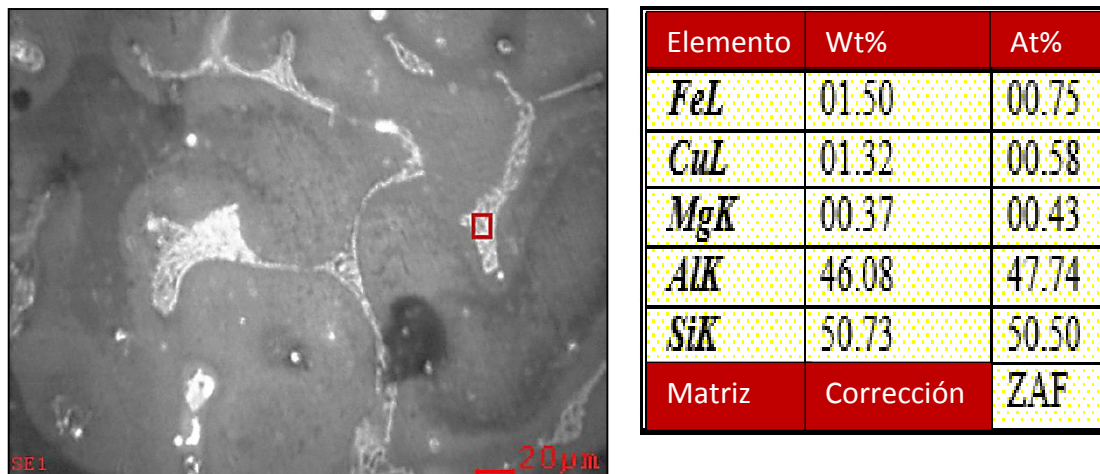


Elemento	Wt%	At%
<i>NiL</i>	17.64	11.61
<i>CuL</i>	35.35	21.49
<i>MgK</i>	00.82	01.30
<i>AlK</i>	44.43	63.63
<i>SiK</i>	00.96	01.32
<i>TiK</i>	00.80	00.64
Matriz	Corrección	ZAF



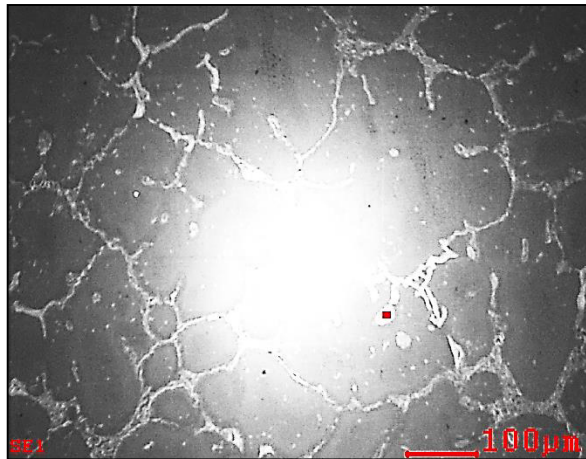
**Figura 4.21** Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX partícula compuesta principalmente de Al, Cu y Ni.

En la Figura 4.22 se puede observar una micrografía de una probeta solidificada a una velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s, en donde se presentan islas ricas en eutéctico Al-Si.

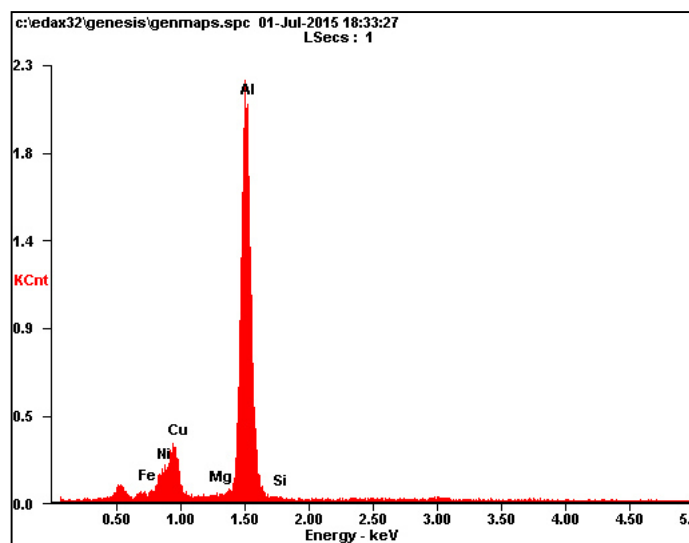


**Figura 4.22 Análisis de area en islas ricas en Si mediante SEM-EDX grupo 2.**

En la Figura 4.23 se muestra una partícula constituida principalmente por los elementos Al, Cu y Ni que se puede atribuir a la fase  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ).



Elemento	Wt%	At%
<i>FeL</i>	00.89	00.56
<i>NiL</i>	07.42	04.45
<i>CuL</i>	32.82	18.18
<i>MgK</i>	00.55	00.80
<i>AlK</i>	57.43	74.90
<i>SiK</i>	00.89	01.11
Matriz	Corrección	ZAF



**Figura 4.23** Análisis de area de zona rica en Al, Cu y Ni mediante SEM-EDX grupo 2.

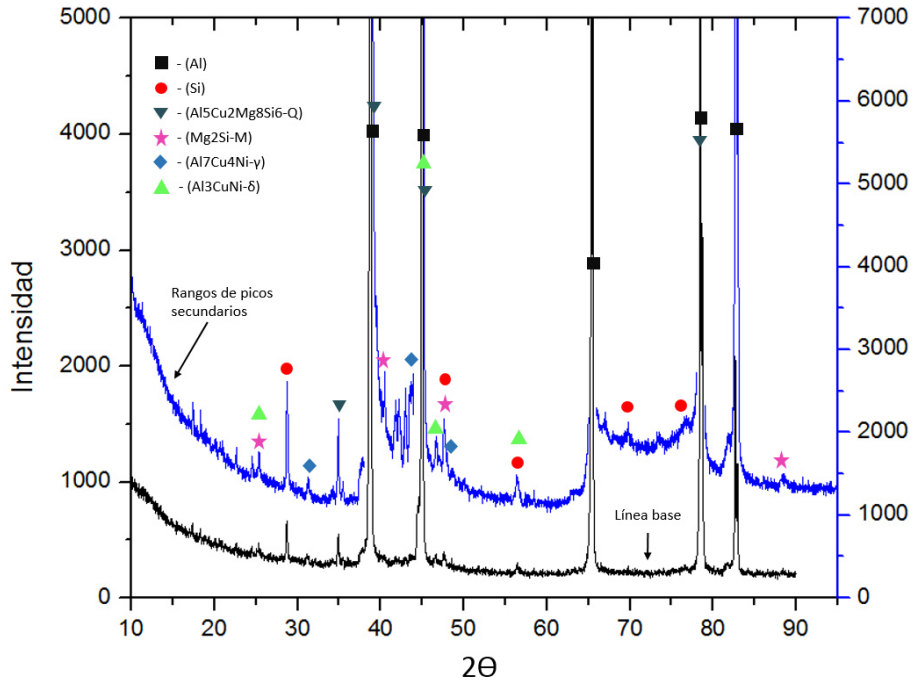
Los análisis realizados con mediante el SEM acoplado con EDX son, cualitativos y semi-cuantitativos por lo que es probable que las mediciones de las diferentes fases analizadas ajusten con las fases calculadas en secciones anteriores.

#### 4.6.2 Identificación de fases usando difracción de rayos-X

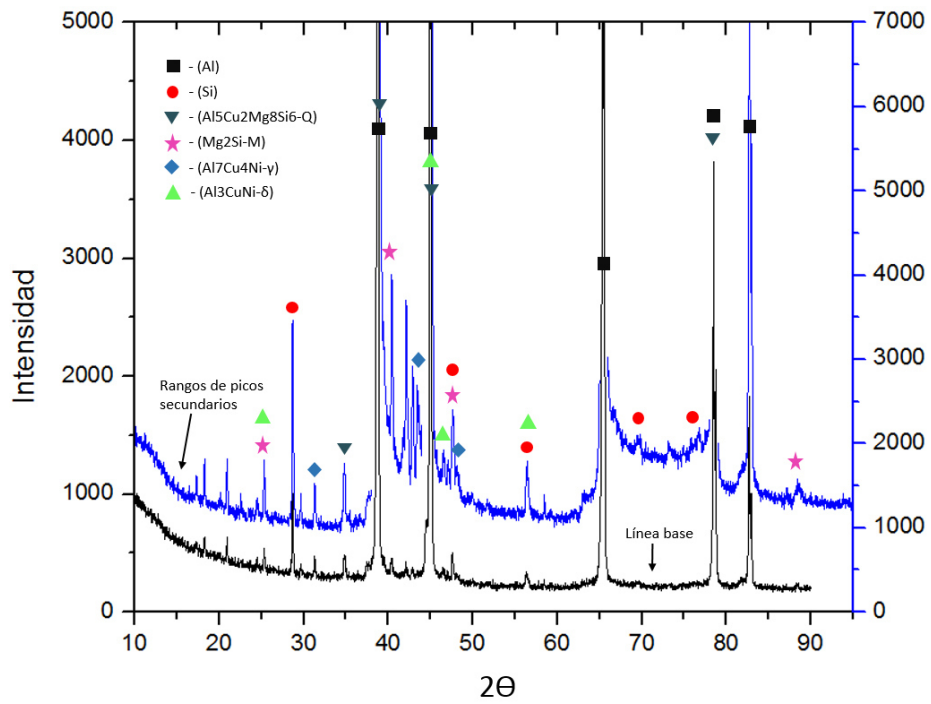
El análisis de difracción de rayos-X se llevó a cabo con el fin de identificar las fases presentes en cada aleación tomándose en cuenta la composición química del material, las predicciones computacionales y las microestructuras observadas en el SEM.

Los resultados obtenidos de la prueba de rayos-X se muestran en las Figura 4.24 y en la Figura 4.25 para el grupo 1 y 2 respectivamente. Los difractogramas analizados corresponden a las aleaciones con mayor contenido de Ni (0.6%), cada difractograma se presenta en dos secciones, la primera corresponde a un barrido realizado a toda la muestra (parte inferior de cada gráfica) donde se presentaron los picos más intensos que corresponden a la matriz ( $\alpha$ -Al) durante un tiempo de exposición de ~30 min por muestra, y la segunda parte corresponde a un barrido realizado por rangos (parte superior de cada gráfica) con un tiempo de exposición de ~30 min por rango omitiendo los ángulos donde se presentan los picos más intensos de forma que permita crecer el resto de los picos correspondientes a las fases que tienen menor porcentaje en volumen.

En la Figura 4.24 se muestra el difractograma de la aleación 3 en sus dos velocidades de enfriamiento 2.8 °C/s (a) y 0.218 °C/s (b), en donde se pueden distinguir los picos correspondientes a las orientaciones cristalográficas respectivas a las fases  $\alpha$ -Al, Si, Q-Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>, M-Mg<sub>2</sub>Si,  $\gamma$ -Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni y  $\delta$ -Al<sub>3</sub>CuNi, en ambas condiciones se presentan las mismas fases, sin embargo la velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s se presenta mayor intensidad de los picos de fases secundarias a diferencia de la velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s donde los picos de las fases secundarias se reducen drásticamente corroborando que altas velocidades de enfriamiento no le da tiempo suficiente al soluto para redistribuirse y formar las fases secundarias.



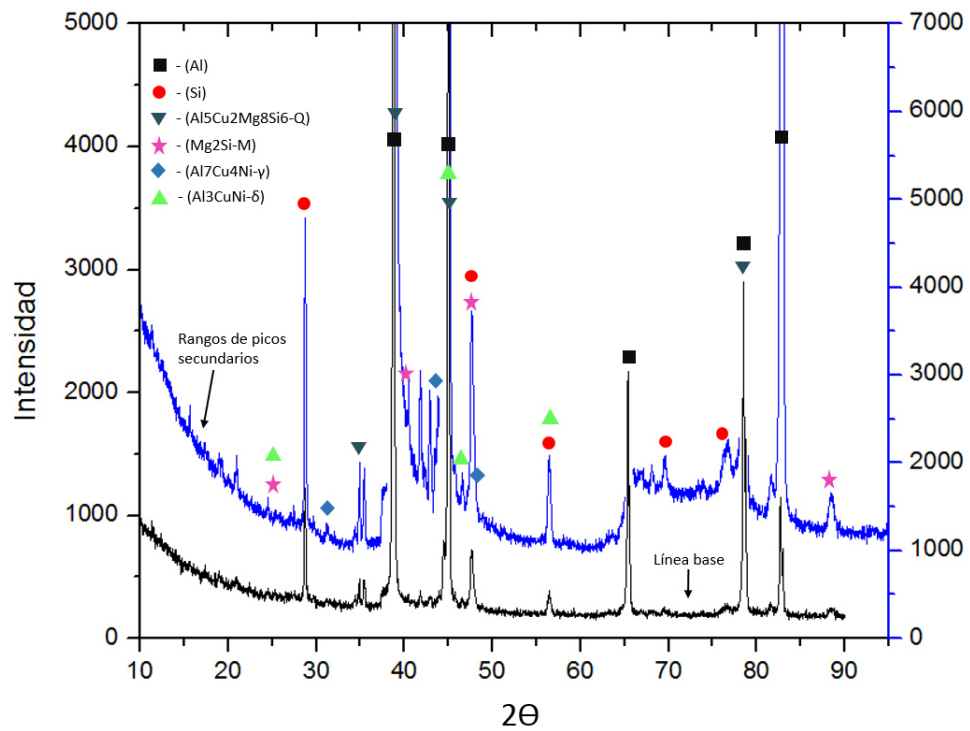
a)



b)

**Figura 4.24 Patrones de difracción de la aleación 3; a) velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s y b) velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s.**

En la Figura 4.25 muestra el difractograma de la aleación 6 en sus dos velocidades de enfriamiento 2.8 °C/s (a) y 0.218 °C/s (b), en donde se pueden observar que se presentaron los picos característicos de las fases presentes en la aleación 3, por otro lado se incrementó considerablemente los picos correspondientes a la fase del Si debido al aumento de 3 a 6%. Además al aumentar la velocidad de enfriamiento también mostró reducción de los picos de las fases secundarias como ocurrió en la aleación 3.



a)

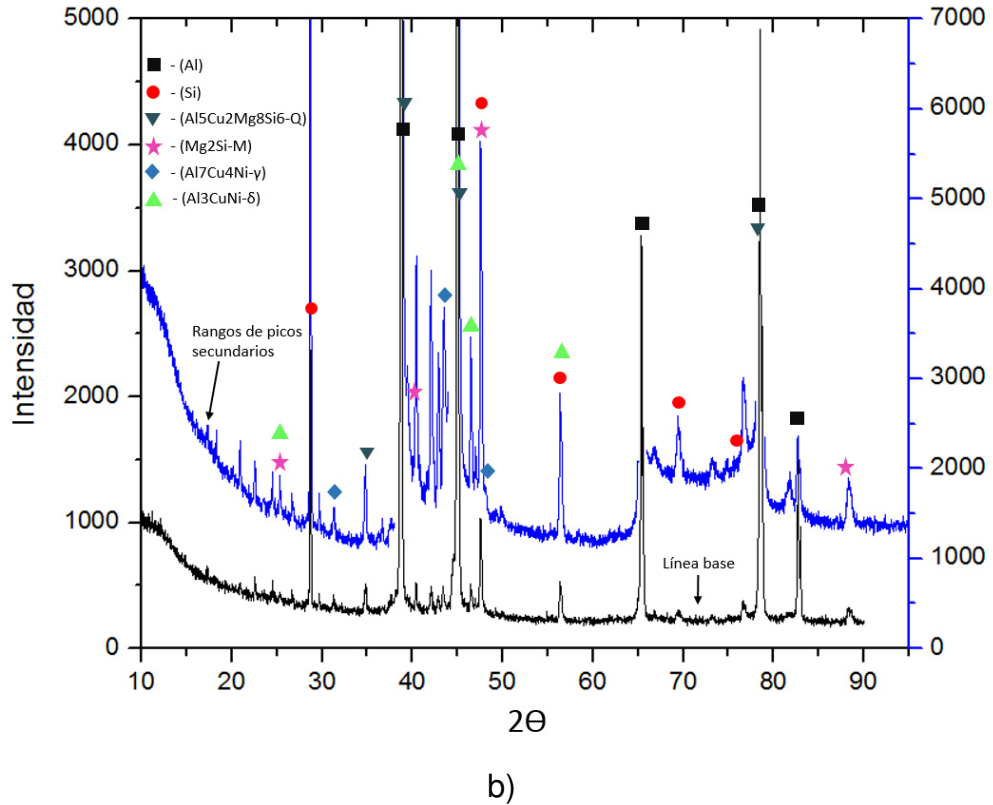


Figura 4.25 Patrones de difracción de la aleación 6; a) velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s y b) velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s.

