

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



MODELACION DE LA TRANSFERENCIA  
DE CALOR EN UNA ALEACION Al-Si TIPO 319

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

PRESENTA:  
JESUS TALAMANTES SILVA

CD. UNIVERSITARIA

SEPTIEMBRE DE 1996

1996

TM

Z5853

M2

FIME

1996

T3



1020116668



# UANL

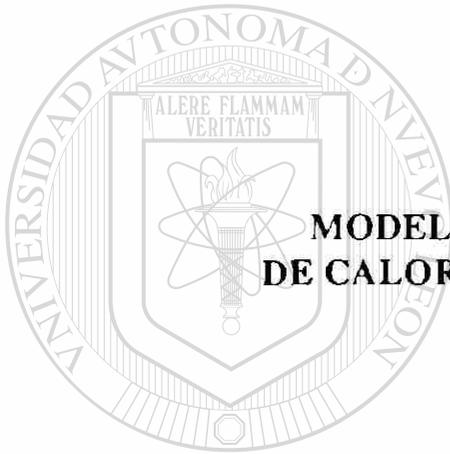
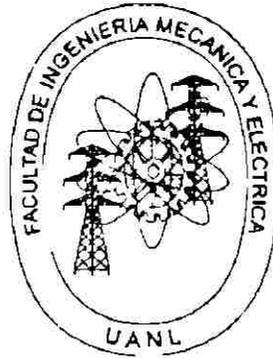
---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

**UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON**  
**FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA**  
**DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**MODELACION DE LA TRANSFERENCIA  
DE CALOR EN UNA ALEACION Al-Si TIPO 319**

UANL

---

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL GRADO DE  
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA  
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

PRESENTA

**JESUS TALAMANTES SILVA**

CD. UNIVERSITARIA

SEPTIEMBRE DE 1996

0117-29260

TM  
Z6853  
.M2  
TIME  
1996  
T3

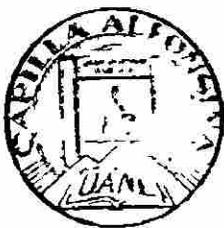


# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



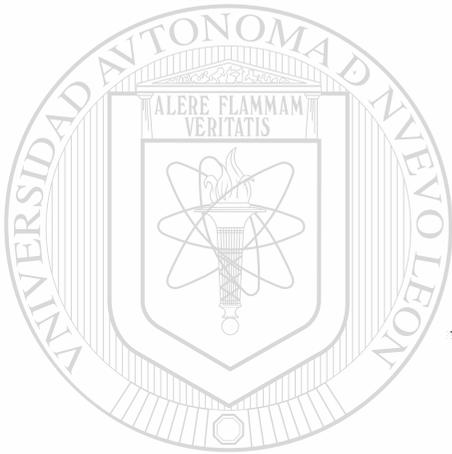
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



FONDO TESIS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "Modelación de la Transferencia de Calor en una Aleación Al-Si tipo 319" realizada por el Ing. Jesús Talamantes Silva sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

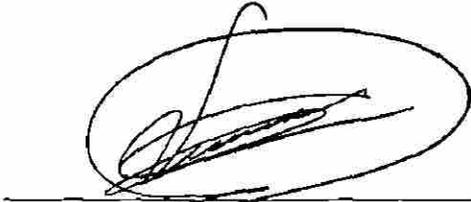


El Comité de Tesis

  
Asesor  
Dr. Rafael Colás Ortiz

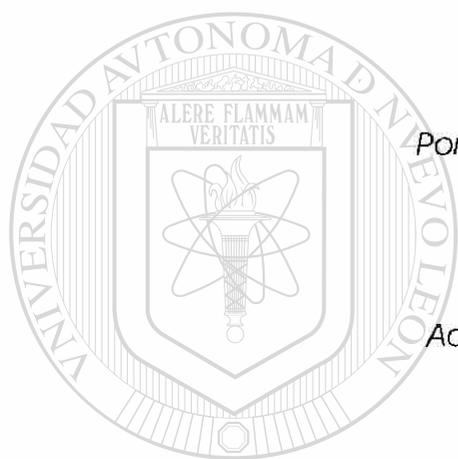
  
Coasesor  
Dr. Salvador Valtierra Gallardo

  
Coasesor  
Dr. Alberto Pérez Unzueta

  
Va.Bo.  
M.C. Roberto Villarreal Garza  
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N.L., Septiembre de 1996

# DEDICATORIA



## A DIOS

*Por permitirme realizar todos mis sueños.*

## A MI MADRE

*Adela, a quien le debo todo lo que soy.*

## A MIS HERMANOS

*José, Moises y María, porque en todo momento de mi vida han estado junto a mí.*

---

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS A ELENA

*Por su apoyo y cariño en cada momento.*

## AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por el apoyo económico brindado durante mis estudios.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y dentro de ella a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica donde realice mis estudios de licenciatura.

Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT) de la Facultad de Ingeniería Mecánica en donde realicé mis estudios de Maestría.

A la empresa NEMAK por las facilidades prestadas durante la realización de este trabajo.

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
Las gracias y mi más sincero agradecimiento al Dr. Rafael Cólás por sus invaluable consejos y por apoyarme en todo momento durante mis estudios.  
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Al Dr. Alberto Perez y al Dr. Salvador Valtierra por sus sugerencias y apoyo en la realización de este trabajo.

A Eulogio Velasco y Gastón Olvera por sus valiosos consejos e ideas.

A los doctores Ubaldo, Guerrero, Garib y Chacón por su apoyo y valiosas enseñanzas.

A mis compañeros de generación Mario González, Nahum Rodríguez y Hugo Guajardo por su valiosa amistad.

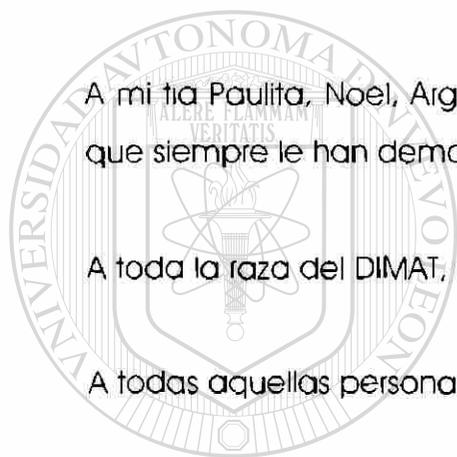
A Alex, Charlie, Mike y Héctor por soportarme durante la realización de este trabajo.

A mi tía Licha, Lalo, Juan, Cristina, Licha, Angelica, Isis, Sharity, Humbertito y el que viene por todo el cariño y apoyo que siempre me han brindado.

A mi tía Paulita, Noel, Argelia, Alma, Silvia, José, Felipe, Felix y Prieto por el cariño que siempre le han demostrado a mi familia.

A toda la raza del DIMAT, nuevos, Cavazos ( viejos ) y los que vienen.

A todas aquellas personas que siempre me han apoyado.



UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# INDICE

DEDICATORIA	i
AGRADECIMIENTOS	ii
RESUMEN	1
CAPITULO 1. INTRODUCCION	3
CAPITULO 2. PRINCIPIOS DE SOLIDIFICACION	
2.1 Introducción	6
2.2 Nucleación	7
2.2.1 Nucleación homogénea	7
2.2.2 Energías involucradas en la nucleación	8
2.2.3 Radio crítico y sobreenfriamiento	11
2.2.4 Nucleación heterogénea	13
2.3 Crecimiento	17
2.3.1 Morfología de la interfase solido-líquido	18
2.3.2 Sobreenfriamiento constitucional	20
2.3.3 Estructura dendrítica	24
2.4 Solidificación de aleaciones eutécticas	27
2.5 Solidificación en aleaciones aluminio-silicio	30
2.5.1 Compuestos intermetálicos	33
2.5.2 Refinamiento de grano	35
2.5.3 Modificación	36

## CAPITULO 3. TECNICAS DE MODELACION

3.1	Introducción	38
3.2	Modelación y simulación por computadora	39
3.2.1	Modelación	39
3.2.2	Simulación	39
3.2.2.1	Preprocesamiento	40
3.2.2.2	Análisis	42
3.2.2.3	Posprocesamiento	43
3.3	Importancia de la visualización en la simulación del proceso de solidificación	43
3.3.1	Mapas de colores y gráficas	44
3.4	Paquetes comerciales utilizados en la simulación de la solidificación	44
3.5	MAGMASoft	46
3.5.1	Menu de control	46
3.5.2	Preprocesador	47
3.5.3	Procesador principal	47
3.5.4	Posprocesador	47
3.5.5	Módulo de base de datos	48
3.5.6	Modelación de la solidificación por medio de MAGMA	49
3.6	Modelación del proceso de solidificación	50
3.6.1	Aspectos involucrados en la solidificación	51
3.6.2	Transferencia de calor durante la modelación del proceso de solidificación	51
3.6.3	Predicción de porosidad por medio del modelado	53

## CAPITULO 4. EXPERIMENTACION Y MODELACION PREVIA

4.1	Introducción	55
4.2	Equipo utilizado	56
4.3	Propiedades de la aleación y materiales utilizados durante las pruebas	59
4.4	Modelación previa	61
4.4.1	Modelación del flujo de calor	61
4.6	Procedimiento experimental	64
4.6.1	Análisis del espaciamento dendrítico secundario	67
4.7	Construcción del modelo solido por computadora	68
4.8	Mallado y parámetros termofísicos	70

## CAPITULO 5. RESULTADOS Y DISCUSION

5.1	Introducción	74
5.2	Modelación del flujo de calor	74
5.3	Simulación por medio del MAGMA	82
5.4	Validación	84
5.5	Calidad de la pieza vaciada	88

## CAPITULO 6. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	100
LISTA DE FIGURAS	104
LISTA DE TABLAS	109
RESUMEN AUTOBIOGRAFICO	110

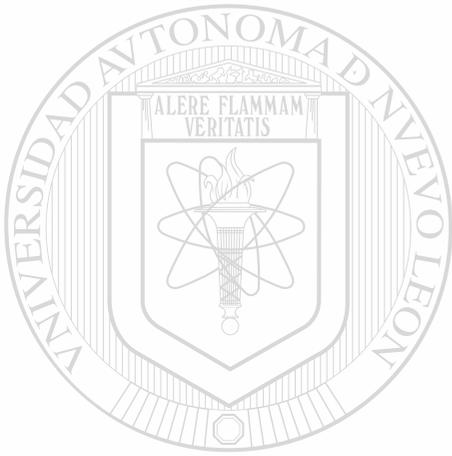
## RESUMEN

Las aleaciones aluminio-silicio representan el 90% de la producción total de las aleaciones de aluminio que son utilizadas en la industria de manufactura [1]. Esto debido principalmente a sus propiedades mecánicas, alta fluidez y a su buena respuesta a los tratamientos térmicos. Una de las industrias que utiliza con gran éxito este tipo de aleaciones es la automotriz, sobre todo ante la necesidad de incrementar el rendimiento de los automóviles, lo que se logra, entre otras cosas, al reducir su peso.

La solidificación en molde permanente o semipermanente de las aleaciones Al-Si es controlada principalmente por las condiciones de transferencia de calor existentes entre el molde y la aleación, por lo que la calidad de las piezas vaciadas se ve influenciada principalmente por este fenómeno. Existen en el mercado un buen número de paquetes computacionales comerciales que predicen el comportamiento de piezas de diversa geometría durante su vaciado y solidificación, sin embargo, es requisito indispensable obtener los valores característicos de los coeficientes de transferencia de calor, para que los resultados de la simulación sean comparables con las observaciones prácticas.

En este trabajo se evaluaron los coeficientes de transferencia de calor existentes entre el molde y una aleación de aluminio tipo 319 utilizada en una empresa líder en el ramo del vaciado de cabezas automotrices. Para ello se utiliza un modelo de diferencias finitas (método explícito) y las curvas de

enfriamiento obtenidas durante ensayos unidireccionales en este tipo de aleaciones. Una vez evaluados los coeficientes de transferencia de calor, se procedió a la calibración y ajuste de un paquete comercial de solidificación (MAGMA), con el fin de asegurar la reproducción de los ensayos de solidificación realizados. Una vez calibrado el paquete comercial, se procedió a predecir la calidad macro y microestructural en piezas vaciadas encontrándose una concordancia muy alta entre los valores predichos y los observados experimentalmente.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPITULO I

## INTRODUCCION

Hoy en día se fabrican productos con la forma final deseada procesando los metales y las aleaciones a través de diferentes métodos de fabricación, como son: vaciado, forjado, laminado, extrusión, trefilado, embutido, etc., hasta convertirlos en productos útiles. El proceso de vaciado ha sido una de las técnicas más antiguas empleadas por el ser humano y sigue constituyendo una de las rutas más cortas para obtener el producto final. Casi todos los metales y aleaciones pueden ser vaciados en la forma final deseada y muchas veces sólo un acabado final es requerido.

Básicamente, el vaciado de metal es un proceso de solidificación que consiste en verter metal líquido dentro de la cavidad de un molde donde solidifica y adopta la forma deseada para el producto final. Por medio de este proceso se pueden elaborar piezas con formas muy complejas, e inclusive aquellas que poseen partes huecas.

Para la producción de piezas vaciadas de buena calidad y con las propiedades deseadas de acuerdo a su aplicación, es necesario tener un buen control sobre la velocidad de transferencia de calor durante la solidificación, así como del flujo del metal fundido dentro del molde. Lo anterior debido a que el tipo de estructura desarrollada durante la

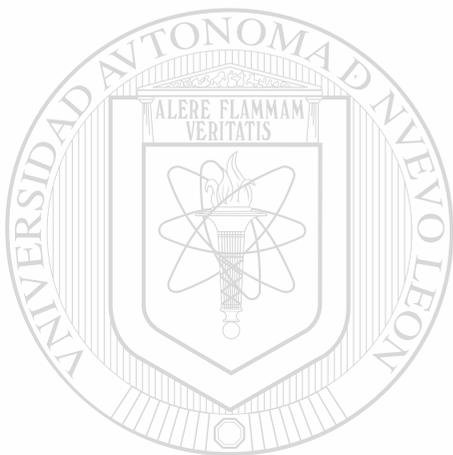
solidificación no solo depende de su composición sino también de tener un buen control de estos parámetros.

Hasta ahora es común que las fundiciones establecen las condiciones de solidificación de la pieza vaciada en base a calculos empiricos y a experimentos preliminares de prueba y error en planta, en donde la pieza vaciada es detalladamente examinada. En base a estos resultados, el diseño de la colada y las condiciones de solidificación son modificadas, involucrando altos costos y tiempos de prueba largos.

En la ultima década se han llevado a cabo importantes trabajos para mejorar y desarrollar tecnología más avanzada en el vaciado de metales. Esto ha permitido que modernos programas de simulación de procesos por medio de computadoras sean usados junto con conocimientos heurísticos para apoyar a la tecnología del vaciado en la modelación de varios aspectos, incluyendo el flujo del fluido, transferencia de calor y desarrollo microestructural durante la solidificación, todo esto bajo condiciones de vaciado especificas. Con el apoyo de la simulación es posible conocer los efectos que podrían traer cambios en el diseño, equipo o proceso sin la necesidad de hacer experimentos costosos en planta. Esto, por supuesto, permite un gran ahorro en tiempo y costo al llevar a cabo las modificaciones únicamente en el modelo por computadora.

En años recientes las aleaciones de aluminio han tenido gran aceptación en la industria automotriz debido a sus excelentes propiedades mecánicas relativas a su densidad. Aunado a esto, sus características de fluidez, resistencia a la corrosión, baja temperatura de fusión, excelentes propiedades mecánicas y buena conductividad eléctrica y térmica, han hecho posible elaborar partes automotrices que antiguamente se elaboraban en hierro, como son cabezas y monoblocks de motores de combustión.

Debido a que durante la solidificación de aleaciones en molde permanente la calidad de las piezas vaciadas se ve afectada principalmente por las características de transferencia de calor entre el molde y la aleación vaciada, en este trabajo se tiene el objetivo de evaluar las condiciones de transferencia de calor en la interfase existente entre el molde metálico y una aleación de aluminio-silicio empleada en la empresa líder en el ramo de la fabricación de cabezas para motores automotrices



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPITULO 2

## PRINCIPIOS DE SOLIDIFICACION

### 2.1 INTRODUCCION

En la mayoría de los metales y aleaciones, así como en muchos semiconductores, cerámicos y polímeros, el material en cierta etapa de su procesamiento se encuentra en estado líquido, pasando al estado sólido cuando se enfría a una temperatura por debajo de su punto de solidificación. Solidificación y fusión son transformaciones entre estados cristalográficos y no cristalográficos de un metal o aleación. Estas transformaciones son básicas para entender aplicaciones tecnológicas tales como, vaciado de lingotes, o productos definidos como una cabeza de motor de combustión, colada continua o monocristales para semiconductores. El término solidificación es utilizado para describir la transformación de fase líquido-sólido, la cual es, quizá, la más importante de las transformaciones de fase que se estudian, ya que casi todos los metales deben sufrir esta transformación antes de convertirse en productos útiles. El estudio de la solidificación es de gran importancia en la industria de la fundición ya que las estructuras producidas durante la solidificación afectan las propiedades mecánicas e influyen en el tipo de procesamiento subsecuente necesario para lograr las propiedades finales [2-4].

## 2.2 NUCLEACION

El proceso de solidificación involucra principalmente dos etapas: la nucleación y el crecimiento. La nucleación se produce cuando pequeñas aglomeraciones de átomos empiezan a reunirse ya sea en el líquido o en algún sitio viable hasta que forman un núcleo sólido y estable. Posteriormente el crecimiento del núcleo formado ocurre cuando más átomos del líquido se empiezan a unir a éste, aumentando el tamaño de la fracción sólida hasta que el líquido se termina [5-7].

El proceso de nucleación juega un papel muy importante en la solidificación de las piezas vaciadas, ya que ejerce una marcada influencia en el tamaño, morfología y composición de las microestructuras generadas.

### 2.2.1 NUCLEACION HOMOGENEA

El mecanismo más simple es el de la nucleación homogénea, que tiene lugar cuando el metal líquido proporciona por sí mismo los átomos para formar los núcleos; aunque prácticamente nunca se presenta, ya que las impurezas y paredes del recipiente que lo contienen son sitios de alta energía para la nucleación. Sin embargo, es esencial mencionar este tipo de mecanismo ya que sirve como base para poder entender la nucleación que realmente se lleva a cabo en la práctica: la nucleación heterogénea [7].

Cuando se enfría un metal puro por debajo de su temperatura de solidificación en una cantidad suficiente, se empiezan a formar aglomeraciones de átomos en el líquido. Este sobreenfriamiento es necesario para que se lleve a cabo la nucleación homogénea y en la mayoría de los casos es muy grande y varía según el tipo de metal (Tabla 1).

TABLA 1. Valores de temperatura de solidificación y sobreenfriamiento máximo para algunos metales [6]

Metal	Temperatura de solidificación ( °C )	Máximo sobreenfriamiento observado ( °C )
Ga	30	76
Bi	271	90
Pb	327	80
Ag	962	250
Cu	1085	236
Ni	1453	480
Fe	1538	420

Cuando un grupo de átomos entrelazados entre sí forman un aglomerado cuyo tamaño es menor al tamaño crítico son llamados embriones, una vez que lo sobrepasan se les llama núcleos. A causa de su inestabilidad los embriones son continuamente formados y redisueltos en el metal líquido debido a las energías involucradas en su formación. Para que estos grupos de átomos puedan llegar a ser estables y transformarse en cristales, deben sobrepasar su tamaño crítico.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 2.2.2 ENERGÍAS INVOLUCRADAS EN LA NUCLEACION

Tanto en la nucleación homogénea, como en la heterogénea, existen dos tipos de energías involucradas durante el proceso de la formación de los núcleos:

1. La energía libre volumétrica (liberada durante la transformación de líquido a sólido).

2. La energía libre superficial (energía libre requerida para formar las nuevas superficies sólidas de las partículas formadas).

Cuando un material empieza a enfriarse por debajo de su temperatura de solidificación, la fuerza motriz para que se realice la solidificación es la diferencia entre la energía libre del sólido y la del líquido, esto es la energía libre volumétrica  $\Delta G_v = G_s - G$

En la figura 1 puede observarse la gráfica de la energía libre del sólido y la del líquido para un material puro, donde claramente se puede observar que la solidificación se llevará a cabo solamente si el material se encuentra a una temperatura inferior a la de solidificación ( $\Delta G_v < 0$ ).

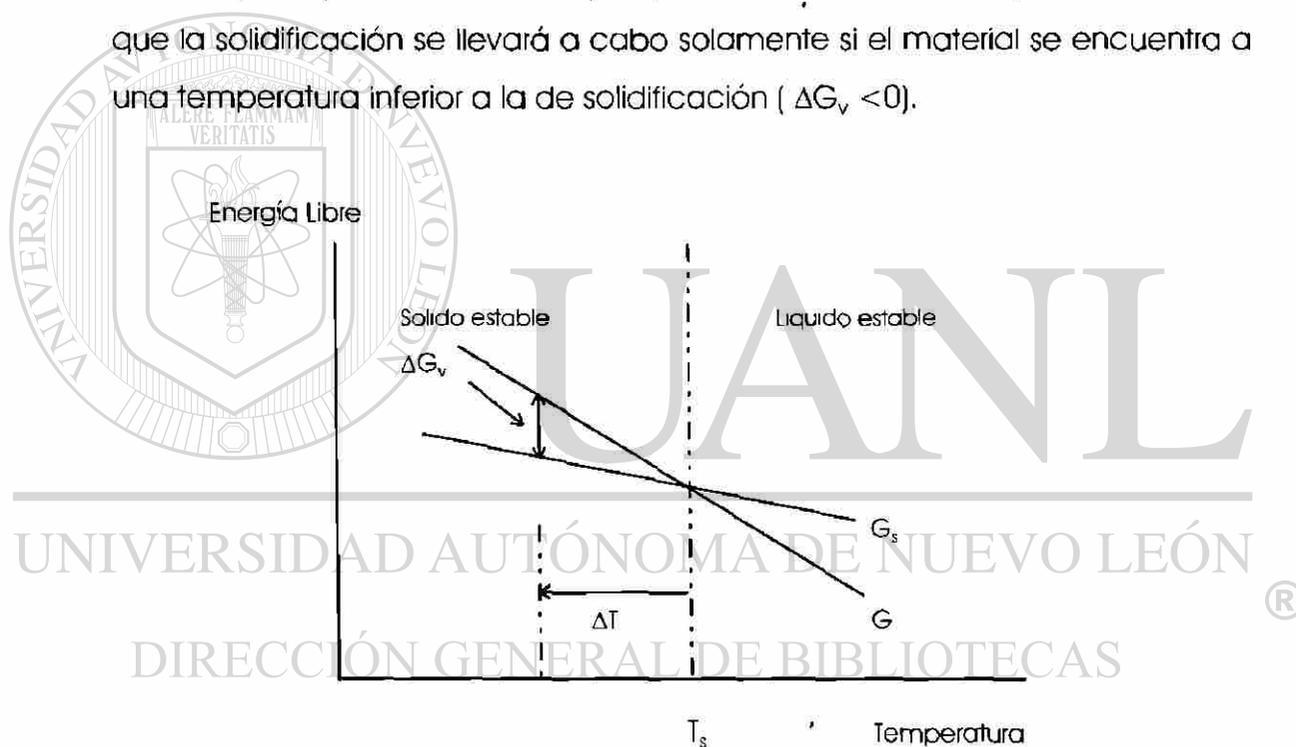


Figura 1. Energía libre volumétrica en función de la temperatura de un metal puro. Entre mayor sea el sobreenfriamiento ( $\Delta T$ ), la energía libre volumétrica será mayor y el sólido será cada vez más estable que el líquido [3].

Si  $\Delta G_v$  es el cambio en energía libre por unidad de volumen, y se considera un embrión o núcleo esférico de radio  $r$ , su cambio en energía libre será igual a  $4/3\pi r^3 \Delta G_v$ . Este cambio en energía libre es mostrado en la curva

inferior de la figura 2 y es negativa ya que la energía es liberada durante la transformación [3,6].

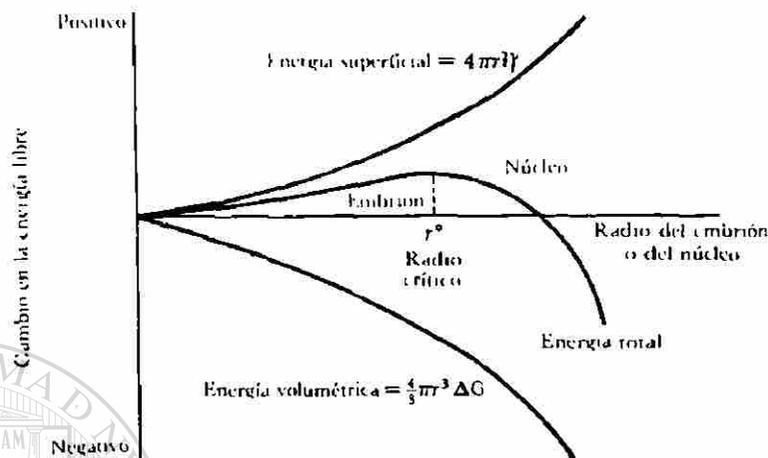


Figura 2. Cambio en la energía libre total en función del tamaño del embrión o el núcleo [3,6].

Por otro lado existe una energía que actúa como una barrera para la formación de embriones y núcleos, la cual es debida a la formación de las superficies de estas partículas sólidas, llamada energía libre superficial  $\Delta G_s$ . Por lo que la energía libre superficial necesaria para la formación de un núcleo esférico quedaría como:  $4\pi r^2\gamma$ , donde  $\gamma$  es la tensión superficial y  $4\pi r^2$  el área de la partícula esférica. Se puede ver en la curva superior de la figura 2 los valores positivos que se oponen a la formación de los nucleos.

La energía libre total  $\Delta G_T$  liberada y asociada con la formación de un embrión o núcleo, que es la suma de la energía libre volumétrica y la energía libre superficial, es mostrada en la curva intermedia de la figura 2.

En forma de ecuación la energía libre total liberada durante la formación de un embrión o núcleo de radio esférico  $r$  es [2,3,6,7]:

$$\Delta G_T = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (1)$$

En la figura 2 se puede observar que el cambio en energía libre depende significativamente del tamaño del embrión o núcleo. El crecimiento en el tamaño del mismo requiere de un incremento en la energía libre, por lo que si el embrión no alcanza un tamaño crítico en un tiempo determinado, en lugar de crecer se redisuelve, causando un decremento en la energía libre y el material permanece líquido. En este caso, la nucleación no puede ocurrir y el crecimiento no puede iniciarse a pesar de estar a una temperatura inferior a la de solidificación. La nucleación ocurre sólo cuando un número suficiente de átomos se agrupa espontáneamente para producir un sólido con un radio mayor que el radio crítico  $r^*$ . Cuando estos átomos crecen hasta formar una partícula sólida mayor a este radio, la energía libre disminuye. El sólido es estable, la nucleación ha ocurrido y el crecimiento de la partícula sólida, que ahora se llama núcleo, se inicia [2,5,6,7].

### 2.2.3 RADIO CRITICO Y SOBREENFRIAMIENTO

Cuando el líquido se enfría lo suficiente por debajo de su temperatura de solidificación, existe una mayor probabilidad de que los átomos se reúnan para formar un embrión de radio mayor al crítico. Además hay una mayor diferencia de energía libre volumétrica entre el líquido y el sólido (figura 1), la cual reduce el tamaño crítico del núcleo. Debido a que la energía libre superficial no tiene casi ninguna variación al disminuir de esta manera la temperatura, la nucleación homogénea ocurre cuando el sobreenfriamiento se hace lo suficientemente grande como para permitir que el embrión exceda el tamaño crítico [6,7].

Se puede estimar el tamaño del núcleo crítico al diferenciar la ecuación de energía libre total e igualarla a cero [2,6,7].

