

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



ANALISIS TERMICO Y MICROESTRUCTURAL
DE UNA ALEACION AL-Si TIPO A319

POR:
SIGIFREDO CANO RODRIGUEZ

TESIS
EN OPCION AL GRADO DE
MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA MECANICA
CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

SAN NICOLAS DE LOS GZA., N. L., NOVIEMBRE DE 1996

DER UNNA ALBAOCION TIPO A319

NL

TM

25 85 3

.M2

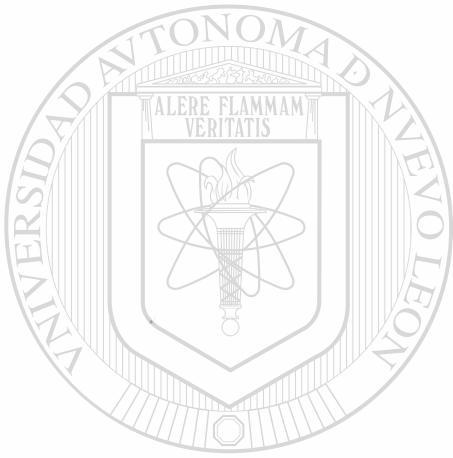
FIME

1996

C3.1



1020118269



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

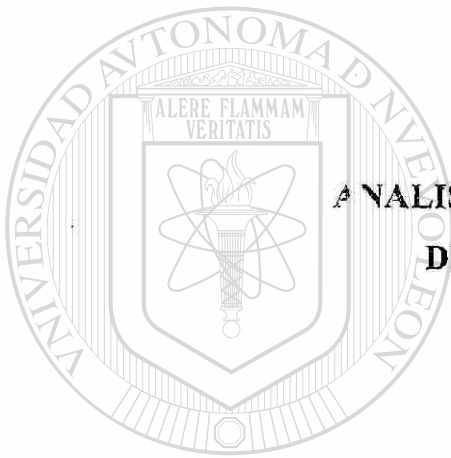
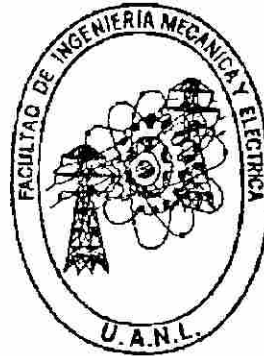


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**ANÁLISIS TÉRMICO Y MICROESTRUCTURAL
DE UNA ALEACIÓN Al-Si TIPO A319**

POR

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
SIGIFREDO CANO RODRIGUEZ

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

TESIS

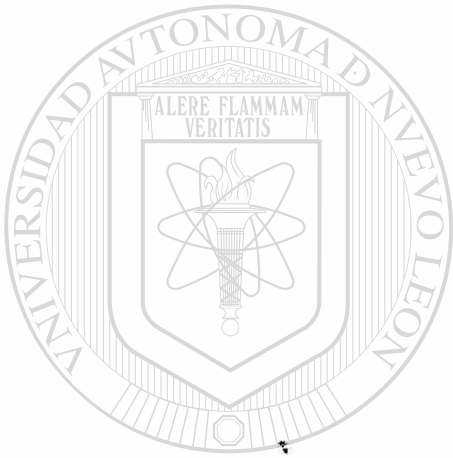
**CON EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

NICOLAS DE LOS GARZA, N.L.

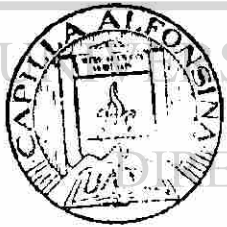
NOVIEMBRE DE 1996

TM
Z58E³
.1
FINE
100₀
C31

0119-12760



UANL



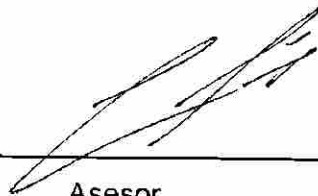
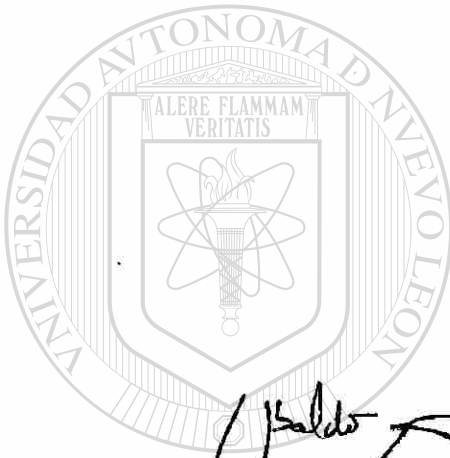
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN[®]
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

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 " Análisis Térmico y Microestructural de una Aleación Al-Si Tipo A319 " realizada por el Ing. Sigifredo Cano Rodríguez sea aceptada 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



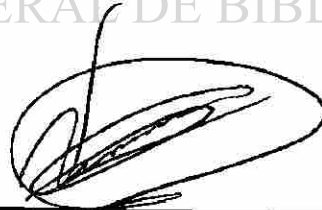
Coasesor

Dr. Ubaldo Ortiz Méndez



Coasesor

Dr. Salvador Valtierra Gallardo



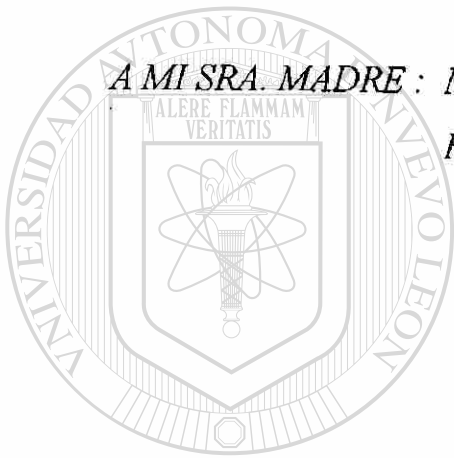
Vo. Bo.