#### 4.7 Resultados de medición de propiedades térmicas

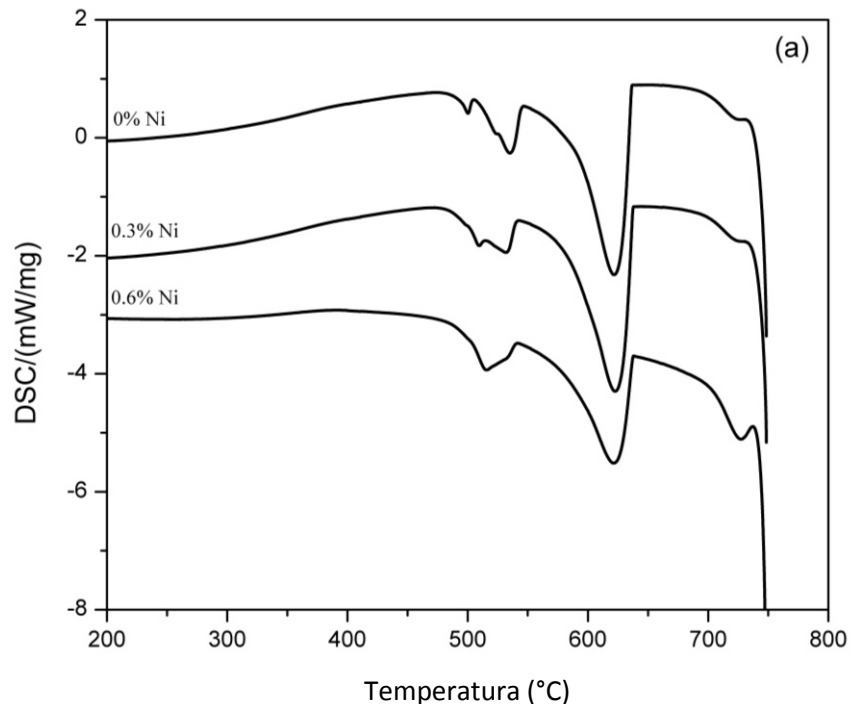
Se analizaron las muestras de los dos grupos por medio de DSC para obtener la entalpía de fusión, el  $\Delta C_p$  del líquido-sólido y sus respectivas temperaturas de fusión como se muestra en la tabla 4.5. Las temperaturas de fusión obtenidas de cada aleación son muy parecidas a las medidas durante la solidificación con termopares tipo k.

**Tabla 4.5 Mediciones del DSC de la entalpía de fusión, calor específico (líquido-sólido) y temperatura de fusión de la aleación Al-Si-Cu-Ni.**

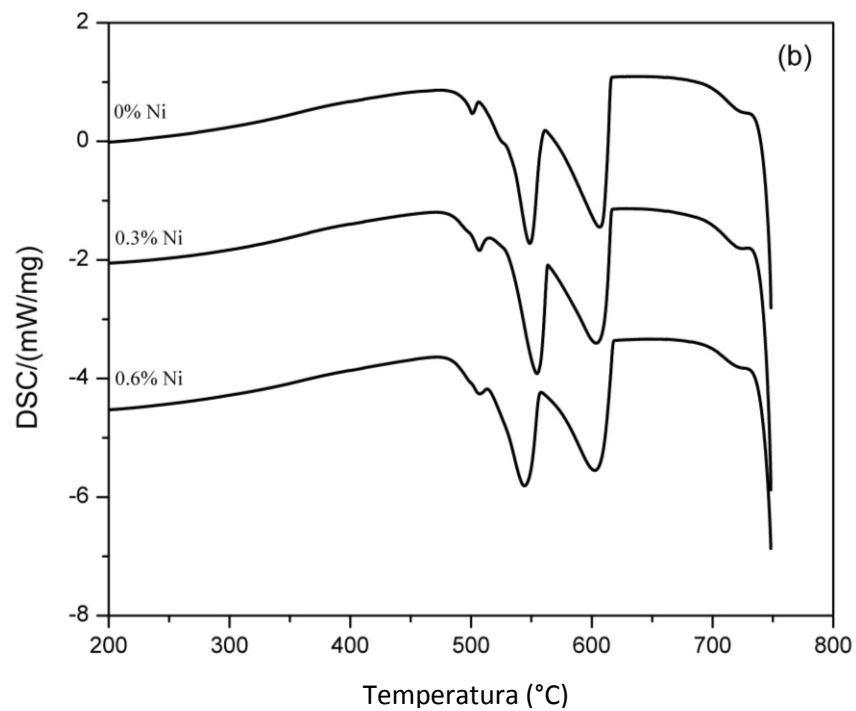
Aleación	$\Delta H$ (J/g)	$C_p$ (sólido) (J/gC)	$C_p$ (líquido) (J/gC)	$\Delta C_p$ (líquido) (J/gC)	$\Delta C_p$ (sólido) (J/gC)	$T_m$ (C)
1	330.6	0.89	1.13	3.56	0.38	622.1
2	341.6	0.92	1.13	3.37	0.22	622.5
3	230.3	0.89	1.13	3.24	0.41	621.5
4	108.3	0.89	1.12	4.85	1.71	606.3
5	105.0	0.88	1.11	5.04	1.67	603.2
6	97.84	0.87	1.11	4.38	1.10	602.6

En la Figura 4.26 se muestran los resultados obtenidos durante el enfriamiento de las muestras en la prueba de DSC para el grupo 1 (a) y el grupo 2 (b), como estas gráficas son de enfriamiento la lectura de las mismas se realizará de derecha (zona líquida) a izquierda (zona sólida). En el grupo 1 se puede observar que la temperatura de fusión es  $\sim 622$  °C que corresponde a la formación de la primera fase  $\alpha$ -Al, en la aleación 1 se presentan dos picos, el primero a  $\sim 540$  °C para la formación de Al-Si y el segundo a  $\sim 500$  °C para la formación de  $Mg_2Si$ ,  $Al_2Cu$ ,  $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ .

Conforme se incrementa la cantidad de Ni de 0 a 0.6% se puede observar como el tercer pico tiende a combinarse con el segundo ya que se presentan las fases ricas en Ni como son  $Al_9FeNi$ -(T) y  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ). Las temperaturas de fusión del grupo 2 como se puede observar en la Figura 4.26 (b) disminuyen al incrementar el porcentaje de Si de 3 a 6%, el inicio de la solidificación para estas aleaciones se midió de  $\sim 606$  °C para la formación de  $\alpha$ -Al, a diferencia del grupo 1 el grupo 2 el segundo pico incrementa conforme se incrementa el porcentaje de Al-Si eutéctico a una temperatura  $\sim 543$  °C, por otro lado el tercer pico también cambia con el incremento de Ni de 0 a 0.6% debido a la formación de las fases  $Al_9FeNi$ -(T) y  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ).



a)

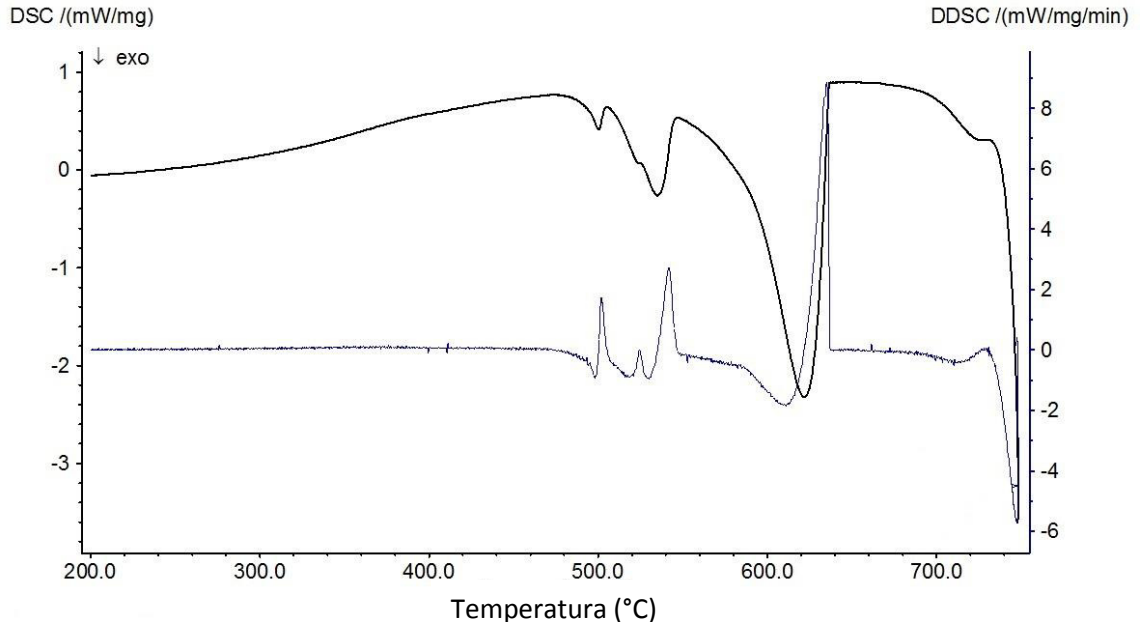


b)

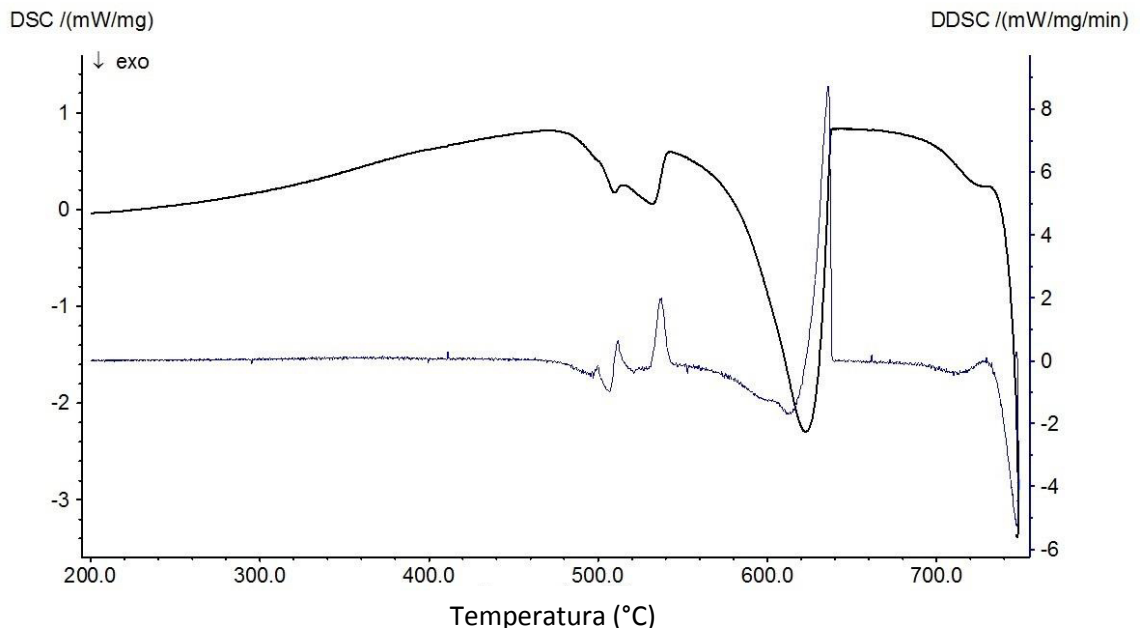
**Figura 4.26 Curva de flujo de calor vs temperatura, a) 3% Si y b) 6% para 0%, 0.3% y 0.6% Ni a una tasa de calentamiento de 20 °C/min.**

#### CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

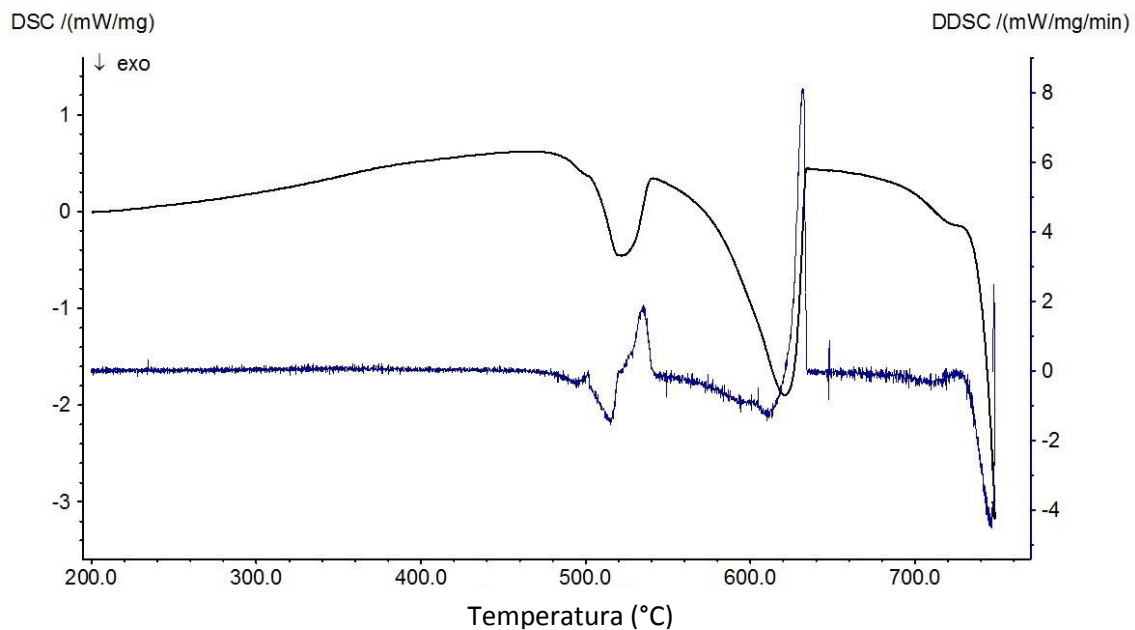
La combinación de los picos con el aumento de fases ricas en Ni se puede observar mejor en la Figura 4.27 y en la Figura 4.28 para el grupo 1 y 2 respectivamente, donde se muestran las curvas obtenidas con DSC y sus derivas.



a)

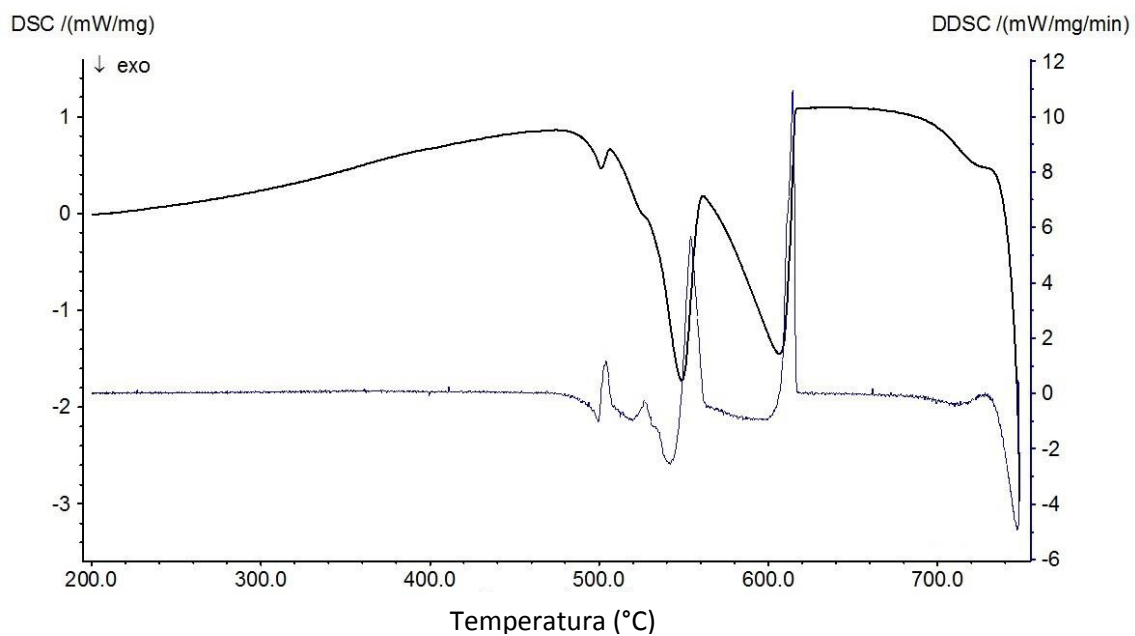


b)

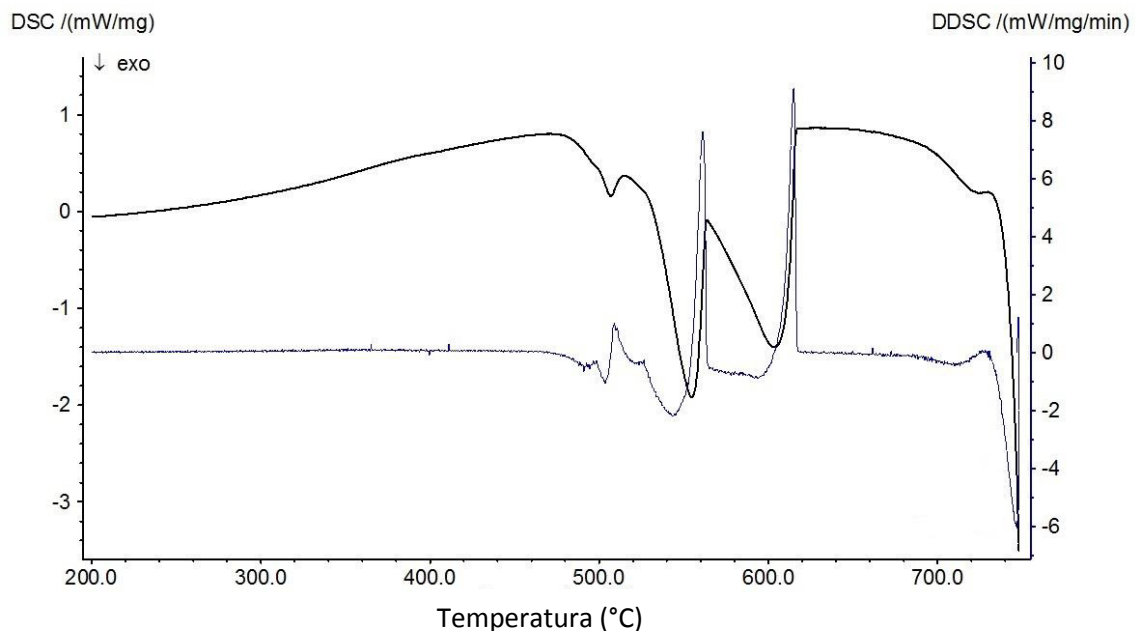


c)