Esto es:

$$\frac{d}{dr}(\Delta G_i) = \frac{d}{dr} \left( \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \right) = 0$$

$$4\pi r^2 \Delta G_v + 8\pi r \gamma = 0$$

$$r^* = \frac{-2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2)$$

Si la energía libre volumétrica esta dada por la siguiente expresión [3]:

$$\Delta G_v = \frac{-\Delta H_f \Delta T}{T_s} \quad (3)$$

donde  $\Delta H_f$  es el calor latente de fusión de metal,  $T_s$  su temperatura de solidificación y  $\Delta T = T - T_s$  es el sobreenfriamiento cuando la temperatura del líquido es  $T$ . Combinando las ecuaciones (2) y (3) resulta que:

$$r^* = \frac{2\gamma T_s}{\Delta H_f \Delta T} \quad (4)$$

De la ecuación anterior se puede observar que, a medida que el sobreenfriamiento aumenta, el tamaño crítico para la formación de los núcleos disminuye como se puede observar en la gráfica de la figura 3.

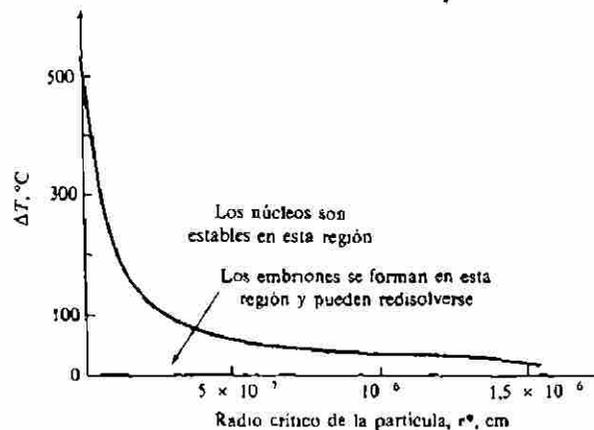


Figura 3. Radio crítico del núcleo en función del grado de sobreenfriamiento [7].

#### 2.2.4 NUCLEACION HETEROGENEA

La nucleación homogénea es el camino cinético más difícil para la formación de cristales debido a la barrera relativamente grande que presenta la energía libre superficial para el desarrollo de los núcleos. Para superar esta barrera la teoría clásica de nucleación homogénea predice que se necesitan grandes valores de sobreenfriamientos, sin embargo, en las operaciones industriales de fundición no se dan sobreenfriamientos fuertes y normalmente varían entre 0.1 y 10 °C. Debido a este comportamiento la nucleación no puede ser homogénea y se da de manera heterogénea. En este tipo de mecanismo, la nucleación se desarrolla principalmente en las superficies de impurezas contenidas en el líquido y en las paredes del recipiente que lo contiene [7].

La nucleación heterogénea se debe a que estos agentes de nucleación ( impurezas sólidas o recipiente ) proporcionan superficies en donde es más fácil la formación de embriones, ya que la energía superficial para formar un núcleo estable es más baja en comparación con la necesaria para formarlo en el mismo líquido ( nucleación homogénea ), debido a que se obtienen radios de curvatura mayores que el radio crítico con muy poca superficie total entre el sólido y el líquido ( figura 4 ) [1,4,6].

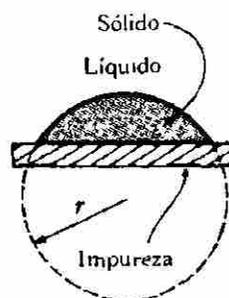


Figura 4. Nucleación heterogénea sobre una impureza [6].

Debido a que la energía superficial es más en la nucleación heterogénea, tanto el cambio de energía libre total como el tamaño crítico del núcleo son menores. Debido a esto el sobreenfriamiento requerido para generar un núcleo estable en forma heterogénea es mucho menor [6,7].

Algunas veces se introducen impurezas en los líquidos, a lo que se le llama refinamiento de grano o inoculación con el objetivo de que se produzcan puntos eficaces para la nucleación heterogénea y se produzca un número mayor de núcleos y así refinar el tamaño de grano. Es práctica común añadir una combinación de 0.02% a 0.05% de titanio y 0.01% a 0.03% de boro a muchas aleaciones de aluminio, formándose partículas de boruro de titanio que sirven como puntos de nucleación [6].

Debido a que en la nucleación heterogénea se trata de reducir la barrera impuesta por la energía libre superficial, añadiendo superficies sólidas que ayuden a facilitar la nucleación, es conveniente hacer un análisis de las energías que intervienen en este proceso.

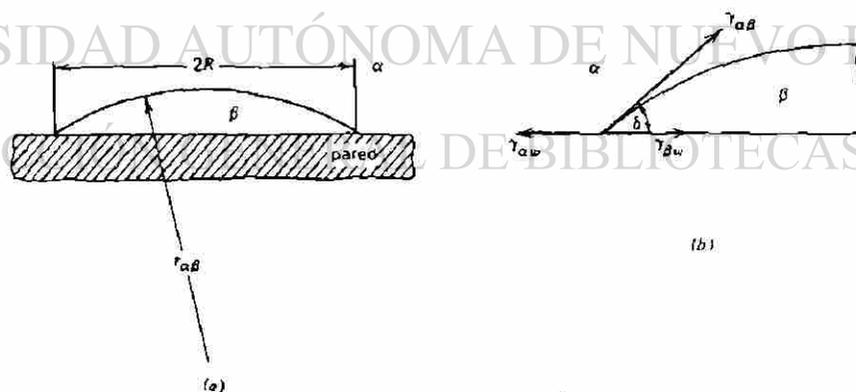


Figura 5. a) Geometría de la capa estérica. b) Diagrama de la tensión superficial al borde de la cubierta [2].

La figura 5 muestra el núcleo  $\beta$  formándose en la pared de una partícula extraña ( $w$ ) como una parte de una esfera de radio  $r_{\alpha\beta}$  y contenida en un

líquido  $\alpha$ . Donde la energía libre superficial nos queda como:

$$\Delta G_s = [A_{\alpha\beta}\gamma_{\alpha\beta} + A_{\beta\omega}\gamma_{\beta\omega}] - A_{\beta\omega}\gamma_{\alpha\omega} \quad (5)$$

donde  $A_{\alpha\beta}$  es el área de la interfase  $\alpha$ - $\beta$  y  $A_{\beta\omega}$  es el área de la interfase  $\beta$ - $\omega$ .  
Haciendo un balance de fuerzas de tensión superficial ( figura 5b ) se tiene que:

$$\gamma_{\alpha\omega} = \gamma_{\beta\omega} + \gamma_{\alpha\beta}\cos\delta \quad (6)$$

Sea  $S = \cos\delta$  y  $A_{\beta\omega} = \pi R^2$  se obtiene:

$$\Delta G_s = A_{\alpha\beta}\gamma_{\alpha\beta} - \pi R^2(\gamma_{\alpha\beta}S) \quad (7)$$

La expresión para el cambio total de energía libre en la formación de un núcleo heterogéneo de cubierta esférica queda como:

$$\begin{aligned} \Delta G_T &= \Delta G_v + \Delta G_s \\ \Delta G_T &= V_\beta \Delta G_v + (A_{\alpha\beta} - \pi R^2 S) \gamma_{\alpha\beta} \end{aligned} \quad (8)$$

Sabiendo que:

$$\begin{aligned} V_\beta &= \pi r_{\alpha\beta}^3 (2 - 3S + S^3) / 3 \\ A_{\alpha\beta} &= 2\pi r_{\alpha\beta}^2 (1 - S) \\ R &= r_{\alpha\beta} \sin\delta \end{aligned} \quad (9)$$

se obtiene:

$$\Delta G = \left[ \frac{4}{3} \pi r_{\alpha\beta}^3 \Delta G_v + 4\pi r_{\alpha\beta}^2 \gamma_{\alpha\beta} \right] \left[ \frac{2 - 3S + S^3}{4} \right] \quad (10)$$

Si se compara este resultado con el de la energía libre para la nucleación homogénea ( 1 ), se tiene que la única diferencia es el termino en corchetes del lado derecho.

Si se obtiene el radio crítico de la misma manera que para la nucleación homogénea, este queda como:

$$r_{\alpha\beta}^* = -\frac{2\gamma_{\alpha\beta}}{\Delta G_v} \quad (11)$$

Comparando este resultado con el de la nucleación homogénea se ve que el radio de curvatura de la cubierta esférica es idéntico al radio de la esfera que se obtendría por nucleación homogénea. Por lo que se puede ver que la energía libre para la nucleación heterogénea sería la misma que para la homogénea, excepto por el término que relaciona al ángulo diedro, es decir:

$$\Delta G^*(het) = \Delta G^*(hom) \left[ \frac{2-3S+S^3}{4} \right] \quad (12)$$

El término de la derecha varía desde 0 a 1 conforme al ángulo  $\delta$  varía de  $0^\circ$  hasta  $180^\circ$ . Por lo que  $\Delta G_{I(het)} < \Delta G_{I(hom)}$ , lo cual muestra que la nucleación heterogénea se presenta con mayor facilidad. Al disminuir el ángulo  $\delta$ , disminuye también el radio crítico requerido  $R^*$  (ver figura 5 y ecuación 9), lo cual indica que el volumen del núcleo heterogéneo se hará más y más pequeño y, por lo tanto, requerirá cada vez menos átomos para su formación. En  $\delta = 0$ , el volumen se hace cero, de tal manera que se espera que se produzca la nucleación sin que se requiera ningún sobreenfriamiento.

## 2.3 CRECIMIENTO

Una vez que se ha generado el núcleo, su crecimiento se lleva a cabo por la unión de átomos a su superficie sólida. Dicho crecimiento es controlado principalmente por dos procesos:

- 1 La cinética de adhesión atómica en la interfase sólido-líquido.
- 2 La difusión de calor y masa.

La importancia relativa de estos procesos depende principalmente de la aleación en cuestión y de las condiciones de solidificación [8].

Con respecto a la adhesión de átomos a la superficie de la interfase, se puede decir que existen dos procesos que intervienen en ella; una reacción de fusión (transferencia de átomos del sólido al líquido) y una reacción de solidificación (transferencia de átomos del líquido al sólido). En la figura 6 se pueden observar las reacciones que intervienen en la interfase, así como la variación de las velocidades de solidificación  $(dn/dt)_s$  y fusión  $(dn/dt)_f$  con respecto a la temperatura [2].

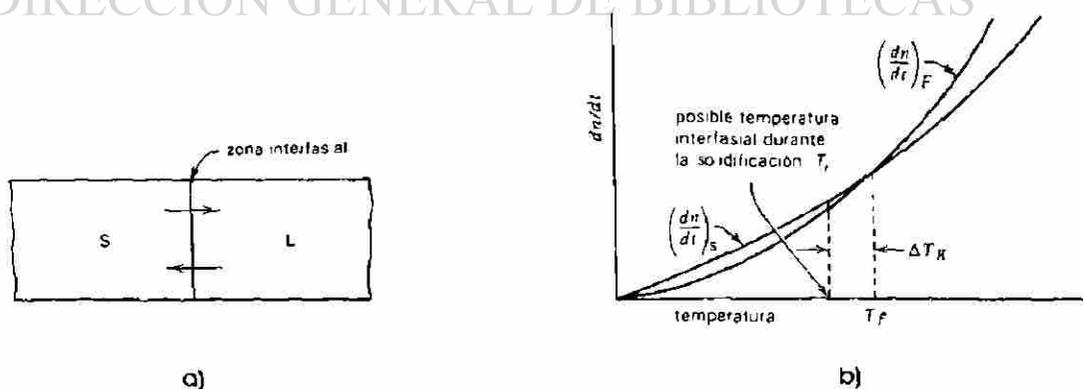


Figura 6. a) Reacciones atómicas en la interfase sólido-líquido. b) dependencia de las velocidades de solidificación con la temperatura [2].

De acuerdo con la figura 6b, está claro que para que ocurra la solidificación debe haber mayor flujo de átomos del líquido hacia el sólido que viceversa, es decir  $(dn/dt)_s > (dn/dt)_f$ . También se puede observar que si la temperatura de la interfase es similar a la temperatura de solidificación, las velocidades se igualarían y no habría crecimiento, por lo que, para conseguir que la interfase se mueva debe estar a una temperatura inferior a la de solidificación. Para que este crecimiento se de y se cumpla con la condición de que  $(dn/dt)_s > (dn/dt)_f$  es necesario que exista un sobreenfriamiento en la interfase llamado sobreenfriamiento cinético, el cual es la diferencia entre la temperatura de solidificación y la temperatura del líquido en la interfase ( $\Delta T_k = T_f - T$ ).

### 2.3.1 MORFOLOGÍA DE LA INTERFASE SÓLIDO-LÍQUIDO

De acuerdo a la morfología desarrollada durante su crecimiento, las sustancias pueden solidificar mostrando dos tipos de interfases: facetada y no facetada, como puede observarse en la figura 7 [8].

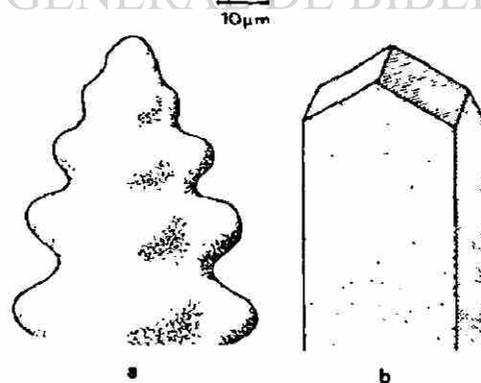


Figura 7. Morfologías de la interfase durante la solidificación a) facetada. b) no facetada [8].

El sobreenfriamiento cinético influye también en el tipo de morfología en la interfase desarrollada durante la solidificación, obteniéndose morfologías faceteadas entre 1 y 2 °C de sobreenfriamiento cinético y morfologías no faceteadas entre 0.01 y 0.05 °C [2].

La forma desarrollada en estos tipos de interfases depende principalmente de la estructura cristalina del sólido y de la unión existente entre sólido y líquido. Los metales y algunos compuestos ( cristales plásticos ) usualmente solidifican con una interfase no faceteada, en donde la cinética de transferencia de átomos de líquido a sólido es tan rápida que estos pueden ser rechazados por el sólido. Por otro lado, el crecimiento faceteado es característico de los no metales o compuestos intermetálicos [2,8].

Las morfologías de crecimiento faceteadas y no faceteadas presentadas por los materiales pueden ser identificadas en base a las entropías de fusión que presentan sus redes cristalinas como puede observarse en la Tabla 2.

Tabla 2. Entropías de fusión para las morfologías de crecimiento de diferentes materiales [8].

Entropía ( $\Delta S_f/R$ )	Material	Fase Supersaturada	Morfología
~1	Metales	Líquido	No Faceteado
~1	Cristales Plásticos	Líquido	No Faceteado
2-3	Semiconductores	Solución	No Faceteado/Faceteado
2-3	Semi-metales	Solución	No Faceteado/Faceteado
~6	Cristales Moleculares	Solución	Faceteado
~10	Metales	Vapor	Faceteado
~20	Moléculas Complejas	Líquido	Faceteado
~100	Polímeros	Líquido	Faceteado

En la tabla anterior se puede observar que todos los metales regulares solidifican con una morfología de Interfase no faceteada, sin embargo

algunas de las aleaciones más importantes, desde un punto de vista comercial, son las aleaciones Al-Si y las fundiciones de hierro, y los elementos que determinan sus propiedades finales, C y Si, solidifican con una interfase facetada [2].

Una vez iniciado el crecimiento de una interfase, ya sea facetada o no facetada esta puede llegar a sufrir algún tipo de perturbación causada por alguna frontera de grano, fluctuaciones en la temperatura, o algún tipo de partícula insoluble y, por lo tanto, reaccionar a este tipo de eventos y formar lo que se llama una interfase inestable como puede verse en la figura 8a, o, por el contrario, permanecer sin ninguna reacción y crecer de una manera estable ( figura 8b ). Durante la práctica industrial del vaciado, las aleaciones normalmente crecen con una interfase sólido-líquido inestable [8].

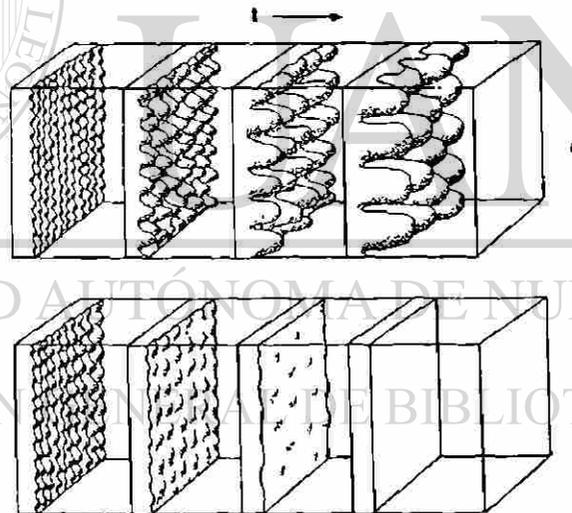


Figura 8. a) Interfase inestable. b) Interfase estable [8].

### 2.3.2 SOBREENFRIAMIENTO CONSTITUCIONAL

En general, el crecimiento de una interfase requiere siempre de algún sobreenfriamiento cinético, el cual influye en su morfología como se mencionó anteriormente. Sin embargo, existe otro tipo de sobreenfriamiento o

región de sobreenfriamiento llamada sobreenfriamiento constitucional que también influye en el tipo de morfología de la interfase. Este tipo de sobreenfriamiento, como su nombre lo indica, se debe a un cambio en la composición y no a un cambio en la temperatura [8,10,11].

Adelante del frente de solidificación ( interfase sólido-líquido ) existe una zona de líquido rica en soluto, la cual disminuye conforme se incrementa la distancia con la interfase como se muestra en la gráfica superior de la figura 9, la presencia de esta zona rica en soluto trae como consecuencia una reducción en la temperatura de fusión del líquido en este punto, la cual, va aumentando conforme disminuye la concentración de soluto en el líquido como puede observarse en la gráfica inferior de la izquierda de la figura 9. Si esta variación en la temperatura de fusión está por encima de la temperatura del líquido, es decir  $dS/dZ > 0$  donde  $S = T_{\text{fusión}} - T_{\text{líquido}}$  existirá un enfriamiento constitucional en toda esa región [8,11].

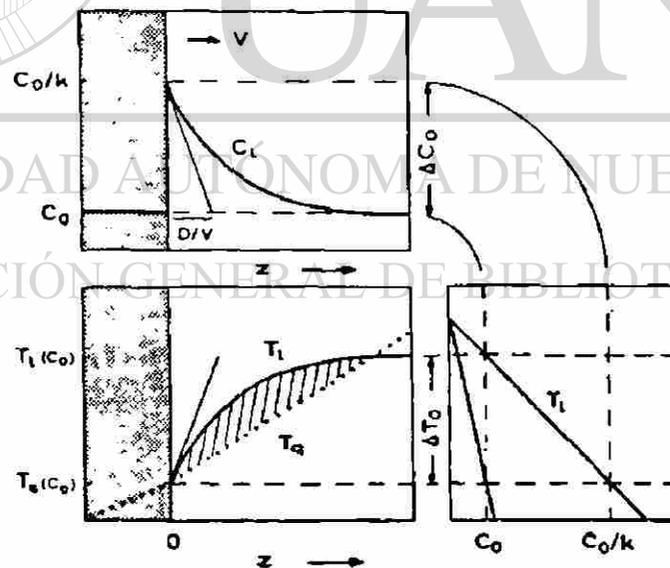


Figura 9. Enfriamiento constitucional en las aleaciones [8].

Cuando la temperatura en la interfase es exactamente la temperatura de fusión ( líquidus ) y cualquier otro punto lejos de la interfase está a una

temperatura por encima de la línea de líquidus correspondiente a ese punto, la interfase crecerá de una manera estable y planar como se muestra en la figura 10a y cualquier protuberancia que pueda surgir como producto de alguna inestabilidad en la interfase se disolverá, ya que se encuentra en un ambiente sobrecalentado. Sin embargo, si la aleación se encuentra con un sobreenfriamiento constitucional, la interfase planar se vuelve inestable y cambiara a una interfase dendrítica como se puede observar en la figura 10b [8,11]. Conforme aumenta la cantidad de sobreenfriamiento constitucional la interfase sufre diferentes tipos de transformaciones debidas a la inestabilidad provocada en ella por este tipo de sobreenfriamiento, como puede observarse en la figura 11, pasando de una interfase planar a una celular y finalmente a una dendrítica [11].

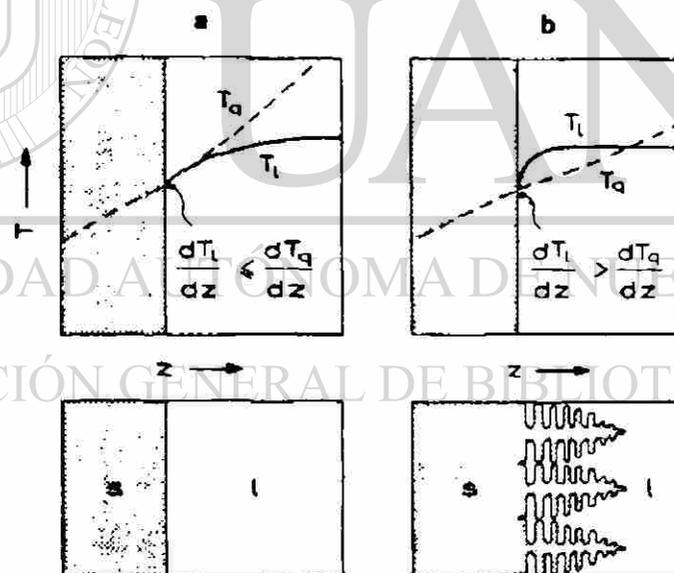


Figura 10. a) Crecimiento sin enfriamiento constitucional ( planar ); b) Crecimiento dendrítico debido al sobreenfriamiento constitucional [8].

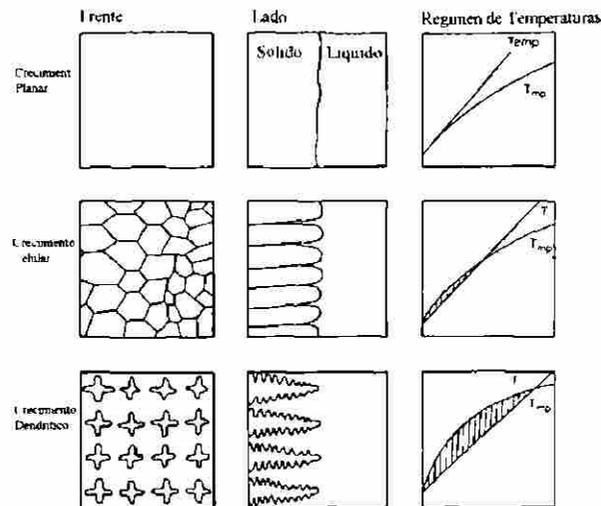


Figura 11. Morfología de las interfases al aumentar el enfriamiento constitucional ( $T_s - T_i$ ) [11].

Posteriormente, las dendritas generadas en la interfase seguirán su crecimiento liberando el calor latente de fusión hacia el líquido que se encuentra por debajo de la temperatura de fusión (figura 12b). Este crecimiento continuará hasta que el líquido alcance su temperatura de fusión y cualquier líquido remanente solidificará de manera planar o estable. Si por el contrario no existe sobreenfriamiento, la interfase crecerá de manera planar y el calor latente de fusión solo podrá ser eliminado por conducción hacia el sólido, figura 12a [8,6].

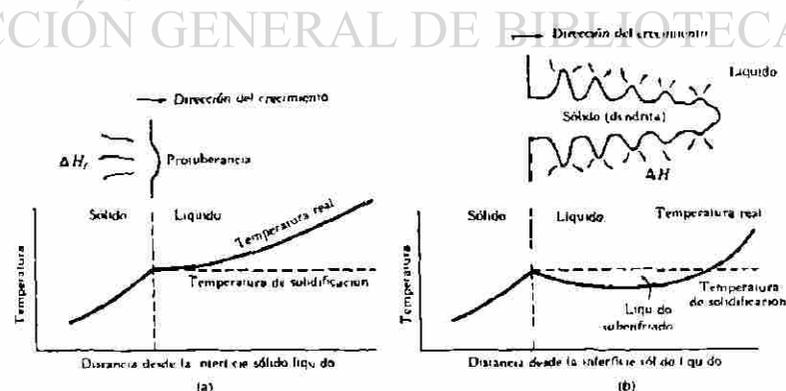


Figura 12. a) El crecimiento planar o estable se desarrolla cuando no existe una región de sobreenfriamiento constitucional b) El crecimiento dendrítico se desarrolla al existir la región de sobreenfriamiento constitucional [6].

Una característica del crecimiento planar es la meseta que se puede observar en sus curvas de enfriamiento, figura 13a, debida a la estabilidad generada durante la liberación del calor latente de fusión. Sin embargo durante el crecimiento dendrítico, la temperatura del líquido se eleva nuevamente a la temperatura de solidificación lo que se ve reflejado en una cuesta en sus curvas de enfriamiento. Este fenómeno es conocido como autocalentamiento o recalcancia. figura 13b [6].

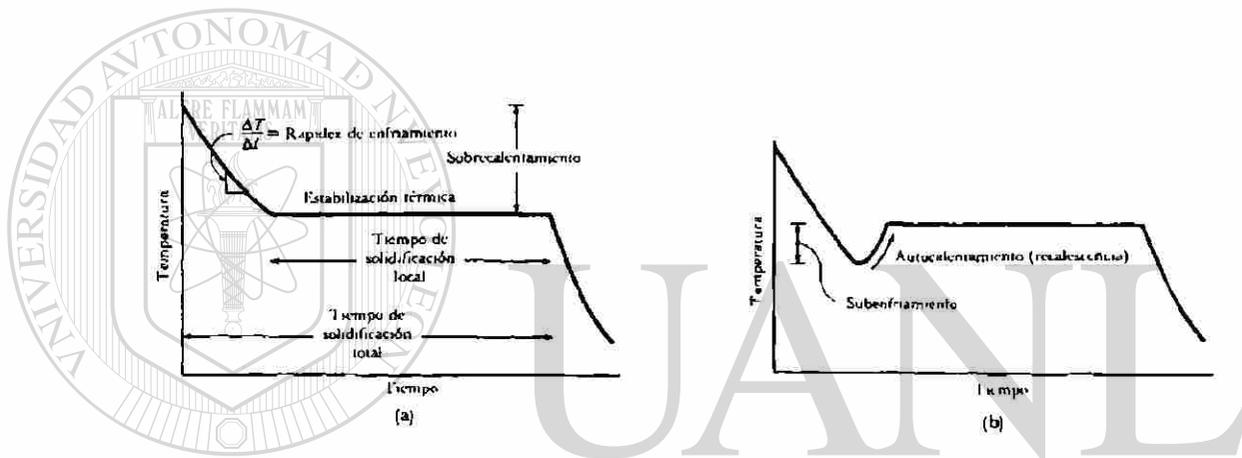


Figura 13. Curvas de enfriamiento a) sin sobreenfriamiento constitucional. b) con sobreenfriamiento constitucional [6].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 2.3.3 ESTRUCTURA DENDRITICA

El crecimiento en forma dendrítica es en respuesta a la inestabilidad generada por el sobreenfriamiento constitucional en la interfase de solidificación como se mencionó anteriormente. Esta estructura es la forma de solidificación mas común en las piezas vaciadas ( figura 14) [2,6,8].

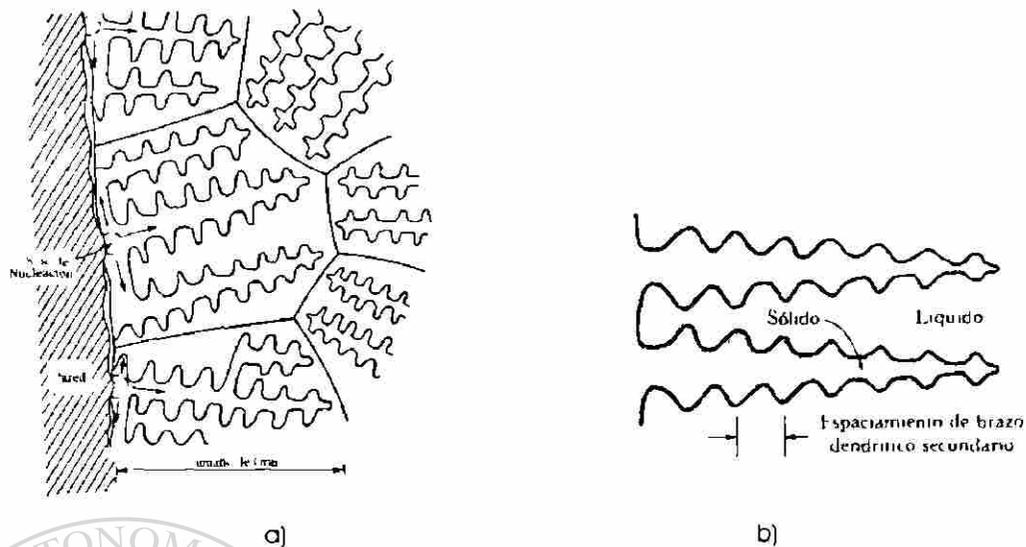


Figura 14. a) Representación esquemática de dendritas solidificadas en la pared de un molde. b) Medición del espaciamento en los brazos dendríticos secundarios EDS [6,11].