Ing. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado

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

DEDICATORIA

Gratias tibi, Deus, gratias tibi.



*A MI SRA. MADRE : MARIA INES, POR TODO. DESDE EL PRINCIPIO
HASTA EL FIN.*

UANL

A MI PADRE, HERMANAS Y SOBRINOS.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

A TODOS MIS AMIGOS.

QUE ME HAN ACOMPAÑADO SIEMPRE.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y en especial al Doctorado en Ingeniería de Materiales.

Al Dr. Rafael Clolás por la dirección y asesoramiento brindada a lo largo de este trabajo.

Al Dr. Salvador Valtierra por su confianza y asesoramiento.

Al Dr. Ubaldo Ortiz por su participación en el asesoramiento de este trabajo.

Al Lic. Eulogio Velasco por su apreciable colaboración, durante, y después de este proyecto.

Especialmente al Equipo (Rafael, Salvador y Eulogio), ya que lo mas importante no fueron los resultados de este trabajo, sino la amistad y armonía de un grupo de seres humanos en un intento más por trascender.

A la Empresa NEMAK, S.A. por su valioso apoyo.

Al Dr. Juan F. Mojica e Ing. Rogelio Lozano por su confianza y apoyo a este proyecto de investigación. Dentro de la empresa al Ing. Jorge de la Rosa, al Ing. Rafael Briones y su Equipo de trabajo (Departamento de Fusión), al Lic. Pablo Castro, al Ing. Francisco Montalvo y especialmente al Lic. Hector García (†) y todo el Personal de Laboratorio Químico por la valiosa colaboración en la realización de este trabajo.

A mis profesores y compañeros del DIMAT por esos dos años de trabajo y amistad.

A todos mis amigos que me acompañaron durante mis estudios dentro y fuera del DIMAT.

PROLOGO

Esta tesis tiene como finalidad el proporcionar una amplia descripción del proceso de solidificación y su influencia en la microestructura resultante, por lo que las personas directamente beneficiadas con este trabajo son los estudiantes en esta rama del conocimiento, ya sea en su etapa de licenciatura o post-grado.

Para lograr este propósito, el autor utiliza lo que podríamos llamar Ingeniería de Acción, identificando las características de los problemas con los que a diario se enfrenta el Ingeniero, mediante el uso del proceso fundamental (análisis del proyecto, búsqueda de información, experimentación y análisis y discusión de resultados).

Al estudiante de ingeniería, suele resultarle complicado estimar la importancia de los diversos cursos que debe tomar o de la relevancia que tengan en su vida profesional. Uno de ellos es solidificación, el cual el autor trata de manera muy detallada, de tal forma que este trabajo bien puede ser usado como texto auxiliar en dicha materia, ya que autor procura que la terminología usada sea lo suficientemente elemental, a fin de que este al alcance de los estudiantes de ingeniería, sin embargo, algunos de los conceptos no son tan elementales, debido a la particularidad del mismo trabajo. Así mismo el autor hace una conexión muy interesante del proceso de solidificación y la aplicación de técnicas de análisis térmico que permiten predecir la microestructura final por medio de la toma de una muestra de material líquido.

Salvador Valtierra Gallardo.

INDICE

RESUMEN	1
1 INTRODUCCION	2
2 MECANISMOS DE SOLIDIFICACION	4
2.1 INTRODUCCION	4
2.2 SOBREENFRIAMIENTO	4
2.3 NUCLEACION	6
2.4 CRECIMIENTO	10
2.4.1 ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO	17
2.4.2 SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL	19
2.5 EUTECTICO	20
2.6 SOLIDIFICACION EN ALEACIONES ALUMINIO - SILICIO	22
2.6.1 COMPUESTOS INTERMETALICOS	23
2.6.2 REFINAMIENTO DE GRANO	25
2.6.3 MODIFICACION DE ESTRUCTURA EUTECTICA	26
3 ANALISIS TERMICO	28
3.1 INTRODUCCION	28
3.2 ANALISIS TERMICO EN PROCESOS DE SOLIDIFICACION	28
3.3 CURVAS DE ENFRIAMIENTO	30
3.4 OTRAS TECNICAS DE ANALISIS TERMICO	33
4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	35
4.1 INTRODUCCION	35
4.2 ARREGLO EXPERIMENTAL	35
4.3 SECUENCIA DE PRUEBAS	37
4.4 CAPTURA DE DATOS	39
4.5 METALOGRAFIA	40
4.6 SISTEMA DE ANALISIS TERMICO ALUDELTALTA	42
4.7 CONDUCCION TERMICA	44
4.8 DUREZAS	46

5	RESULTADOS Y DISCUSION	47
5.1	MICROESTRUCTURA	47
5.2	ANALISIS TERMICO	51
5.2.1	OTRAS APLICACIONES DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO	64
5.3	EFFECTO DEL SISTEMA DE ENFRIAMIENTO SOBRE LA MICROESTRUCTURA	67
5.3.1	EFICIENCIA DE LA PLACA TEMPLADORA	69
5.3.2	CONDUCCION TERMICA, ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO EDS Y MODIFICACION DE EUTECTICO	70
5.4	DUREZA, RESPUESTA A FACTORES TERMICOS	73
6	CONCLUSIONES	75
	RECOMENDACIONES	77
	REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	78
	APENDICE	81