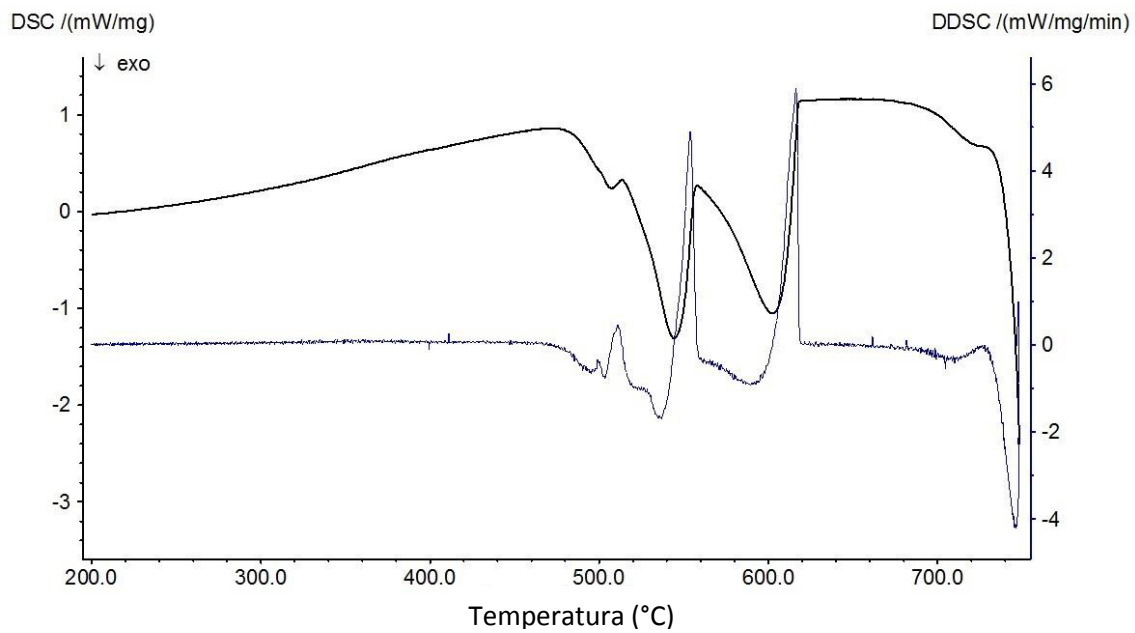
**Figura 4.27** Curvas obtenidas con DSC y sus derivas para el grupo 1; a) 0% Ni, b) 0.3% Ni y c) 0.6% Ni.



a)



b)

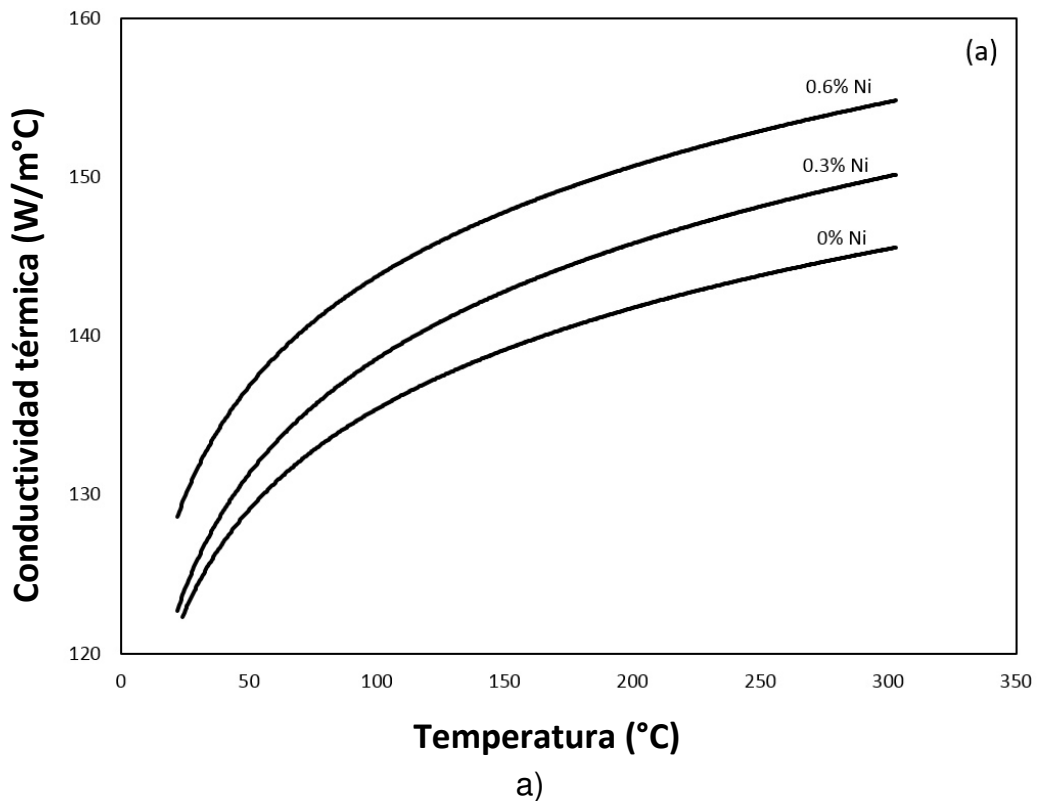


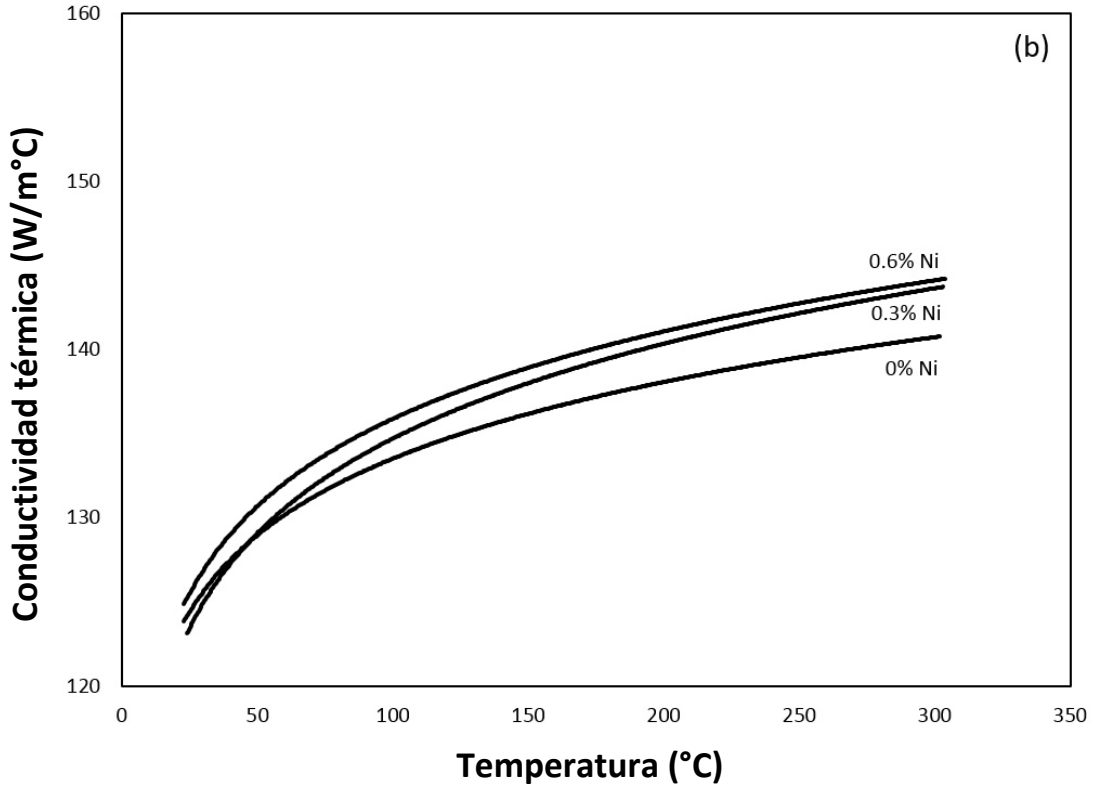
c)

**Figura 4.28** Curvas obtenidas con DSC y sus derivas para el grupo 2; a) 0% Ni, b) 0.3% Ni y c) 0.6% Ni.

En la Figura 4.29 se muestran los resultados de la medición promedio de conductividad térmica para el grupo 1 (a) y el grupo 2 (b). En el grupo 1 se puede observar claramente el incremento de la conductividad térmica con el aumento de la concentración de Ni. La aleación con 3, con 0.6% de Ni, es la que posee las mejores propiedades de conducción térmica, esto se puede explicar por la presencia de fases ricas en Ni;  $Al_9FeNi$ -(T)  $Al_3Ni_2$ -( $\epsilon$ )  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ).

La conductividad térmica de las aleaciones del grupo 2, con 6% Si, mostró valores mucho menores respecto a los obtenidos para el grupo 1, debido al incremento de Si, el cual resulta en un incremento de Al-Si eutéctico incrementando la resistividad,  $n\Omega m$ , dado que el Si es un semimetal (o metaloide) este presenta una alta resistencia para el transporte térmico y de electrones. Por otro lado el incremento de 0 a 0.6% de Ni, también incrementa la conductividad térmica, debido a la presencia de fases ricas en Ni, como sucedió con el grupo 1. En el anexo D se pueden encontrar los resultados completos de los estudios de conductividad térmica.





b)

**Figura 4.29 Conductividad térmica para las aleaciones: a) 3% Si y b) 6% Si, con 0, 0.3 y 0.6% de Ni.**

La conductividad térmica de una aleación depende de los elementos químicos que la constituyan; y tiende a disminuir conforme se incrementa la presencia de esos elementos.

Cada elemento químico agregado en una aleación de aluminio va a tener una contribución a aumentar la resistividad térmica y eléctrica, en la literatura se pueden encontrar tablas como la reportada por P. Ólafsson [64] donde muestran el valor de resistividad de algunos elementos en aleaciones de aluminio. Entre los cuales los que presentan mayor resistividad eléctrica son; Mn, Fe, Ti, Si y los que presentan menor resistencia son; Mg, Cu, Ni entre otros.

En la literatura también es posible encontrar que el incremento de Cu en vez de contribuir a la conductividad térmica en aleaciones de aluminio, tiene un efecto adverso disminuyendo drásticamente la conductividad térmica además de incrementar la porosidad producida durante la solidificación [47-48], al incrementar la cantidad de Ni también incrementa la porosidad [61, 65].

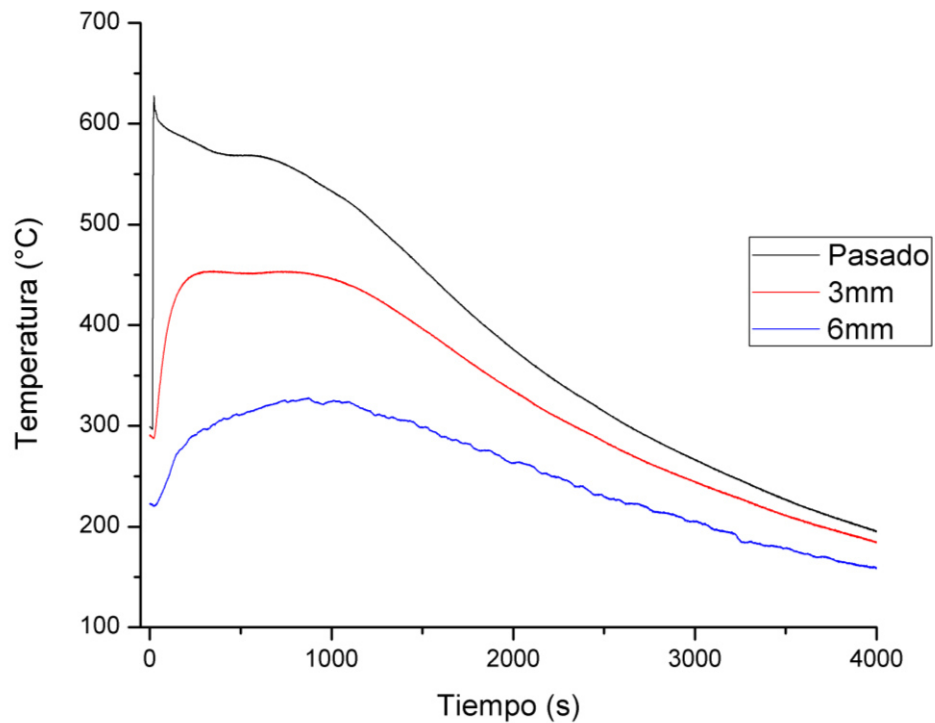
El aumento en la conductividad térmica conforme aumenta la concentración de Ni de 0 a 0.6% puede ser debido a que el Ni tiende a reaccionar con el cobre formando fases más estables a altas temperaturas como  $Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ ) y  $Al_3(CuNi)_2$ -( $\delta$ ) [61], otra posible razón es por el efecto de las diversas fases presentes, sobre todo las fases ricas en Ni. En la tabla 4.6 se muestran la estructura cristalina y los parámetros de red de fases formadas en las aleaciones Al-Cu-Si-Ni.

**Tabla 4.6 Estructura cristalina y parámetros de red de las diferentes fases formadas en las aleaciones Al-Cu-Si-Ni. [61]**

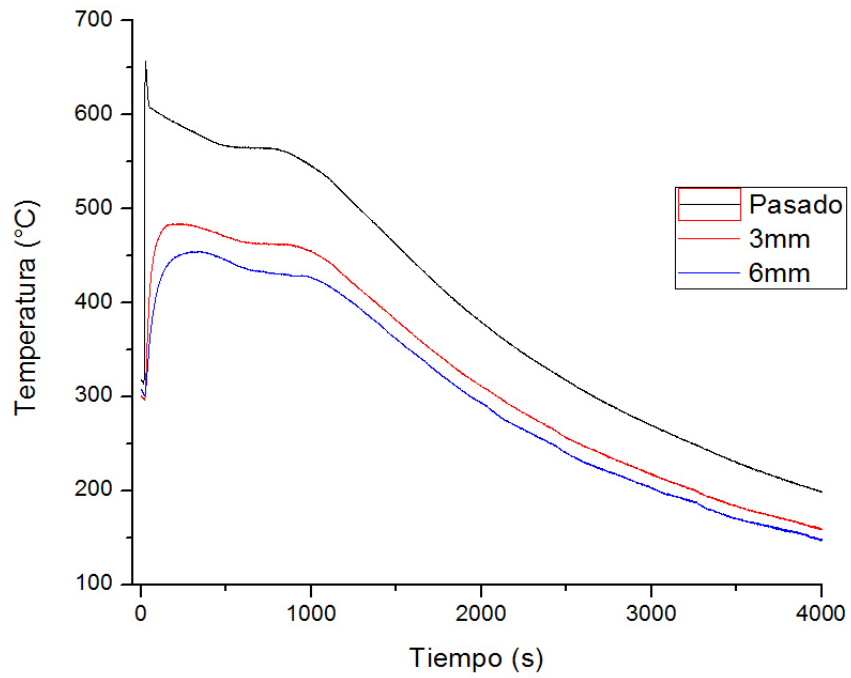
Fase	Estructura Cristalina	Parámetros de red
$Al_8FeMn_3Si_6$ -( $\pi$ )	Hexagonal	a=6.63, c=7.94
$Mg_2Si$ -( $M$ )	Cúbica	6.35-6.4
$Al_9FeNi$ -( $T$ )	Monoclínica	a=6.2, b=6.3, c=8.6, $\alpha=95^\circ$
$Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ -( $Q$ )	Hexagonal	a=10.32, c=4.05
$Al_3Ni$ -( $\epsilon$ )	Ortorrómbica	a=6.611, b=7.366, c=4.90
$Al_7Cu_4Ni$ -( $\gamma$ )	Hexagonal	a=0.41-0.42
	BCC	a=1.46, c=0.497-0.503
$Al_2Cu$ -( $\theta$ )	Tetragonal	a=6.066, c=4.874
$Al_3Ni_2$ - $\delta$	Hexagonal	a=b=6.12, c=41.5
	Romboédrica	a=13.5, $\alpha=17^\circ 27'$