En la figura 14a se observa una morfología dendrítica típica nucleando en la pared de un molde, mostrando sus brazos primarios (tronco principal) y secundarios. Normalmente el tamaño de las dendritas es caracterizado por su espaciamiento dendrítico secundario ( EDS ) figura 14b [6].

El tamaño de las dendritas se ve afectado directamente por la velocidad con la cual se extrae el calor de la pieza vaciada ( velocidad de enfriamiento ). A mayores enfriamientos (tiempos cortos de solidificación) el espaciamiento dendrítico secundario será menor, esto para que exista una mayor rapidez en la extracción del calor latente.

Se ha encontrado que el EDS y el tiempo de solidificación ( $t_s$ ), así como la velocidad de enfriamiento  $V_s$  se encuentran relacionados de la siguiente manera:

$$EDS = k(t_s)^n \quad (13)$$

$$EDS = m(V_s)^o \quad (14)$$

Donde  $k, m, n$  y  $o$  son constantes que dependen de la composición del metal o la aleación,  $EDS = \mu m$ ,  $t_s = \text{seg.}$  y  $V_s = ^\circ C/\text{seg.}$

El tiempo requerido para la solidificación de una fundición simple puede ser calculado utilizando la regla de Chvorinov [4,6]:

$$t_s = B(V/A)^2 \quad (15)$$

Donde,  $t_s$  es el tiempo de solidificación total,  $V$  es el volumen de la fundición,  $A$  es el área de la pieza fundida en contacto con el molde y  $B$  es una constante del molde.

En la mayoría de las piezas vaciadas las propiedades mecánicas dependen en gran medida del espaciamiento dendrítico secundario (figura 15). Se ha encontrado que entre más pequeño es el EDS, propiedades como el esfuerzo último de tensión, ductilidad y elongación se incrementan. Otro aspecto a considerar al tener EDS pequeños en una pieza, es la buena respuesta de ésta a los tratamientos térmicos. La reducción del EDS depende principalmente de tiempos de solidificación cortos, altos gradientes de temperaturas, velocidades de enfriamiento altas, entre otros [6,13-15].

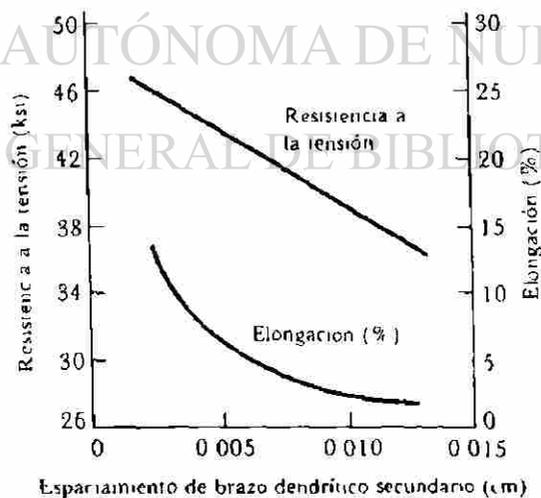


Figura 15. Relación entre el EDS y algunas propiedades mecánicas en una aleación de Al-Si [6].

## 2.4 SOLIDIFICACION DE ALEACIONES EUTECTICAS.

Muchas de las aleaciones de importancia comercial solidifican con una parte eutéctica en su estructura final, incluyendo en estas a las aleaciones Al-Si. En la figura 16 se puede observar el diagrama de fases para una aleación de este tipo, donde se aprecia que el punto eutéctico se encuentra en una composición de 11.7% de silicio y a una temperatura de 577 °C [5,17].

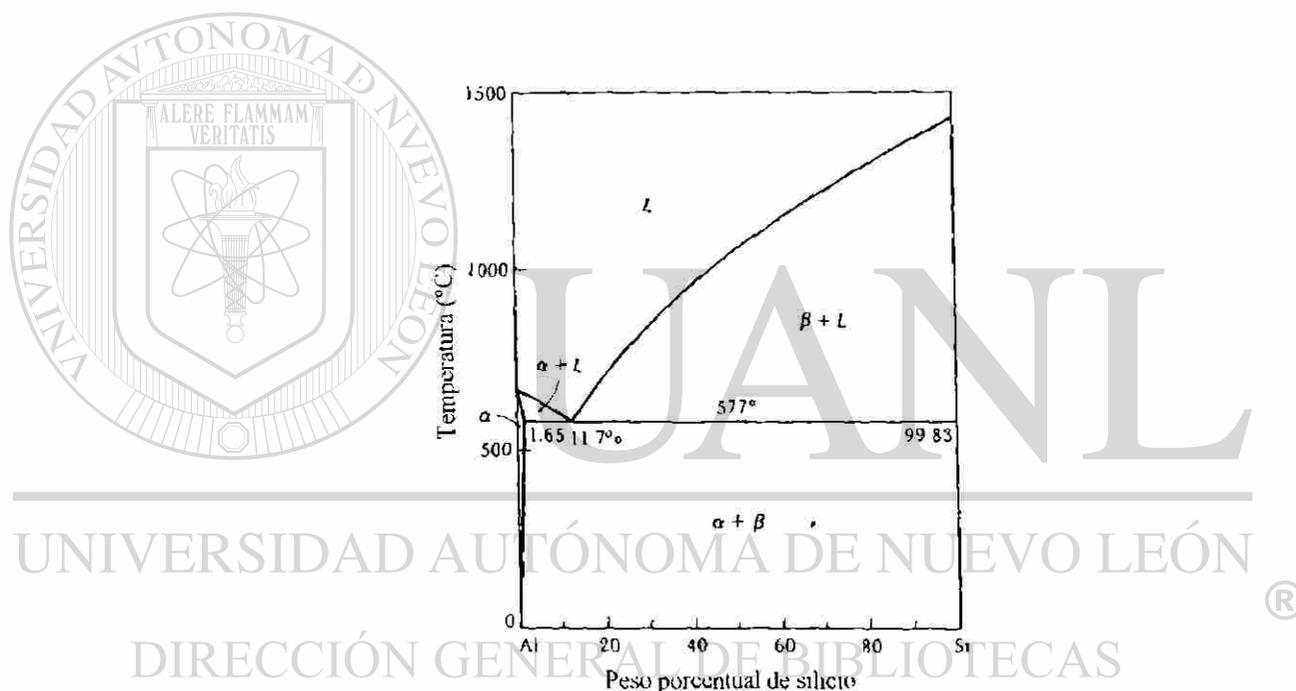


Figura 16. Diagrama de fases para una aleación Al-Si [6].

Si se considera la solidificación de una aleación Al -Si hipoeutectoide, esto es menor al 11.7% de Si, la solidificación se iniciará con la formación de dendritas de aluminio, las cuales irán creciendo durante la solidificación, hasta llegar a un punto tal ( temperatura eutéctica ) donde el silicio empezará a solidificar, haciéndolo de una manera cooperativa con el aluminio, formando la fase eutéctica [5].

La morfología y el crecimiento de las dos fases en el eutéctico está influenciada por la velocidad de enfriamiento, la presencia de determinados elementos (que podrían ser impurezas) y por las características de la aleación. En la figura 17 se puede observar como solidifica el eutéctico durante un enfriamiento unidireccional en una aleación hipoeutectoide con bajo gradiente térmico y se aprecian las tres diferentes morfologías de crecimiento que se pueden dar. En la figura 17a se ve el crecimiento del eutéctico cuando no existen impurezas, lo que conduce a un crecimiento del tipo planar. Sin embargo, en las aleaciones comerciales usualmente existen impurezas y el crecimiento puede darse de manera celular ( figura 17b.); además de las impurezas, la temperatura en la punta de las dendritas es prácticamente la temperatura de fusión de líquido, por lo que el crecimiento cambia a forma dendrítica, produciendo nuevos dominios eutécticos ( figura 17c.) [5].

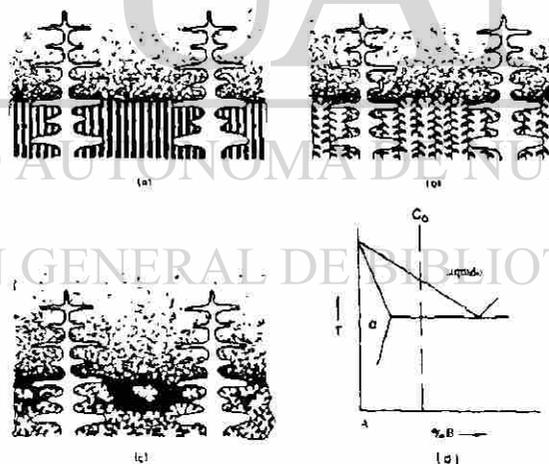


Figura 17. Forma de crecimiento del eutéctico en una aleación hipoeutética [5].

La morfología del crecimiento eutéctico puede darse de manera no faceteada/no faceteada, faceteada/faceteada o no faceteada/faceteada, siendo esta última la morfología de las aleaciones Al-Si [2.5].

El crecimiento de las aleaciones Al-Si con este tipo de morfologías origina el crecimiento de la fase eutéctica en forma irregular de plaquetas o agujas puntiagudas de silicio orientadas aleatoriamente, como puede observarse en la figura 18.



Figura 18. Placas tipo aguja de silicio en el eutéctico Al-Si [20].

Esta irregularidad en la morfología del eutéctico se debe a que en la interfase no faceteada/faceteada del eutéctico la parte faceteada crece a velocidades menores que la parte no faceteada, ya que requiere de mayor sobreenfriamiento para su crecimiento ( figura 19 ) lo que provoca una inestabilidad.

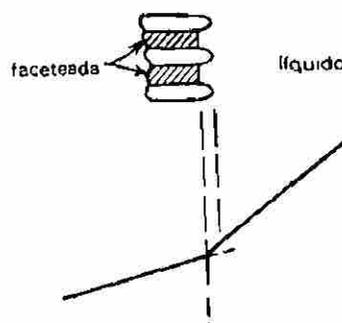


Figura. 19 Crecimiento de la interfase No faceteada/faceteada durante la formación del eutéctico [2].

## 2.5 SOLIDIFICACION EN ALEACIONES ALUMINIO SILICIO

Las aleaciones aluminio silicio poseen una excelente relación resistencia sobre peso, además de buena resistencia a la corrosión, buena maquinabilidad, excelente fluidez, buena conductividad eléctrica y térmica y responden muy bien a los tratamientos térmicos. Razón por la cual el 90% de los productos manufacturados en base a aleaciones de aluminio son de este tipo. Otras de las ventajas de este tipo de aleaciones es que tienen un punto de fusión relativamente bajo, poseen una solubilidad a los gases despreciable (a excepción del hidrógeno) y son excelentes para ser utilizadas en la industria de la fundición, especialmente cerca de la composición eutécticoide. Una de las desventajas de las aleaciones de aluminio es la contracción volumétrica que varía del 3.5% al 8.5% durante la solidificación [1,4].

La microestructura en estas aleaciones está formada principalmente por una fase primaria que puede ser aluminio o silicio, y la mezcla eutéctica de estos dos elementos.

La principal característica de este tipo de aleaciones es la formación de la fase eutéctica Al-Si en contenidos de silicio de entre 11.5-12%. Dependiendo de la cantidad de silicio, las aleaciones Al-Si pueden dividirse en tres grupos: aleaciones hipoeutécticas con contenidos de entre 5 y 10% de silicio, aleaciones eutécticas con contenidos del 11-13%, y finalmente las aleaciones hipereutécticas que contienen entre 14 y 20% de silicio. (figura 20) [17].

En general, la solidificación en las aleaciones hipoeutécticas comienza con la formación de dendritas de aluminio  $\alpha$ , seguida por la reacción eutéctica de Al-Si y terminando con la precipitación de otras fases eutécticas secundarias como  $Mg_2Si$  y  $Al_2Cu$ . En la solidificación de una aleación eutéctica, las dendritas de aluminio no existirán y durante la solidificación de

una aleación hipereutéctica habrá precipitación de partículas de silicio antes del eutéctico. Además de las principales reacciones mencionadas anteriormente, la precipitación de diferentes fases o compuestos intermetálicos que contienen hierro y manganeso tendrán lugar. En la Tabla 3 se pueden observar las principales reacciones que tienen lugar durante la solidificación de una al Al-Si hipoeutéctica.

Tabla 3. Principales reacciones que tienen lugar durante la solidificación de una al Al-Si hipoeutéctica [17].

T <sup>o</sup> C	Fases Precipitadas	Sufijo
650	Fase primaria Al <sub>5</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> (lodos)	Pre-dendrítica
600	Dendritas de Aluminio y Al <sub>5</sub> (Mn,Fe) <sub>3</sub> Si <sub>2</sub> y/o Al <sub>5</sub> FeSi	Dendrítica Post-dendrítica Pre-eutéctica
550	Eutéctico Al+Si y Al <sub>5</sub> FeSi Mg <sub>2</sub> Si	Eutéctico Co-eutéctico
500	Al <sub>2</sub> Cu y fases más complejas	Post-eutéctico

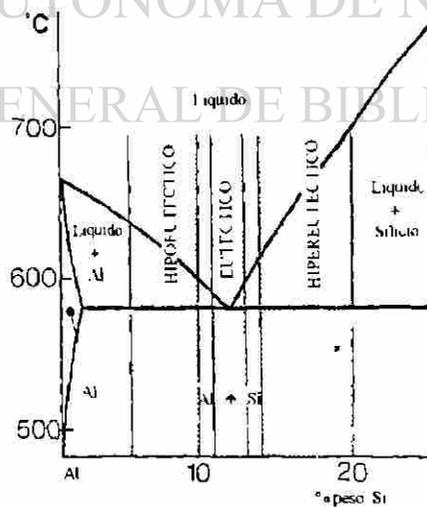


Figura 20. Parte del diagrama de fases Al-Si mostrando los intervalos de composición para los tres diferentes familias de aleaciones Al-Si [17].

Una gran cantidad de metales pueden ser aleados con el aluminio o dependiendo de la pureza del material base, pueden existir como impurezas, de los cuales algunos pueden servir para endurecer por solución sólida o para la formación de varios compuestos intermetálicos que pueden ser deseables o no en la aleación. Entre los elementos que regularmente se añaden al aluminio se encuentran: zinc, magnesio, cobre, litio, hierro, plata, estaño, manganeso, níquel y titanio; cuya solubilidad en el aluminio se presenta en la Tabla 4. Cabe mencionar que para mejorar la resistencia y dureza de la aleación es común agregar cantidades adicionales de cobre y magnesio [18,19].

Tabla 4. Solubilidad de algunos elementos en el aluminio.

Elemento	Temperatura °C	Solubilidad Maxima (%peso)
Cadmio	649	0.4
Cobalto	657	<0.02
Cobre	548	5.65
Cromo	661	0.77
Hierro	655	0.05
Magnesio	450	17.4
Manganeso	658	1.82
Níquel	640	0.04
Silicio	577	1.65
Plata	566	55.6
Estaño	228	0.06
Litio	600	4.2
Titanio	665	1.3
Zinc	443	70

### 2.5.1 COMPUESTOS INTERMETALICOS

La formación de compuestos intermetálicos en las aleaciones Al-Si es un aspecto muy importante a considerar, ya que estos pueden influir en las propiedades de la aleación.

El contenido de hierro en las aleaciones Al-Si es una de las causas de que existan propiedades mecánicas deficientes en una pieza vaciada, debido principalmente a la precipitación del compuesto intermetálico  $Al_5FeSi$  o fase  $\beta$ . Cabe hacer notar que este compuesto intermetálico se forma a las velocidades de enfriamiento comúnmente utilizadas en vaciados en molde permanente y en moldes de arena. Este compuesto tiene forma de plaquetas delgadas o agujas puntiagudas, las cuales son muy duras y frágiles, lo que trae como consecuencia una disminución en la resistencia y ductilidad de las piezas vaciadas; además, este compuesto tiene una adhesión con la matriz relativamente baja. En la figura 21 se observa la morfología de esta fase o compuesto intermetálico.

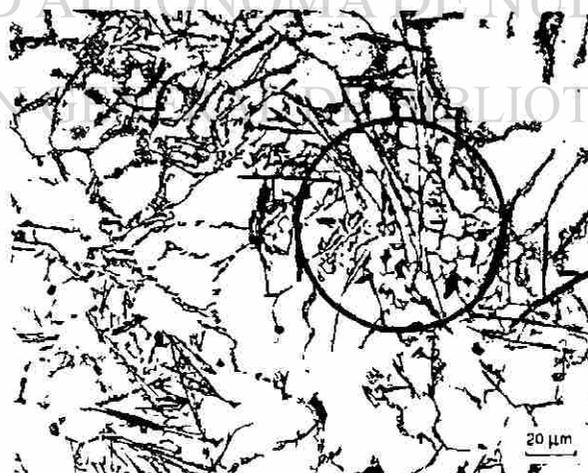


Figura 21. Compuesto intermetálico  $Al_5FeSi$  en una aleación de aluminio 319 [19].

Cuando se aumenta el contenido de hierro en la aleación por encima del 0.7% y además se disminuye la velocidad de enfriamiento, el aumento en el número de partículas de intermetálico  $Al_5FeSi$  no es apreciable, sin embargo la longitud de las agujas se incrementa notablemente, lo que afectará grandemente las propiedades de la aleación. Aunque, según investigaciones realizadas el intermetálico  $Al_5FeSi$  sólo será perjudicial cuando se encuentre en su estado primario, pero cuando forma parte del eutéctico, sus efectos pueden ser despreciables o incluso benéficos.

El efecto dañino que causa el hierro en las aleaciones de Al-Si puede ser contrarrestado o minimizado por varias técnicas, como son, Altas velocidades de solidificación, adición de manganeso a la aleación y por último sobrecalentar el líquido. Todos estos métodos básicamente evitan o disminuyen la formación de las agujas formando un compuesto intermetálico menos dañino llamado escritura china o fase  $\alpha$   $AlFeSi$ , figura 22 [17,19].



Figura. 22 Escritura china en una aleación de Al-Si 319 [20].

La técnica de agregar manganeso (o cromo) es la práctica más común y se realiza con el objetivo de expandir y crear regiones de fase  $\alpha$ , aún en aleaciones de alto contenido de hierro. Esta técnica del manganeso puede resultar algo perjudicial debido a que se puede crear una segunda fase, de la misma composición a la escritura china pero diferente estructura, comúnmente llamada lodo ( $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ) formando sedimentaciones en el horno, que causan problemas durante el vaciado. Por otro lado la técnica de altas velocidades de enfriamiento, tiene cierta desventaja, ya que solamente es aplicable a aleaciones con bajos contenidos de hierro y silicio [19].

Con lo que respecta al sobrecalentamiento del líquido, se han hecho investigaciones que comprueban que aún con grandes velocidades de enfriamiento, es necesario un previo sobrecalentamiento del metal líquido a altas temperaturas para poder precipitar la fase  $\alpha$  [19].

### 2.5.2 REFINAMIENTO DE GRANO

En general se puede decir que entre menor sea el tamaño de grano de un metal sus propiedades mecánicas mejoran notablemente. En el caso de las piezas vaciadas esta disminución en el tamaño de grano, sólo será útil, si al tratar de refinar el grano no se incrementan ciertos aspectos como la cantidad de microporosidad (o que se vuelva del tipo de capas), el espaciamiento dendrítico secundario o el porcentaje en volumen de una segunda fase.

En la figura 23 se puede observar el efecto del tamaño de grano sobre las propiedades mecánicas, para una aleación Al-4.5 Cu, apreciándose el incremento en su resistencia a la tensión y ductilidad, con la refinación del tamaño de grano [21].

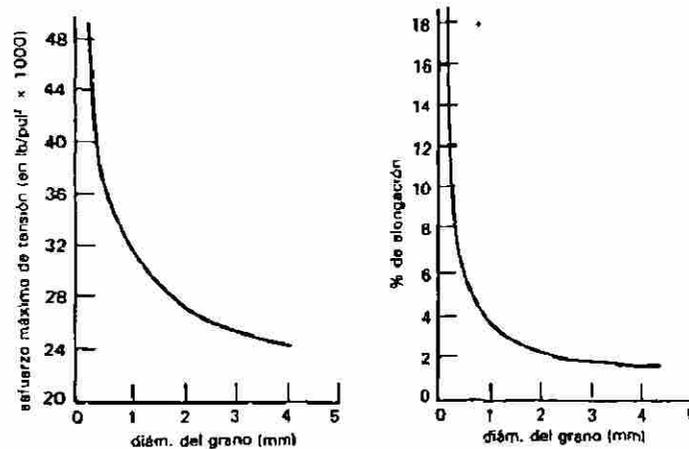


Figura 23. Efecto del tamaño de grano sobre la resistencia a la tensión y la elongación para una aleación Al-4.5Cu [2].

El incremento en las propiedades de la pieza vaciada no se debe al incremento en la densidad de los límites de grano, sino más bien a una distribución más fina tanto de la microporosidad como de las partículas de una segunda fase.

En la práctica el tamaño de grano es reducido utilizando moldes con alta conductividad térmica o con la adición de refinadores de grano, siendo titanio y boro los que comúnmente se añaden a las aleaciones de Al-Si [17].

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 2.5.3 MODIFICACION

Las aleaciones de Al-Si de composición cercana al eutectico son las aleaciones que se utilizan más comúnmente en la industria de la fundición, sin embargo, al solidificar en su estado natural, el silicio se encuentra distribuido en la matriz exhibiendo una morfología en forma de plaquetas o agujas puntiagudas (figura 18). Estas agujas de silicio concentran esfuerzos y reducen

la tenacidad y la ductilidad, por lo que la estructura poseé bajas propiedades mecánicas y una pobre maquinabilidad. Debido a este efecto tan dañino en las piezas vaciadas, la morfología del silicio en el eutéctico debe ser alterada por un proceso llamado modificación, en donde se añaden determinados elementos, como sodio, estroncio y antimonio, para cambiar la morfología del silicio a una menos dañina como la esferoidal. ( figura 24 ) [6,22].

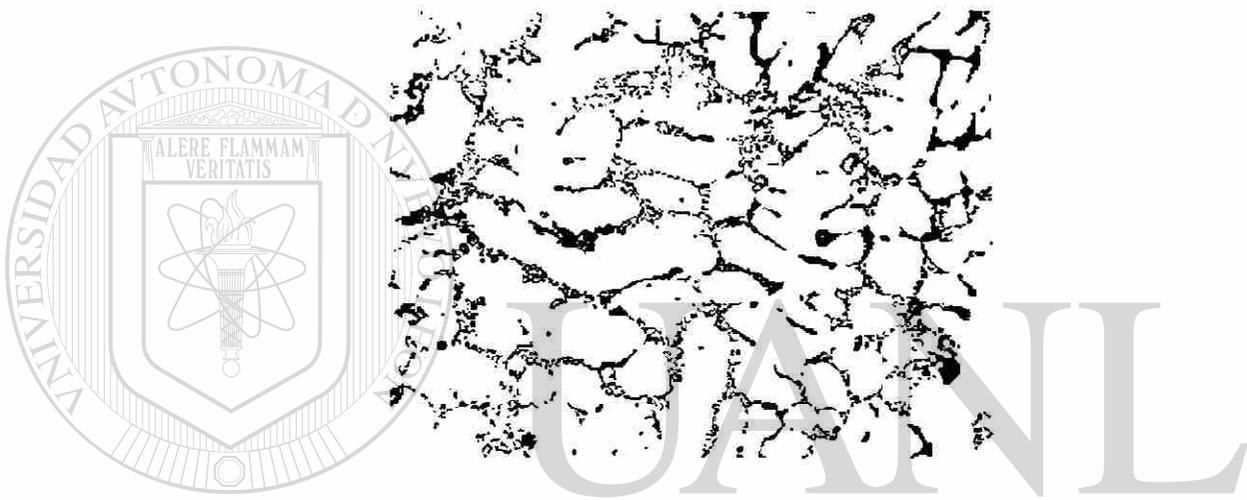


Figura 24. Estructura modificada de una aleación de aluminio 319 [20].

En la figura 24 se puede observar la modificación en una aleación Al-Si 319 vaciada en arena.

# CAPITULO 3

## TECNICAS DE MODELACION

### 3.1 INTRODUCCION

Las matemáticas aplicadas se han convertido en parte integral en la mayoría de las actividades industriales. La modelación matemática, la simulación por computadora, y las técnicas de optimización son herramientas cruciales y necesarias en el análisis y diseño de productos y procesos de manufactura. Continuamente son desarrollados nuevos modelos matemáticos en respuesta a la gran diversidad de problemas industriales y a la disponibilidad de herramientas computacionales cada vez más poderosas. En años recientes ha existido un gran interés en la simulación de procesos de manufactura, tales como, vaciado, forjado, soldadura, moldeo por inyección, etc., con lo cual el método tradicional de prueba y error, está siendo reemplazado gradualmente por la técnica de simulación por computadora. Cuando esta técnica es aplicada correctamente se pueden obtener ahorros considerables en el tiempo de producción y costos de material, así como en la producción de piezas de alta calidad [23-27].

## 3.2 MODELACION Y SIMULACION POR COMPUTADORA

Anteriormente, debido a las limitaciones del *software* y el *hardware*, la simulación y modelación de procesos no era práctica, pero en años recientes el desarrollo de paquetes comerciales de simulación y el rápido avance en materia computacional han conseguido que la simulación sea una herramienta práctica y tecnológicamente utilizable [24,25].

### 3.2.1 MODELACION

Cualquier situación física que pueda ser descrita matemáticamente puede ser modelada, siempre y cuando las ecuaciones que la describan se aproximen a las características observables del proceso real. Un modelo puede ser un programa por computadora, el cual utiliza una serie de ecuaciones propuestas (energía, masa, etc.) para describir un proceso determinado. Este modelo o programa normalmente aplica estas ecuaciones, a una serie de condiciones iniciales y almacena los resultados, utilizándolos posteriormente como entrada para un siguiente ciclo, siguiendo un proceso iterativo hasta la solución completa del problema planteado [28].

### 3.2.2 SIMULACION

Por otro lado, una simulación por computadora es la implementación de la modelación y una serie de técnicas de visualización para construir un paquete computacional que permita simular y visualizar el comportamiento físico del producto o proceso, pero sin los gastos y pérdida de tiempo de producción que implicaría trabajar con el proceso real, y así hacer los

cambios que sean necesarios para obtener un producto de alta calidad, directamente en la computadora, reduciendo el tiempo y gastos de producción.

En la simulación de cualquier proceso generalmente están involucradas tres etapas: preprocesamiento, análisis y posprocesamiento [29].

### 3.2.2.1 PREPROCESAMIENTO

Esta etapa involucra a su vez tres subetapas, las cuales son: construcción del modelo sólido, generación del mallado y por último la especificación de las propiedades del material y las condiciones de frontera.

**CONSTRUCCION DEL MODELO SOLIDO.** En esta etapa se prepara el modelo sólido a ser manufacturado junto con su molde o herramientas y demás partes asociadas con su manufactura. La construcción se logra al utilizar alguna herramienta de diseño o CAD. Para el caso particular del vaciado en molde permanente, la geometría de la pieza a ser fabricada, así como sus diversos componentes (molde, corazones, mazarota etc.) tienen que ser construidos. En la figura 25 se puede observar la construcción de las geometrías durante una simulación.