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



INDICE DE FIGURAS

FIGURA	DESCRIPCION	PAGINA
2.1	Influencia de la temperatura en la energía libre volumétrica para las fases sólida y líquida de un metal puro.	5
2.2	Cambio de energía libre en función del tamaño del embrión o núcleo.	7
2.3	Radio crítico de un núcleo de cobre en función del grado de sobreenfriamiento ΔT .	7
2.4	(a) Esquema de una partícula semiesférica de nucleación heterogénea. (b) Balance de fuerzas de tensión superficial en el borde de la pared.	9
2.5	(a) Crecimiento planar cuando la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación. (b) Crecimiento dendrítico cuando la temperatura del líquido en la interfase es menor que la temperatura de solidificación.	10
2.6	Esquema de intercara sólido - líquido.	11
2.7	Morfologías de crecimiento de intercaras (a) no facetada y (b) facetada.	12
2.8	Efecto de las perturbaciones sobre la evolución de intercaras (a) inestables y (b) estables	13
2.9	Sobreenfriamiento constitucional en aleaciones.	14
2.10	Efecto del sobreenfriamiento constitucional sobre la estructura resultante en intercaras (a) estables e (b) inestables.	15
2.11	Transición de morfologías de crecimiento planar a celular y posteriormente a dendrítico. (a) Esquemáticamente y (b) Físicamente para un acero de baja aleación.	15
2.12	Ilustración esquemática de la formación de un grano a partir de dendritas	16
2.13	Ilustración de la técnica empleada para mediciones de EDS (Microestructura de una aleación aluminio-silicio tipo A319).	17
2.14	Relación esquemática del EDS con parámetros y propiedades del material.	17
2.15	Relación del EDS con parámetros y propiedades del material en forma gráfica, correspondiente a una aleación aluminio-silicio.	18
2.16	Representación gráfica de una solidificación unidireccional.	19
2.17	Diagrama de fases eutéctico para aleaciones aluminio-silicio.	20
2.18	Perfil de intercara no facetada / facetada para eutécticos.	21

2.19	(a) Estructura irregular representativa de fases eutécticas. (b) Microestructura de la fase eutéctica de una aleación Al-Si tipo A319 (dentro del círculo).	21
2.20	Diagrama de fases Al-Si-Fe-Mn.	23
2.21	Diagrama que muestra el inicio de la solidificación con la formación de la fase α para una aleación Al-Si-Fe con 0.38% Mn.	24
2.22	(a) Nucleación debido a una reacción peritética en un sistema Al-Ti. (b) Diagrama de fases Al-Ti.	25
2.23	Influencia del grado de modificación, refinamiento químico y templado sobre algunas características de la pieza vaciada.	26
3.1	Curva de enfriamiento para una aleación Al-Si.	30
3.2	Curvas correspondientes a una aleación Al-Si. (a) Velocidades de enfriamiento contra temperaturas y (b) Velocidades de enfriamiento contra tiempo de solidificación.	31
3.3	Curva de enfriamiento real para una aleación eutéctica.	32
3.4	Curvas de enfriamiento y relación de parámetros característicos para (a) formación de fase primaria y (b) solidificación de fase eutéctica.	33
4.1	Arreglo experimental utilizado en la primera fase de experimentación.	36
4.2	Modelo de molde con termopares y templadera.	37
4.3	Esquema de la placa de acero. (a) Sin enfriamiento y (b) Con enfriamiento.	38
4.4	Gráfica temperatura contra tiempo de la prueba 2.	39
4.5	Obtención de probetas para microestructura a partir de lingotes.	40
4.6	Micrografías de un vaciado de aleación de aluminio tipo A319. (a) 0 cm, (b) 1 cm, (c) 2 cm, (d) 4 cm, (e) 8 cm y (f) 12 cm de la base.	41
4.7	Arreglo experimental de las pruebas de vaciado usando el aludelta.	42
4.8	Modelo de las pruebas de vaciado usando el aludelta con termopares adicionales.	43
4.9	Arreglo experimental para pruebas de conductividad térmica.	45
4.10	Dimensiones de la pieza estudiada en pruebas de conductividad térmica.	45
5.1	Micrografías de la prueba 1. (a) 0 cm, (b) 1 cm, (c) 2 cm, (d) 4 cm, (e) 8 cm y (f) 12 cm de la placa.	48
5.2	Micrografías de la prueba 2. (a) 0 cm, (b) 1 cm, (c) 2 cm, (d) 4 cm, (e) 8 cm y (f) 12 cm de la placa.	49
5.3	Micrografías de la prueba 3. (a) 0 cm, (b) 1 cm, (c) 2 cm, (d) 4 cm, (e) 8 cm y (f) 12 cm de la placa.	50
5.4	Valores de E.D.S. obtenidos a diferentes distancias de la placa templadora para las pruebas 1, 2 y 3.	51
5.5	Curvas de enfriamiento de las pruebas (a)1, (b) 2 y (c) 3.	52

5.6	Curvas de enfriamiento y velocidades de enfriamiento de la interface aluminio-placa de la prueba 1. (a) T vs. t, (b) dT/dt vs. T y (c) dT/dt vs. t.	54
5.7	Velocidad de enfriamiento correspondiente a cada punto de análisis (distancia de la placa templadora) para las pruebas 1, 2 y 3.	55
5.8	Relación entre la velocidad de solidificación y la temperatura de solidificación para la fase dendrítica de aluminio primario de las pruebas 1, 2 y 3.	56
5.9	Relación del E.D.S. con : (a) la velocidad de solidificación de la fase aluminio primario y (b) la temperatura de solidificación de la misma fase correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.	56
5.10	Micrografía de la prueba 3 correspondiente a una distancia de 0 cm de la placa.	58
5.11	Curvas de enfriamiento de la prueba 3 correspondiente a una distancia de 0 cm de la placa.	59
5.12	Curvas de enfriamiento de las pruebas (a) 1, (b) 2 y (c) 3.	61
5.13	Curvas de enfriamiento de la prueba 8 con sistema aludelta.	63
5.14	(a) Curva de enfriamiento y (b) Primera derivada de curva de enfriamiento para la prueba 4 con 3.57% Cu.	64
5.15	Diagrama de fases Al-Cu.	65
5.16	(a) Micrografía de una protuberancia (lagrima) producto de sobrepasar la temperatura de fusión de la fase eutéctica Al+Al ₂ Cu+Si+Al ₅ Mg ₈ Cu ₂ Si ₆ . (b) Espectro que indica la composición elemental química de la fase oscura de la micrografía, (c) Espectro que indica la composición elemental química de la fase clara de la micrografía.	66
5.17	Microestructuras de la interface aluminio - placa templadora para las pruebas (a) 1, (b) 2 y (c) 3.	68
5.18	Curvas de enfriamiento de la interface aluminio - placa templadora para las pruebas (a) 1, (b) 2 y (c) 3.	68
5.19	Curvas T - t de la placa para las tres pruebas	69
5.20	Comportamiento térmico de la placa templadora durante la solidificación de las pruebas (a) 1, (b) 2 y (c) 3.	71
5.21	Microestructura de la interface aluminio-placa de la prueba 2.	72
5.22	Gráfica de durezas Brinell correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.	73
5.23	Relación E.D.S. - Durezas correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.	74