#### 4.8 Resultados de enfriamiento de moldes compuestos

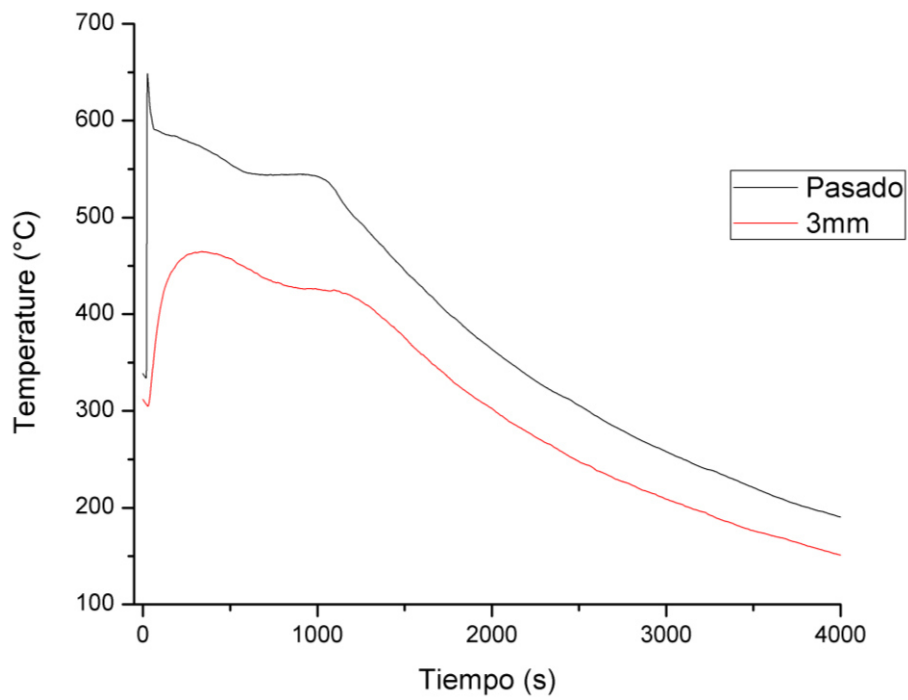
En la Figura 4.30 se muestran las curvas de enfriamiento de un molde de investimento (el cual fue precalentado a una temperatura de 250°C). Se analizaron la parte inferior (a), un lateral (b) y la parte superior (c) en donde se puede observar que en la parte inferior la temperatura se mantiene estable por más tiempo que la de los laterales y la parte superior ya que las paredes y la parte superior se pueden enfriar más rápido por convección del aire.



a)



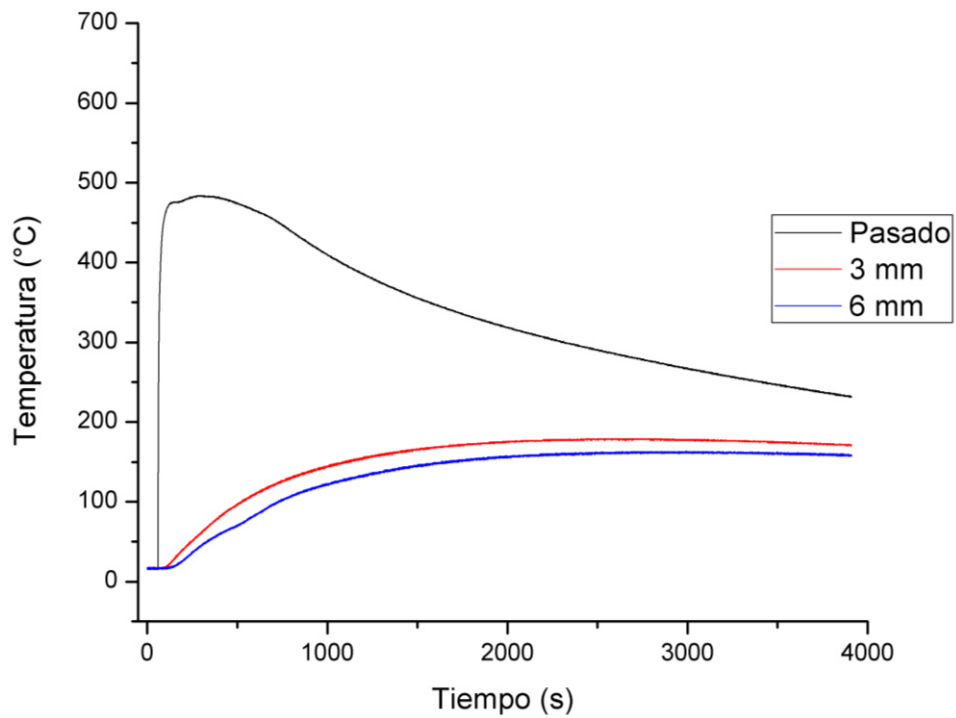
b)



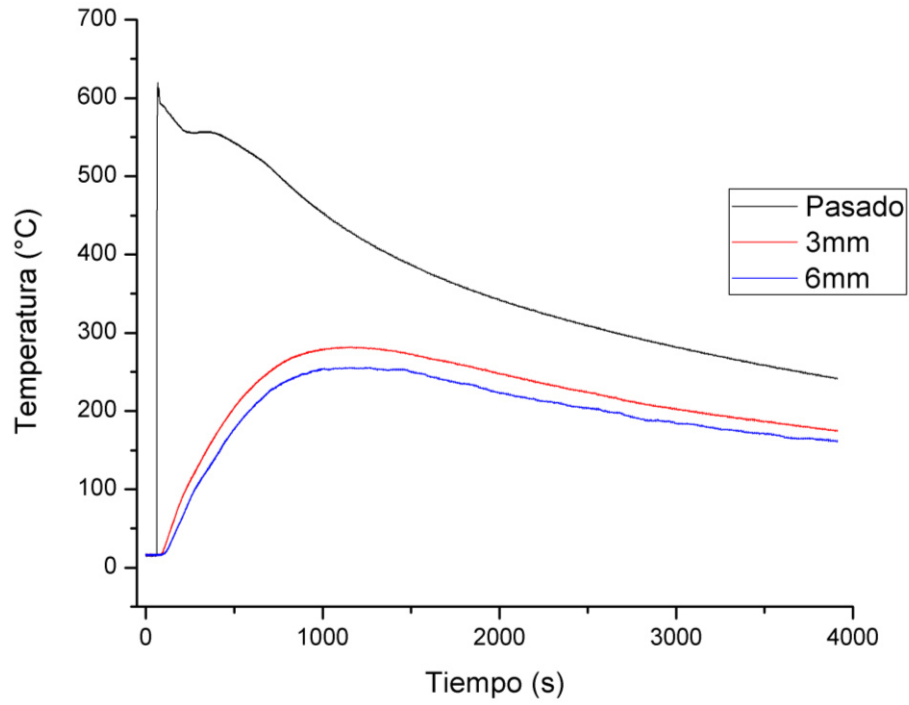
c)

**Figura 4.30** Curvas de enfriamiento de un molde de investimento; a) parte inferior, b) parte lateral y c) parte superior.

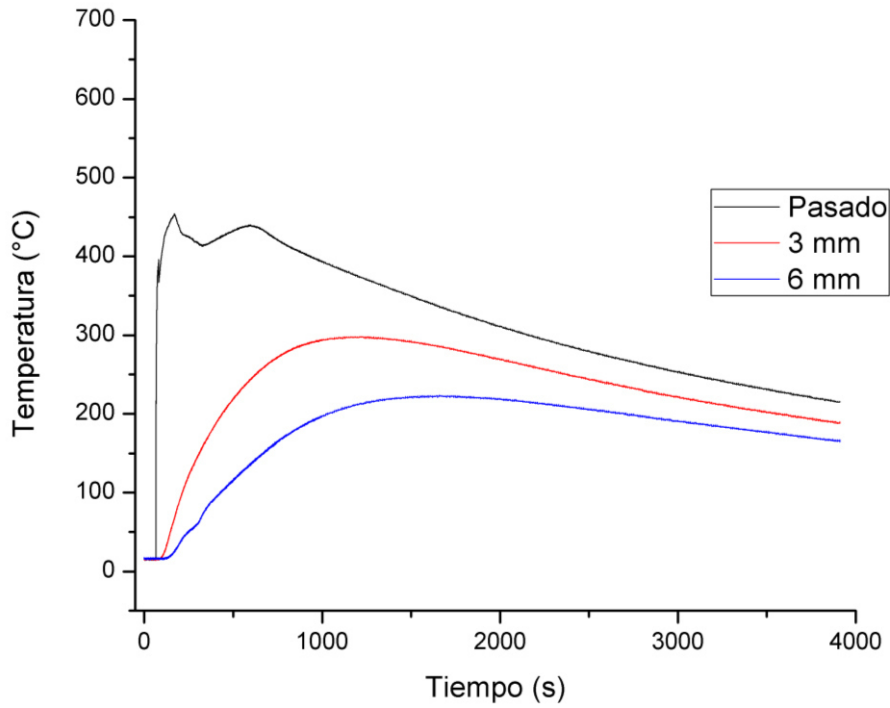
En la Figura 4.31 se muestran las curvas de enfriamiento de un molde de arena sílice (el cual se encuentra a temperatura ambiente  $\sim 30^{\circ}\text{C}$ ) Se analizaron la parte inferior (a), un lateral (b) y la parte superior (c) donde se puede observar que a diferencia del molde de investimento, en el molde de arena el metal pierde temperatura durante el recorrido de sus cavidades internas. En la parte inferior del molde se registró que el molde de arena sílice tarda mucho más tiempo en calentarse que la de los laterales y la parte superior ya que el molde esta sobre el suelo el cual a su vez es otro aislante térmico y hay menor masa de metal. El metal que entra en la parte inferior llega a menor temperatura calentando la parte inferior, después se observó que el metal de las paredes se encuentra a una temperatura mayor (máx.  $620^{\circ}\text{C}$ ) y al llenar el molde en la parte superior el metal llega un poco más frío inclusive que la parte inferior.



a)



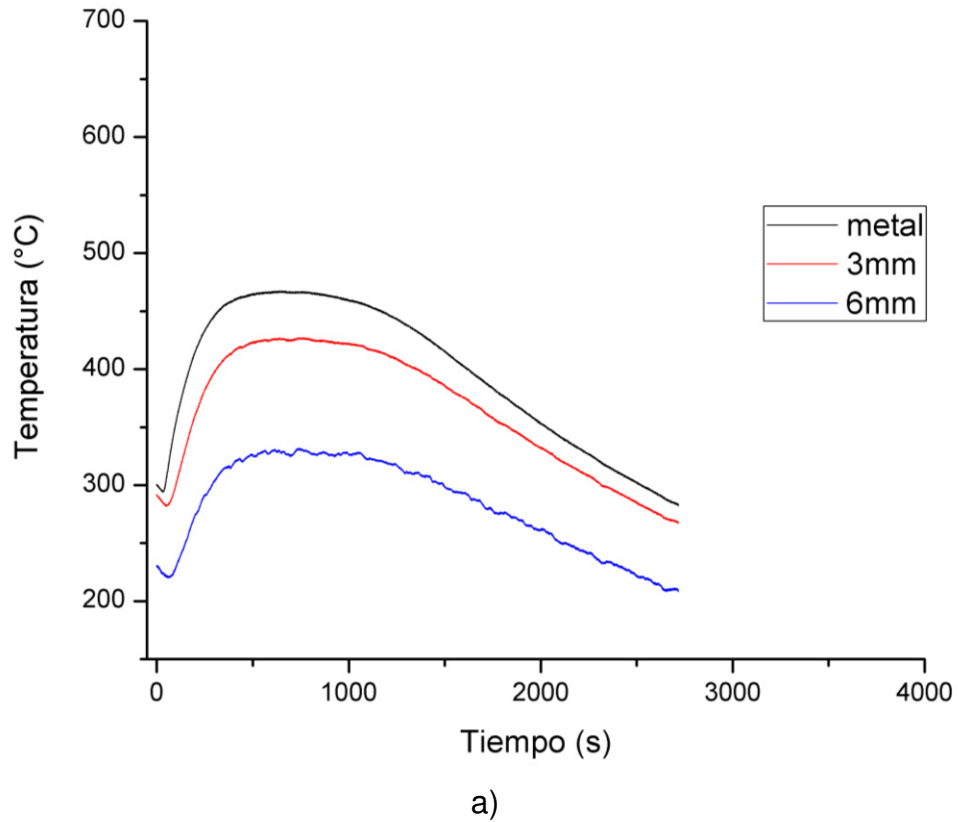
b)

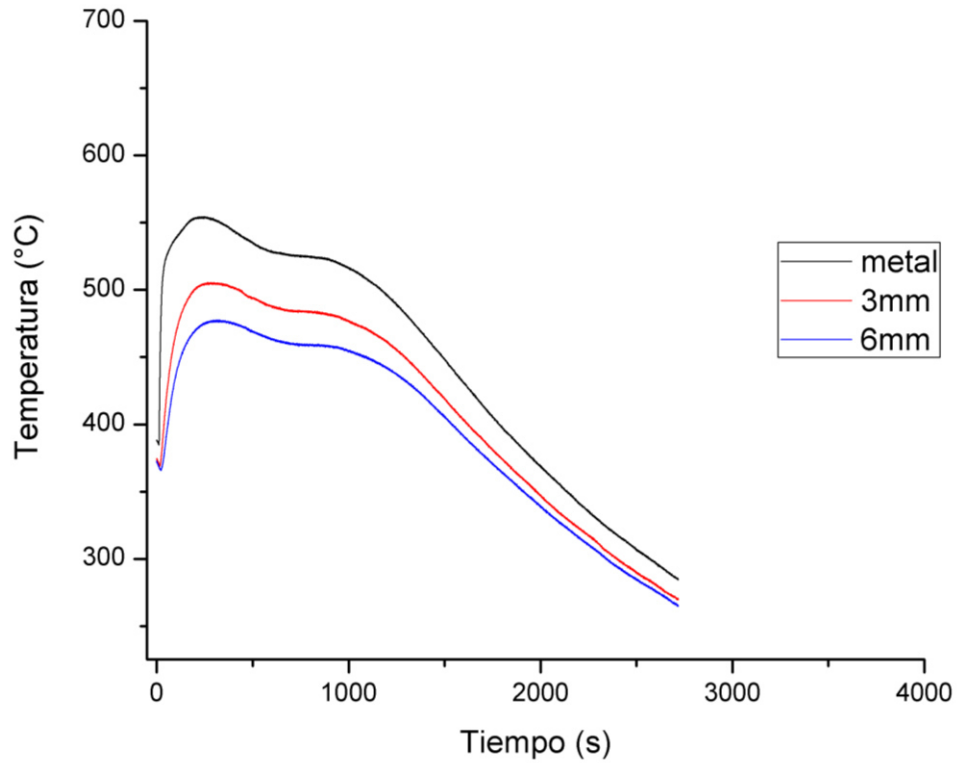


c)

**Figura 4.31** Curvas de enfriamiento de un molde de arena silice; a) parte inferior, b) parte lateral y c) parte superior.

En la Figura 4.32 se muestran las curvas de enfriamiento medidas en un molde creado por el método de investimento adhiriendo partículas de cobre ordenadas (a) y desordenadas (b). Como se puede observar en las curvas, las temperaturas registradas por el molde con partículas ordenadas de cobre mostro mejores resultados de extracción de calor, pero los tiempos de enfriamiento son muy parecidos en ambos casos.