**GENERACION DEL MALLADO.** En esta etapa del preprocesamiento se hace el mallado de la pieza (figura 26) utilizando alguna técnica de elemento finito o diferencias finitas, el modelo (molde, corazón, etc.) se discretiza en pequeños volúmenes de control, elementos o nodos, los cuales son generados especificando su tamaño en las tres coordenadas  $x$  y  $z$ . Entre más volúmenes de control contenga el modelo, mayor será su aproximación a la realidad, pero se tiene la desventaja de que la simulación se llevará a cabo en mayor tiempo.

ESPECIFICACION DE LAS PROPIEDADES DEL MATERIAL Y LAS CONDICIONES DE FRONTERA. Finalmente, en esta etapa se alimentan una serie de datos como: densidad, calor específico, temperaturas de sólidos y líquidos,, conductividad térmica, etc. para cada uno de los materiales involucrados ( molde, pieza vaciada, templadera, arena, etc. ), así como también las condiciones de frontera, es decir, coeficientes de transferencia de calor entre molde y pieza vaciada. Además, otros parámetros que puedan ser necesarios en la simulación tales como: temperatura de vaciado, temperatura del molde, entre otros.



Figura 25. Representación esquemática del preprocesamiento en una paquete de simulación de solidificación de piezas vaciadas (MAGMA).



### 3.2.2.3 POSPROCESAMIENTO

En esta etapa se interpretan los resultados obtenidos en la etapa de análisis. Durante esta etapa se manipulan y transforman los resultados obtenidos en la etapa previa para observar más claramente el proceso y, a partir de esto, obtener alguna conclusión. Por ejemplo, en la simulación del vaciado, los resultados primarios de simulación son principalmente temperatura, velocidad y presión, los cuales proporcionan una aproximación al proceso. Cuando estas cantidades son transformadas a otros parámetros como líneas de flujo, puntos calientes, función Niyama [36], entre otras, que posteriormente se presentaban en forma de gráficas, mapas de colores o animaciones, se obtiene una mejor idea del efecto de los parámetros del proceso en la calidad y comportamiento de la pieza vaciada.

## 3.3 IMPORTANCIA DE LA VISUALIZACIÓN EN LA SIMULACION DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION

El objetivo de las técnicas de visualización es el de presentar los datos en forma gráfica, de mapas de colores o por medio de líneas para hacer los resultados y estudios más efectivos y fáciles de interpretar; por lo que juega un papel muy importante en la etapas de pre y posprocesamiento de la simulación de procesos. En la etapa de preprocesamiento es donde se generan las geometrías a ser simuladas y es aquí donde un buen paquete de visualización permitirá tener un mejor control en cuanto al cambio de dimensiones, unión con partes nuevas, o creación de nuevos componentes. En el posprocesamiento los resultados son interpretados en base a mapeo de colores, líneas e incluso animaciones, por lo que es importante contar con una excelente visualización.

La mayoría de los paquetes de simulación ya cuentan con un módulo de visualización y los resultados son tomados automáticamente del modelo matemático [28-30].

### 3.3.1 MAPAS DE COLORES Y GRAFICAS

Los mapas de colores proporcionan un entendimiento visual de la variación de ciertos parámetros de interés, a través de una sección o volumen de una pieza dada. En la simulación del vaciado, los resultados primarios de velocidades y temperaturas pueden ser mapeados o graficados en cualquier tiempo, para así observar su variación dentro del proceso. Los mapas de velocidad son de interés durante el llenado del molde y hasta cuando el flujo del líquido cesa. Por otro lado, los mapas de temperatura son útiles durante la etapa de llenado y durante el enfriamiento de la pieza vaciada [29].

Durante la simulación del vaciado, los resultados primarios como temperatura y velocidad, son transformados en cantidades derivadas mucho más útiles (líneas de flujo, puntos calientes, porosidad por gas y por contracción, fracción sólida, y tamaño de grano), como se mencionó anteriormente, para así detectar fácilmente por medio del mapeo aquellas zonas que pudieran ser críticas dentro de la pieza vaciada [31].

### 3.4 PAQUETES COMERCIALES UTILIZADOS EN LA SIMULACION DE LA SOLIDIFICACION

Para competir efectivamente en los mercados actuales se debe contar con los medios adecuados para mejorar la calidad de los productos, y reducir los costos de producción. Actualmente existen avanzados paquetes

comerciales que son de gran utilidad para que la industria de la fundición realice simulaciones del proceso de vaciado y solidificación. Con estos paquetes se puede lograr, el diseño óptimo del proceso de fabricación de cualquier pieza antes de fabricar los moldes o herramentales.

Entre los paquetes comerciales más importantes utilizados en la industria de la fundición están: AFSsolid<sup>MR</sup>, FIDAP 7.0<sup>MR</sup>, FLOW 3-D<sup>MR</sup>, MAGMASoft<sup>MR</sup>, ProCast<sup>MR</sup> y Simulor<sup>MR</sup>. Estos paquetes pueden ser corridos en una PC, estaciones de trabajo o super computadoras, aunque algunos solo soportan un tipo de plataforma específica ( MAGMASoft<sup>MR</sup> ) [32].

El tiempo necesario para llevar a cabo una simulación depende principalmente de la computadora que se utilice, del paquete y de la complejidad del proceso. Algunas compañías utilizan supercomputadoras para realizar la etapa de análisis de la simulación y después transfieren los resultados a una estación de trabajo, para obtener una mejor visualización. Esto es, debido a que las supercomputadoras son mucho más rápidas para desarrollar cálculos complejos que las estaciones de trabajo [32].

Algunos paquetes avanzados de simulación ofrecen visualizaciones en 3-D, animaciones, manejo de mapas de colores, deslizamiento en capas de los objetos y la capacidad de observar la variación de ciertos parámetros con respecto al tiempo, incluyendo también módulos de macroporosidad, microporosidad, datos dendríticos, tamaño de grano, turbulencia y el manejo de ciertos criterios para la porosidad por contracción (Niyama).

En el desarrollo de este trabajo se utilizó un paquete de simulación llamado MAGMASoft cuyas principales características son descritas a continuación.

### 3.5 MAGMASoft<sup>MR</sup>

Este paquete de simulación fue desarrollado conjuntamente por la Universidad Técnica Del Rin y Wesfalia ( RWTH ) en Aquisgián, Alemania y por la Universidad Técnica de Dinamarca en Copenhague. Es un paquete de simulación en 3-D muy avanzado que involucra la simulación del flujo de fluido y solidificación, basado en la técnica de elemento finito.

El paquete de MAGMASoft está compuesto por cinco módulos: menú de control, preprocesador, procesador principal, posprocesador y el modulo de base de datos [33].

#### 3.5.1 MENU DE CONTROL.

Este menú de control es presentado en un ambiente gráfico y amigable y está diseñado principalmente para controlar de una manera muy fácil y rápida la gran cantidad de parámetros involucrados en una simulación de solidificación o de flujo. Cada simulación que se lleva a cabo es almacenada en un proyecto cuyo nombre es proporcionado por el usuario. Por medio de este menú de control los proyectos pueden ser retrabajados, creando una nueva versión de ellos, lo que es muy útil, ya que el proyecto ya posee los datos de geometría, material, etc., y puede correrse una nueva simulación solamente cambiando los parámetros necesarios en los menús de control respectivos (condiciones de frontera, datos termofísicos, etc.) obteniéndose resultados muy rápidamente y ahorrando una gran cantidad de tiempo.

### 3.5.2 PREPROCESADOR.

Ya que una de las etapas que involucran más tiempo en el preprocesador es el dibujo de la geometría, que en la mayoría de los casos es muy compleja, este paquete posee un sistema de CAD para dibujar cualquier geometría, así como también, posee varias interfaces, las cuales permiten importar geometrías creadas por otro tipo de sistemas CAD. La figura 25 muestra la pantalla de preprocesamiento en el MAGMA. Con lo que respecta al mallado, el MAGMA dispone de un sistema de mallado automático en donde, por medio de un menú de control, se puede controlar fácilmente la fineza del mallado. Un ejemplo de este tipo de mallado automático se muestra en la figura 26 [33,34].

### 3.5.3 PROCESADOR PRINCIPAL.

Este módulo del paquete MAGMA se encarga de solucionar las ecuaciones formuladas para la simulación de la solidificación y el proceso de llenado del molde, las ecuaciones diferenciales de masa, momento, etc. se resuelven utilizando las técnicas de volumen de control [33,34].

### 3.5.4 POSPROCESADOR.

El posprocesador en MAGMA presenta los resultados de una manera clara y de fácil manejo, ya que posee un ambiente visual que maneja gráficas y colores, además de la posibilidad de mapear cualquier sección de la pieza a simular. En la figura 27, se puede observar como se presentan los resultados de las diferentes temperaturas en una pieza de aluminio, al 100 % de solidificación.

### 3.5.5 MODULO DE BASE DE DATOS.

Este módulo es utilizado por MAGMA para tener un excelente control en el manejo y almacenamiento de los datos termofísicos de cada material involucrado en el proceso de solidificación (aleación, molde, corazones, etc.) y así manipularlos fácilmente en cada nuevo proyecto a realizar. Para conseguir correctas simulaciones de solidificación, es necesario que cada uno de los datos proporcionados sean graficados con su respectiva variación a la temperatura. En la figura 28 se presenta el módulo de datos, así como la introducción de algunos datos termofísicos. Por otro lado, es en éste módulo donde también se almacenan las condiciones de frontera necesarias en nuestra simulación [33,34].

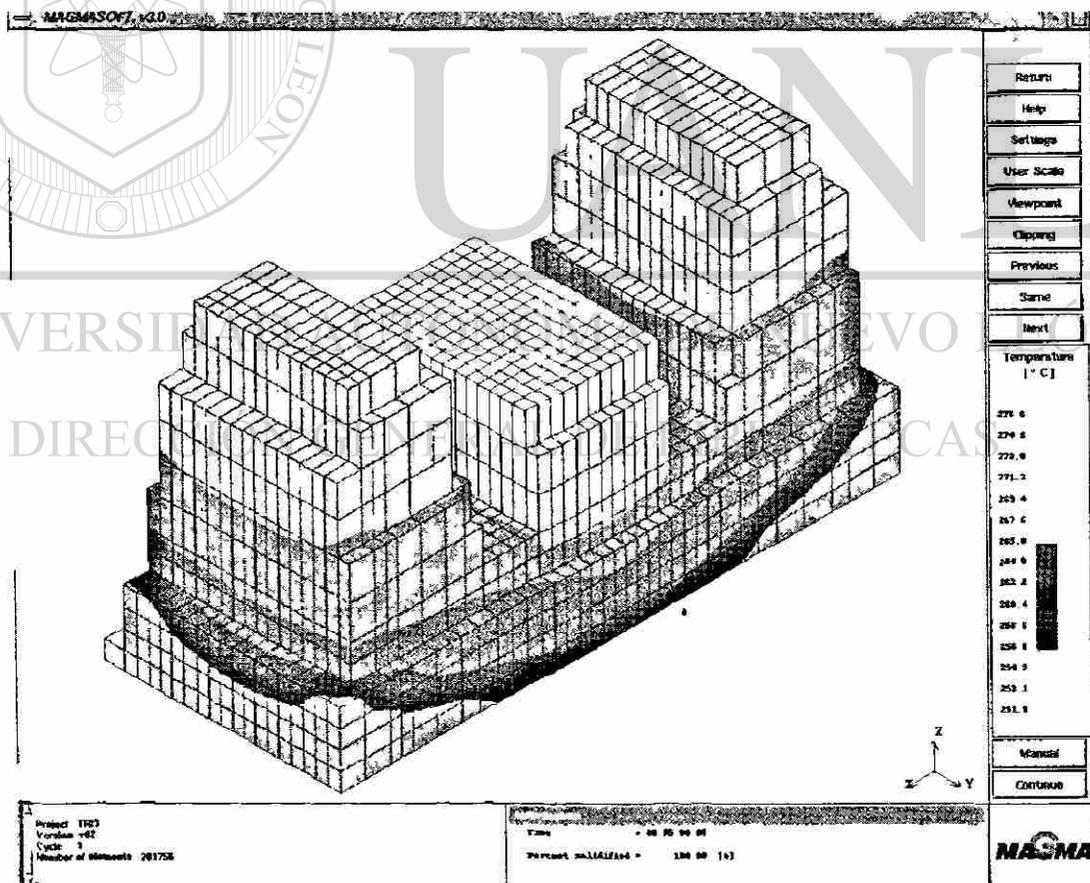


Figura 27. Mapeo de temperaturas en una aleación Al-Si al 100% de solidificación.

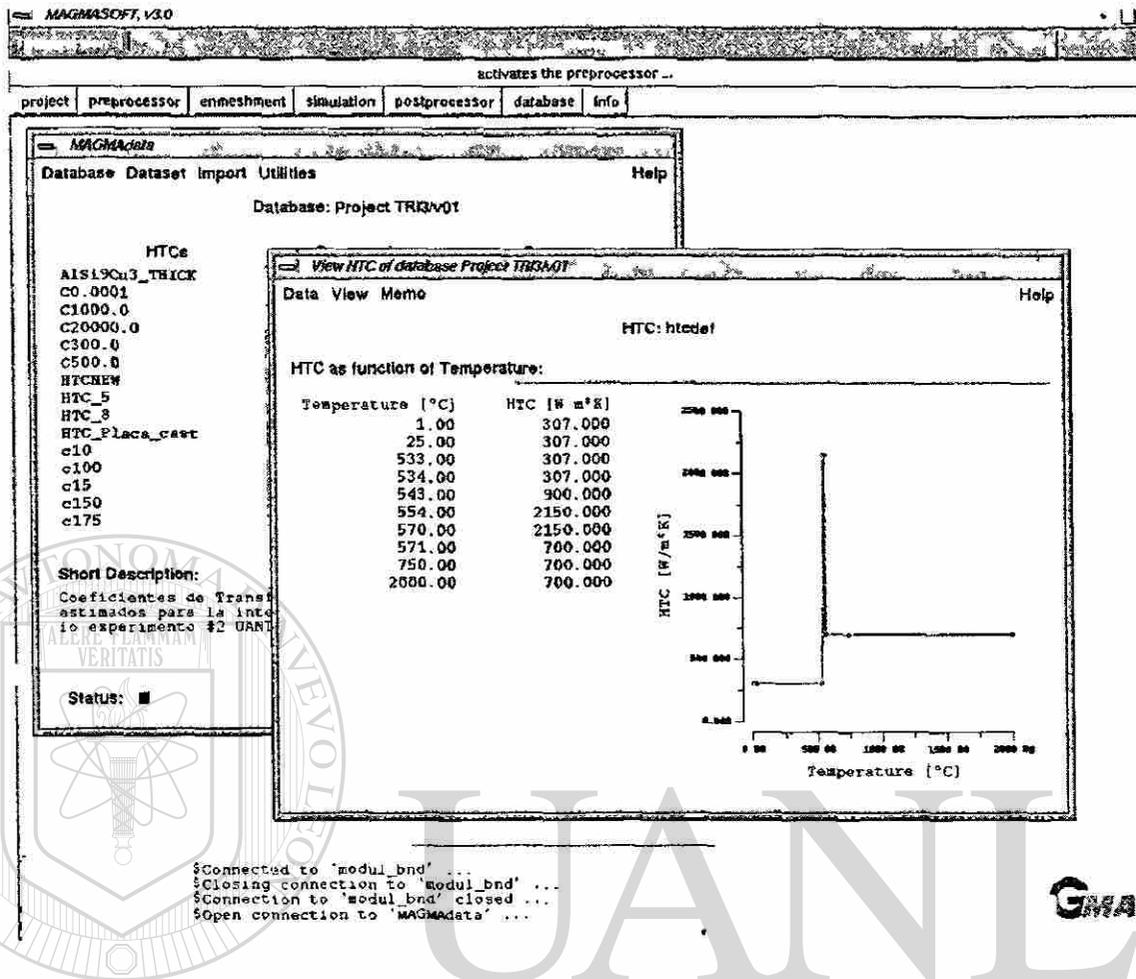


Figura 28. Módulo de base de datos utilizado en el MAGMA.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

### 3.5.6 MODELACION DE LA SOLIDIFICACION POR MEDIO DE MAGMA.

En general la simulación de la solidificación utilizando el MAGMA se puede describir de la siguiente manera [34]:

OBJETIVO.

- Tener una historia ( mapa de temperaturas ) de la aleación durante su solidificación.

- Detectar los posibles defectos ( porosidad, rechupes, etc. ).
- Estimar las propiedades mecánicas de la pieza vaciada ( EDS ).

#### DATOS DE ENTRADA.

- Geometría de la pieza vaciada.
- Propiedades de todos los materiales involucrados
- Coeficientes de transferencia de calor
- Condiciones iniciales.

#### RESULTADOS.

- Mapeo de temperaturas a lo largo de la pieza, en 3-D.
- Predicción de posibles defectos utilizando funciones criterio como, Niyama, tiempo de solidificación local, etc.

#### CONSIDERACIONES

- El molde y la pieza vaciada son rígidos ( no hay deformación )
- La fracción sólida depende solamente de la temperatura.

### 3.6 MODELACION DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION

La elaboración de una pieza vaciada de alta calidad al primer intento es casi imposible, a menos que se utilice un modelo computacional y un buen análisis ingenieril. Por medio del modelado de la solidificación se trata de simular, utilizando la computadora, lo que ocurrirá cuando se vacíe la aleación al molde y se le deje enfriar, así como predecir la presencia o ausencia de defectos en la pieza vaciada y así poder realizar el primer

vaciado con grandes probabilidades de obtener una pieza de buena calidad.

### 3.6.1 ASPECTOS INVOLUCRADOS EN LA SOLIDIFICACION

Los fenómenos involucrados en la solidificación son muy complejos y al tratar de unirlos en un modelo para poder simular la solidificación el problema se complica aún más. Los aspectos necesarios para poder llevar a cabo un análisis correcto de solidificación son: transferencia de calor, cinética de solidificación, transferencia de masa, flujo de fluidos, y termomecánica. De todos estos parámetros involucrados, el más importante es el de transferencia de calor. Debido principalmente a que las propiedades de los materiales dependen de la temperatura y a que la mayoría de los defectos encontrados en las piezas vaciadas se deben a un control inapropiado del flujo de calor durante la solidificación [38,39,40].

Se puede considerar que el proceso de solidificación está controlado principalmente por difusión y, en algunos casos por convección de calor, sin embargo, se ha encontrado experimentalmente que con análisis simples de transferencia de calor por conducción, se pueden predecir de una manera bastante exacta defectos como porosidad por contracción, rechupes y predecir propiedades mecánicas evaluando el tamaño del EDS [38].

### 3.6.2 TRANSFERENCIA DE CALOR DURANTE LA MODELACION DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION.

La modelación de la transferencia de calor durante la solidificación de una pieza vaciada requiere de la solución de la ecuación de la conservación

de la energía para la conducción de calor [41,42]:

$$\frac{\partial T(x,t)}{\partial t} = \nabla \left[ \frac{k}{\rho c_p} \nabla T(x,t) \right] + \frac{Q}{\rho c_p} \quad (13)$$

Donde:

$T(x,t)$ : Campo de temperaturas en función de las coordenadas espaciales y el tiempo.

$k$ : Conductividad térmica en función de la temperatura.

$\rho$ : Densidad en función de la temperatura.

$c_p$ : Calor específico en función de la temperatura.

$Q$ : Fuente de generación de calor asociada con el cambio de fase, durante la transformación de líquido a sólido.

Además, la generación de calor puede quedar como:

$$Q = L \frac{\partial f_s(x,t)}{\partial t} \quad (14) \text{®}$$

Donde:

$L$ : Es el calor latente de fusión.

$f_s(x,t)$ : Es la fracción de sólido en un tiempo  $t$  y una posición  $x$  en la pieza vaciada.

Para poder solucionar la ecuación ( 13 ), la fracción de sólido debe de ser evaluada. En los modelos convencionales de solidificación, debido a que es difícil el calculo de la fracción de sólido, es común considerar que

depende solamente de la temperatura. Esto es:

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = \frac{\partial f_s}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial t} \quad (15)$$

Tomando en cuenta estas consideraciones, la ecuación 13 de transferencia de calor puede ser ya resuelta por distintos métodos [41], como pueden ser:

- El método de entalpía.
- El método de calor específico.
- El método de recuperación de temperatura.

Por ejemplo, si se utiliza el método de entalpía, la ecuación ( 13 ) quedaría como:

$$\nabla(k(T)\nabla T(x,t)) = \left( \rho c_p - L \frac{\partial f_s}{\partial T} \right) \frac{\partial T}{\partial t} \quad \text{o} \quad \nabla(k(T)\nabla T(x,t)) = \frac{\partial H}{\partial t} \quad (16)$$

Donde H es la entalpía de la reacción de solidificación. Posteriormente, la ecuación ( 16 ) es resuelta por alguna técnica de métodos numéricos, como elemento finito, diferencias finitas, volúmenes de control, etc.

### 3.6.3 PREDICCIÓN DE POROSIDAD POR MEDIO DEL MODELADO

La predicción de la porosidad en una pieza vaciada se lleva acabo en los modelos de solidificación por medio del mapeo de isoterms a lo largo de toda la pieza o por medio de mapas isócronos. Por medio de estas técnicas

es posible detectar aquellos puntos calientes, los cuales son sitios potenciales para la porosidad por contracción (comunes en las piezas vaciadas). Los puntos calientes pueden detectarse observando aquellas zonas a altas temperaturas (temperatura superior a la temperatura de sólidos) encerradas por una zonas de baja temperatura (temperatura menor a la temperatura de sólidos). El material dentro de esas zonas está relativamente caliente y sus alrededores están formados por material previamente solidificado. Cuando éste material empieza a solidificarse, éste se contrae, resultando en una porosidad por contracción. Con lo que respecta a un mapeo isocrónico, este muestra los tiempos necesarios para que la pieza se enfríe a una temperatura determinada. Si este mapeo es elaborado a la temperatura de sólidos, entonces las regiones aisladas por tiempos menores serán susceptibles a contraerse, ya que no recibirán alimentación alguna. Sin embargo, estas técnicas de isoterma e isócronos son a nivel macro y no detectan porosidad interdendrítica, por lo que algunos investigadores han optado por utilizar criterios empíricos para evaluarla [36,37]. En la figura 60 del capítulo 5 se puede observar la predicción de la porosidad para una aleación Al-Si, utilizando el criterio Niyama [36]:  $G/R^{1/2}$ , donde G es el gradiente térmico y R la velocidad de enfriamiento.

# CAPITULO 4

## EXPERIMENTACION Y MODELACION PREVIA

### 4.1 INTRODUCCION

La solidificación de aleaciones en molde permanente es controlada principalmente por las características de la transferencia de calor interfásica entre el molde y la pieza vaciada, por lo que la calidad de los productos se ve afectada principalmente por este fenómeno. Debido a esto en este trabajo se tiene el objetivo de evaluar las condiciones de transferencia de calor en la interfase existente entre el molde metálico y una aleación Al-Si utilizada en el vaciado de cabezas automotrices y así poder predecir eficientemente las propiedades finales de la pieza a ser vaciada [43-45].

### DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Para poder cumplir con el objetivo de este trabajo se realizaron una serie de experimentos que consistieron en vaciar la aleación de Al-Si y monitoriar sus temperaturas a diferentes distancias de una placa utilizada como medio de enfriamiento. Las temperaturas fueron capturadas por medio de un sistema de adquisición de datos para posteriormente, por medio de un modelo matemático de diferencias finitas y con la ayuda de las curvas de enfriamiento obtenidas por experimentación, evaluar los coeficientes de transferencia de calor. Adicionalmente, se simuló las condiciones de solidificación con un paquete comercial utilizado en la

industria de la fundición. Las propiedades mecánicas predichas por el paquete comercial fueron corroboradas experimentalmente en base a la medición del espaciamiento dendrítico secundario ( EDS ).

## 4.2 EQUIPO UTILIZADO

Durante la realización de las pruebas de vaciado se utilizó un sistema de adquisición de datos el cual es capaz de capturar hasta dieciséis lecturas de termopares en distintas localizaciones. Para realizar estas mediciones se utilizaron una serie de termopares tipo K (cromel-alumel), cuyo intervalo de funcionamiento es de  $-100^{\circ}\text{C}$  a  $1350^{\circ}\text{C}$ , los cuales se conectaron directamente a un dispositivo electrónico compuesto por una serie de módulos de acondicionamiento de señal de canal simple (un módulo por termopar), cuya función principal es manipular la señal recibida por cada uno de los termopares y compensar la lectura con un punto frío diferente de  $0^{\circ}\text{C}$ .

En la figura 29 se puede observar este dispositivo electrónico y cada uno de los sus módulos.

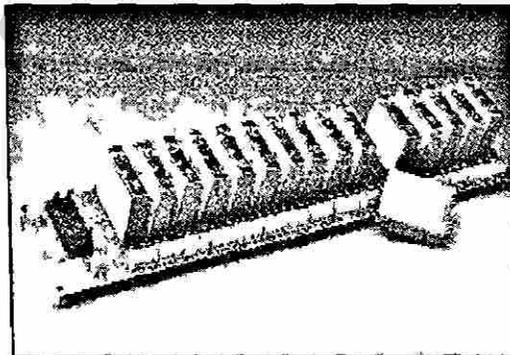


Figura 29. Dispositivo electrónico utilizado para capturar las señales de temperatura de los termopares utilizados durante las pruebas.

Cabe mencionar que en el dispositivo anterior los módulos se encuentran perfectamente encapsulados y no se requiere de ningún ajuste de campo, siempre que la temperatura sea inferior a  $40^{\circ}\text{C}$ .

La señal recibida por estos módulos fue transmitida a una tarjeta analógica-digital de 16 bits ADC, la cual puede soportar también hasta 16 entradas de señales diferentes. Esta tarjeta fue instalada en una computadora personal para manipular fácilmente el equipo y hacer lecturas más rápidas entre cada una de las pruebas realizadas. En la figura 30 se puede observar la tarjeta y la computadora personal utilizadas durante las pruebas.



Figura 30. a) Tarjeta analógica digital y b) computadora personal, utilizadas durante las pruebas de vaciado.

La simulación de las pruebas de vaciado requirió de la construcción de todas las geometrías del arreglo experimental, para lo que se utilizó una estación de trabajo Silicon Graphics Indigo 2 (figura 31) y un paquete comercial de solidificación (MAGMA), el cual posee un sistema muy avanzado de diseño auxiliado por computadora (CAD). En la figura 32 se observa la creación del arreglo experimental en una de las pruebas realizadas.

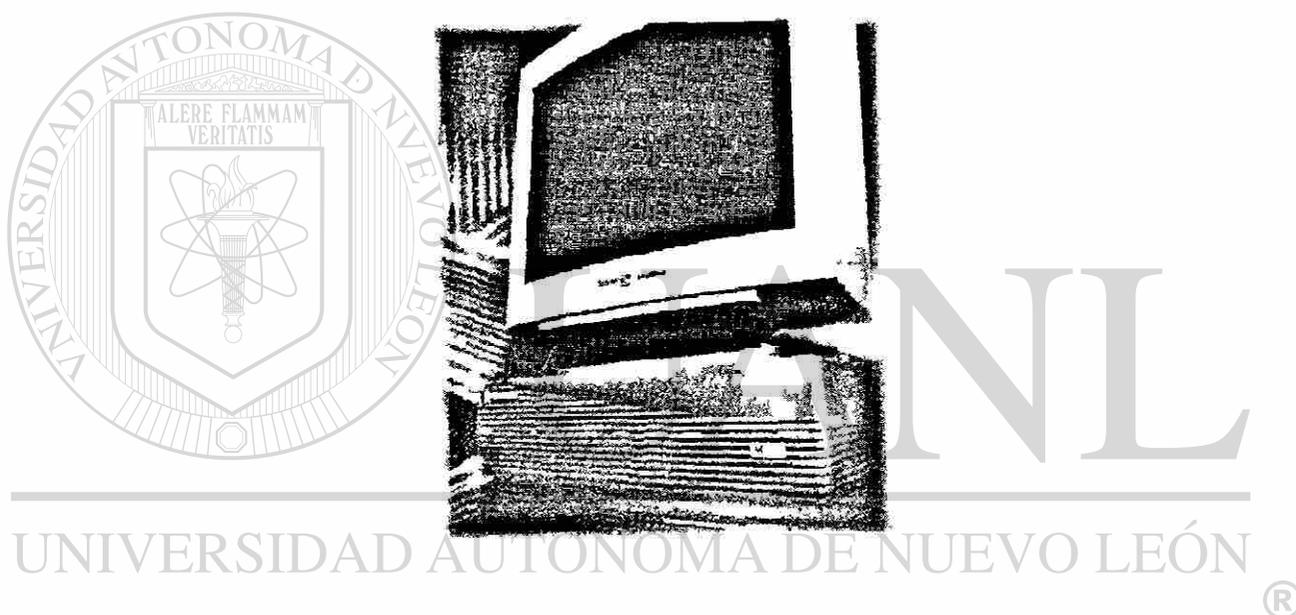


Figura 31. Estación de trabajo Indigo 2 de Silicon Graphics, utilizada en la simulación de solidificación, en este trabajo.