INDICE DE TABLAS

TABLA	DESCRIPCION	PAGINA
I	Morfologías de crecimiento y Entropías de fusión.	12
II	Características controlables con la ayuda de un análisis térmico.	29
III	Composición química de aleaciones de pruebas 1, 2 y 3.	38
IV	Características de vaciado de pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.	43
V	Composición química de aleaciones de pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.	43
VI	Espaciamiento Dendrítico Secundario (μm) de las pruebas 1, 2 y 3.	47
VII	Reacciones principales de solidificación de las pruebas 1, 2 y 3.	55
VIII	Composición química de los lingotes de las pruebas 1, 2 y 3 en puntos de análisis.	60
IX	Parámetros térmicos de reacción de fase eutéctica y lecturas de sistema aludelta para las pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.	63
X	Conducción térmica obtenida.	70

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN

Considerando la importancia de las aleaciones aluminio - silicio en la industria de la fundición y su impacto en la industria automotriz, se realizó el presente trabajo con el objetivo de conocer a detalle el comportamiento de una aleación de este tipo durante un proceso de solidificación y sus características controlables para llegar a obtener piezas de aluminio con calidad óptima (propiedades mecánicas adecuadas al uso).

Se realizó un estudio cinético de las reacciones de solidificación en una aleación de aluminio tipo A319, llevándose a cabo mediciones de la microestructura resultante, estableciéndose una relación entre ésta y la velocidad de enfriamiento. La experimentación se ejecutó buscando una solidificación unidireccional, para lo cual se vació el metal líquido en una lingotera de alumina recristalizada reforzada con fibra cerámica; el calor se extrajo con la ayuda de una placa de acero sobre la que descansa la lingotera. El registro térmico se obtuvo mediante un programa de captura que recibe una señal de termopares introducidos en la aleación durante el proceso de solidificación. Se hacen algunas variaciones en los experimentos, tales como el enfriamiento de la placa templadora (agua o aire) y el recubrimiento usado sobre la superficie superior de la placa (grafito o vermiculita) para obtener diferentes velocidades de enfriamiento. Encontrándose la forma en que la cinética de solidificación y la microestructura de la aleación son afectadas por la condición de la interfase aluminio-placa templadora (recubrimiento y enfriamiento). Así mismo se destaca la eficiencia de extracción de calor de la placa templadora, así como su relación con la formación de fases durante la solidificación y su conductividad térmica resultante. Se confirman resultados obtenidos, utilizando un sistema de análisis térmico de uso industrial, para lo cual se realizaron una serie de experimentos, de los que se obtuvieron ciertas características de la cinética de solidificación de la aleación en estudio.

Por otra parte, se obtiene un perfil de durezas del lingote de aluminio a diferentes alturas, correspondiendo este comportamiento al perfil de velocidades de enfriamiento del lingote durante su solidificación.

Se concluye que el programa de captura y análisis empleado, describe la historia térmica, mostrando las curvas de enfriamiento, un comportamiento descriptivo de las transformaciones ocurridas en el proceso de solidificación.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio han sido estudiadas en los últimos años con gran éxito, lográndose importantes avances en sus propiedades, entre las cuales se pueden nombrar su alta resistencia a la corrosión, bajas temperaturas de fusión, buena conductividad eléctrica y térmica, excelente fluidez y mejores propiedades mecánicas, sin afectar esto a su bajo peso.

Estas aleaciones, por su buena proporción resistencia mecánica - peso, han desplazado a materiales como madera, cobre, hierro y aceros, entre otros, en aplicaciones diversas, tales como, partes automotrices, aeroespaciales, empaques, sistemas de transporte, instalaciones eléctricas, electromecánicas y estructuras de construcción.

El aluminio ha tenido gran aceptación en la industria automotriz, debido a su evolución y desarrollo en propiedades mecánicas, lo cual permite reemplazar partes que anteriormente sólo se fabricaban en hierro o acero, tales como cabezas, pistones y monobloques de motores de combustión interna, corazas de transmisión, componentes eléctricos, rines y accesorios. En esta industria, las aleaciones de aluminio-silicio, debido a su excelente fluidez, han logrado satisfacer las necesidades de diseño en moldes cada vez más complejos.

Actualmente la industria de producción secundaria de aluminio, que se obtiene a partir de chatarra reciclable del mismo, ha alcanzado dimensiones considerables, desplazando cada vez más a la industria de producción primaria de aluminio, la cual se logra a partir de la bauxita.

En las aleaciones de aluminio vaciadas se ha encontrado una relación muy estrecha entre las propiedades mecánicas y el proceso de solidificación; por esta razón es importante

centrar la atención en algunas de las variables dependientes del proceso de solidificación, tales como la microestructura e historia térmica del vaciado entre otras.

Otro de los factores que han influido en la aceptación de estas aleaciones es su buena respuesta a los tratamientos térmicos, obteniéndose con ello mejores propiedades mecánicas. La velocidad y el tiempo de solidificación son dos de los factores controlables dentro del proceso y con gran efecto en las condiciones finales de la pieza.