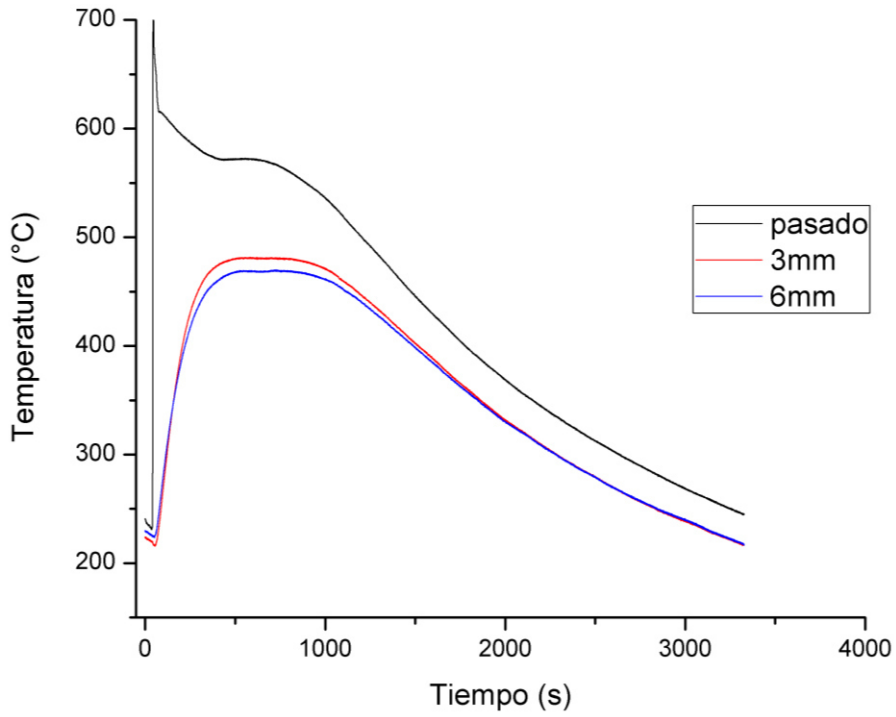


b)

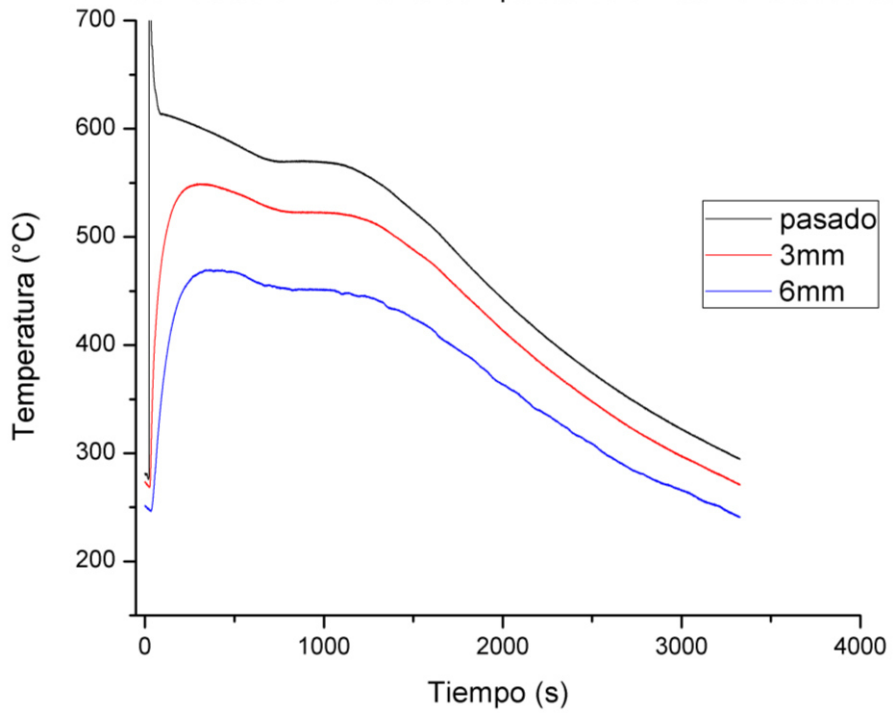
**Figura 4.32 Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-cobre, a) partículas ordenadas y b) partículas desordenadas.**

En la Figura 4.33 se muestran las curvas de enfriamiento medidas en un molde creado por el método de investimento adhiriendo partículas de hierro ordenadas (a) y desordenadas (b) en donde se tomaron 3 lecturas igual que en los casos anteriores, la primera en el metal interno, la segunda y la tercera en las paredes del molde a una distancia de 3 mm y 6 mm, respectivamente.

Como se puede observar en las curvas las temperaturas registradas por el molde con partículas ordenadas de hierro mostro mejores resultados de extracción de calor reduciendo el tiempo de enfriamiento del metal.



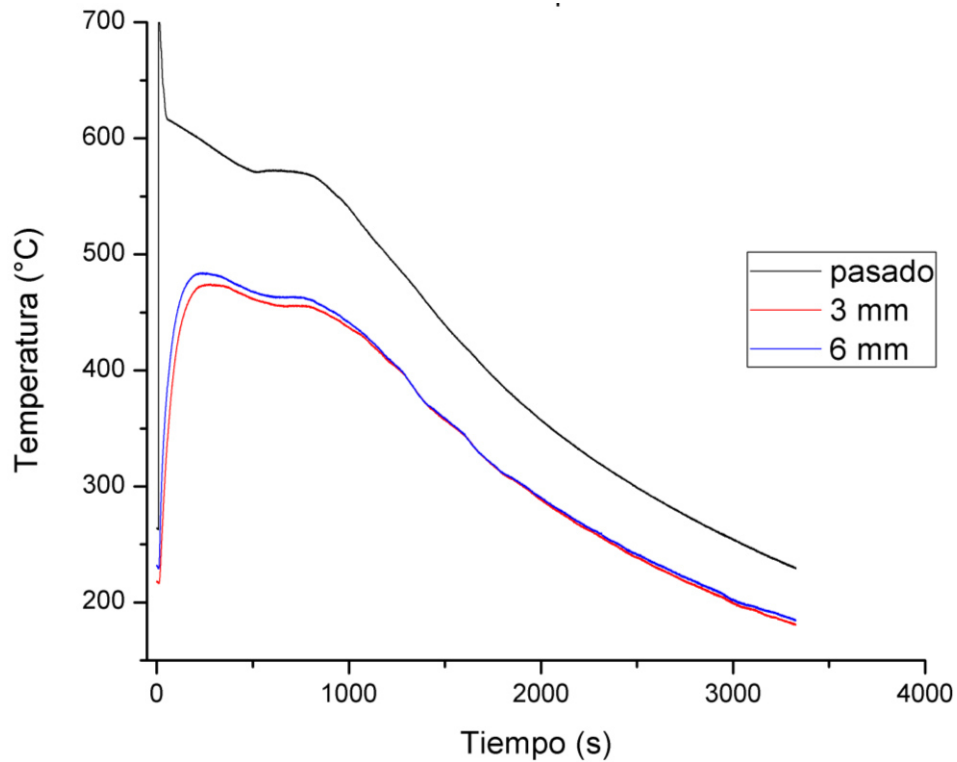
a)



b)

**Figura 4.33** Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-ferro, a) partículas ordenadas y b) partículas desordenadas.

En la Figura 4.34 se muestran las curvas de enfriamiento medidas en un molde creado por el método de investimento adhiriendo partículas de aluminio en donde se tomaron 3 lecturas igual que en los casos anteriores, la primera en el metal interno, la segunda y la tercera en las paredes del molde a una distancia de 3 mm y 6 mm, respectivamente. Como se puede observar en las curvas las temperaturas registradas por el molde con partículas de aluminio la extracción de calor se comportó de forma muy similar a la del Fe ordenado con tiempos de enfriamiento muy parecidos.



**Figura 4.34 Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-aluminio.**

En la Tabla 4.7 se muestran los resultados obtenidos de *HTC* de los moldes de arena con resina PET-SET, investimento, compuestos con aluminio, fierro y cobre. El molde de arena con resina PET-SET y el molde de investimento poseen valores muy aproximados de 386 y 453 ( $W/m^2 \cdot ^\circ C$ ), respectivamente.

Esta diferencia se puede atribuir a que los moldes de investimento son de paredes delgadas a comparación de los de arena, además de que la estructura de la cáscara de los moldes de investimento se compone de partículas finas compactadas, esto proceso de compactación reduce la distancia entre partículas y permite que aumente la transferencia de calor, cosa que no ocurre en los moldes de arena al poseer granos de mayor tamaño unidos entre sí. Los moldes de investimento al tener una mayor transferencia de calor requieren ser precalentados a cierta temperatura que depende del metal a fundir, a diferencia de los moldes de arena que se pueden utilizar a temperatura ambiente.

Los moldes con virutas de aluminio dieron como resultado valores de 135 ( $W/m^2 \cdot ^\circ C$ ) siendo el que presento la menor transferencia de calor, una de las posibles razones es que la atmosfera altamente oxidante de la flama provoco la transformación de la viruta de aluminio en algún óxido de aluminio posiblemente alúmina ( $Al_2O_3$ ). Los moldes con viruta de cobre aumentaron un poco el coeficiente de transferencia de calor comparándolos con el molde de investimento normal. Los moldes con viruta de fierro fueron los que mostraron el mayor incremento del coeficiente de transferencia de calor comparándolos con los anteriores.

**Tabla 4. 7 Coeficientes de transferencia de calor (*HTC*) calculados usando módulo inverso.**

Molde	<i>HTC</i>
Arena con resina PET-SET	386
Investimento normal	453
Investimento-Al	135
Investimento-Cu	500
Investimento-Fe	659

# CAPÍTULO 5

## CONCLUSIONES

### 5.1 Conclusiones del diseño de molde

- 1) Es posible fabricar modelos usando espuma, por la técnica de espuma pérdida, con una precisión dimensional de  $\pm 2$  mm para después fabricar moldes cerámicos para el vaciado del metal.
- 2) La pasta cerámica se absorbe en la espuma, y la cantidad que se absorbe depende del tamaño del grano de la espuma.
- 3) Utilizando un recubrimiento de pintura acrílica se evita la absorción de la pasta cerámica en la espuma.
- 4) Las primeras capas cerámicas del molde, son susceptibles a la rugosidad de la superficie y si se secan a alta velocidad, tienden a formar grietas, se desprenden y se incrustan en el metal.
- 5) La espuma debe ser removida antes de vaciar el metal fundido, para evitar la generación de gases de la descomposición de la espuma y la pintura acrílica.
- 6) Debido a la dificultad para eliminar totalmente la espuma y la pintura acrílica, no se recomienda esta técnica para el vaciado de moldes para rotomoldeo.

## 5.2 Conclusiones de la simulación del proceso de colada

- 1) Los tamaños de malla de 2.5 y 3 mm son los que mejores resultados mostraron en la simulación del llenado y solidificación con tiempos de cómputo de 9 y 6 hr, respetivamente.
- 2) El tamaño de malla de 6 mm se eligió como tamaño óptimo ya que mostró un buen balance entre tiempo de simulación (2 hr) y confiabilidad de los resultados (+/- 2 °C/s).
- 3) Las mallas de 8 y 10 mm mostraron los menores tiempos de simulación (10 min) pero no dieron buenos resultados de llenado, ni de solidificación.

## 5.3 Conclusiones de la simulación de fases

- 1) En la aleaciones de aluminio, el Ni tiende a reaccionar con el Cu formando fases estables a altas temperaturas, que a su vez forman otras fases secundarias como  $\text{Al}_3\text{CuNi}-\delta$ , que de acuerdo a la literatura, contribuyen a la fragilización de las piezas.
- 2) De acuerdo a la simulación computacional realizada con Thermo-Calc, la secuencia de reacción y formación de las fases para las aleaciones estudiadas es:  $\alpha\text{-Al}$ ,  $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ -(*alpha*), Al-Si,  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -( $\beta$ ),  $\text{Al}_8\text{FeMn}_3\text{Si}_6$ -( $\pi$ ),  $\text{Mg}_2\text{Si}$ -(*M*),  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ -(*T*),  $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ -(*Q*),  $\text{Al}_3\text{Ni}$ -( $\epsilon$ ),  $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ -( $\gamma$ ),  $\text{Al}_2\text{Cu}$ -( $\Theta$ ), en algunas aleaciones no representan las fases  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ -(*T*) y  $\text{Al}_3\text{Ni}$ -( $\epsilon$ ) por su baja concentración de Ni.
- 3) Para contenidos de 3% de Si, la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ -( $\beta$ ) desaparece con la presencia de Ni; mientras que en la aleaciones con 6% de Si se mantiene.

#### 5.4 Conclusiones de las velocidades de enfriamiento

- 1) La solidificación de las aleaciones con concentración de 3% de Si inicia a los 623 °C y su última transformación de fase se presentó a los ~500 °C y ~528 °C para la velocidad de enfriamiento de 2.8 y 0.218 °C/s, respectivamente.
- 2) La solidificación de las aleaciones con concentración de 6% de Si inicia a los 604 °C y su última transformación de fase se presentó a los ~540 °C y ~546 °C para la velocidad de enfriamiento de 2.8 y 0.218 °C/s, respectivamente.
- 3) El método de la primera derivada de las curvas de enfriamiento de cada aleación permitió identificar la secuencia de precipitación de las fases:  $\alpha$ -Al, Al<sub>15</sub>(FeMn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>-( $\alpha$ ), Al-Si, Al<sub>5</sub>FeSi-( $\beta$ ), Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-( $\pi$ ), Mg<sub>2</sub>Si-(M), Al<sub>9</sub>FeNi-(T), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>3</sub>Ni-( $\epsilon$ ), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-( $\gamma$ ), Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ), de acuerdo a su respectiva composición química y temperatura de formación.

#### 5.5 Conclusiones de la prueba tatur

- 1) Con el incremento del 3% al 6% en la concentración de Si, disminuye la porosidad interna en las aleaciones estudiadas, mientras que con el incremento del 0% al 0.6% de Ni se incrementa.
- 2) Con el incremento del 3% al 6% en la concentración de Si, aumenta la viscosidad de 1.28 a 1.32 mPa\*s. La viscosidad incrementa al incrementar el contenido de Ni.

#### 5.6 Conclusiones del análisis metalográfico e identificación de fases (SEM-EDX y rayos-X)

- 1) El tamaño de grano depende directamente de la velocidad de enfriamiento, ~48  $\mu$ m y ~136  $\mu$ m para 2.8 y 0.218 °C/s, respectivamente.
- 2) La distribución de los intermetálicos, también depende de la velocidad de enfriamiento, a altas velocidades de enfriamiento, 2.8 °C/s, se forman pequeñas colonias eutécticas que se distribuyen uniformemente a lo largo de

los límites de grano; a bajas velocidades de enfriamiento, 0.218 °C/s, crece el tamaño de grano y se forman zonas eutécticas de mayor tamaño.

- 3) Mediante el uso de las técnicas SEM-EDX y difracción de rayos X, se identificaron las fases:  $\alpha$ -Al, Al<sub>2</sub>Cu-( $\Theta$ ), Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q), Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-( $\gamma$ ), Mg<sub>2</sub>Si-(M) y Si eutéctico. Las demás fases calculadas con los software comerciales Thermo-Calc y JmatPRO no se lograron identificar principalmente por su baja concentración en la matriz como es el caso de las fases: Al<sub>3</sub>Ni-( $\epsilon$ ) y Al<sub>8</sub>FeMn<sub>3</sub>Si<sub>6</sub>-( $\pi$ ) las cuales se presentan a altas temperaturas y desaparecen con la formación de otras fases emergentes como es el caso de Al<sub>5</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>-(Q) y Al<sub>7</sub>Cu<sub>4</sub>Ni-( $\gamma$ ).

### 5.7 Conclusiones del análisis de propiedades térmicas

- 1) Los valores de  $\Delta H$  de solidificación disminuyeron de 330 a 230 J/g con el aumento de 0 a 0.6% de Ni para las aleaciones con 3% de Si.
- 2) Los valores de  $\Delta H$  de solidificación disminuyeron de 108 a 97 J/g con el aumento de 0 a 0.6% de Ni para las aleaciones con 6% de Si.
- 3) El incremento de 3 a 6% de Si produjo un incremento del Si eutéctico lo que a su vez disminuye los valores de  $\Delta H$  de 330 a 108 J/g.
- 4) La conductividad térmica de las aleaciones Al-Cu-Si tienden a incrementar con la adición de Ni, de 148 a 164 W/m°C, para una temperatura de 300 °C a 3% de concentración de Si.
- 5) La conductividad térmica de las aleaciones Al-Cu-Si tienden a incrementar con la adición de Ni, de 143 a 146 W/m°C, para una temperatura de 300 °C a 6% de concentración de Si.
- 6) El incremento de 3 a 6% de Si disminuye considerablemente la conductividad térmica de las aleaciones Al-Cu-Si, de 148 a 144 W/m°C, para una temperatura de 300 °C y 0.6% de concentración de Ni.

### **5.8 Conclusiones de enfriamiento de moldes compuestos**

- 1) Los moldes de arena e investimento mostraron valores de 386 y 453 W/m<sup>2</sup>°C, respectivamente.
- 2) Los moldes cerámicos con virutas de aluminio mostraron valores de 135 W/m<sup>2</sup>°C este decremento se debe a la formación de óxidos de aluminio.
- 3) Los moldes cerámicos con virutas de cobre mostraron valores de 500 W/m<sup>2</sup>°C mientras que los moldes cerámicos con virutas de fierro mostraron valores de 659 W/m<sup>2</sup>°C.

### **5.9 Trabajo futuro**

A continuación se mencionarán algunas actividades pendientes por analizar que se dejen para trabajo futuro;

- 1) La adición de Ni en las aleaciones de Al-Cu-Si utilizadas produjo un aumento en la dureza de las piezas vaciadas, propiedad que se vuelve crítica para moldes metálicos que por sus dimensiones o errores de operación pueden ser golpeadas accidentalmente produciendo fracturas del molde. Por lo que se recomienda seguir probando aleaciones Al-Cu-Si-Ni con diferentes concentraciones e incluso utilizando elementos puros para omitir posibles efectos sobre la dureza de otros elementos.
- 2) Otro aspecto muy importante es la caracterización térmica de las condiciones de enfriamiento rápido, y comparar como varía con la reducción del tamaño de grano y el incremento de constituyentes eutécticos en los límites de grano.
- 3) Por otro lado aunado a que no se pudieron identificar todas las fases presentes por difracción de rayos-X debido a la falta de información de algunas de ellas, es necesaria la realización de muestras y análisis utilizando el TEM, para su indexación cristalográfica y salir de dudas al respecto. Además es necesario repetir los análisis de difracción de rayos-X, utilizando

el método de disolución química en donde disolvamos la matriz de forma tal que podamos analizar los puros intermetálicos presentes.

- 4) Un aspecto que no se contempló en este proyecto pero requiere de análisis para validar algunas conclusiones, es la realización de tratamientos térmicos de envejecimiento, y calentamiento/enfriamiento cíclicos debido a que el molde va a ser calentado y enfriado en el menor tiempo posible por lo que es necesario saber cómo cambiará la microestructura y a su vez sus propiedades térmicas.
- 5) Realizar la caracterización de las aleaciones vaciadas en moldes compositos matriz cerámico-Cu, Fe y Al.