Las muestras solidificadas de la aleación Al-Si, fueron pulidas y examinadas metalográficamente, las mediciones del espaciamiento dendrítico secundario se llevaron acabo con un microscopio óptico metalográfico NIKON<sup>MR</sup> y un analizador de imágenes Quantimet Q520<sup>MR</sup>.

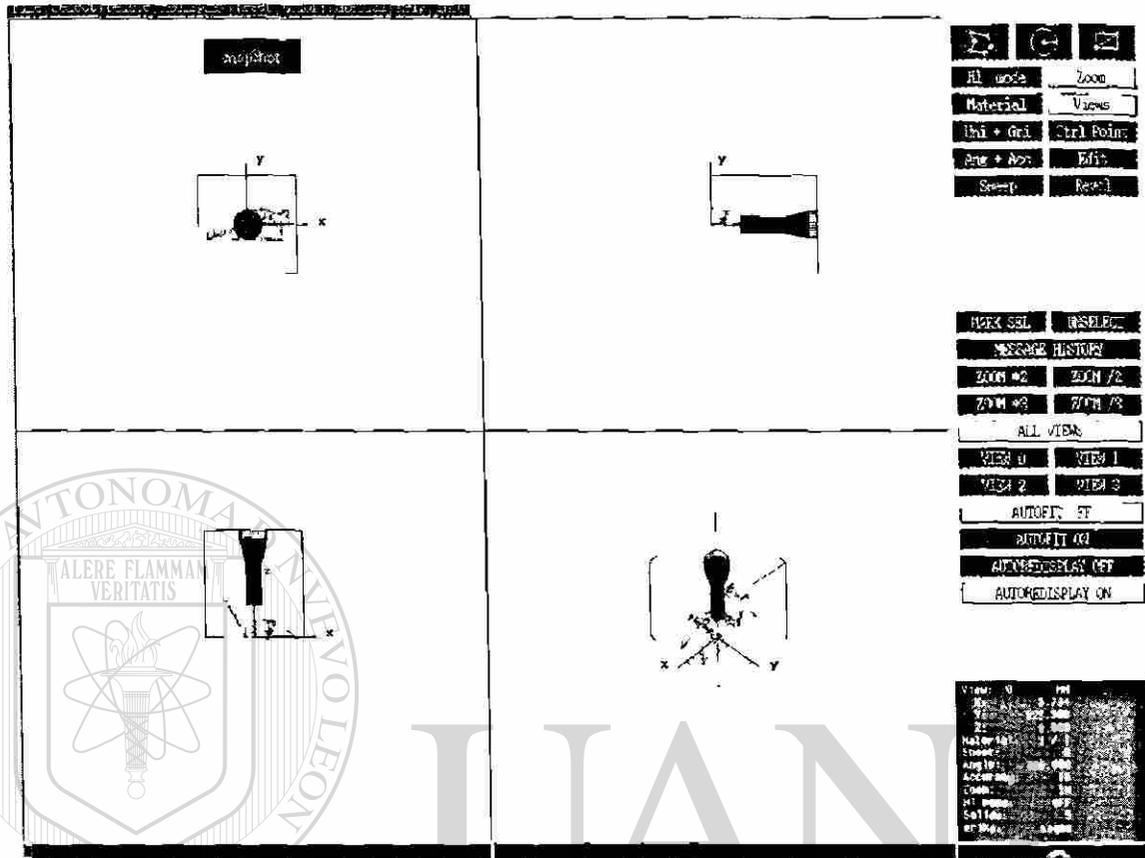


Figura 32. Diseño geométrico del arreglo experimental en el paquete de simulación MAGMA para la simulación de las pruebas realizadas.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 4.3 PROPIEDADES DE LA ALEACION Y MATERIALES UTILIZADOS DURANTE LAS PRUEBAS

La aleación de aluminio utilizada en esta prueba fue una aleación tipo 319 cuya composición química, obtenida por medio de un espectrómetro, es mostrada en la Tabla 5.

Tabla 5. Composición química ( % peso ) de la aleación utilizada durante las pruebas.

Si	7.5
Cu	3.4
Fe	0.6
Mn	0.5
Mg	0.3
Zn	0.5
Ti	0.09
Sr	0.015

A continuación, en la Tabla 6 se presentan las principales propiedades de esta aleación de aluminio.

Tabla 6. Principales datos termofísicos promedio de la aleación utilizada durante las pruebas.

Temperatura de sólidos	552°C
Temperatura de líquidos	605°C
Calor latente de fusión	490 KJ / Kg
Calor específico	980 J / Kg-°K
Densidad	2600 Kg / m <sup>3</sup>
Conductividad térmica	105 W / m °K

Como templadera se utilizó una placa de acero de bajo carbono de 28x28x5 cm cuyas principales características se describen en la Tabla 7.

Tabla 7. Propiedades de la placa de acero utilizada como medio de enfriamiento.

Temperatura de sólidos	1360°C
Temperatura de líquidos	1464°C
Calor latente de fusión	262 KJ / Kg
Calor específico	640 J / Kg-°K
Densidad	7760 Kg / m <sup>3</sup>
Conductividad térmica	28.5 W / m °K

Por otro lado, para llevar a cabo el vaciado se utilizaron moldes de arena grado 53 AFS. Además se utilizó una pintura de grafito como recubrimiento entre la templadera y la aleación.

#### 4.4 MODELACION PREVIA

Como punto de partida en este trabajo se utilizaron datos de las curvas de enfriamiento obtenidas durante ensayos de solidificación unidireccional realizados por S. Cano [46] en sus estudios relativos a las reacciones de solidificación involucradas en este tipo de aleación. Estos datos fueron introducidos en un modelo de diferencias finitas que calcula la transferencia de calor de dicho experimento y cuyas principales características serán descritas enseguida.

##### 4.4.1 MODELACION DEL FLUJO DE CALOR

El flujo de calor por conducción a través de la placa de acero se calculo utilizando un modelo matemático de diferencias finitas, método

explícito. Este método divide la placa en  $m$  elementos de igual volumen constituyendo el arreglo unidimensional que se puede observar en la figura 33.

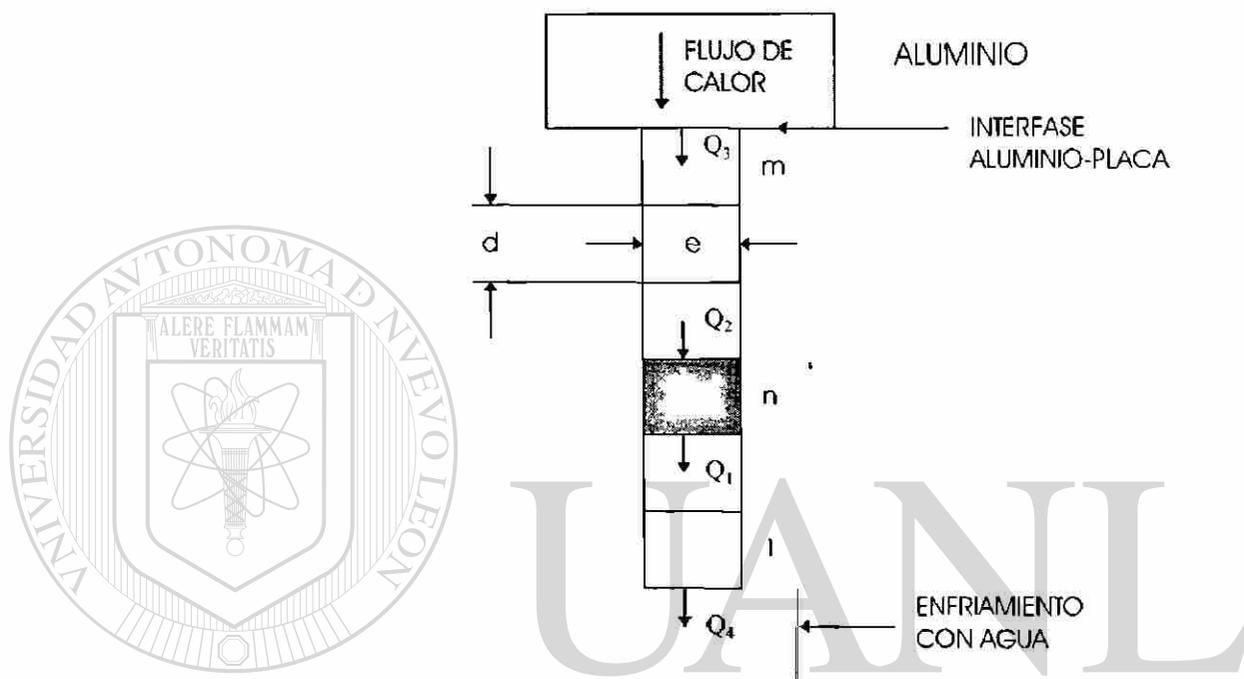


Figura 33. Flujo de calor a través de la placa o templadera.

El calor que fluye de la aleación de aluminio vaciada es representado en la figura 33 como  $Q_3$  y el flujo de calor en la superficie inferior de la placa es representado por  $Q_4$ . El calor que fluye a la placa es determinado por:

$$q_i = H_i (T_a - T_s) \quad (17)$$

donde  $H_i$  y  $q_i$  son los coeficientes de transferencia de calor y el flujo de calor respectivamente, y  $T_a$  y  $T_s$  son las temperaturas en la superficie inferior de la aleación y la temperatura de la superficie superior de la placa respectivamente.

De la misma manera, el calor perdido en la superficie inferior de la placa es calculado por:

$$q_b = H_b (T_s - T_b) \quad (18)$$

donde  $q_b$  y  $H_b$  son el flujo de calor y los coeficientes de transferencia de calor respectivamente y  $T_s$  y  $T_b$  son las temperaturas de la superficie inferior de la placa y la temperatura del agua utilizada como enfriamiento ( ver figura 33 ).

El flujo de calor a través del elemento marcado como  $n$  en la figura 33 durante un intervalo de tiempo  $\delta t$  está dado por:

$$Q_1 = (T_n - T_{n-1}) e l k \delta t / d \quad (19)$$

$$Q_2 = (T_{n+1} - T_n) e l k \delta t / d \quad (19a)$$

donde  $Q_2$  y  $Q_1$  son el calor que fluye hacia el elemento  $n$  y el calor que sale de dicho elemento respectivamente, cuyas dimensiones son  $d$ ,  $e$  y  $l$  ( ver figura 33 );  $T_{n+1}$ ,  $T_n$  y  $T_{n-1}$  son las temperaturas en los elementos  $n+1$ ,  $n$ , y  $n-1$ , además  $k$  es la conductividad térmica del acero en función de la temperatura.

El calor ganado o perdido por cualquier superficie se calcula por la siguiente expresión:

$$Q_x = q_x e l \delta t \quad (20)$$

donde el subíndice  $x$  indica una superficie determinada. Además la temperatura al término de un intervalo de tiempo ( $T_n^*$ ) en un elemento  $n$  esta dada por:

$$T_n^* = T_n + (\Sigma Q)/(d e l \rho s) \quad (21)$$

donde  $\Sigma Q$  es la cantidad de calor perdida o ganada por un elemento determinado,  $\rho$  es la densidad de la placa de acero y  $s$  su calor específico.

Por otro lado el intervalo de tiempo entre cada iteración ( $\delta t$ ) depende de las propiedades del material y del número y tamaño de los elementos en los cuales se dividió la placa; y la expresión utilizada es la siguiente:

$$\delta t \leq d^2 ((m-0.75)\rho s / (2mk)) \quad (22)$$

#### 4.6 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para la realización de las pruebas de vaciado se diseño un molde que además de su utilización en los ensayos de transferencia de calor durante la solidificación de la aleación de Al-Si, también cumpliera con las expectativas en otros tipos de ensayos como son refinación y modificación en este tipo de aleaciones y cuyas pruebas son reportadas por E. Velasco [47]. Este molde se elaboro de arena AFS grado 50 ( tamiz de 0.297mm de apertura ) y su construcción geométrica permite que la aleación presente condiciones críticas de turbulencia durante el llenado además de poseer una simetría en la cual se pueden obtener resultados semejantes por ambos lados de la pieza vaciada, por lo que se puede hacer una análisis distinto en cada lado sin la necesidad de vaciar dos veces.

Las pruebas se llevaron a cabo por medio de un arreglo experimental, el cual consiste de una placa de acero de bajo carbono de 51 mm de espesor utilizada como medio de enfriamiento, un molde de arena cuyas características se describieron anteriormente y una serie de termopares tipo K, los cuales se utilizaron para registrar las distintas temperaturas en el arreglo en las distintas localizaciones estratégicas, como son en la interfase entre placa y aleación y a 1.5, 3, y 4.75 cm de la interfase respectivamente.

Los termopares tipo k se conectaron a cada uno de los diferentes módulos instalados en un dispositivo electrónico (ver figura 29) para acondicionar la señal analógica y posteriormente alimentar una señal de voltaje a una tarjeta I/O multifuncional analógica-digital (ver figura 30a), la cual fue instalada en una computadora personal, donde los resultados de estas mediciones fueron procesados hasta obtener las curvas de enfriamiento correspondientes.

En la figura 34 se puede observar el arreglo experimental, el diseño del molde y la posición esquemática de los termopares, además se puede ver en la parte inferior de la placa el chorro de agua utilizada como medio de enfriamiento.

La aleación de aluminio cuya composición química ésta sumariada en la Tabla 5 se vertió en el molde de arena cuyas dimensiones son de 12x12 cm y cuya figura esquemática puede apreclarse en la figura 34; las condiciones de la prueba se reportan en la Tabla 8.

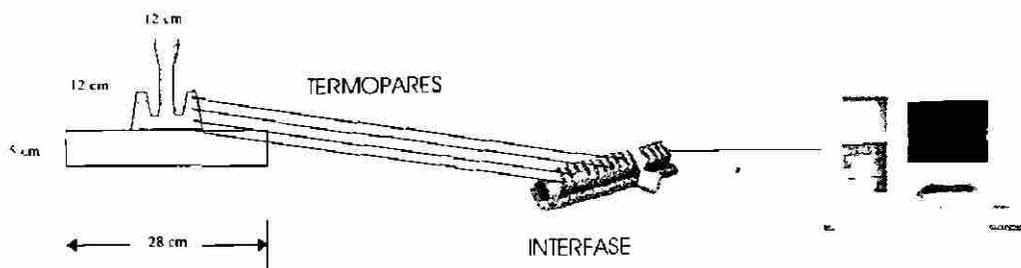


Figura 34 Dispositivo experimental utilizado durante las pruebas de vaciado.

Tabla 8. Condiciones de prueba.

Enfriamiento	Agua
Temperatura de vaciado	650°C
Temperatura del agua	35°C
Temperatura ambiente	31°C
Tiempo total	300 seg.
Tiempo de vaciado	7 seg.

En la figura 35 se observa la geometría de la pieza ya solidificada obtenida en éste experimento.

#### 4.6.1 ANALISIS DEL ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO

Una vez terminadas las pruebas de análisis térmico, la pieza fue seccionada transversalmente en ambos lados como se aprecia en la figura 36. La muestra se desbaste con lijas de carburo de silicio de 180, 320, 600 y 1200 respectivamente y se pulió con alumina de  $1\ \mu\text{m}$  y jabón suave. Posteriormente se analizaron las muestras a 1, 3.5 y 4.75 cm de la base (puntos de localización de los termopares) con un microscopio óptico metalografico NIKON<sup>MR</sup> y un analizador de imágenes Quantimet<sup>MR</sup> para realizar las mediciones de EDS correspondientes a estas distancias.

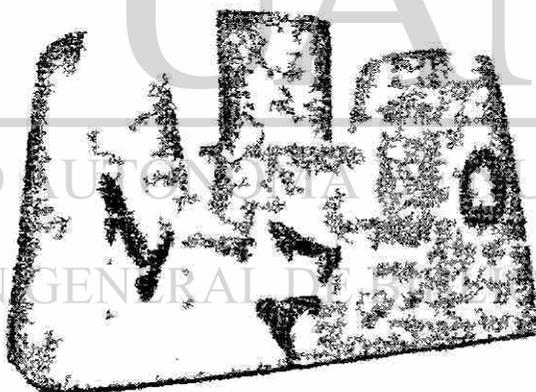


Figura 35. Geometría de la pieza obtenida durante el vaciado de la aleación de aluminio.

#### 4.7 CONSTRUCCION DEL MODELO SOLIDO POR COMPUTADORA

Para poder realizar las simulaciones del proceso de solidificación tanto del arreglo de solidificación unidireccional llevado a cabo por S. Cano [46], como del dispositivo experimental utilizado en este trabajo, se crearon las geometrías utilizando el sistema de CAD que posee el paquete de simulación de solidificación MAGMA.

En las figuras 37 y 38 se puede observar las construcciones de ambos dispositivos experimentales, incluyendo el molde, aleación, medios de enfriamiento y, en el caso de la solidificación unidireccional, el molde de alumina y el aislamiento utilizados para cumplir con las condiciones requeridas

Los datos termofísicos de todos los elementos involucrados en ambas pruebas fueron capturados, así como otros parámetros de suma importancia en las pruebas, como son temperatura de vaciado, temperatura de sólidos y de líquidos, etc. En la figura 39 se puede observar el procedimiento realizado en la alimentación de dichos parámetros.

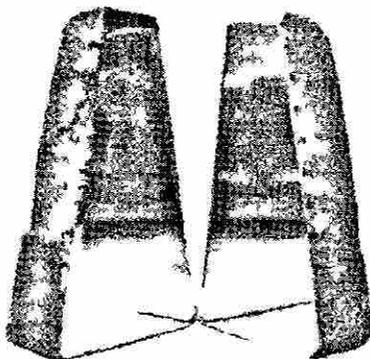


Figura 36. Sección transversal de la pieza vaciada utilizada para las mediciones del EDS.

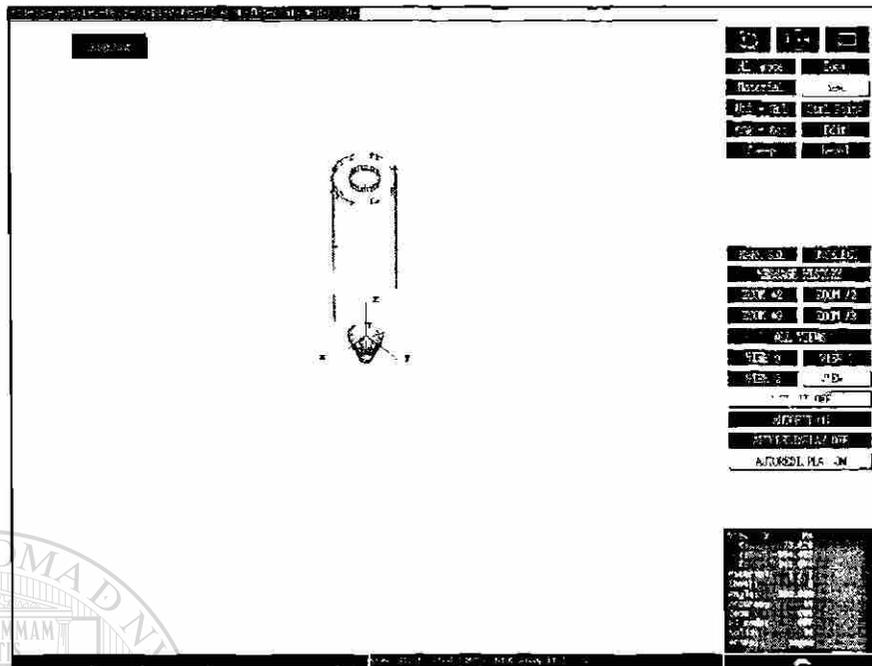


Figura 37. Construcción del dispositivo experimental utilizado por S. Cano [46] en sus pruebas de solidificación unidireccional.

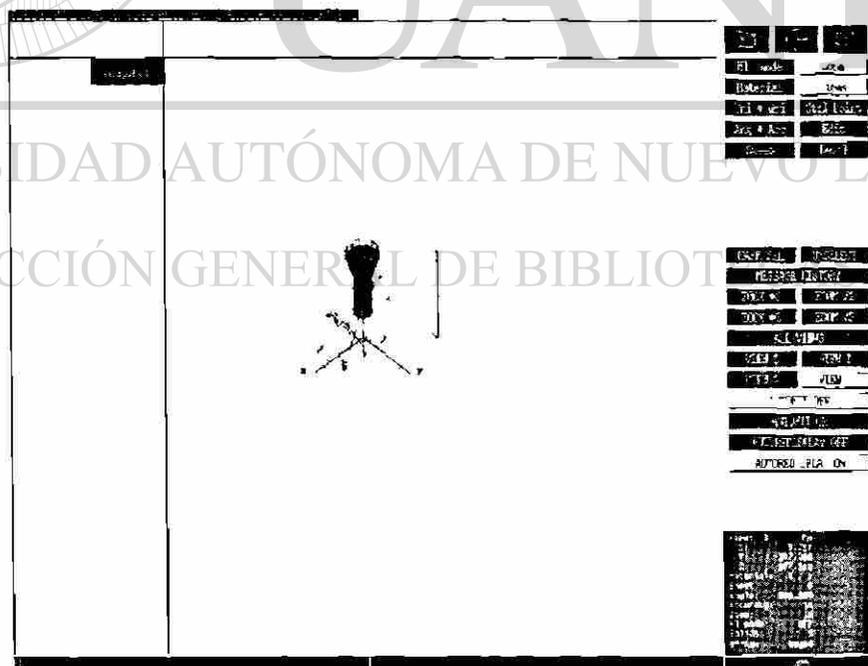


Figura 38. Construcción del dispositivo experimental utilizado en este trabajo.

## 4.8 MALLADO Y PARAMETROS TERMOFISICOS

Otro aspecto muy importante a considerar durante la simulación de los arreglos experimentales, además de las propiedades de cada componente, es el mallado de los mismos y la definición de las condiciones de frontera. En las figuras 40 y 41 se aprecian los parámetros utilizados durante la creación del mallado de cada componente y las condiciones de frontera establecidas durante la simulación respectivamente.

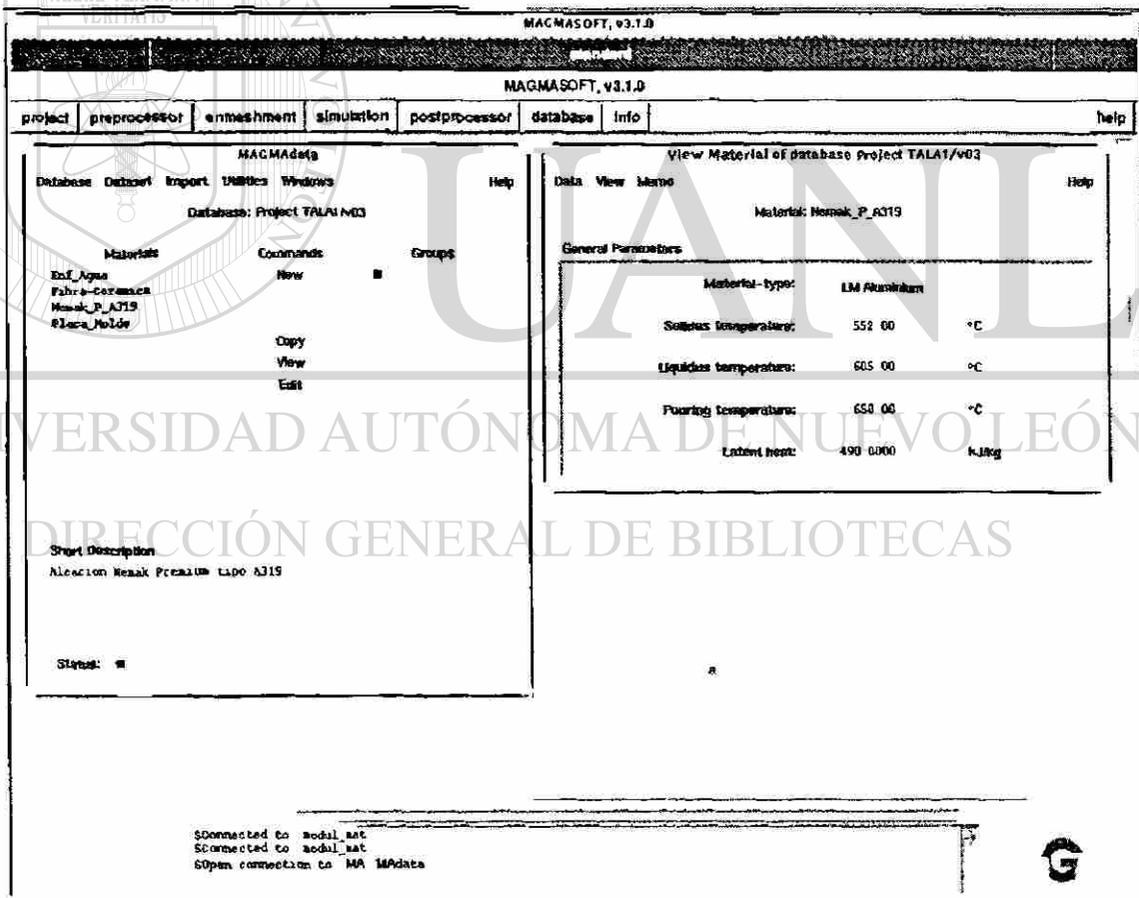


Figura 39. Módulo de datos en el paquete de simulación de solidificación (MAGMA).

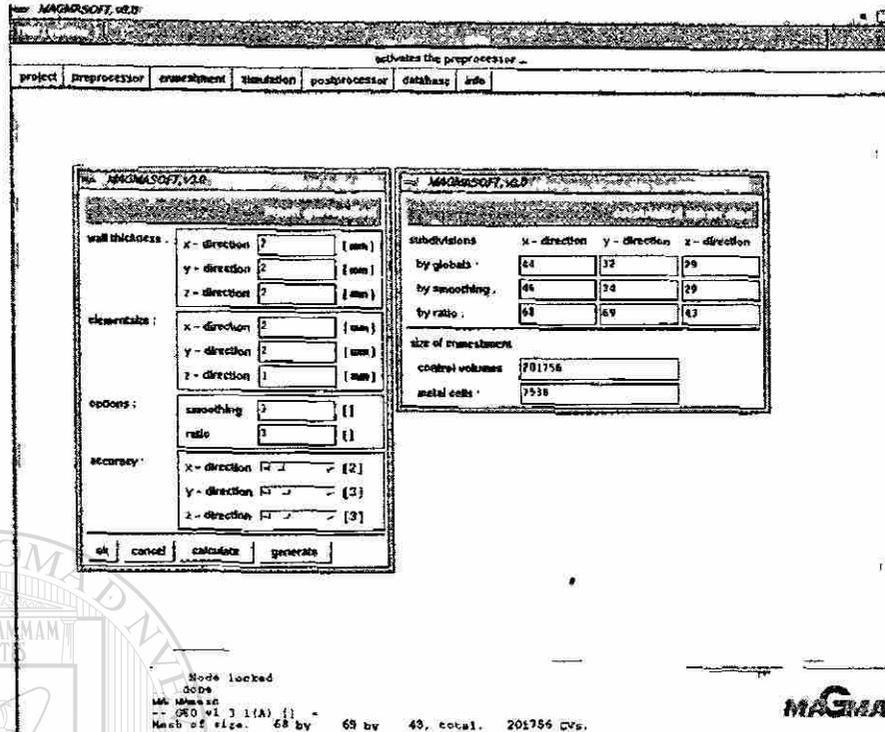


Figura 40. Parámetros involucrados durante el mallado de cada elemento.