Debido a las exigencias del mercado en base a estándares de calidad cada vez más estrictos, las aleaciones de aluminio tienden a mejorar sus propiedades y parte de esto se logra mediante el control del proceso de solidificación. Este trabajo se enfoca en un estudio de aleaciones de aluminio, silicio y cobre (tipo A 319) con agentes modificadores y refinadores para aplicaciones en la industria automotriz.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 2

MECANISMOS DE SOLIDIFICACION

2.1.- INTRODUCCION.

La solidificación se describe como una transformación de fase en la cual se extrae calor de un líquido, lo que se manifiesta en un cambio morfológico donde la estructura indefinida del material toma una forma y propiedades definidas y estables [1], acompañado además de un cambio en composición local del mismo. Esta transformación de fase, se lleva a cabo por mecanismos de nucleación y crecimiento [2].

En la industria de la fundición de metales es de gran importancia establecer un control de las variables dentro del proceso de solidificación, ya que esto influye directamente sobre la microestructura final de la pieza y, ligado a esto, se encuentran las propiedades mecánicas y la capacidad de respuesta a sus tratamientos térmicos [3].

2.2.- SOBREENFRIAMIENTO.

La energía libre crítica de formación es aquella necesaria para que un aglomerado de partículas o embrión dentro de una fase líquida se transforme en un núcleo de una nueva fase diferente a la matriz (fase sólida). Esto ocurre cuando el embrión alcanza un tamaño crítico y se transforma en un núcleo y continúa con su crecimiento, disminuyendo su energía libre o, en su defecto, el embrión se disuelve nuevamente en la fase madre, manifestándose también una disminución de la energía libre del sistema [4].

La forma en que un embrión pueda crecer hasta alcanzar un tamaño crítico es mediante la ayuda de un sobreenfriamiento, durante el cual se lleva a la fase líquida hasta una temperatura menor que la temperatura de solidificación, en donde la energía libre del sólido es menor que la del líquido ($G_{\text{sol}} < G_{\text{liq}}$), por esta razón ΔG_v se convierte en un número negativo abajo de la temperatura de solidificación. A la temperatura de solidificación ambas fases tienen la misma energía libre ya que se encuentran en equilibrio termodinámico [5].

La figura 2.1 muestra una gráfica de la energía libre en un sólido y en un líquido a diferentes temperaturas. La diferencia entre ambas energías es lo que se conoce como cambio de energía libre por unidad de volumen ($\Delta G_v = G_{\text{sol}} - G_{\text{liq}}$). En la parte I de la gráfica, donde ΔG_v es un número negativo, se encuentra que la energía disminuirá durante el proceso de solidificación y, a medida que esto suceda, la partícula solidificada tenderá a ser más estable [6].

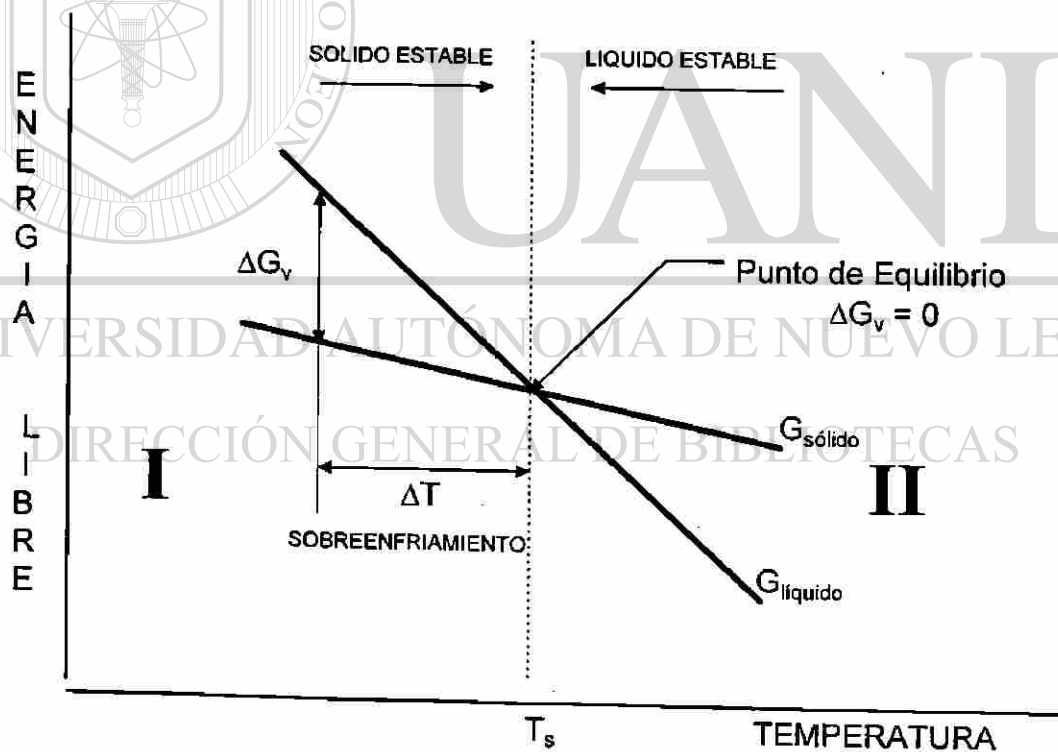


Figura 2.1 Influencia de la temperatura en la energía libre volumétrica para las fases sólida y líquida de un metal puro [4].

Entre mayor sea el grado de sobreenfriamiento (ΔT), la energía libre volumétrica será mayor y el sólido será cada vez más estable que el líquido, por tal razón, al embrión de fase sólida se le irán adhiriendo continuamente más partículas de la otra fase, las cuales tienden a reducir aún más la energía libre del sistema [4,7].