# REFERENCIAS

- [1] J. L. T. Roy J. Crawford, Rotational Molding Technology, Norwich, New York: Plastics Design Library, 2002.
- [2] D. B. R.J.T. LIN, «Mechanical properties of rotationally molded PET Microfibril reinforced composites,» vol. 20, nº 25, 2006.
- [3] A. M. Maribel Beltrán, Tecnología de Polímeros, Procesado y propiedades, Alicante, España: Universidad de Alicante, 2012.
- [4] M. C. R. Kearns, «A comparison between Open Flame and Hot Air Heating Methods for the Rotational Moulding of Plastics».
- [5] R. C. K. L.G Olson, «Rotational Molding of Plastics: Comparison of Simulation and Experimental Results for an Axisymmetric Mold,» vol. 40, nº 8, 2000.
- [6] G. G. Lorraine G. Olson, «Axisymmetric finite element models for rotational molding,» vol. 9, nº 5, 1999.
- [7] E. Z. K. M. M Revyako, «Certain problems of heat and mass transfer in rotational molding,» vol. 83, nº 5, 2010.
- [8] J. L. T. M. Anandha Rao, «Principles of Rotational Molding,» vol. 12, nº 4, 2003.
- [9] M. C. M. O. J.A Martins, «Prediction of Spherulite Size in Rotationally Molded Polypropylene,» vol. B42, nº 2, 2003.
- [10] K.-H. F. Shih-Jung Liu, «Effect of enhancing fins on the heating/cooling efficiency of rotational molding and the molded product qualities,» vol. 27, nº 209-220, 2007.
- [11] S. B. D. B. M.Z. Abdulah, «Rotational Molding Cycle Time Reduction Through Surface Enhanced Molds: Part A-Theoretical Study,» 2007.
- [12] K. Fisher, Fundamentals of Solidification, Suiza: ttp Trans Tech Publication, 1984.
- [13] D. M. Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification, USA: Springer, 2009.

## REFERENCIAS

- [14] H. C. L. Thuinet, «A new model of microsegregation for macrosegregation computation in multicomponent steels Part1 theoretical formulation and algorithm,» vol. 45, nº 294-304, 2008.
- [15] M. S. S. Chang, «A Model for Macrosegregation and Its Application to Al-Cu Castings,» vol. 27A, nº 2708, 1996.
- [16] Flemings, Solidification Processing, US: McGraw-Hill, 1974.
- [17] D. E. L. K. R. Nadella, «Effect of Grain Refinement on Structure Evolution, “Floating” Grains, and Centerline Macrosegregation in Direct-Chill Cast AA2024 Alloy Billets,» vol. 39A, nº 450, 2007.
- [18] A. Mo, «An Internal Variable Description of Solidification Suitable for Macrosegregation Modeling,» vol. 25B, nº 597, 1993.
- [19] F. P. I. Matthew John M. Krane, «Analysis of the Effect of Shrinkage on Macrosegregation in Alloy Solidification,» vol. 26A, nº 2329, 1994.
- [20] N. F. A. V.I. Dobatkin, «Comparison of macrosegregation in titanium and aluminium alloy ingots,» vol. A263, nº 224-229, 1999.
- [21] S. K. M. S. D. Ridder, «Effect of Fluid Flow on Macrosegregation in Axi-Symmetric Ingots,» vol. 12B, nº 435, 1980.
- [22] C. B. C. Y. Wang, «Equiaxed Dendritic Solidification with Convection: Part I1. Numerical Simulations for an Al-4 Wt Pct Cu Alloy,» vol. 27A, nº 2765, 1995.
- [23] V. V. A. K. S. P. D. R. Pardeshi, «An explicit-implicit time stepping scheme for solidification models,» vol. 51, nº 3399-3409, 2007.
- [24] D. R. P. Juan C. Heinrich, «Convection modeling in directional solidification,» vol. 332, nº 429-445, 2004.
- [25] A. M. T. R. Havard j. Thevik, «A mathematical Model for Surface Segregation in Aluminum Direct Chill Casting,» vol. 30B, nº 135, 1998.
- [26] W. LIU, Finite element modelling of macrosegregation and thermomechanical phenomena in solidification processes, Paris: ECOLE DES MINES DE PARIS, 2005.
- [27] J. F. G. M. M. Hainke, «A matrix based correction scheme of the liquid fraction during columnar solidification,» vol. 47, nº 2883-2887, 2003.

## REFERENCIAS

- [28] C. B. M. C. Schneider, «A numerical study of the combined effects of microsegregation, mushy zone permeability and flow, caused by volume contraction and thermosolutal convection, on macrosegregation and eutectic formation in binary alloy solidification,» vol. 38, 1995.
- [29] D. Xu, «A Unified Microscale-Parameter Approach to Solidification-Transport Phenomena-Based Macrosegregation Modeling for Dendritic Solidification: Part I. Mixture Average-Based Analysis,» vol. 33B, nº 461, 2000.
- [30] L. Nastac, «Computational Fluid Dynamics Modeling of Macrosegregation and Shrinkage in Large-Diameter Steel Roll Castings,» vol. 42B, 2011.
- [31] M. B. H. C. Sylvain Gouttebroze, «3D macrosegregation simulation with anisotropic remeshing,» vol. 335, nº 269-279, 2007.
- [32] «An operator splitting scheme for coupling macroscopic transport and grain growth in a two-phase multiscale solidification model: Part I-Model and Solution Scheme,» vol. 48, nº 1-10, 2009.
- [33] A. K. H. C. Zolaznik, «An operator splitting scheme for coupling macroscopic transport and grain growth in a two-phase multiscale solidification model: Part II – Application of the model,» 2009.
- [34] Y. Ebisu, «A Numerical Method of Macrosegregation Using a dendritic Solidification Model, and Its Applications to Directional Solidification via the Use of Magnetic Fields,» vol. 42B, 2011.
- [35] H. C. L. Thuinet, «A new model of microsegregation for macrosegregation computation in multicomponent steels, Part: 1 theoretical formulation and algorithm,» vol. 45, nº 294-304, 2008.
- [36] H. C. L. Thuinet, «A new model of microsegregation for macrosegregation computation in multicomponent steels. Part: II to Fe-Ni-C alloys.,» vol. 45, nº 285-293, 2008.
- [37] J. H. K.A. Jackson, «Lamellar and Rod Eutectic Growth,» vol. 236, nº 1129, 1966.
- [38] S. S. D. M. S. Adrian V. Catalina, «A NEw Analytical Approach to Predict Spacing Selection in Lamellar and Rod Eutectic Systems,» vol. 34, nº 383-394, 2003.
- [39] X. K. D. L. Baoguang Sang, «A novel technique for reducing macrosegregation in heavy steel ingots,» vol. 210, nº 703-711, 2010.

## REFERENCIAS

- [40] M. J.-h. S. C.-j. Li lie, «Columnar to Equiaxed Transition During Solidification of Small Ingot by Using Electric Current Pulse,» 2009.
- [41] N. Z. Deep Samanta, «Control of macrosegregation during the solidification of alloys using magnetic fields,» vol. 49, 2006.
- [42] J. C. X. Z. W. D. Jie Dong, «Effect of low-frequency electromagnetic field on microstructures and macrosegregation of A270 mm DC ingots of an Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloy,» vol. 182, 2005.
- [43] J. C. G. L. Beijiang Zhang, «Effect of low-frequency magnetic field on macrosegregation of continuous casting aluminum alloys,» 2002 .
- [44] J. C. G. L. Beijiang Zhang, «Effects of low-frequency electromagnetic field on microstructures and macrosegregation of continuous casting 7075 aluminum alloy,» 2003.
- [45] E. L. R. J. Gilbert Kaufman, Aluminum alloy castings, American Foundry Society, 2005.
- [46] T. Bogdanoff, The influence of copper on an Al-Si-Mg alloy (A356)-Microstructure and mechanical properties, Sweden, 2009.
- [47] Y. O. N. M. S. Aksoz, «Dependency of the thermal and electrical conductivity on the temperature and composition of Cu in the Al based Al-Cu alloys,» vol. 34, nº 1507-1516, 2010.
- [48] H. Z. Y. Z. Jianhua Wu, «Effect of copper content on the thermal conductivity and thermal expansion of Al-Cu/diamod composites,» vol. 39, nº 87-92, 2012.
- [49] E. M. D.R. Poirier, «Thermal conductivities of Hypoeutectic Al-Cu alloys during solidification and cooling,» vol. A224, nº 48-52, 1996.
- [50] C. C. T. Petr Kotas, «Elimination of Hot Tears in Steel Castings by Means of Solidification Pattern Optimization,» vol. 43A, nº 609, 2004.
- [51] I. L. F. A. G. Alexandre P. Boeria, «Alloy composition and metal/mold heat transfer efficiency affecting inverse segregation and porosity of as-cast Al-Cu alloys,» vol. 30, nº 2090-2098, 2009.
- [52] H. L. Lei Zhao, «Abnormal macrosegregation induced by formed porosity during solidification of an Al–Sn alloy,» vol. 65, nº 795-798, 2011.
- [53] C. A. S. V. R. V. Ivaldo L. Ferreira, «Analytical, Numerical, and Experimental Analysis of Inverse Macrosegregation during Upward Unidirectional Solidification of Al-Cu Alloys,» vol. 35B, nº 285, 2003.

## REFERENCIAS

- [54] H. C. d. G. Rodney S. Rerko, «Effect of melt convection and solid transport on macrosegregation and grain structure in equiaxed Al/Cu alloys,» vol. A347, nº 186-197, 2002.
- [55] S. Reif-Acherman, «Early and current experimental methods for determining thermal conductivities of metals,» vol. 77, nº 542-563, 2014.
- [56] V. D. F. Michel Bellet, «ALE method for solidification modelling,» 2004.
- [57] C. L. S.F Chan, «Re-engineering the roto-casting mould making process,» vol. 139, nº 527-534, 2003.
- [58] N. A. Senay Tascioglu, «A novel alternative to the additives in investment casting pattern wax compositions,» vol. 24, nº 693-698, 2003.
- [59] M. Warmuzek, «Chemical composition of the Ni-containing intermetallic phases in the multicomponent Al alloys,» vol. 604, nº 245-252, 2014.
- [60] D. E. M. A. N.A. Belov, «Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys,» vol. 53, nº 4709-4722, 2005.
- [61] M. J. M. H. D. L. A.R. Farkoosh, «Phase formation in as-solidified and heat-treated Al-Si-Cu-Mg-Ni alloys: Thermodynamic assessment and experimental investigation for alloy design,» vol. 551, nº 596-606, 2013.
- [62] J. F. L. D. J. M. L. G. G. A. G. Ivaldo L. Ferreira, «Numerical and experimental investigation of microporosity formation in a ternary Al-Cu-Si alloy,» vol. 503, nº 31-39, 2010.
- [63] X. B. W. W. J. Z. Guiqing Wang, «Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys,» vol. 57, nº 4083-4087, 2003.
- [64] R. S. A. K. P. Ölafsson, «Comparison of experimental, calculated and observed values for electrical and thermal conductivity of aluminium alloys,» vol. 32, nº 4383-4390, 1997.
- [65] H. A. W. H. K. E. P. P. U. F. Stadler, «The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys,» vol. 560, nº 481-491, 2013.

## LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Supuestos principales utilizados en los modelos analíticos de microsegregación. [13]	24
Tabla 2.2 Ecuaciones de distribución de soluto de cada modelo principal de microsegregación. [13]	24
Tabla 3.1 Condiciones frontera del sistema de llenado y enfriamiento en molde de arena e investimento.	42
Tabla 3.2 Composiciones químicas.	56
Tabla 4.1 Comparación de tamaños de malla contra tiempos de simulación.	71
Tabla 4.2 Temperatura de formación de las posibles fases calculadas con Thermocalc de cada aleación.	81
Tabla 4.3 Resultados de prueba tatur.	100
Tabla 4.4 Cambio de densidades de cada aleación.	101
Tabla 4.5 Mediciones del DSC de la entalpía de fusión, calor específico (líquido-sólido) y temperatura de fusión de la aleación Al-Si-Cu-Ni.	115
Tabla 4.6 Estructura cristalina y parámetros de red de las diferentes fases formadas en las aleaciones Al-Cu-Si-Ni. [61]	122
Tabla 4.7 Coeficientes de transferencia de calor (HTC) calculados usando módulo inverso.	131

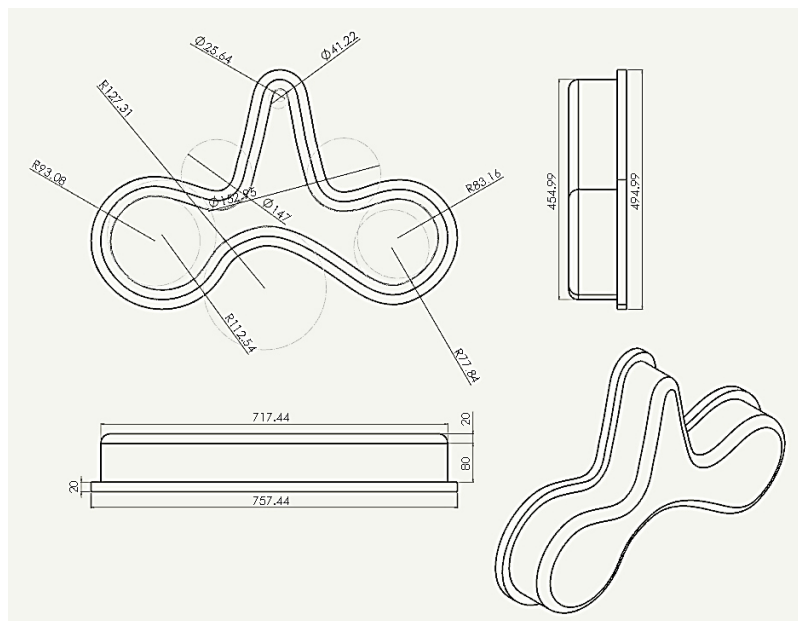
## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Etapas del proceso tradicional de un ciclo de rotomoldeo, a) carga del polímero, b) calentamiento, c) enfriamiento, d) desmoldeo. [1]	5
Figura 2.2 Perfiles de temperatura durante un ciclo térmico de moldeo rotacional. Curva H: aire que rodea al molde, Curva X: molde y Curva Y: aire dentro del molde. [3].	6
Figura 2.3 Circulación de la cama de polvo en el interior del molde. [1]	7
Figura 2.4 Escala de la longitud de solidificación. [13]	14
Figura 2.5 Morfologías de solidificación. [12]	16
Figura 2.6 Esquema de la estructura en un lingote de acero.	17
Figura 2.7 Formas de macrosegregación en un lingote de acero. [16]	18
Figura 2.8 Esquema de solidificación de un material para simular la macrosegregación. [26]	21
Figura 2.9 Representación esquemática de modelos de microsegregación, a) es en esencia una dendrita 1D, b) una dendrita 2D (columnar), y c) una dendrita 3D (equiaxial). [37]	23
Figura 2.10 Sistema de coordenadas para el modelo de Jack-Hunt.	27
Figura 2.11 Definición de $Co\alpha$ y $Co\beta$ .	28
Figura 2.12 Diagrama de fases Al-Cu.	34
Figura 2.13 Diagrama de fases Al-Si.	35
Figura 3.1 Molde bipartido de un sillón doble para niños, a) lado izquierdo, b) lado derecho, c) ensamble de los moldes y visualización del producto final (color naranja).	38
Figura 3.2 Método de láminas apiladas, a) diseño del molde con sistema de colada, b) y c) cantidad de ensambles requeridos por el método.	39
Figura 3.3 Ensamble y reparación de un modelo creado a partir de laminas de espuma cortadas por láser.	40
Figura 3.4 Análisis y discretización del diseño del molde usando ProCast, a) mallado en volumen, b) interior del molde antes de vaciar el metal.	41
Figura 3.5 Llenado de modelo de cubo. a) 0 seg, b) 10 seg, c) 15 seg, d) 20 seg.	43
Figura 3.6 Fabricación de molde por medio de investimento, a) recubrimiento de pintura acrílica, b) ensamblado de mazarotas, c) recubrimiento con lodo cerámico (slurry), d) secado entre capas, e) y f) molde terminado.	45
Figura 3.7 Proceso de sinterizado.	46
Figura 3.8 Expansión térmica de la espuma y fractura del molde cerámico.	46
Figura 3.9 Etapas finales de preparación del molde, a) sinterizado, b) limpieza interna.	47
Figura 3.10 Proceso de fundición, a) preparación del metal líquido, b) llenado del molde cerámico.	48
Figura 3.11 Molde final de aluminio, a) y b) se pueden observar incrustaciones del cerámico.	48
Figura 3.12 Preparación de modelo, a) maquinado para dar ángulo de desmoldeo, b) resanado superficial.	50
Figura 3.13 Preparación de moldes de arena, a) y b) posicionamiento del modelo y ensamblaje de la adobera, c) y d) moldes de arena PetSet.	51
Figura 3.14 Desgaste del modelo por abrasión de la arena.	51
Figura 3.15 Proceso de fundición, a) y b) adhesión de pegamento para corazones y ensamblado de mitades, c) contra peso para evitar que se levante el molde al vaciar, d) preparación de aleación de Al, e) y f) fundición y desmoldeo de pieza metálica.	53
Figura 3.16 Molde de aluminio, a) y b) pieza fundida, c) y d) molde de aluminio pulido.	54
Figura 3.17 Enfriamiento lento, a) patrón en forma de cuña hecho de resina, b) molde de cuña de arena.	57
Figura 3.18 Enfriamiento rápido, molde de cuña metálico.	57
Figura 3.19 Posición de termopares en cuñas.	58
Figura 3.20 Llenado molde tatur.	59
Figura 3.21 Prueba tatur, a) rechupe por contracción, b) <i>pipe</i> , c) porosidad interna.	59