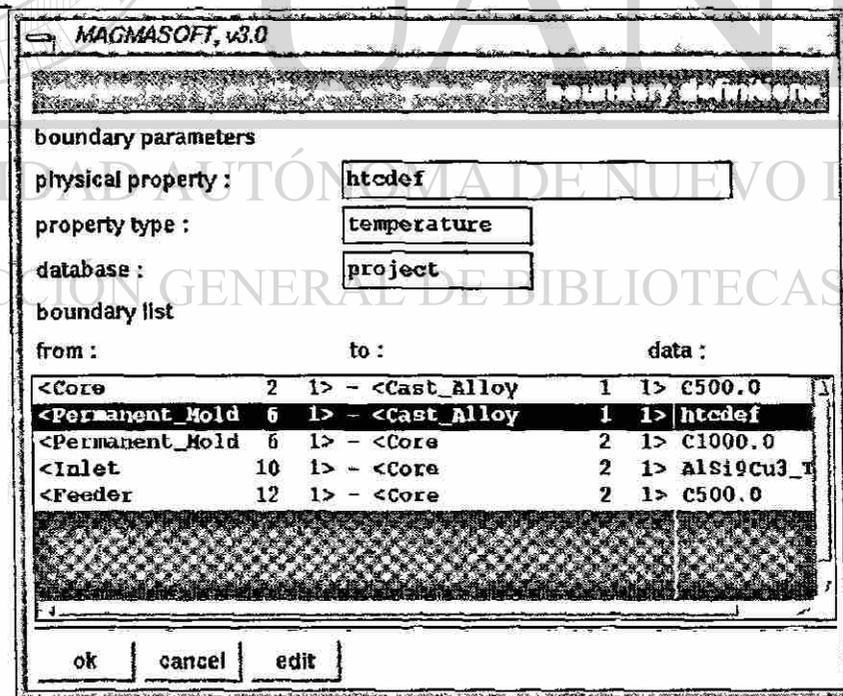


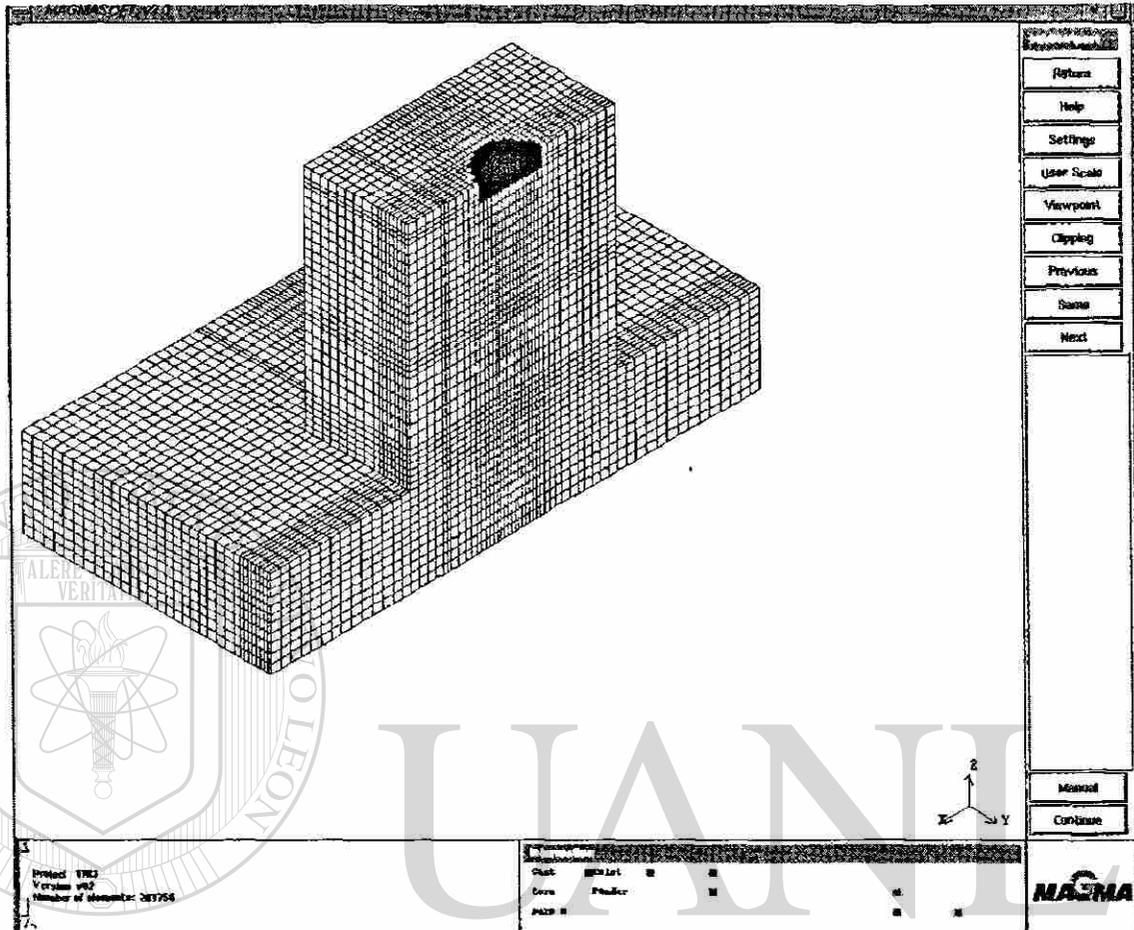
Figura 41 Definición de las condiciones de frontera durante la simulación.

En la figura 42 se observa el mallado realizado para la simulación de la prueba unidireccional.



Figura 42. Mallado del dispositivo experimental utilizado en la prueba de ensayos unidireccionales.

En forma similar, la figura 43 representa el mallado realizado para las simulación de los ensayos de análisis térmicos que se llevan a cabo en este trabajo.



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
 Figura 43. Mallado del dispositivo experimental empleado en este trabajo.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

# CAPITULO 5

## RESULTADOS Y DISCUSION

### 5.1 INTRODUCCION

En este capítulo se analizan los resultados que se obtuvieron al realizar la experimentación descrita en el capítulo anterior. También se presentan los resultados obtenidos al llevar a cabo la modelación del flujo de calor en el arreglo experimental y los resultados obtenidos al simular dichas pruebas en un paquete comercial de solidificación ( MAGMA ), así como la influencia de tales resultados en la calidad de las piezas vaciadas.

### 5.2 MODELACIÓN DEL FLUJO DE CALOR

Como se mencionó anteriormente, el punto de partida para la evaluación de los coeficientes de transferencia de calor en este trabajo fueron las curvas de enfriamiento reportadas por S. Cano [46] en su trabajo de solidificación unidireccional realizado en este tipo de aleaciones. En la figura 44 se observan las curvas de enfriamiento de dicha prueba, obtenidas con el arreglo experimental mostrado esquemáticamente en la figura 37.

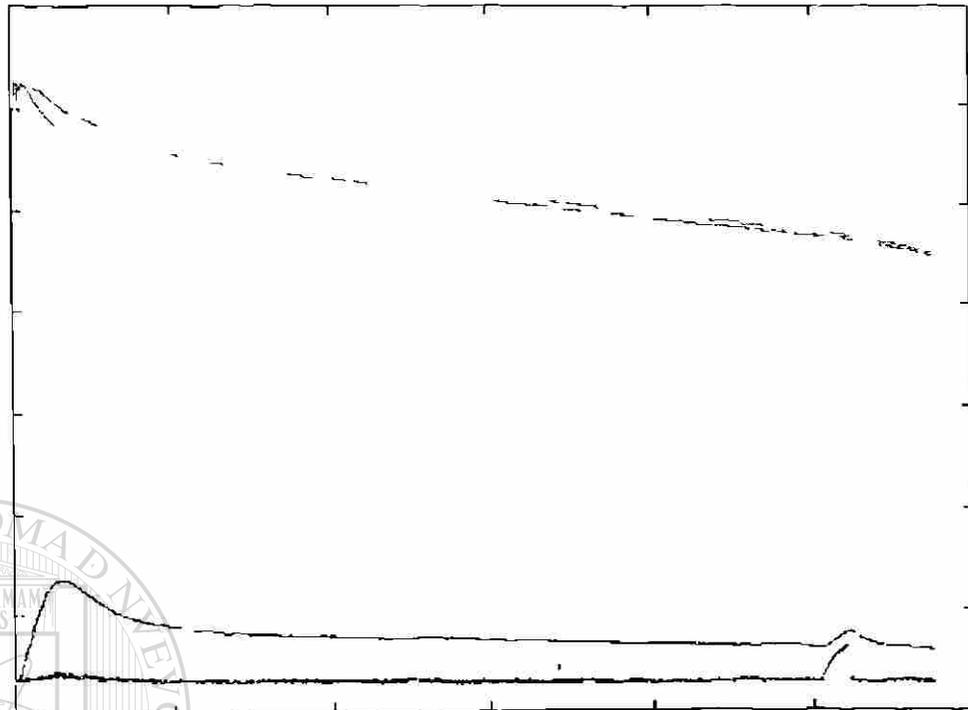


Figura 44. Temperaturas registradas durante la prueba realizada por S. Cano [46].

Durante esta prueba de solidificación unidireccional se colocaron ocho termopares en distintas localizaciones. Las dos curvas inferiores en la figura 44 corresponden a las temperaturas registradas en la superficie inferior de la placa (enfriada por agua) y al centro de la placa respectivamente. Por otro lado, las seis curvas restantes corresponden a las temperaturas registradas en la interfase aluminio-placa, y a distancias de 10, 20, 40, 80 y 120 mm de la superficie de la placa, respectivamente.

La resistencia al flujo de calor en la interfase existente entre la placa y la aleación, representada principalmente por los coeficientes de transferencia

de calor, se evaluó por medio de un modelo de diferencias finitas ( método explícito ) cuyas características fueron descritas en el capítulo 4.

En la figura 45 se observa la simulación de la prueba de ensayos unidireccionales después de haber transcurrido 1500 segundos de que se inicio la prueba. Los resultados obtenidos por este modelo son mostrados en cuatro secciones distintas.

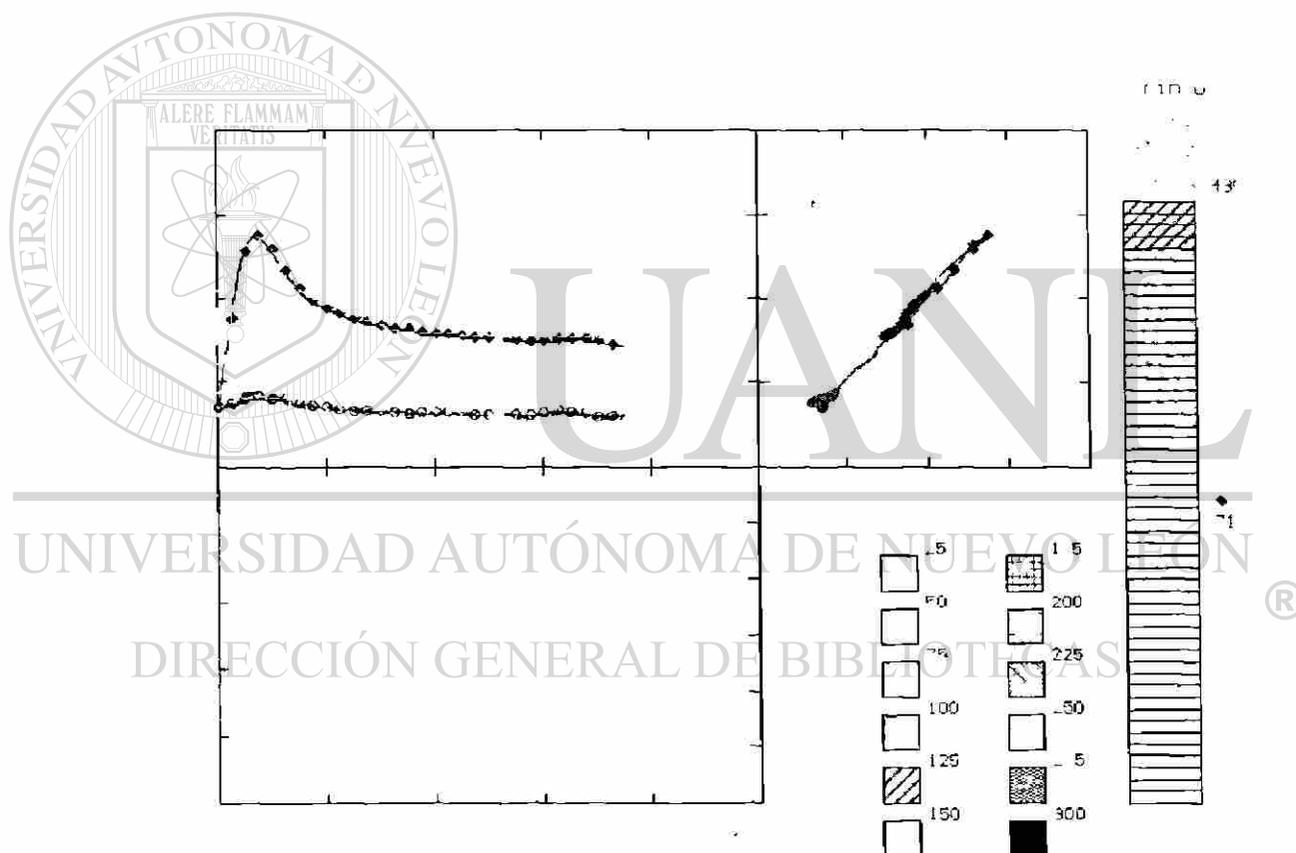


Figura 45. Simulación de la prueba de solidificación unidireccional por medio de un modelo de diferencias finitas.

En la primer sección ( esquina superior izquierda ) se grafican en forma de rombos y círculos las temperaturas registradas por los termopares colocados en la parte inferior y al centro de la placa durante la experimentación. De la misma manera son graficadas en forma de líneas continuas las temperaturas correspondientes a las predicciones del modelo. Por otro lado la correlación existente entre las mediciones de los termopares y las predicciones del modelo se representan en la gráfica de la parte superior de la derecha de la pantalla de salida. En la parte inferior izquierda se presentan, en función del tiempo, los coeficientes de transferencia de calor utilizados por el modelo y la gráfica de la derivada temporal (  $dT/dt$  ) de la curva de enfriamiento existente en la interfase placa-aleación.

Por último, para tener una idea clara del gradiente térmico existente en la placa de acero, la figura esquemática de la derecha presenta la evolución térmica de la placa de acero a lo largo de la prueba. Las temperaturas mostradas en el extremo derecho de dicha figura corresponden a las mediciones en la parte inferior de la placa, en el centro y en la interfase respectivamente.

## UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

En la figura 46 se muestran los coeficientes de transferencia de calor resultantes en función de la temperatura y del tiempo necesarios para simular los ensayos de solidificación unidireccional y obtener los resultados acordes a la experimentación realizada. En las figuras 47 y 48 se presentan las gráficas de la derivada temporal de la curva de enfriamiento ( $dT/dt$ ) en función de la temperatura y el tiempo respectivamente, para el termopar localizado en la interfase. Los puntos marcados como A, B y C en ambas gráficas corresponden a las condiciones bajo las cuales se inicia la formación de aluminio primario y el inicio y fin de la reacción eutéctica [46] respectivamente y son utilizadas como referencia para el cambio en los coeficientes de transferencia de calor, figura 46.

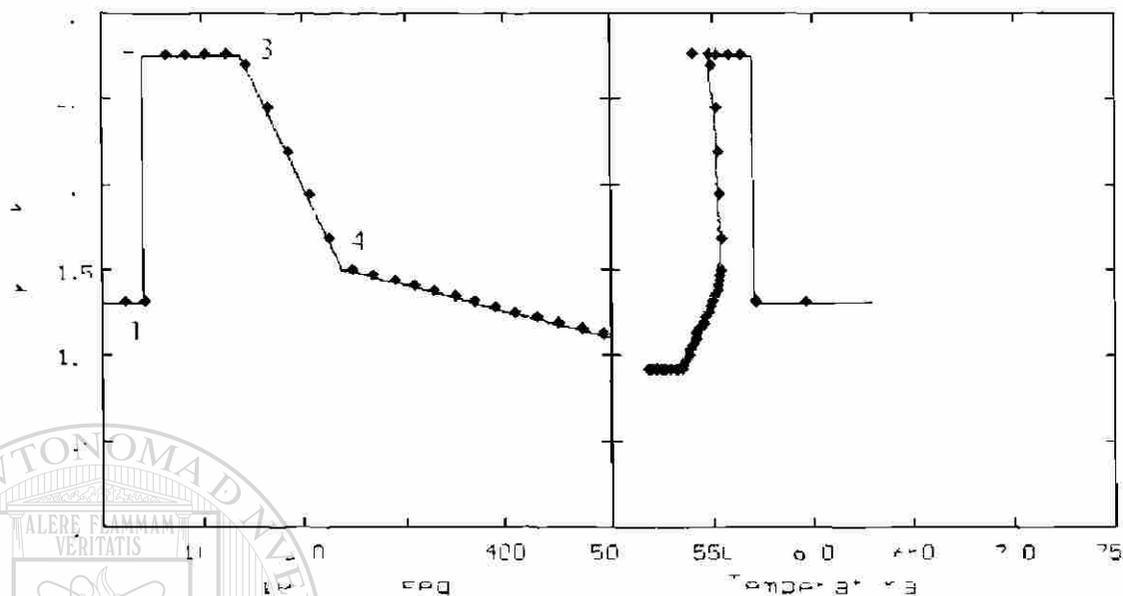


Figura 46. Coeficientes de transferencia de calor utilizados en el modelo de diferencias finitas.



Figura 47. Derivada temporal de la curva de enfriamiento del termopar localizado en la interfase.

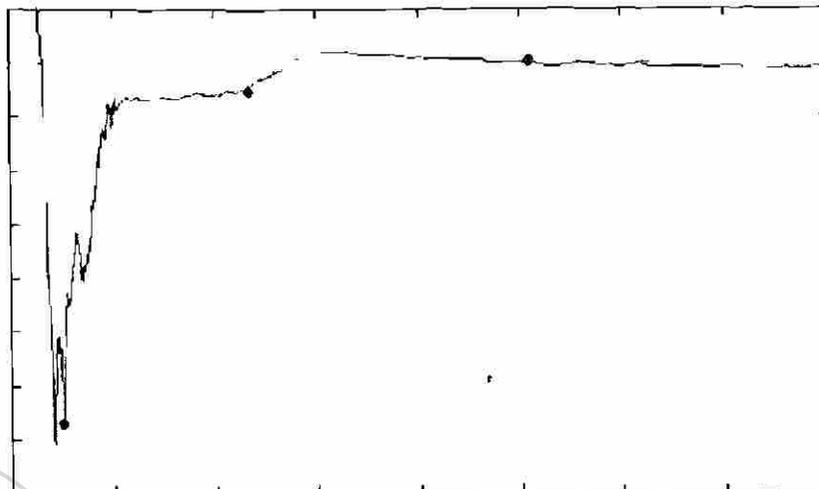


Figura 48. Derivada temporal contra tiempo de la curva de enfriamiento del termopar localizado en la interfase.

Por otro lado, en la figura 49 se pueden observar las predicciones de las temperaturas en la placa, en forma de líneas continuas, de acuerdo al modelo de diferencias finitas, así como los datos de temperaturas obtenidos experimentalmente (círculos y rombos).

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Es importante hacer notar que el modelo de diferencias finitas muestra que el coeficiente de transferencia de calor no es constante, sino que cambia con el tiempo y la temperatura, lo que indica la dependencia de dicho coeficiente con los cambios estructurales que se llevan a cabo en la aleación durante su solidificación, ver figuras 46 a 48. Muestra de ello es la marcada disminución en el valor del coeficiente en el momento en el que se inicia la solidificación del eutéctico Al-Si y su posterior disminución al término de éste, como se puede observar en las gráficas de la parte inferior izquierda de la figura 45.

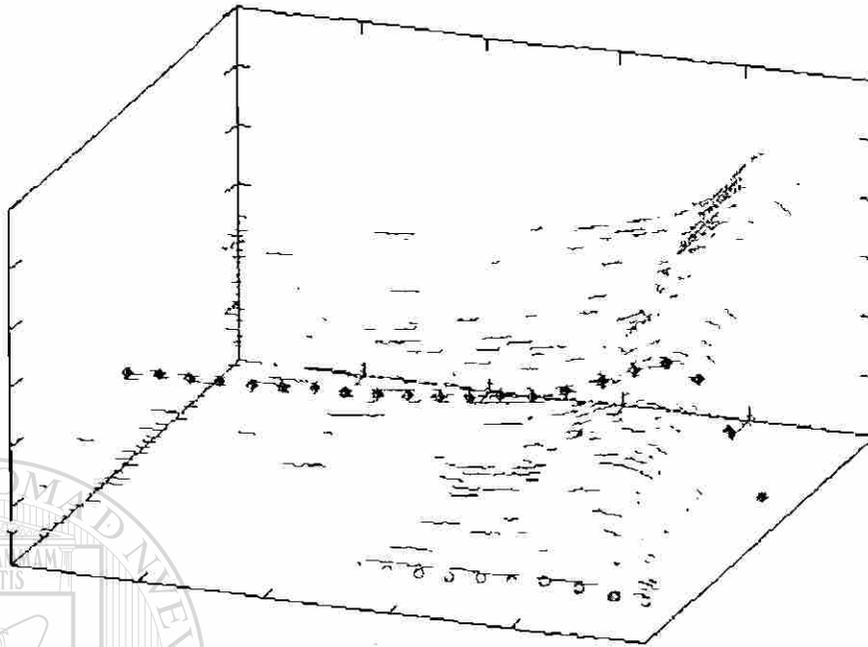


Figura 49. Predicciones de temperaturas en placa

Al realizar un análisis más detallado de las variaciones de los coeficientes de transferencia de calor utilizados por el modelo ( figura 46 ), es posible explicar dichos cambios partiendo del hecho de que al inicio de la prueba el material se encuentra en estado líquido (figura 50a) y la conducción de calor del mismo es menor comparada con la que se presenta en estado sólido [48], por lo que el coeficiente de transferencia de calor es bajo al iniciar las pruebas, como se puede ver en el punto marcado con el número 1 en la gráfica primera de la figura 46. Posteriormente, conforme empiezan a crecer las dendritas de aluminio (figura 50b) la transferencia de calor se incrementa, lo que se ve reflejado en el aumento

del coeficiente de transferencia de calor, como se puede observar del punto 1 al 2 en la figura 46. Tiempo después de iniciada la solidificación dendrítica, se puede observar en el punto 3 de la figura 46 que la transferencia de calor empieza a disminuir en el punto en el cual comienza la reacción eutéctica, figura 50c, lo que puede explicarse debido a que la conductividad de esta mezcla de fases es menor comparada con la del aluminio.

La disminución del coeficiente de transferencia de calor después de terminada la reacción eutéctica ( figura 45 ) se puede explicar en función de la generación de una capa de aire [49] entre la placa y la aleación, debida a la contracción de la pieza vaciada ( figura 50d).

Cabe mencionar que los coeficientes de transferencia de calor utilizados por este modelo concuerdan bastante bien con los ordenes de magnitud reportados por otros investigadores [39,40,45,46].



Figura 50. Mecanismos que afectan la transferencia de calor durante la solidificación.

### 5.3 SIMULACION POR MEDIO DEL PAQUETE MAGMA.

Una vez que se obtuvieron los coeficientes de transferencia de calor se llevó a cabo la simulación de la prueba unidireccional detallada en el capítulo 4 por medio del paquete comercial de solidificación (MAGMA). El arreglo experimental y el mallado pueden observarse en las figuras 37 y 42.

En la figura 51 se observan las curvas de enfriamiento obtenidas por el paquete de simulación, y en la figura 52 se presenta una comparación con los resultados obtenidos experimentalmente.

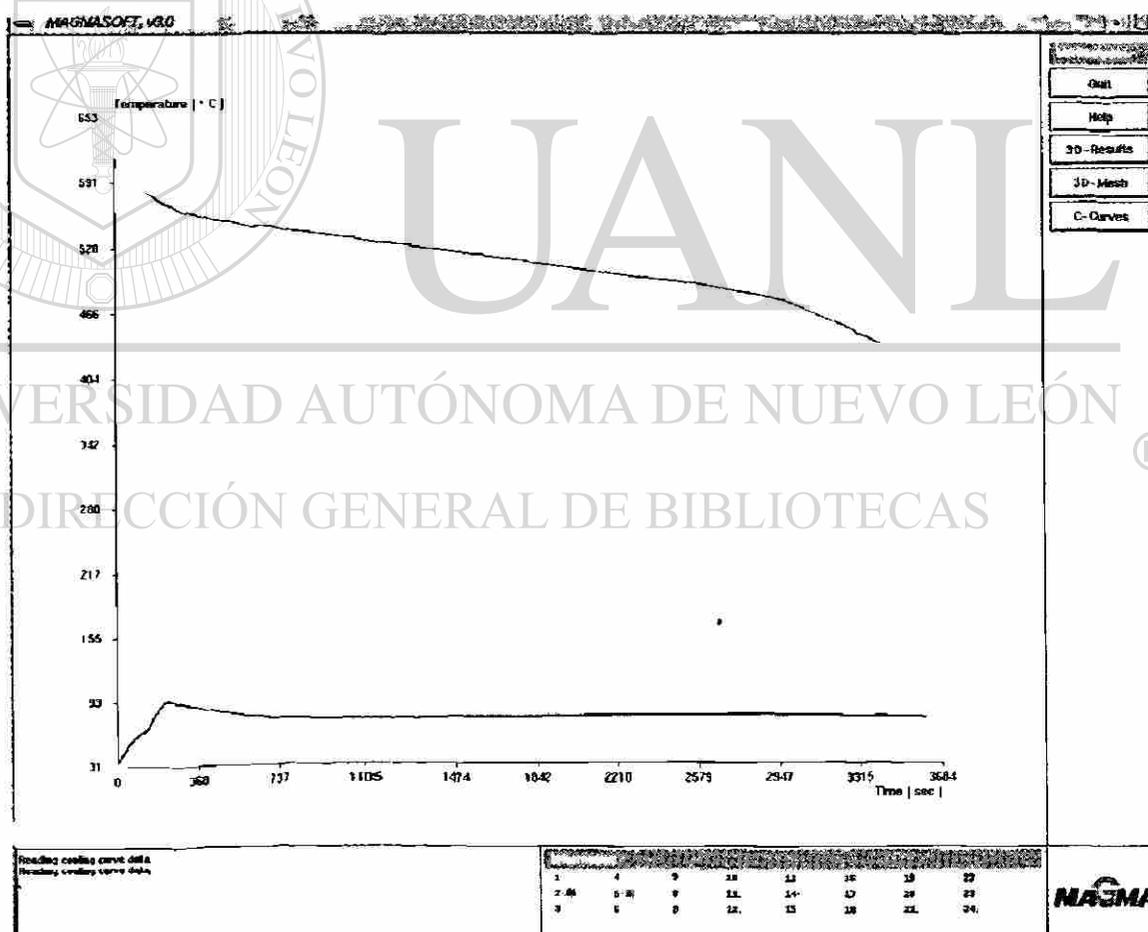


Figura 51. Curvas de enfriamiento obtenida por MAGMA en la simulación de pruebas unidireccionales.

Los coeficientes de transferencia de calor obtenidos por el modelo de diferencias finitas fueron ajustados para poder calibrar el paquete comercial de solidificación, esto debido a que el modelo es relativamente simple y no contempla la evolución del calor latente durante la solidificación de la aleación. La importancia del modelo de diferencias finitas radica en la detección de los cambios en el coeficiente de transferencia de calor durante la solidificación. En la figura 52 se puede observar la buena correlación existente entre los resultados experimentales y los resultados obtenidos por el paquete de simulación de solidificación.