2.3.- NUCLEACION.

Cuando el tamaño de un embrión alcanza el tamaño crítico, se encuentra en un valor máximo de energía libre (ΔG_T), en el cual se puede producir el núcleo o disolverse nuevamente el embrión, lo que depende en cierta forma de un factor probabilístico. Que un embrión o aglomerado de partículas gane o pierda átomos se debe a fluctuaciones térmicas, encontrándose que el fenómeno de nucleación se presenta cuando uno de estos aglomerados gana más átomos de los que pierde [5].

El cambio total de energía libre [4,5,6,7] está expresada como :

$$\Delta G_T = V \Delta G_v + A_s \gamma \quad (2.1)$$

donde :

ΔG_v = Cambio de energía libre volumétrica.

V = Volumen del núcleo.

γ = Tensión superficial.

A_s = Área superficial del núcleo.

Antes de que suceda la formación de los núcleos, los embriones se presentan como partículas muy pequeñas (del orden de 10 Å de diámetro al considerarlas esféricas); por lo tanto la relación superficie a volumen será muy grande y, como existe una energía libre asociada con la formación de la superficie del núcleo, esta energía superficial actuará como una barrera para su formación [5].

En la figura 2.2 se observa la curva de energía libre total para una partícula a solidificar antes y después de que ésta alcance su tamaño crítico; de tal forma, la curva revela un punto máximo en la escala de energía libre para el punto donde se alcanza el tamaño crítico, es decir una vez que el embrión ha llegado a este punto, tiende a reducir su energía, ya sea disolviéndose o incrementando su tamaño para convertirse en núcleo [4].

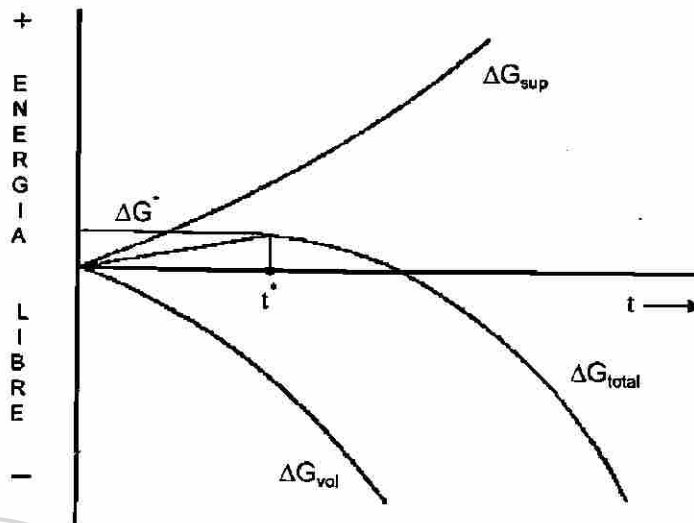


Figura 2.2 Cambio de energía libre en función del tamaño del embrión o núcleo [4, 5].

La variación de energía libre debida a la energía superficial (ΔG_s) no cambia mucho con la temperatura; así el tamaño del núcleo es determinado principalmente por la energía volumétrica. Cerca de la temperatura de solidificación, el tamaño crítico del núcleo debe ser infinito, ya que el sobreenfriamiento (ΔT) tiende a cero. A medida que el sobreenfriamiento aumenta, el tamaño crítico del núcleo disminuye como se observa en la gráfica de la figura 2.3 [6].

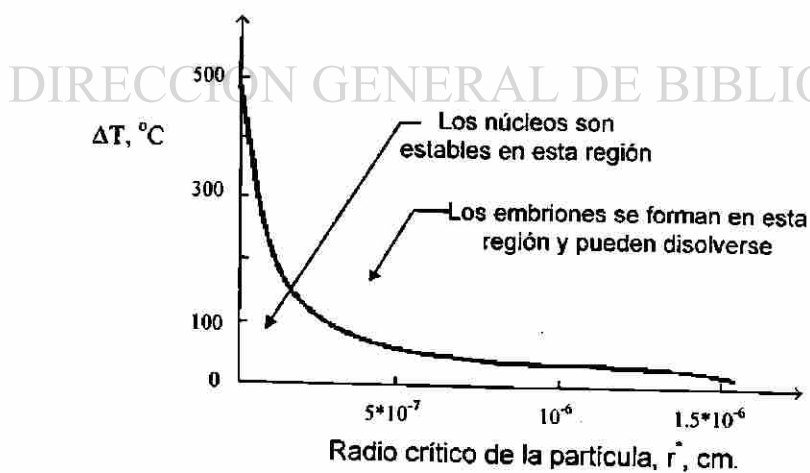


Figura 2.3 Radio crítico de un núcleo de cobre, en función del grado de sobreenfriamiento ΔT [6].

La nucleación puede ser homogénea o heterogénea, cuando la nueva fase se puede formar aleatoriamente en cualquier punto de la matriz se le llama nucleación homogénea; aunque prácticamente nunca se presenta, puesto que las paredes del recipiente son sitios viables de nucleación. El grado de sobreenfriamiento requerido es mayor en la nucleación homogénea que en la heterogénea, ya que en esta última, por llevarse a cabo en metales impuros, aprovecha los defectos o impurezas del metal, que resultan ser zonas de alta energía para la nucleación, por consiguiente la energía libre crítica requerida para formar un núcleo estable es menor, debido a que ya se tenía energía en esos sitios preferenciales para la nucleación y, lógicamente, si se requiere menor energía libre para la nucleación heterogénea, también el grado de sobreenfriamiento requerido será menor. Los sitios preferenciales para este tipo de nucleación pueden ser también elementos aleantes con energía libre mayor que la fase madre o las paredes del molde o recipiente que contenga el metal líquido [4,7].

Los núcleos pueden ser de muy variadas formas, tales como esferas, cubos, agujas, discos, hojuelas y lenticulas, entre otras; de las cuáles la esfera es la que requiere menor energía libre crítica de formación debido a que su relación superficie a volumen es menor.