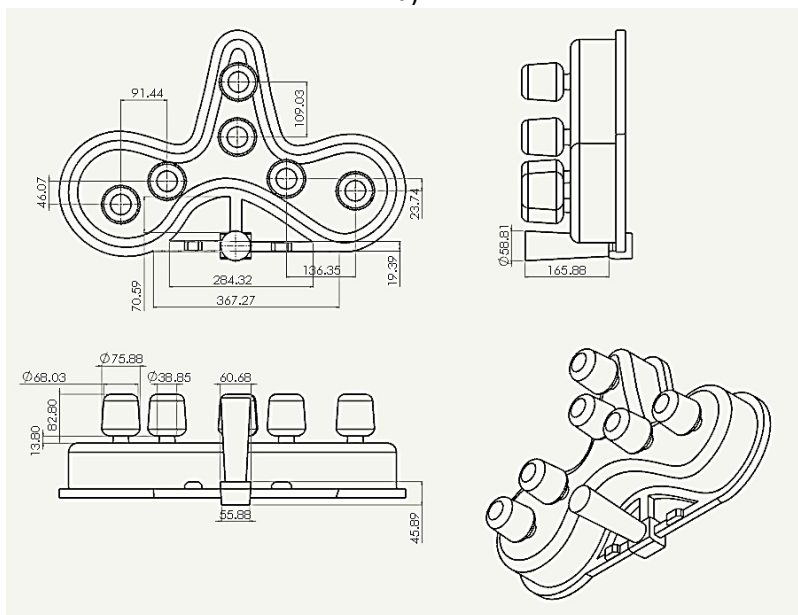
Figura 3.22 Preparación de probetas, a) rectificado, b) maquina de corte Struers, c) corte de probetas, d) analizador de conductividad térmica (Linseis XFA 500 Xenon Flash Thermal Constant Analyzer).	62
Figura 3.23 Differential scanning calorimetry.	63
Figura 3.24 Fabricación de moldes en forma de maceta, a) elementos del patrón y b) unión patrón de ABS, c) ensamble de moldes de arena y d) proceso de vaciado.	64
Figura 3.25 Proceso de fabricación de moldes de investimento con Fe, Al, Cu y convencionales, a) molde hibrido yeso-caucho silicón, b) clampeo del molde, c) llenado con cera, d) obtención de patrón de cera, e) recubrimiento con slurry, f) adición de virutas y secado de capa.	66
Figura 3.26 Función de moldes de maceta. a) preparación de moldes, b) sinterización, c) limpieza y reparación de moldes, d) instrumentación y precalentamiento, e) llenado, f) solidificación.	67
Figura 4.1 Validación de tamaño de malla utilizada.	70
Figura 4.2 Proceso de llenado del molde de investimento a) 0, b) 13, c) 17, d) 30, e) 37 y f) 50 s.	73
Figura 4.3 Perfiles de solidificación de la pieza de Aluminio (molde de rotomoldeo) en diferentes momentos: a) 50, b) 1084, c) 1554, d) 2114, e) 2784 y f) 5154 s.	74
Figura 4.4 Proceso de llenado del molde de arena a) 0, b) 4, c) 10, d) 14, e) 24 y f) 30 s.	75
Figura 4.5 Perfiles de solidificación del molde de arena a) 30, b) 135, c) 195, d) 435, e) 885 y f) 1275 s.	76
Figura 4.6 Cálculo de segregación y formación de fases con modelo de Scheil, a) aleación 1 y b) aleación 3.	78
Figura 4.7 Cálculo de segregación y formación de fases con modelo de Scheil, a) aleación 4 y b) aleación 6.	79
Figura 4.8 Secuencia de solidificación de una aleación Al-Si-Mg-Cu-Fe-Ni en condiciones de equilibrio con diferentes concentraciones de Ni. [61]	80
Figura 4.9 Diagrama de fases del grupo uno, a) aleación 1, b) aleación 2 y c) aleación 3.	84
Figura 4.10 Diagrama de fases del grupo dos, a) aleación 4, b) aleación 5 y c) aleación 6.	86
Figura 4.11 Curvas de enfriamiento de los moldes "V". Molde metálico; a) aleación 1 y b) aleación 3. Molde de arena c) aleación 1 y d) aleación 3.	90
Figura 4.12 Metodo de la primera derivada en las curvas de la posición central para la velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 1 y b) aleación 3. Para la velocidad de enfriamiento 0.218 °C/s; c) aleación 1 y d) aleación 3.	93
Figura 4.13 Velocidades de enfriamiento de los moldes "V". Molde metálico; a) aleación 4 y b) aleación 6. Molde de arena c) aleación 4 y b) aleación 6.	96
Figura 4.14 Método de la primera derivada en las curvas de la posición central para la velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 4 y b) aleación 6. Para la velocidad de enfriamiento 0.218 °C/s; c) aleación 4 y d) aleación 6.	99
Figura 4.15 Micrografías tomadas con el SEM a 200x. Condición de velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 1, b) aleación 3, y en la condición enfriamiento de 0.218 °C/s; c) aleación 1 y d) aleación 3.	102
Figura 4.16 Micrografías tomadas con el SEM a 200x. Condición de velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s; a) aleación 4, b) aleación 6, y en la condición enfriamiento de 0.218°C/s; c) aleación 4 y d) aleación 6.	103
Figura 4.17 Análisis puntual sobre los límites de grano mediante SEM-EDX grupo 1.	105
Figura 4.18 Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX sobre partícula compuesta por Al y Cu, grupo 1.	105
Figura 4.19 Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX, fase principalmente constituida por Al, Si, Mg, Cu.	106
Figura 4.20 Análisis de fase sobre los límites de grano mediante SEM-EDX grupo 2.	107
Figura 4.21 Análisis de fases puntual mediante SEM-EDX partícula compuesta principalmente de Al, Cu y Ni.	108
Figura 4.22 Análisis de area en islas ricas en Si mediante SEM-EDX grupo 2.	109
Figura 4.23 Análisis de area de zona rica en Al, Cu y Ni mediante SEM-EDX grupo 2.	110
Figura 4.24 Patrones de difracción de la aleación 3; a) velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s y b) velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s.	112
Figura 4.25 Patrones de difracción de la aleación 6; a) velocidad de enfriamiento de 2.8 °C/s y b) velocidad de enfriamiento de 0.218 °C/s.	114
Figura 4.26 Curva de flujo de calor vs temperatura, a) 3% Si y b) 6% para 0%, 0.3% y 0.6% Ni a una tasa de calentamiento de 20 °C/min.	116
Figura 4.27 Curvas obtenidas con DSC y sus derivas para el grupo 1; a) 0% Ni, b) 0.3% Ni y c) 0.6% Ni.	118
Figura 4.28 Curvas obtenidas con DSC y sus derivas para el grupo 2; a) 0% Ni, b) 0.3% Ni y c) 0.6% Ni.	119
Figura 4.29 Conductividad térmica para las aleaciones: a) 3% Si y b) 6% Si, con 0, 0.3 y 0.6% de Ni.	121
Figura 4.30 Curvas de enfriamiento de un molde de investimento; a) parte inferior, b) parte lateral y c) parte superior.	124
Figura 4.31 Curvas de enfriamiento de un molde de arena silice; a) parte inferior, b) parte lateral y c) parte superior.	126
Figura 4.32 Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-cobre, a) partículas ordenadas y b) partículas desordenadas.	128
Figura 4.33 Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-ferro, a) partículas ordenadas y b) partículas desordenadas.	129
Figura 4.34 Curvas de enfriamiento de un molde compuesto de cerámico-aluminio.	130

# ANEXOS

## Anexo A. Planos del molde



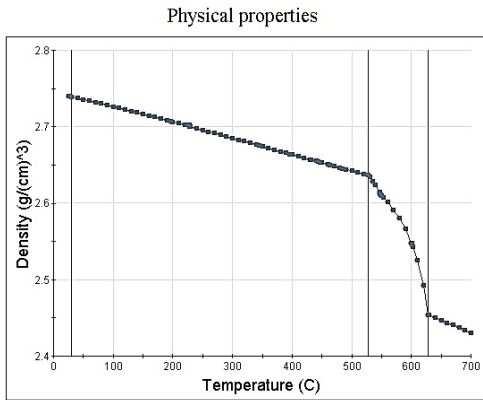
a)



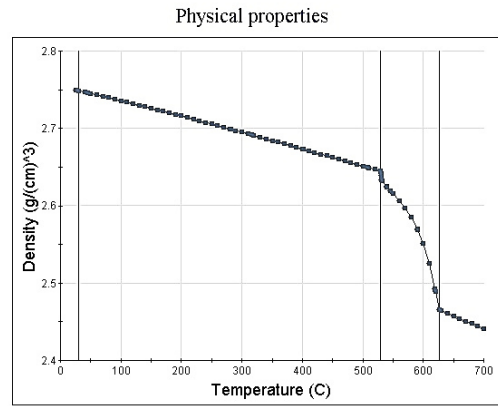
b)

**Figura A.1 Diseños realizados de los moldes; a) molde final bipartido y b) sistema de colada propuesto.**

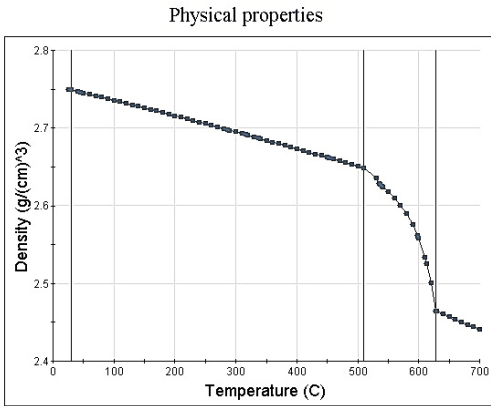




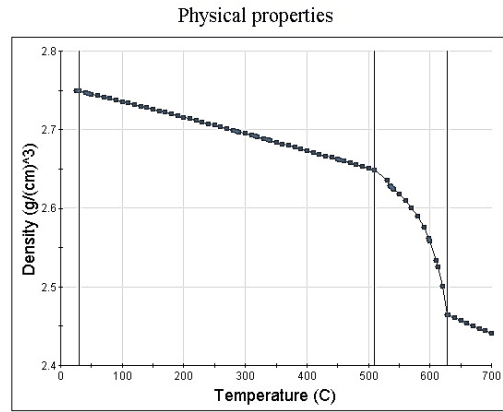
a) aleación 1



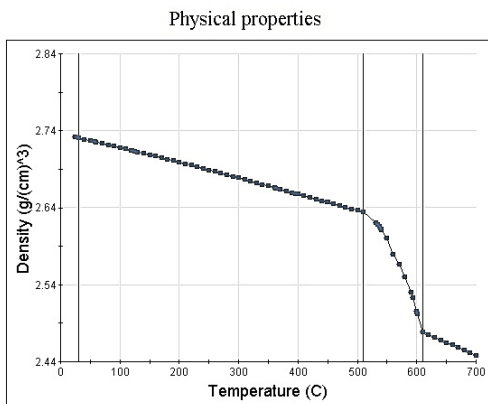
b) aleación 2



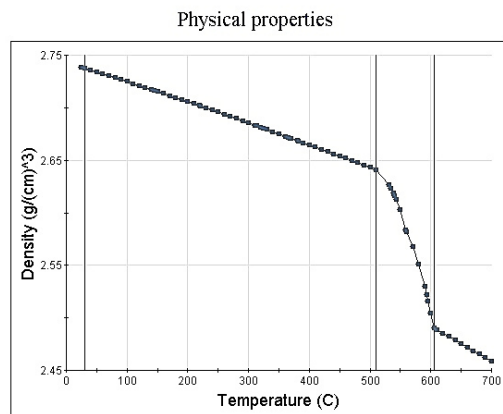
c) aleación 3



d) aleación 4

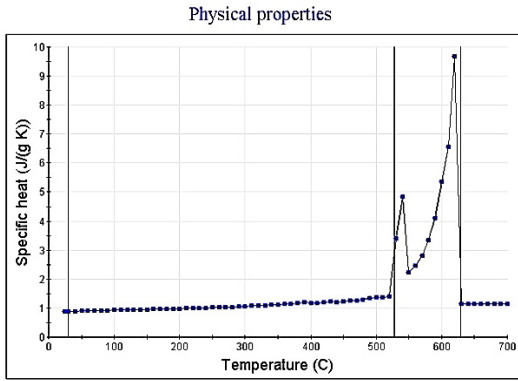


d) aleación 5

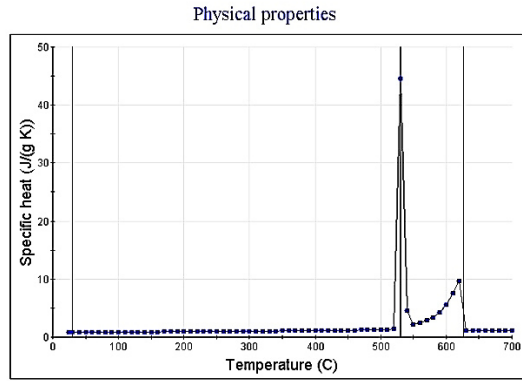


f) aleación 6

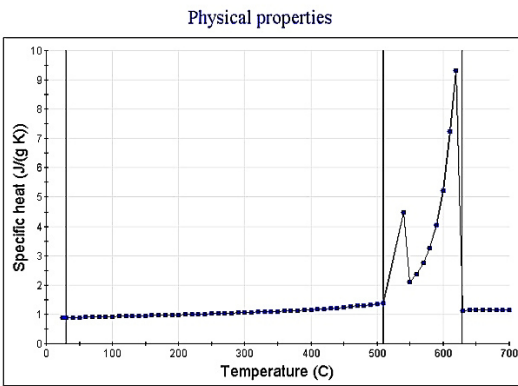
**Figura B.2 Densidades calculadas con JmatPRO para cada aleación.**



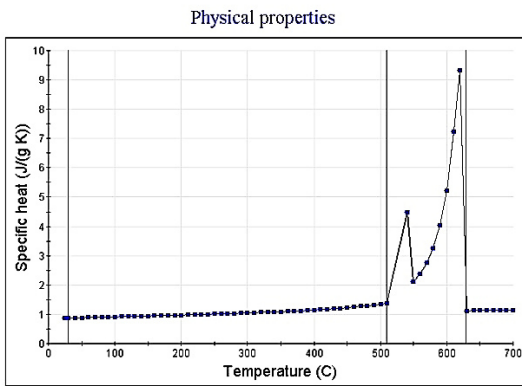
a) aleación 1



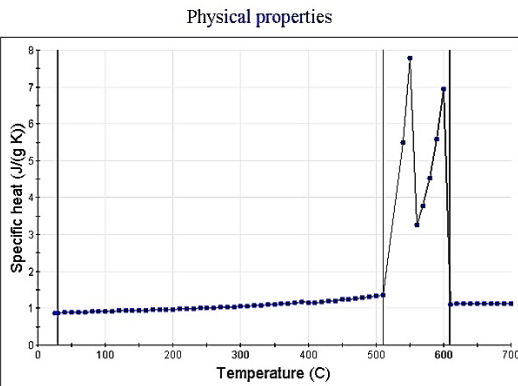
b) aleación 2



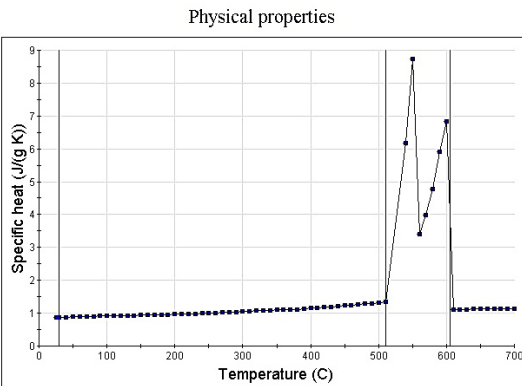
c) aleación 3



d) aleación 4



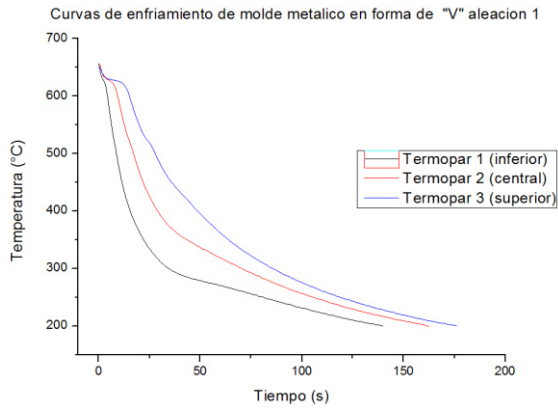
d) aleación 5



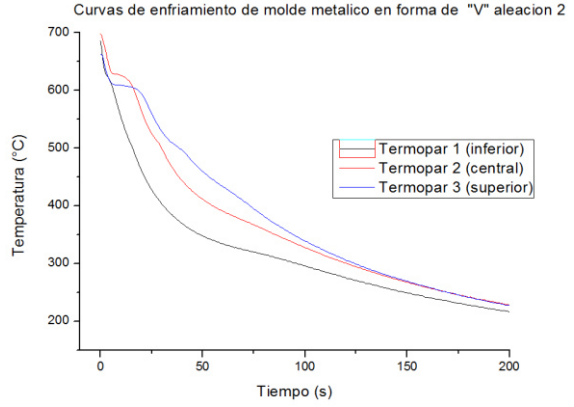
f) aleación 6

**Figura B.3 Calor específico (Cp) calculadas con JmatPRO para cada aleación.**

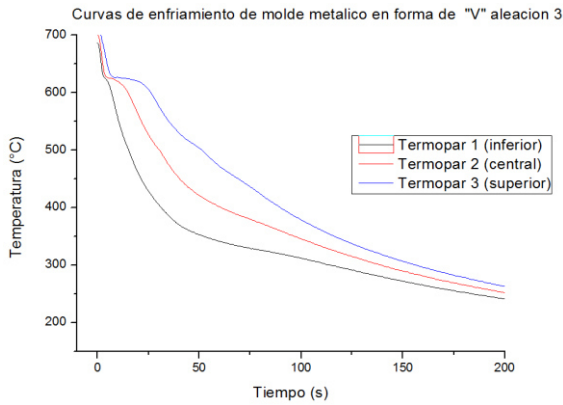
**Anexo C. Resultados curvas de enfriamiento**