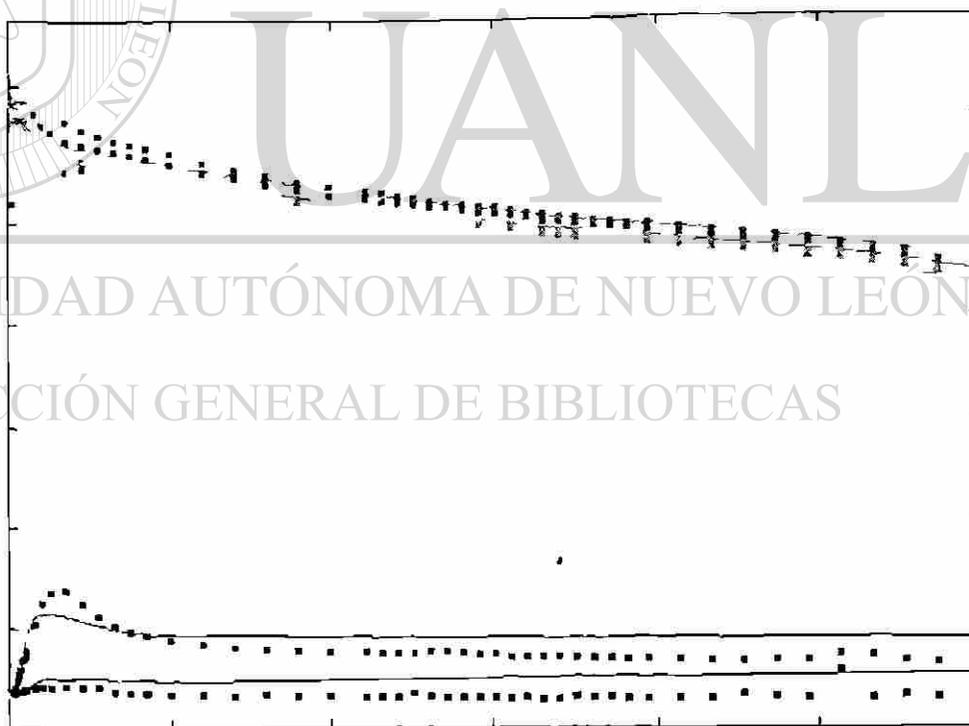


Figura 52. Comparación entre los datos experimentales (cuadros) y las curvas obtenidas por el paquete de simulación MAGMA.

En la Tabla 9 se comparan los coeficientes de transferencia de calor obtenidos por el modelo de diferencias finitas y los utilizados en la calibración final para simular el arreglo experimental.

Tabla 9. Coeficientes de transferencia de calor utilizados por el modelo y en la calibración final de MAGMA.

TEMPERATURA ( °C )	MAGMA ORIGINALES ( W/m <sup>2</sup> .°K )	MODELO ( W/m <sup>2</sup> .°K )	MAGMA ( W/m <sup>2</sup> .°K )
25	500	907	307
533	1500	907	307
543	2000	1500	900
554	2250	2750	2150
570	2300	2750	2150
750	2500	1300	1000
2000	2500	1300	1000

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 5.4 VALIDACION

Una vez conseguida la calibración final del paquete comercial, se procedió a realizar una serie de pruebas con una geometría distinta, para así poder validar los coeficientes de transferencia de calor finales. La construcción del arreglo experimental y la geometría de la pieza vaciada son mostradas en la figuras 34 y 35 del capítulo 4.

Por otro lado las curvas de enfriamiento registradas por el equipo de adquisición de datos y las curvas de enfriamiento que se obtuvieron por medio del MAGMA se muestran en las figuras 53 y 54 respectivamente.



Figura 53. Curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente durante la prueba realizada.

Como se muestra gráficamente en la figura 55, en base a una comparación entre las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente (cuadros) y las curvas de enfriamiento obtenidas por el MAGMA se puede concluir que la calibración del paquete comercial es esta dentro de los límites aceptables.

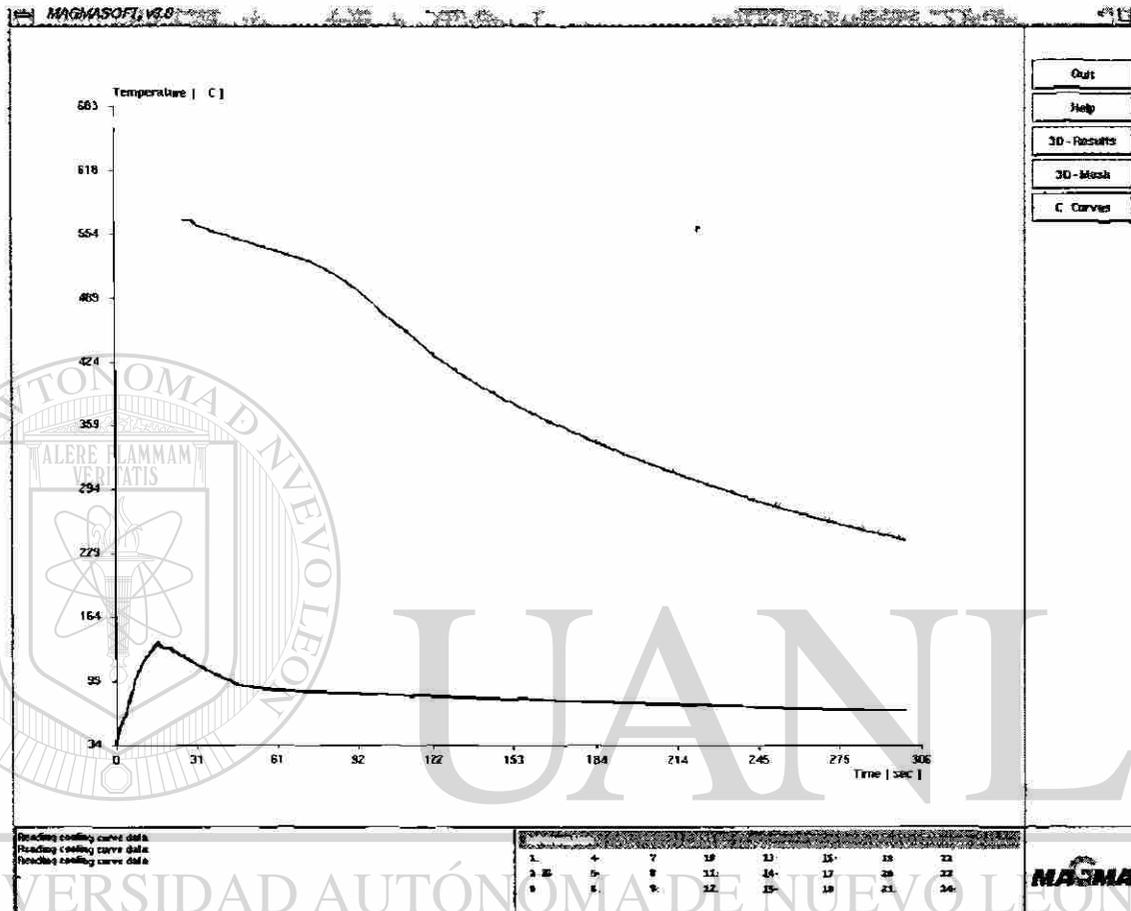


Figura 54. Curvas de enfriamiento obtenidas por MAGMA.

En la figura 56 se muestran en forma de comparación los resultados que se obtendrían si se llevan a cabo simulaciones utilizando los datos termofísicos que recomienda el paquete de simulación (MAGMA). Al observar dichas gráficas ( líneas continuas ), estas predicen que la pieza se enfriará mas rápido de lo que realmente pasa según los datos experimentales ( cuadros ). Esto comprueba que la calibración fue correcta.

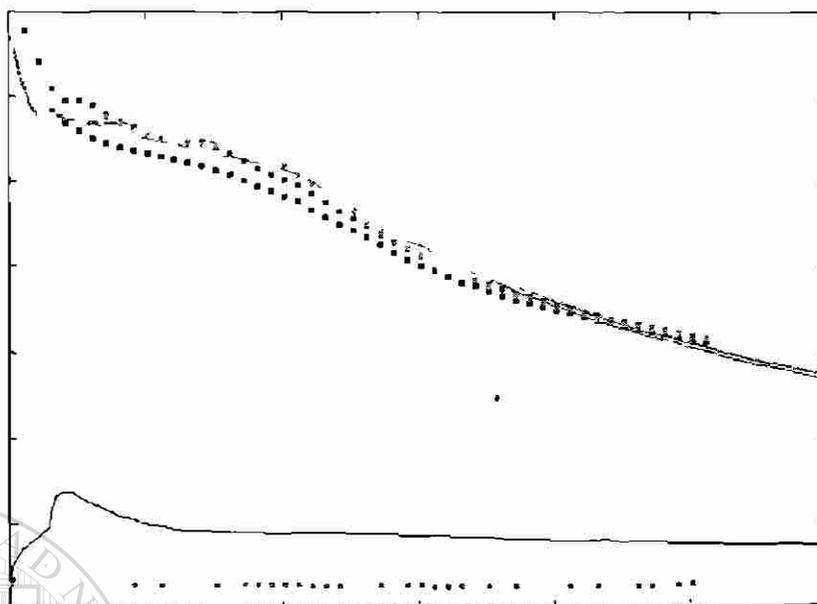


Figura 55. Comparación entre las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente (cuadros) y los resultados obtenidos por el paquete comercial de solidificación MAGMA.

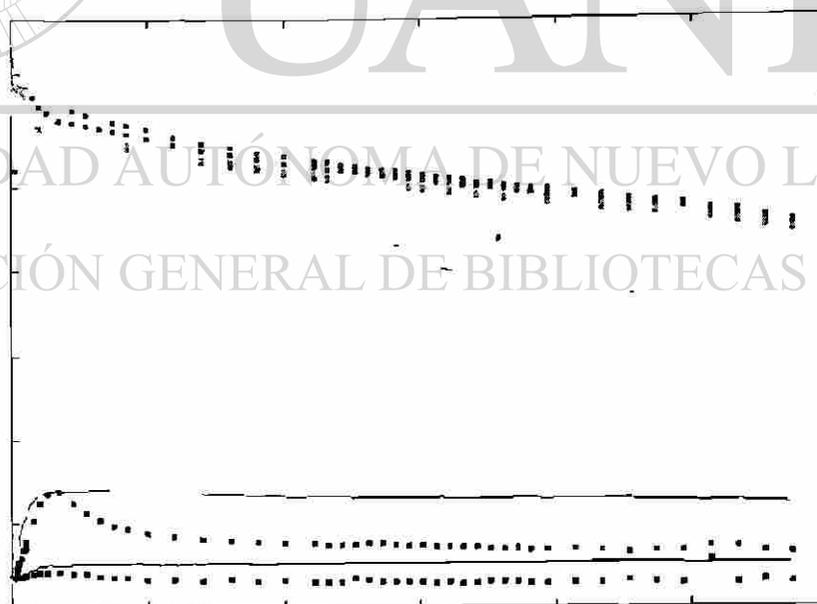


Figura 56. Comparación entre las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente (cuadros) y los resultados obtenidos por MAGMA, utilizando los datos antes de la calibración.

## 5.5 CALIDAD DE LA PIEZA VACIADA

Como se mencionó en capítulos anteriores, el espaciamiento dendrítico secundario ( EDS ) es una característica estructural muy importante e influye significativamente en las propiedades mecánicas de la pieza vaciada. Entre más fino sea el EDS, las propiedades mecánicas de la pieza serán mejores.

El espaciamiento dendrítico secundario se ve afectado principalmente por diversos parámetros dentro del proceso de solidificación, como son tiempo de solidificación local, gradientes de temperatura y velocidades de enfriamiento. Conocer la magnitud de estos parámetros es importante para predecir, modelar o simular el proceso.

Una vez calibrado el paquete de simulación, se obtuvieron los parámetros antes mencionados. En las figuras 57 y 58 se aprecian los mapeos que muestran las velocidades de enfriamiento y los tiempos de solidificación local al 100% de solidificación en la pieza. De la misma manera los gradientes de temperatura existentes en la pieza son mostrados en la figura 59.

Diversas investigaciones [13,52] acerca de las relaciones existentes entre el espaciamiento dendrítico secundario y los parámetros antes mencionados han demostrado que existen relaciones directas entre el EDS y el logaritmo del parámetro analizado, por lo que conociendo el valor de éstos, el espaciamiento dendrítico secundario puede ser evaluado [13,52].

Es ampliamente aceptado que al incrementar el enfriamiento en la aleación, el espaciamiento dendrítico tenderá a disminuir en aquellas

regiones más cercanas al enfriamiento. Al observar las figuras 57 y 58, donde las velocidades de enfriamiento y los tiempos de solidificación son mapeadas, se puede ver que en aquellas regiones cercanas a la placa se dan las velocidades mayores de enfriamiento, así como los tiempos de solidificación menores, indicando que las dendritas serán más finas cerca de la placa.

En la tabla 10 se muestran las mediciones del espaciamiento dendrítico secundario en la interfase placa-aleación, así como a 1, 3 y 4.75 cm de la placa.

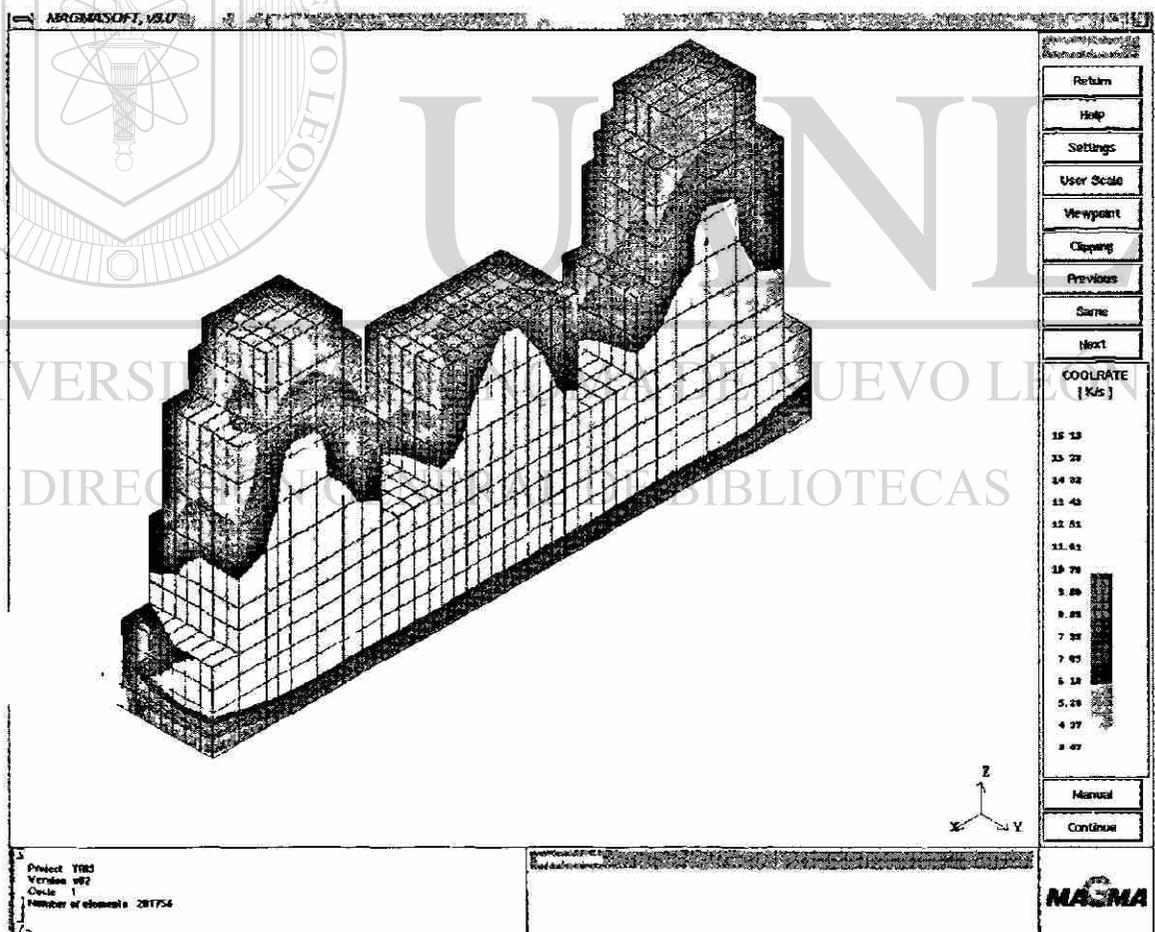


Figura 57. Velocidades de enfriamiento obtenidas por el MAGMA

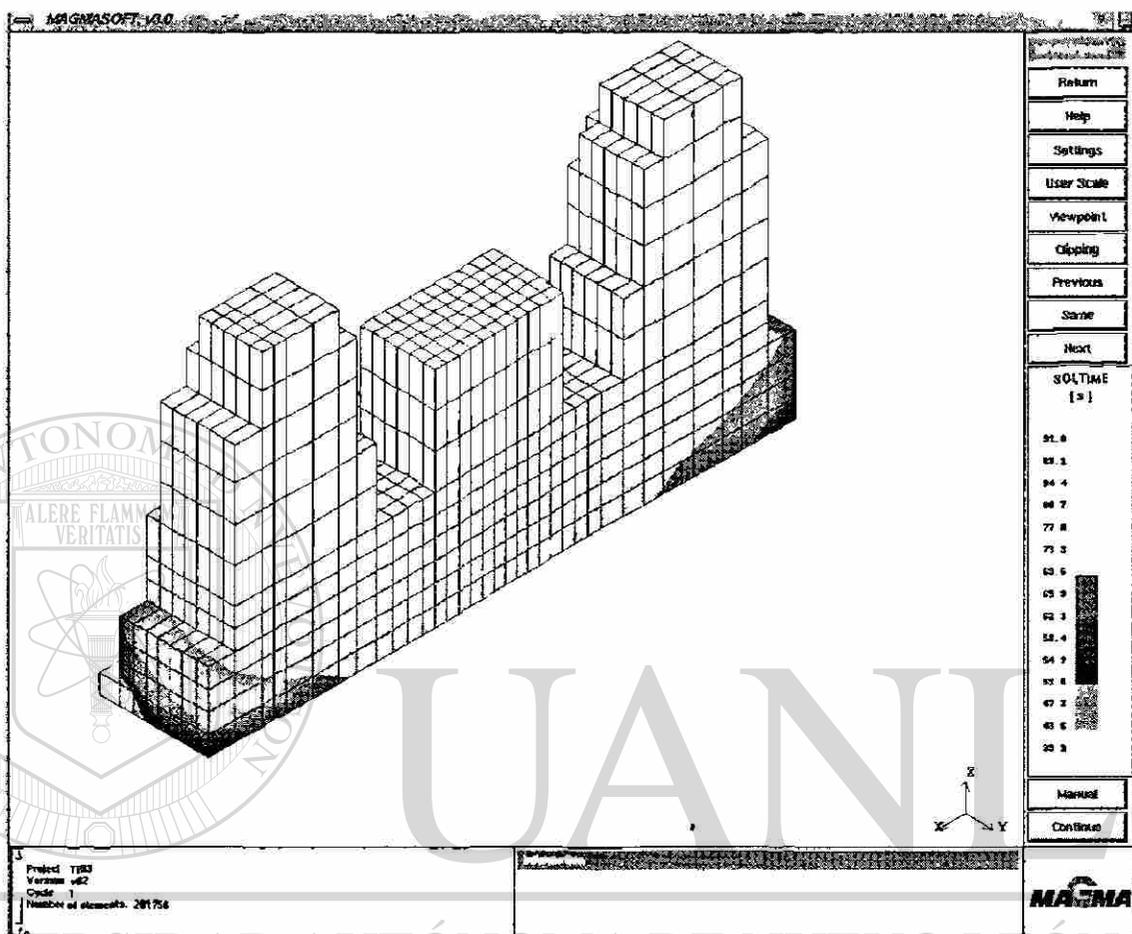


Figura 58. Tiempos de solidificación local obtenidos por MAGMA.

Tabla 10. Mediciones de espaciamento dendrítico secundario en la pieza vaciada

DISTANCIA DE LA PLACA ( cm )	EDS ( $\mu$ )
0.00	23.7
1.00	28.1
3.00	31.7
4.75	34.1

Como puede observarse en la tabla 10, las mediciones del espaciamiento dendrítico secundario reflejan lo que se espera al observar la figuras 57 y 58 donde el espaciamiento dendrítico va en aumento conforme la mediciones se alejan de la placa.

Las predicciones de las velocidades de enfriamiento y los tiempos de solidificación son muy importantes ya que por medio de ellas, como se mencionó anteriormente, es posible detectar aquellas regiones en donde las dendritas serían más finas y por ende saber que dichas regiones poseerán buenas propiedades mecánicas.

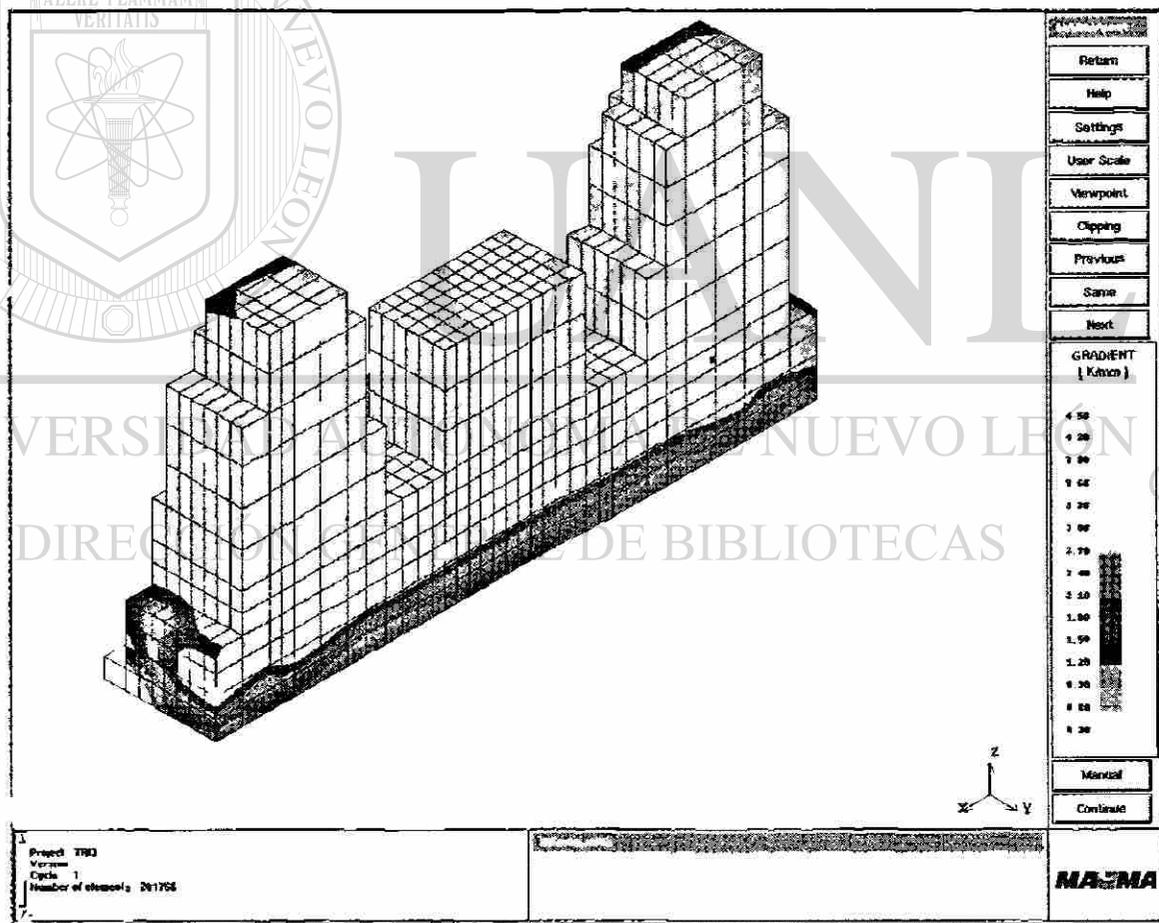


Figura 59. Predicción del gradiente de temperaturas existente en la pieza al 100% de solidificación según el MAGMA.

Por otro lado, un punto muy importante al mapear las velocidades de enfriamiento es la obtención de la eficiencia de los enfriadores (*chills*) y así poder apreciar si determinadas regiones de la pieza están recibiendo el enfriamiento adecuado o detectar las regiones que necesitaran de enfriamiento adicional.

Un aspecto relevante a considerar en la evaluación de la calidad en las piezas vaciadas, es la predicción de la porosidad. En este trabajo, la predicción de la microporosidad fue hecha utilizando el criterio Niyama [36], definido como la relación entre el gradiente de temperatura y la raíz cuadrada de la velocidad de enfriamiento. En la figura 60 se observan dichas predicciones.

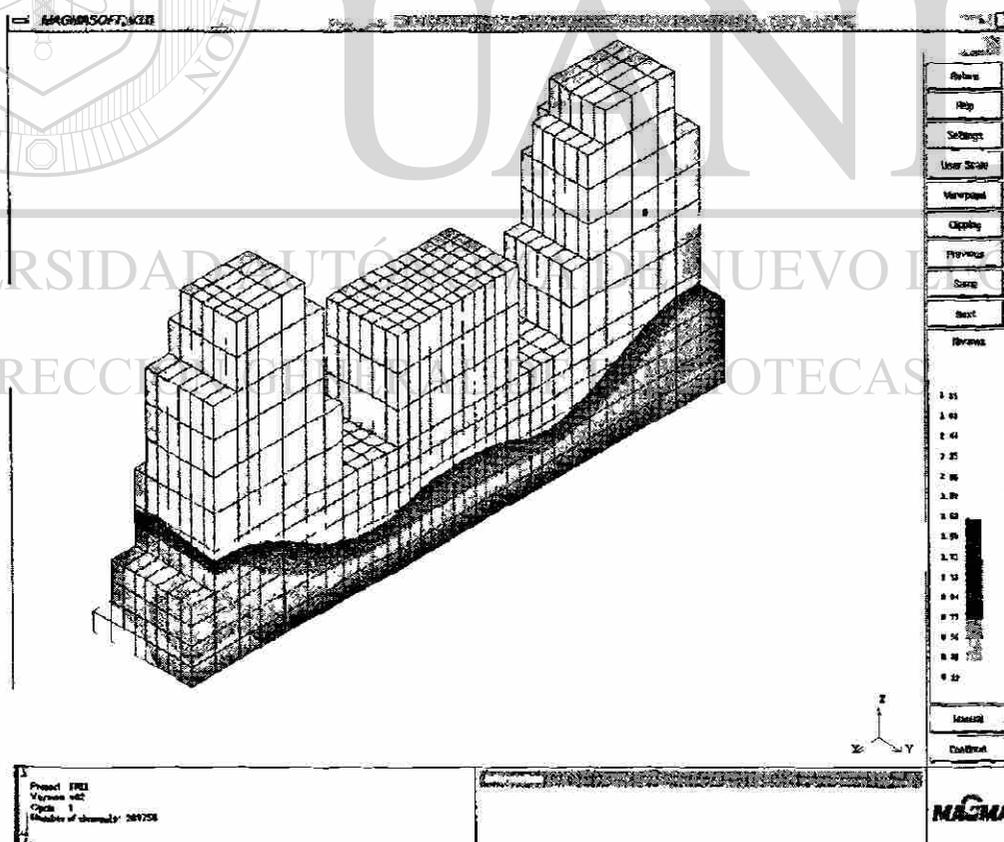


Figura 60. Evaluación de la porosidad según el criterio Niyama [36].

En base a este método, entre más baja sea la relación, la tendencia a la formación de microporosidades es mayor. En la figura 60 se observa que según las predicciones se obtendrá una mayor porosidad en las regiones intermedias a ambos lados de la pieza.

En la figura 61 se observa el corte de una de las muestras obtenidas durante la experimentación.