Para calcular el tamaño crítico así como la energía libre crítica de una partícula a solidificar se considera un núcleo de forma esférica formándose en un metal puro lo cual conduce a una nucleación homogénea, ya que se desprecian defectos, impurezas insolubles y otros factores que reducen la energía libre crítica requerida para la formación de núcleos estables. Y se tiene :

$$r = \frac{-2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2.2)$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3 T_s^2}{3\Delta H_v^2 \Delta T^2} \quad (2.3)$$

donde ΔH_v es un número negativo, ya que se trata de calor disipado.

En el caso de la formación de una partícula esférica, pero de nucleación heterogénea, se obtiene fácilmente un radio mayor al radio crítico, con muy poca superficie total entre el sólido y el

líquido; así mismo se necesitan muy pocos átomos para formar una partícula sólida con el radio requerido [6].

La figura 2.4(a), muestra la posición de una partícula nucleándose en una pared o imperfección plana; dicha partícula se considera como una esfera semicompleta de radio $r_{\alpha\beta}$.

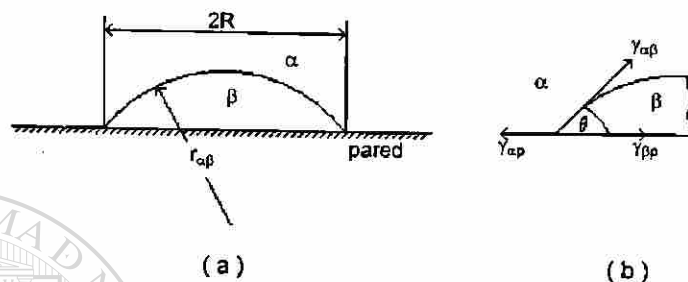


Figura 2.4 (a) Esquema de una partícula semiesférica de nucleación heterogénea
(b) Balance de fuerzas de tensión superficial en el borde de la pared [5].

La energía libre total necesaria para la formación de núcleos heterogéneos, de acuerdo a la figura anterior es la siguiente :

$$\Delta G_T = \left(\frac{4}{3} \pi r_{\alpha\beta}^3 \Delta G_v + 4 \pi r_{\alpha\beta}^2 \gamma_{\alpha\beta} \right) \left[\frac{(2 - 3s + s^3)}{4} \right] \quad (2.4)$$

donde s es el coseno del ángulo θ .

Por lo tanto la diferencia entre los dos tipos de nucleación antes analizadas es el término $\left[\frac{(2 - 3s + s^3)}{4} \right]$, por lo tanto se puede decir :

$$\Delta G_{\text{heterogénea}}^* = \Delta G_{\text{homogénea}}^* \left[\frac{(2 - 3s + s^3)}{4} \right] \quad (2.5)$$

Y como el término $\left[\frac{(2 - 3s + s^3)}{4} \right]$ puede variar de 0 a 1 conforme el ángulo θ cambia de 0° a 180° , se demuestra que para la nucleación homogénea se requiere más energía que para la heterogénea; así mismo

$$R^* = \left(-2 \gamma_{\alpha\beta} / \Delta G_v \right) \text{sen } \theta = r_{\alpha\beta}^* \text{sen } \theta \quad (2.6)$$

Al disminuir el ángulo θ , disminuye también el radio crítico requerido (R^*), lo cual indica que conforme disminuye dicho ángulo se requerirán menos átomos para la formación del núcleo; así mismo cuando $\theta = 0$, el volumen se hace cero, por lo tanto se deberá producir la nucleación sin que sea necesario un sobreenfriamiento.

2.4.- CRECIMIENTO.

Después de la formación de núcleos de fase sólida, se inicia un proceso de coalescencia, durante el cual se adhieren átomos a la superficie del núcleo, que no provienen de la solución sólida, para que este incremente su volumen y dicho proceso será limitado por la cinética de adhesión de los átomos a la interfase y la difusión de calor y masa [3].

La forma de extracción del calor es uno de los factores que determinan los mecanismos de crecimiento y estructuras resultantes en piezas vaciadas, refiriéndose tanto al calor específico del líquido como al calor latente de fusión (ver figura 2.5) [6].

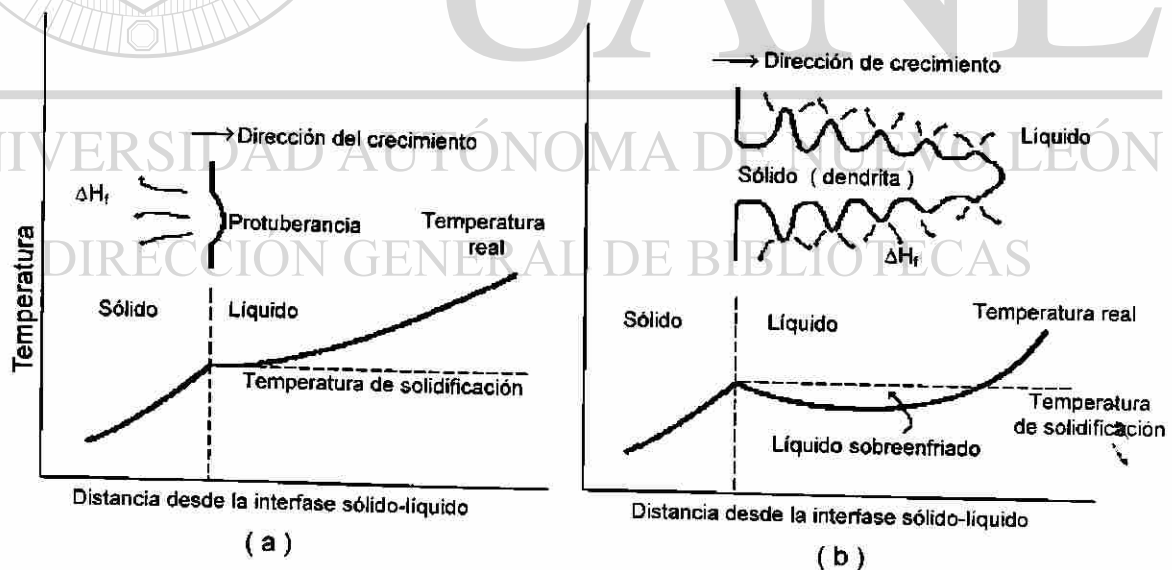


Figura 2.5 (a) El crecimiento planar ocurre cuando la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación. (b) El crecimiento dendrítico ocurre cuando la temperatura del líquido en la interfase es menor que la temperatura de solidificación [6].