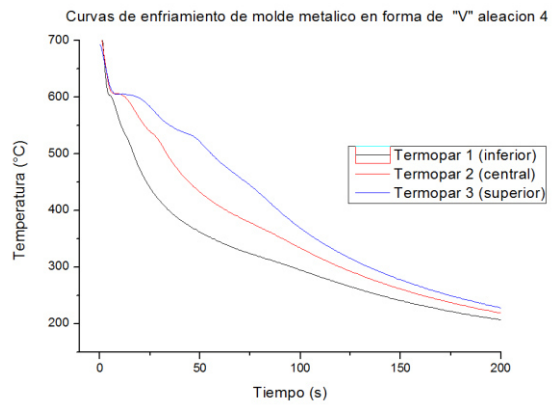
a) aleación 1



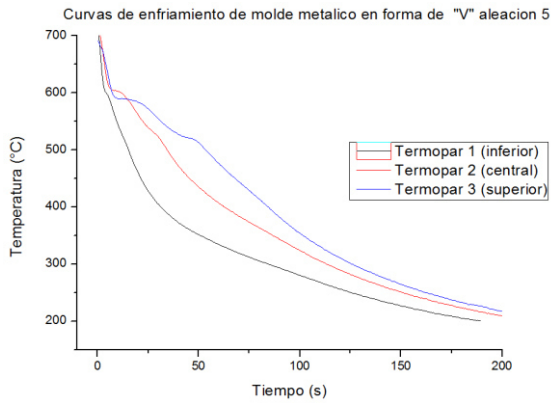
b) aleación 2



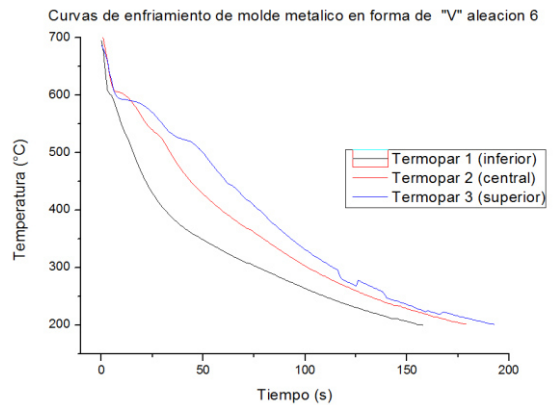
c) aleación 3



d) aleación 4

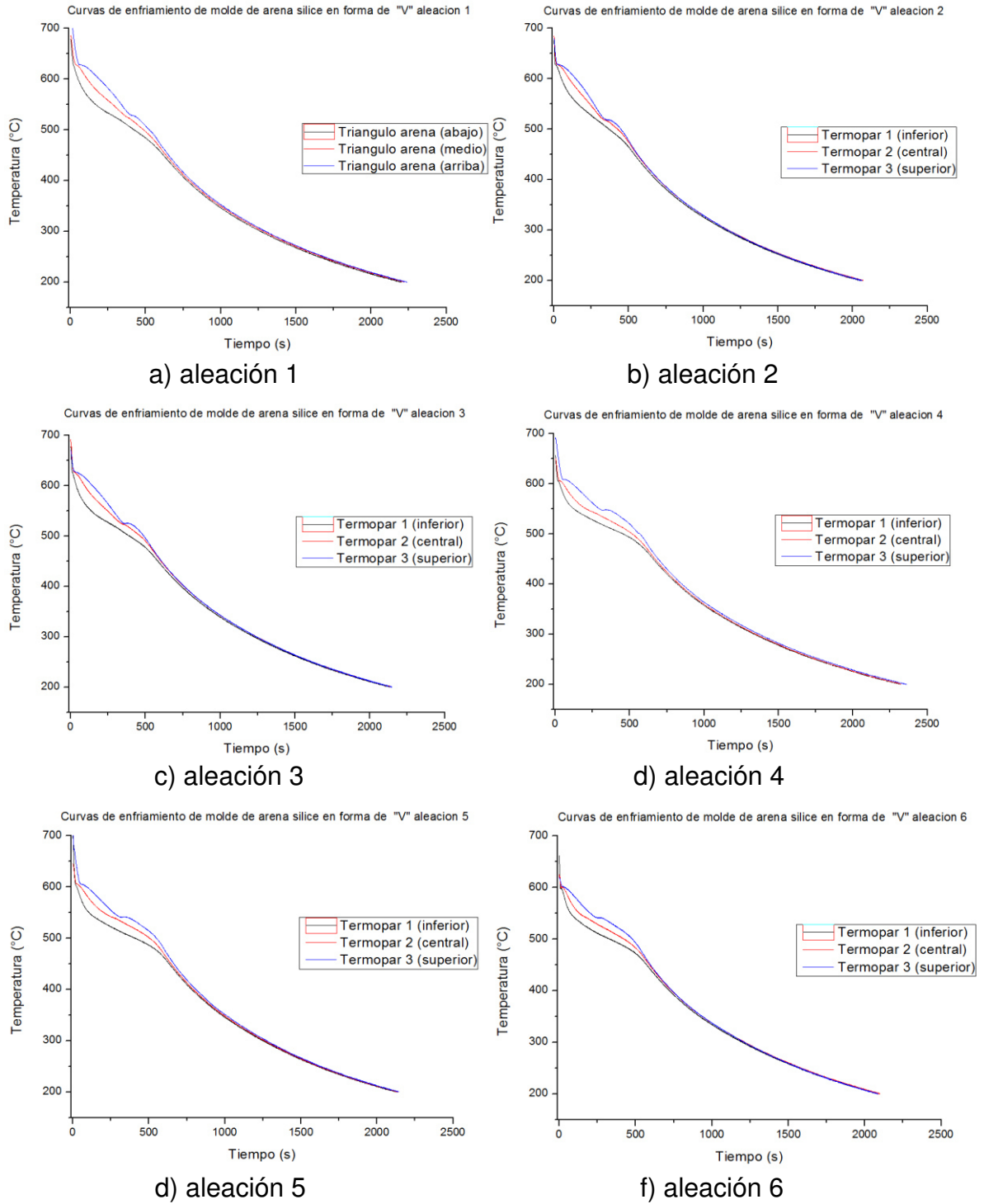


e) aleación 5



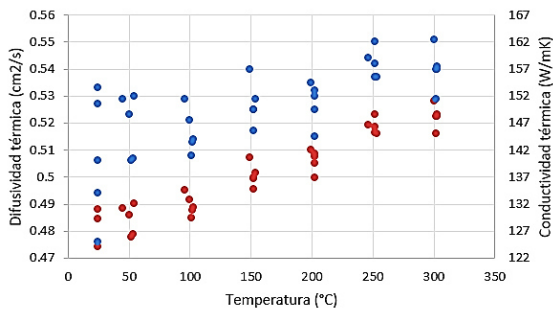
f) aleación 6

**Figura C.1 Curvas de enfriamiento rápido.**

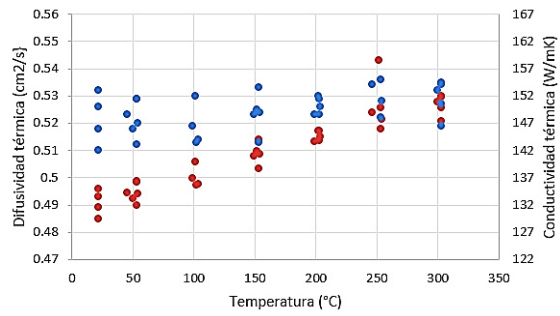


**Figura C.2 Curvas de enfriamiento lento.**

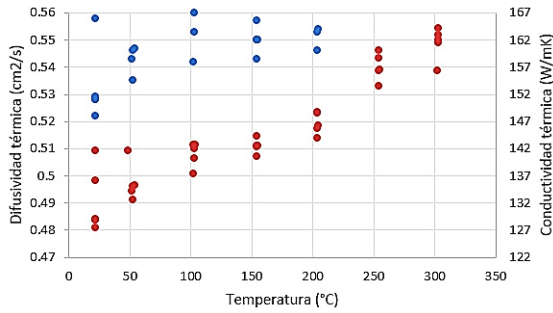
**Anexo D. Resultados de conductividad térmica**



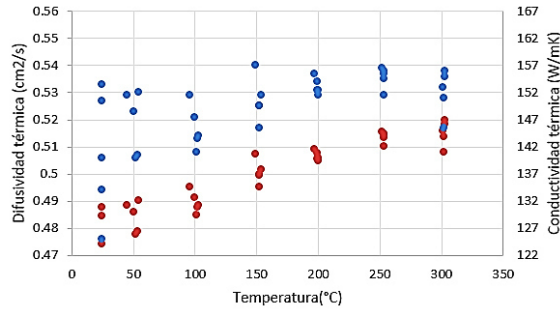
a) aleación 1



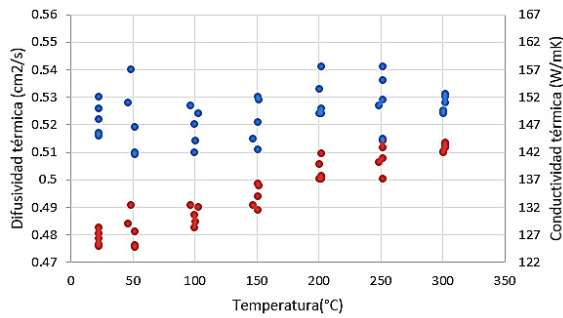
b) aleación 2



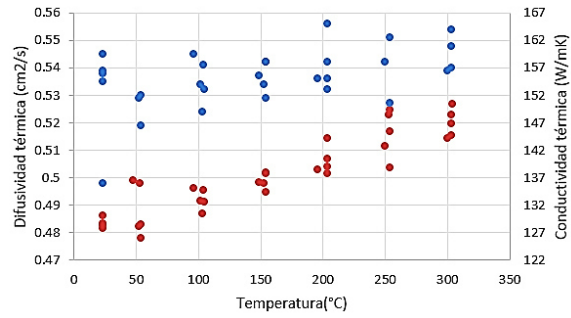
c) aleación 3



d) aleación 4



d) aleación 5



f) aleación 6

**Figura D.1 Conductividad térmica en función de la temperatura.**

## Anexo E. Productos

Artículos en proceso de aceptación:

- 1) **Determination of thermophysical properties of Al-Cu-Si-Ni alloys**, J.R. Benavides-Treviño, A. Juárez-Hernandez, J.L. Tijerina, E. Garcia-Sanchez, M.A.L. Hernandez, J. Pozos-Osorio, N. Juárez-Rodríguez.
- 2) **Effect of cooling rate on the micro/macrostructure of Al-Si-Cu-Ni alloys**, J.R. Benavides-Treviño, A. Juárez-Hernandez, M.A.L. Hernandez.

Patentes en proceso de registro:

- 1) **Método de moldeo para vaciado de precisión (MX/a/2012/012780)**, *Inventores:* Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, Dr. Arturo Juárez Hernández, M.C. Melvyn Álvarez Vera, M.C. José Roberto Benavides Treviño, M.C. José Hilario García Duarte, Ing. Vicente Antonio Almada Almanza.
- 2) **Método de fabricación de moldes metálicos con conductos embebidos de calentamiento-enfriamiento (MX/a/2012/011867)**, *Inventores:* Dr. Arturo Juárez Hernández, Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, M.C. José Roberto Benavides Treviño, M.C. Mónica Gabriela Martínez Hernández, C. Emmanuel Norberto Garza Collazo, C. Israel Ramírez Martínez.
- 3) **Método para la elaboración de cavidades en moldes metálicos por prototipado rápido para la industria de rotomoldeo (MX/a/2012/012783)**, *Inventores:* Dr. Arturo Juárez Hernández, Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, M.C. José Roberto Benavides Treviño, M.C. Mónica Gabriela Martínez Hernández, C. Emmanuel Norberto Garza Collazo, C. Israel Ramírez Martínez.
- 4) **Fabricación de moldes de aluminio con mejores coeficientes de conductividad térmica para la industria de rotomoldeo (MX/a/2015/003354)**, *Inventores:* Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, M.C. José Roberto Benavides Treviño, Dr. Arturo Juárez Hernández, Dr. Joel Pozos Osorio, Dra. Karina Araceli Cabriales Gómez, Dr. Nicolás Juárez Rodríguez.
- 5) **Molde para fundición de polímero utilizando calentamiento por microondas (MX/a/2013/015346)**, *Inventores:* Dr. Arturo Juárez Hernández, Dr. Joel Pozos Osorio, Dr. Marco Antonio Loudovic Hernández Rodríguez, M.C. José Roberto Benavides Treviño, Dr. Nicolás Juárez Rodríguez, Ing. Nely Grisel Flores Lica.



**UANL**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

Centro de Incubación

INSTITUTO MEXICANO DE  
LA PROPIEDAD INDUSTRIAL  
Dirección Divisinal de Patentes  
OFICINA REGIONAL DEL NORTE

Expediente: **MX/a/2015/003354**  
Fecha: 30/OCT/2015 Hora: 15:53:20  
Promoción

Folio: **MX/E/2015/080259** 39035



**Número de expediente: MX/a/2015/003354**

**Título de la Patente: "FABRICACIÓN DE MOLDES DE ALUMINIO CON MEJORES COEFICIENTES DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA PARA LA INDUSTRIA DE ROTOMOLDEO"**  
**Asunto: Publicación anticipada.**

**INSTITUTO MEXICANO DE LA PROPIEDAD INDUSTRIAL  
PRESENTE.-**

Monterrey, Nuevo León 14 de octubre de 2015.

**DR. RICARDO ALBERTO GÓMEZ FLORES** en representación de la **UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN** y **ROTOINNOVACIÓN S.A. DE C.V.** y con domicilio para oír y recibir notificaciones el ubicado en Av. Lázaro Cárdenas No. 4600 Ote. entre Praga y Trieste, Centro de Incubación de Empresas y Transferencia de Tecnología (CIETT), Unidad Mederos, C.P. 64930, en el Municipio de Monterrey, Nuevo León.

Por medio de la presente solicito la publicación anticipada de la solicitud de patente titulada **"FABRICACIÓN DE MOLDES DE ALUMINIO CON MEJORES COEFICIENTES DE CONDUCTIVIDAD TÉRMICA PARA LA INDUSTRIA DE ROTOMOLDEO"**, con número de expediente **MX/a/2015/003354**, número de folio **MX/E/2015/018778** y fecha de recepción 13 de marzo de 2015.

Para tal efecto se adjunta al presente escrito el pago por concepto de publicación anticipada establecido en el artículo 1d de las Tarifas por los Servicios que presta el Instituto Mexicano de la Propiedad Industrial.

Lo anterior, con la finalidad de fortalecer el sistema de propiedad intelectual por parte de esta Máxima Casa de Estudios.

Por lo anteriormente expuesto, atentamente solicito de Usted:

**PRIMERO.** Se me tenga por presentado en nombre y representación de la **UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**, la solicitud de publicación anticipada de la solicitud en cuestión.

**SEGUNDO.** Se me tenga por comprobado el pago establecido en el artículo tarifa 1d de las Tarifas por los Servicios que presta el Instituto Mexicano de la Propiedad Industrial.

**TERCERO.** Previos trámites de ley, se tome nota y en su oportunidad se efectúe la publicación anticipada de la solicitud de patente correspondiente al expediente **MX/a/2015/003354**.

Atentamente,  
"Alere Flammam Veritatis"  
Monterrey, N.L., 14 de octubre de 2015  
APODERADO

**DR. RICARDO ALBERTO GÓMEZ FLORES**



Av. Lázaro Cárdenas N° 4600 Ote. Entre Praga y Trieste  
Unidad Mederos, Monterrey, Nuevo León, México, C.P. 64930  
Tel.: (52 81) 8329 4000