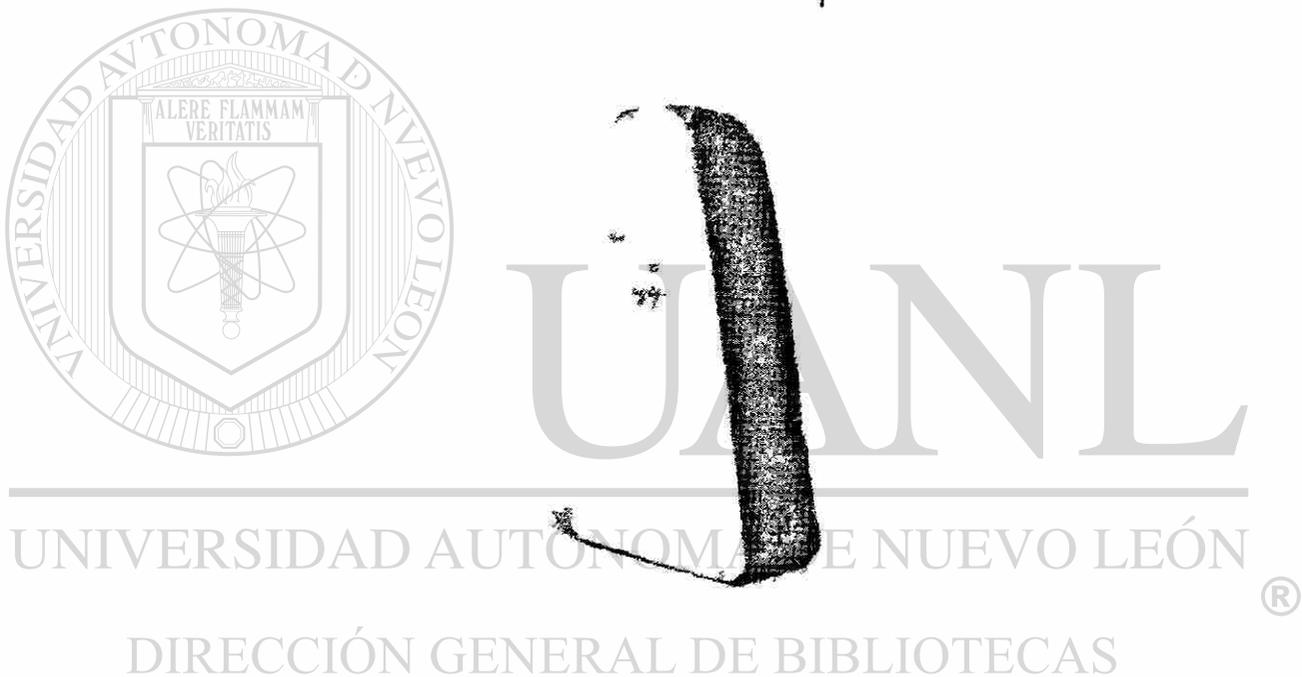


Figura 61. Porosidad presentada en uno de los cortes laterales de la pieza vaciada.

Observando la porosidad presentada en la pieza vaciada, se puede concluir que las predicciones de porosidad hechas por el paquete fueron aceptables.

Otro aspecto importante que se debe tomar en cuenta durante el vaciado, es poder predecir que región es probable que necesite de

alimentación adicional de material ( mazarota ) en la pieza a ser vaciada, ya que estas regiones son sitios potenciales para la formación de rechupes.

En la figura 62 se observa que los sitios en donde es posible que se necesite de mayor alimentación están en la parte central de la pieza en donde recibe la alimentación y en las regiones centrales de cada uno de los lados.



Figura 62. Cálculo de las regiones que pudieran necesitar alimentación adicional durante el vaciado.

Al analizar los resultados obtenidos por el paquete de solidificación, es necesario no pasar por alto el concepto de puntos calientes, los cuales están definidos, por aquellas regiones en donde existe material que se encuentra a una temperatura superior a la temperatura de líquidos, pero se encuentran con el problema de que están rodeadas por regiones que ya solidificaron. Mientras este material empieza a solidificar, se va contrayendo, pero no recibe ninguna alimentación extra de los alrededores, ya que éstos se encuentran en estado sólido, para compensar esa pérdida en volumen, lo que resulta en una porosidad por contracción.

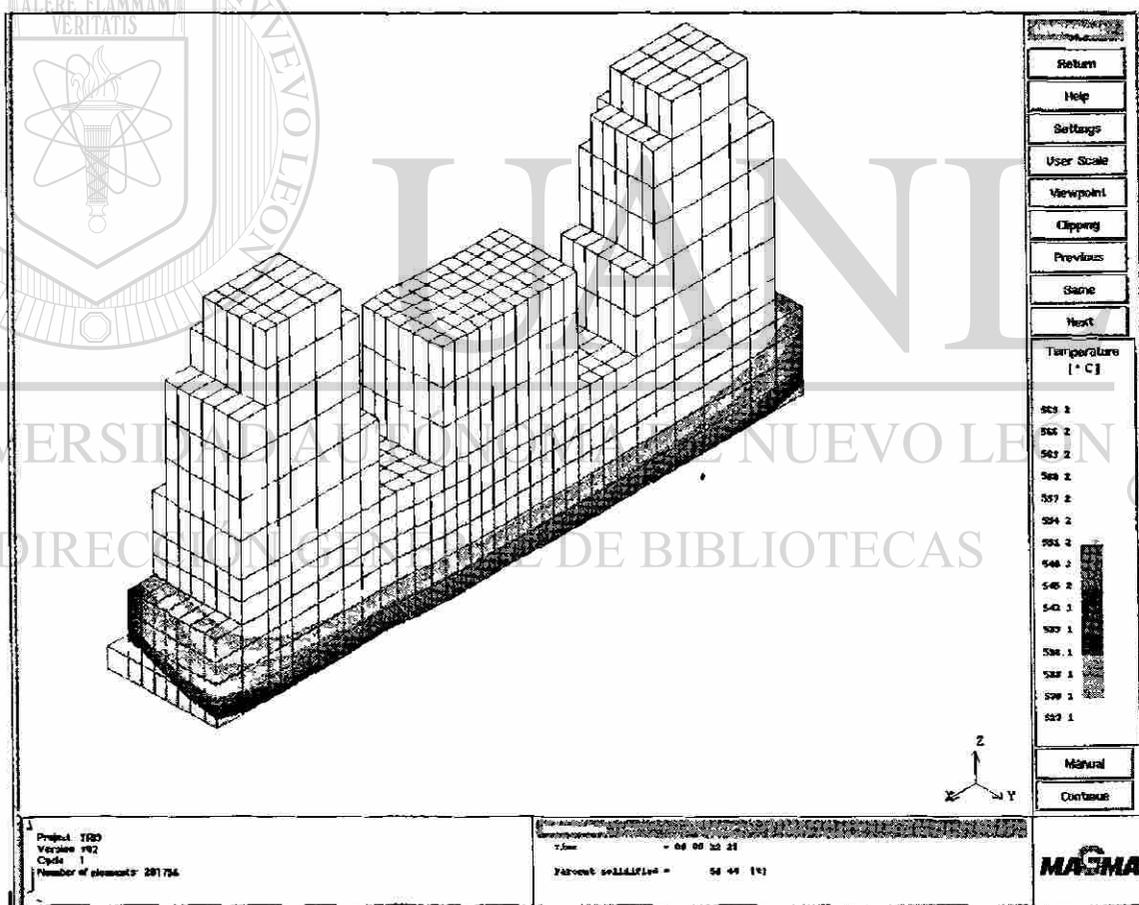


Figura 63. Mapas de temperaturas registradas en la pieza al 50% de solidificación

En la figura 63 se observa el tipo de mapeo de temperaturas necesario para poder detectar las regiones de puntos calientes, antes mencionadas. En esta figura se aprecia que en las regiones laterales de la pieza y en la parte central (alimentación) existe una zona que se encuentra a mayor temperatura que sus alrededores, por lo que la probabilidad de una porosidad por contracción es alta en dichas zonas.

En la figura 64 se mapea el tiempo que tardan en pasar las regiones de la pieza la región entre la línea de liquidus y solidus. Esta figura comprueba una vez más la hipótesis de que podría haber zonas de porosidad por contracción en las regiones antes mencionadas, ya que éstas tardan más tiempo en solidificar que sus alrededores.

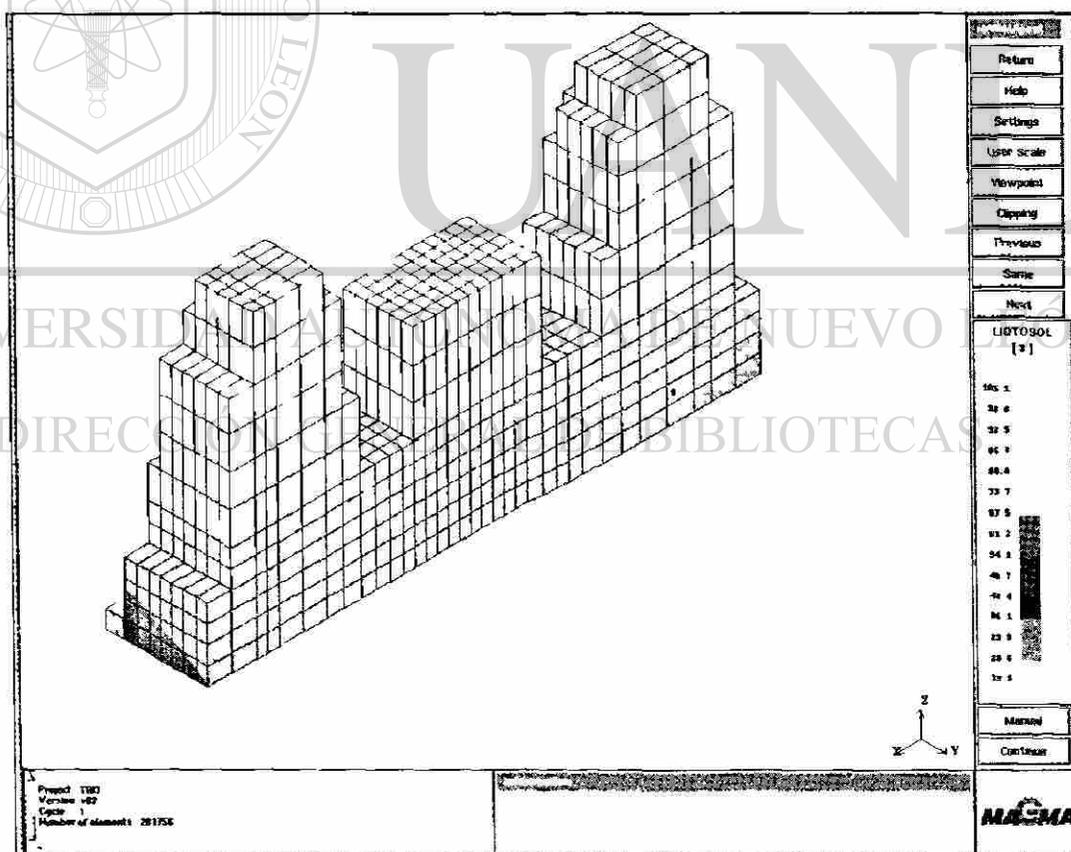


Figura 64. Tiempo que tardan las distintas zonas de la pieza en cubrir la región existente entre la línea de solidus y la de liquidus.

La modelación por medio del paquete MAGMA, tiene la facilidad de presentar Información adicional, tal como cambio en volumen, fracción sólida, función Niyama, etc. La Figura 65 muestra algunas de estas características en la pieza modelada.

online information									
Time	Casting				Feeder 1/1				
	Fraction Solid [ % ]	Shrinkage [ % ] [ kg ]		Niyama	Fraction Solid [ % ]	Liquide Volume [ % ] [ kg ]		Feeder Neck open	Feeder active
10.4s	14.4735	4.249	0.03490	1000.00	11.0691	68.109	0.07804	NO	YES
14.3s	22.0853	4.924	0.04045	1.60863	15.6849	66.691	0.07658	NO	YES
17.7s	30.3216	5.328	0.04376	1.60863	20.2735	65.673	0.07561	NO	YES
23.3s	40.3447	5.641	0.04633	1.60863	28.3001	64.645	0.07481	NO	YES
30.8s	50.7629	6.010	0.04936	1.60863	38.6535	64.276	0.07490	NO	YES
40.3s	60.9763	6.346	0.05213	1.60863	50.6580	64.276	0.07558	NO	YES
52.7s	70.8105	6.747	0.05541	1.60863	61.7272	63.563	0.07533	NO	YES
1' 8"	80.5676	7.222	0.05931	1.21988	72.1502	38.640	0.04608	NO	YES
1' 26"	91.3159	7.549	0.06200	0.49368	83.9533	0.000	0.00000	NO	NO
1' 33"	95.0935	7.669	0.06298	0.12960	88.4920	0.000	0.00000	NO	NO
2' 0"	100.000	7.944	0.06525	1.000e-05	99.9881	0.000	0.00000	NO	NO
2' 0"	-	-	-	-	99.9994	0.000	0.00000	NO	NO

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Figura 65. Información adicional acerca de distintos aspectos involucrados durante la simulación de la pieza vaciada.

## CAPITULO 6

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO

La experimentación y modelación realizada en este trabajo permite concluir lo siguiente:

- El modelo de diferencias finitas utilizado en este trabajo permitió obtener los coeficientes de transferencia de calor existentes en el molde y la aleación de una manera confiable en base a los datos experimentales.

- Se logró relacionar la cinética de solidificación con los mecanismos de transferencia de calor en base a la derivación de las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente.

- Se encontró que los coeficientes de transferencia de calor disminuyeron de manera significativa durante la solidificación del eutéctico y durante la formación de la capa de aire aislante.

- Se logró la calibración del paquete comercial de solidificación (MAGMA), utilizado en la industria de la fundición, con excelentes resultados. Corridas

previas realizadas con la información recomendada por los autores del paquete no concordaban con los resultados experimentales en buena manera por no establecer la relación entre los fenómenos metalúrgicos y los de origen térmico.

- Las predicciones relativas a la calidad de la pieza vaciada encontradas con el paquete comercial fueron bastante buenas.

Es conveniente tomar en cuenta las siguientes consideraciones para trabajos futuros:

- Es recomendable realizar experimentación y simulaciones directamente con cabezas automotrices.
- Estudiar los mecanismos de transferencia de calor más a fondo.
- Evaluar posibles efectos de arena, aglutinantes y recubrimientos especiales.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

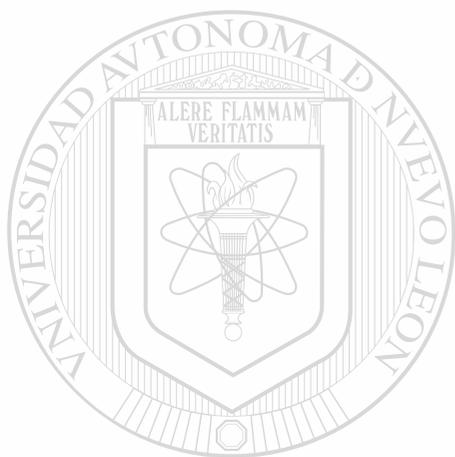
## REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1.- J.E. Gruzlezki y B. M. Closset. The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys, Des Plaines, Illinois: AFS. 1990.
- 2.- John D. Verhoeven. Fundamentos de Metalurgia Fisica. Limusa 1987.
- 3.- D. A. Porter, K. E. Easterling. Phase Transformations in Metals and Alloys. VNR 1984.
- 4.- Serope Kalpakjian. Manufacturing Processes for Engineering Materials. Addison Wesley 1991.
- 5.- Paul G. Shewmon. Transformation in Metals Mc Graw Hill 1969.
- 6.- Donald R. Askeland. The Science and Engineering of Materials. PWS 1994.
- 7.- William F. Smith. Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales. Mc Graw Hill 1993.
- 8.- W. Kurz, D. J. Fisher. Fundamentals of Solidification. Trans Tech Publications 1986.
- 9.- R. W. Cahn, P. Haasen. Physical Metallurgia I. North-Holland Physics Publishing 1983.
- 10.- M. C. Flemmings. Solidification Processing. Mc Graw Hill 1974.
- 11.- J. Campbell. Castings. Butterworth-Heinemann, Londres, 1991.
- 12.- T. F. Bower, H. D. Brody and M. C. Flemmings: Trans. AIME, 1966, vol. 236 pp. 624-34.
- 13.- M. C. Flemmings, T.Z. Kattamis, B. P. AFS Transactions 91-176, pag. 501.

- 14.- B. H. Alexander, F. N. Rhines. JOM, vol. 88, pag. 126 (1950).
- 15.- J. A. Horwath, L. F. Mondolfo. Acta Metalurgica vol. 10, pag. 1037 (1962).
- 16.- B. P. Bardes, M. C. Flemmings. AFS Transaction 66-74, pag. 406.
- 17.- L. Backerud, G. Chai. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. vol. 2, Foundry Alloys AFS Skanaluminium.
- 18.- J. E. Gruzleski, B. M. Closset. The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society, Inc, 1990.
- 19.- L. Anantha Marayahan, F. H. Samuel, J. E. Gruzleski. Metallurgical and Materials Transactions. vol. 25A, pag. 425, August 1994.
- 20.- ASM Handbook: Casting, Vol. 15, Metals Park, Ohio, 1988.
- 21.- D.G. McCartney. International Materials Reviews, Vol. 34, pag 247 (1989).
- 22.- T. J. Hurley, R. G. Atkinson, AFS Transactions 85-39, pag. 291.
- 23.- Modelling of castings, Welding and Advanced Solidification Process, Vols. I - VI, Warrendale, PA: TMS, 1993.
- 
- 24.- Numerical Methods in Industrial Forming Processes, Vols, 1-3 (Rotterdam, A. A. Balkema, 1989).
- 25.- Sulekh C. Jain, JOM, vol. 46. pag. 37 (July 1994)
- 26.- Srinath Viswanathan JOM, vol. 46, pag. 37 (July 1994).
- 27.- David P. Karick: Modern Casting, pag. 25 (Dic. 1994).
- 28.- J. Chris Johnston and D. A. Thompson JOM, vol. 45, pag. 14 (Oct. 1993).
- 29.- S. Atmakuri, G. Upadhya, C. M. Wang, U. Chandra and A. J. Paul: JOM, vol. 45, pag. 21 (Oct. 1993).
- 30.- A.F. Giamei and d. E. Edwards JOM, vol. 45, pag. 25 (Oct. 1993).
- 31.- J. S. Tu, D. M. Olinger and A. M. Hines JOM, vol. 45, pag. 29 (Oct. 1993).

- 32.- Len Estrin: Modern Casting, pag 20 (July 1994).
- 33.- N. Hansen, Erwin Frender, Goetz C. Hartmann. Numerical Simulation of Casting Solidification in Automotive Applications, Chongwin Kim and Chung-Whee Kim (eds) TMS, 1991.
- 34.- Magmasoft User's Guide, Magma Foundry Technologies, Inc. Arlington Heights.
- 35.- L. E. Smiley: Modern Casting, pag. 25 (Nov. 1993).
- 36.- E. Niyama. AFS, Cast Metal Journal, pag. 52 (Sep. 1982).
- 37.- P. N. Hansen, P. R. Sahm, E. Flender, AFS Transactions 93-51, pag. 443.
- 38.- T. Overfelt, JOM, vol.44, pag. 17 (Jun.1992).
- 39.- E. Niyama, "Computer Aided Design for Metal Casting" Annu. Rev. Materials Science, pp. 101-115, 1990.
- 40.- R. Viskante, "Mathematical Modelling of Transport Processes During Solidification of Binary Systems", JSME International Journal, pp. 409-423, Series II, Vol. 30, No. 3, 1990.
- 41.- M. Rappaz, "Modelling of Microstructure Formation In Solidification Processes", International Materials Preview, Vol. 34, No. 3, 1989.
- 42.- V. R. Voller, C. R. Swaminathan; "General Source-Based Method for Solidification Phase Change", Numerical Heat Transfer Parte B, Vol. 19, pp. 175-189, 1991.
- 43.- G. S. Reddy, W. J. Mascarenhas and J. N. Reddy: Metall. Trans B, 24B, 677 (1993).
- 44.- T. S. Prasanna Kumar and K. Narayan Prabhu: Metall. Trans. B, 22B, 717 (1991).
- 45.- C. A. Muosekwu, I. V. Samarasekera and J. K. Brimacombe: Metall. trans.B, 26B, 361 (1995).
- 46.- S. Cano, Tesis de Maestría, U.A.N.L., FIME, 1996, México.
- 47.- E. velasco, Tesis Doctoral, U.A.N.L., FIME, 1996, México.

- 48.- R. W. Powell, C. Y. Ho and P. E Liley: J. Phys. Chem. Ref. Dat, 1, 279 (1972).
- 49.- D. Argo, R. A. L. Drew and J. E. Gruzteski. AFS Trans. 95, 455 (1987).
- 50.- Kai Ho and Robert D. Pehike: Metall. Trans B, 16B, 585 (1985)
- 51.- Y. Nishida, W. Droste y S. Engler: Metall. Trans. B, 17B, 873 (1986)
- 52.- K. Radhakrishna, M. R. Seshadri. AFS Transactions, 80-87, 695.



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
1	Energía libre volumétrica en función de la temperatura de un metal puro. Entre mayor sea el sobreenfriamiento ( $\Delta T$ ), la energía libre volumétrica será mayor y el sólido será cada vez más estable que el líquido.	9
2	Cambio en la energía libre total en función del tamaño del embrión o el núcleo.	10
3	Radio crítico del núcleo en función del grado de sobreenfriamiento.	12
4	Nucleación heterogénea sobre una impureza.	13
5	a) Geometría de la capa esférica. b) Diagrama de la tensión superficial al borde de la cubierta.	14
6	a) Reacciones atómicas en la interfase sólido-líquido. b) dependencia de las velocidades de solidificación con la temperatura.	17
7	Morfologías de la interfase durante la solidificación a) faceteada, b) no faceteada.	18
8	a) Interfase inestable. b) Interfase estable.	20
9	Enfriamiento constitucional en las aleaciones.	21
10	a) Crecimiento sin enfriamiento constitucional ( planar ); b) Crecimiento dendrítico debido al sobreenfriamiento constitucional.	22

11	Morfología de las interfases al aumentar el enfriamiento constitucional ( $T_s-T_l$ ).	23
12	a) El crecimiento planar o estable se desarrolla cuando no existe una región de sobreenfriamiento constitucional b) El crecimiento dendrítico se desarrolla al existir la región de sobreenfriamiento constitucional.	23
13	Curvas de enfriamiento a) sin sobreenfriamiento constitucional. b) con sobreenfriamiento constitucional.	24
14	a) Representación esquemática de dendritas solidificadas en la pared de un molde. b) Medición del espaciamiento en los brazos dendríticos secundarios EDS.	25
15	Relación entre el EDS y algunas propiedades mecánicas en una aleación de Al-Si.	26
16	Diagrama de fases para una aleación Al-Si.	27
17	Forma de crecimiento del eutéctico en una aleación hipoeutéctica.	28
18	Placas tipo aguja de silicio en el eutéctico Al-Si.	29
<hr/>		
19	Crecimiento de la interfase no faceteada/faceteada durante la formación del eutéctico.	29
20	Parte del diagrama de fases Al-Si mostrando los intervalos de composición para los tres diferentes tipos de aleaciones Al-Si.	31
21	Compuesto intermetálico $Al_5FeSi$ en una aleación de aluminio 319.	33
22	Escritura china en una aleación de Al-Si 319.	34
23	Efecto del tamaño de grano sobre la resistencia a la tensión y la elongación para una aleación Al-4.5Cu.	36
24	Estructura modificada de una aleación de aluminio 319.	37
25	Representación esquemática del preprocesamiento en una paquete de simulación de solidificación de piezas vaciadas (MAGMA).	41

26	Representación de la generación del mallado en un paquete de simulación de la solidificación en una aleación de Al-Si ( MAGMA ).	42
27	Mapeo de temperaturas en una aleación Al-Si al 100% de solidificación.	48
28	Módulo de base de datos utilizado en el MAGMA.	49
29	Dispositivo electrónico utilizado para capturar las señales de temperatura de los termopares utilizados durante las pruebas.	56
30	a) Tarjeta analógica digital y b) computadora personal, utilizadas durante las pruebas de vaciado.	57
31	Estación de trabajo Indigo 2 de Silicon Graphics, utilizada en la simulación de solidificación, en este trabajo.	58
32	Diseño geométrico del arreglo experimental en el paquete de simulación MAGMA para la simulación de las pruebas realizadas.	59
33	Flujo de calor a través de la placa o templadera.	62
34	Dispositivo experimental utilizado durante las pruebas de vaciado.	66
35	Geometría de la pieza obtenida durante el vaciado de la aleación de aluminio.	67 <sup>®</sup>
36	Sección transversal de la pieza vaciada utilizada para las mediciones del EDS.	68
37	Construcción del dispositivo experimental utilizado por S. Cano [46] en sus pruebas de solidificación unidireccional.	69
38	Construcción del dispositivo experimental utilizado en este trabajo.	69
39	Módulo de datos en el paquete de simulación de solidificación ( MAGMA ).	70
40	Parámetros involucrados durante el mallado de cada elemento.	71

41	Definición de las condiciones de frontera durante la simulación.	71
42	Mallado del dispositivo experimental utilizado en la prueba de ensayos unidireccionales.	72
43	Mallado del dispositivo experimental empleado en este trabajo.	73
44	Temperaturas registradas durante la prueba realizada por S. Cano [46].	75
45	Simulación de la prueba de solidificación unidireccional por medio de un modelo de diferencias finitas.	76
46	Coefficientes de transferencia de calor utilizados en el modelo de diferencias finitas.	78
47	Derivada temporal de la curva de enfriamiento del termopar localizado en la interfase.	78
48	Derivada temporal contra tiempo de la curva de enfriamiento del termopar localizado en la interfase.	79
49	Predicciones de temperaturas en placa.	80
<hr/>		
50	Mecanismos que afectan la transferencia de calor durante la solidificación.	81
51	Curvas de enfriamiento obtenida por MAGMA en la simulación de pruebas unidireccionales.	82
52	Comparación entre los datos experimentales y las curvas obtenidas por el paquete de simulación MAGMA.	83
53	Curvas de enfriamiento obtenidas durante la prueba realizada.	85
54	Curvas de enfriamiento obtenidas por MAGMA.	86
55	Comparación entre las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente y los resultados obtenidos por un paquete comercial de solidificación ( MAGMA ).	87

56	Comparación entre las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente y los resultados obtenidos por MAGMA, utilizando los datos sugeridos por el mismo.	87
57	Velocidades de enfriamiento obtenidas por el MAGMA	89
58	Tiempos de solidificación local obtenidos por MAGMA.	90
59	Predicción del gradiente de temperaturas existente en la pieza al 100% de solidificación según el MAGMA.	91
60	Evaluación de la porosidad según el criterio Niyama.	92
61	Porosidad presentada en uno de los cortes laterales de la pieza vaciada.	93
62	Cálculo de las regiones que pudieran necesitar alimentación adicional durante el vaciado.	94
63	Mapas de temperaturas registradas en la pieza al 50% de solidificación	95
64	Tiempo que tardan las distintas zonas de la pieza en cubrir la región existente entre la línea de solidus y la de liquidus.	96
65	Información adicional acerca de distintos aspectos involucrados durante la simulación de la pieza vaciada.	97

## LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
1	Valores de temperatura de solidificación y sobreenfriamiento máximo para algunos metales.	8
2	Entropías de fusión para las morfologías de crecimiento de diferentes materiales.	19
3	Principales reacciones que tienen lugar durante la solidificación de una aleación Al-Si hipoeutéctica.	31
4	Solubilidad de algunos elementos en el aluminio.	32
5	Composición química (% peso) de la aleación utilizada durante las pruebas.	60
6	Principales datos termofísicos promedio de la aleación utilizada durante las pruebas.	60 <sup>®</sup>
7	Propiedades de la placa de acero utilizada como medio de enfriamiento.	61
8	Condiciones de prueba.	66
9	Coeficientes de transferencia de calor utilizados por el modelo y por MAGMA.	84
10	Mediciones de espaciamiento dendrítico secundario en la pieza vaciada.	90

# RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

*Jesús Talamantes Silva*

Candidato para el Grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con  
Especialidad en Materiales

Tesis: "Modelación de la Transferencia de Calor en una Aleación Al-Si tipo 319"

El Ing. Jesús Talamantes Silva nació el 28 de Noviembre de 1972 en la ciudad de Monterrey, N.L. Es hijo del Sr. José Talamantes Vargas y la Sra. Adela Silva Alanis. Cursó sus estudios profesionales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y obtuvo el título de Ingeniero Mecánico Electricista en 1994.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

En Agosto de 1994 inicia sus estudios de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica apoyado por una beca del Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT).