La cinética de adhesión de los átomos en la intercara sólido-líquido, incluye reacciones de fusión, donde el átomo del sólido pasa al líquido y reacciones de solidificación donde el átomo de el líquido pasa al sólido (figura 2.6) [5].

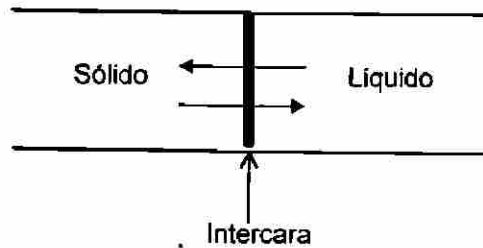


Figura 2.6 Esquema de intercara sólido-líquido [5]

La velocidad (I) con que dichos átomos pasan a través de la intercara de una fase a otra está dada por la siguiente ecuación :

$$I = C_n \frac{dn}{dt} = \text{nucleaciones / seg. vol.} \quad (2.7)$$

donde : C_n = número de núcleos de tamaño crítico (r^*) que se encuentran en un volumen determinado.

$\frac{dn}{dt}$ = número de átomos que se unen a un núcleo por segundo (velocidad de solidificación o fusión, según sea).

Durante el crecimiento la intercara sólido-líquido puede presentarse con forma facetada, la cual es característica de los no metales y compuestos intermetálicos, o con morfología no facetada, que es característica de los metales, donde la cinética de transferencia de átomos del líquido al sólido es tan rápida que éstos pueden ser rechazados. En este proceso las intercara sólido-líquido toman una estructura específica a escala atómica, dicha estructura depende de la diferencia de la estructura del cristal y la unión entre sólido y líquido (ver figura 2.7), no obstante se considera difícil de diferenciar a partir de estos parámetros ya que dichas diferencias si existen

pero son muy ligeras. Sin embargo las morfologías facetadas y no-facetadas se pueden distinguir en base a las entropías de fusión de la red como se observa en la Tabla I [3].

Tabla I . Morfologías de crecimiento y Entropías de fusión [3].

Material	Fase Supersaturada	Morfología	Entropía ($\Delta S_f / R$)
Metales	líquido	no facetado	~ 1
Cristales plásticos	líquido	no facetado	~ 1
Semiconductores	solución	no facetado / facetado	2 - 3
Semimetales	solución	no facetado / facetado	2 - 3
Cristales Moleculares	solución	facetado	~ 6
Metales	vapor	facetado	~ 10
Moléculas Complejas	líquido	facetado	~ 20
Polímeros	líquido	facetado	~ 100

El crecimiento de morfología no facetada solidifica regularmente con intercaras sólido-líquido lisas, en las cuales se observa una independencia de la cinética de coalescencia de átomos con respecto a los planos de los cristales en crecimiento; así mismo los átomos coalescen en cualquier punto de la superficie del cristal en formación y la forma del cristal es determinada principalmente por la forma de extracción de calor y los campos de difusión de soluto. Sin embargo una ligera anisotropía remanente en propiedades tales como la energía de interfase conllevan al crecimiento de los brazos dendríticos a través de ciertas direcciones cristalográficas [3,5,9].

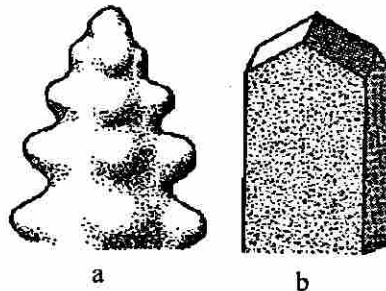


Figura 2.7 Morfologías de crecimiento de intercaras a) No Facetada y b) Facetada [3].

Es importante considerar que en las aleaciones aluminio-silicio, aunque son metales, el silicio solidifica con intercaras facetadas [3].

Por otra parte el sobreenfriamiento cinético juega un papel importante en las morfologías de crecimiento.

Crecimiento Facetado	$\Delta T_k \approx 1 - 2 \text{ } ^\circ\text{C}$
Crecimiento no Facetado	$\Delta T_k \approx 0.01 - 0.05 \text{ } ^\circ\text{C}$

El sobreenfriamiento cinético para el crecimiento no facetado se considera tan pequeño que en la actualidad no ha habido una medición exacta de éste [5].

Durante el crecimiento las intercaras están sujetas a perturbaciones causadas por partículas insolubles, fluctuaciones térmicas o fronteras de grano, dichas perturbaciones son aleatorias. Debido a lo anterior, se puede hablar de intercaras estables e inestables. Una intercara estable se distingue de la inestable por su respuesta a las perturbaciones, es decir, considerando una intercara de crecimiento no facetado donde la intercara no es perfectamente plana, sino que tiene ligeras protuberancias, se observa que para una intercara inestable dichas protuberancias tienden a crecer con el transcurso del tiempo como se observa en la figura 2.8.a, en cambio para el caso de una intercara estable dichas protuberancias tienden a desaparecer como se muestra en la figura 2.8.b. Para aleaciones vaciadas, las intercaras sólido-líquido son regularmente inestables.

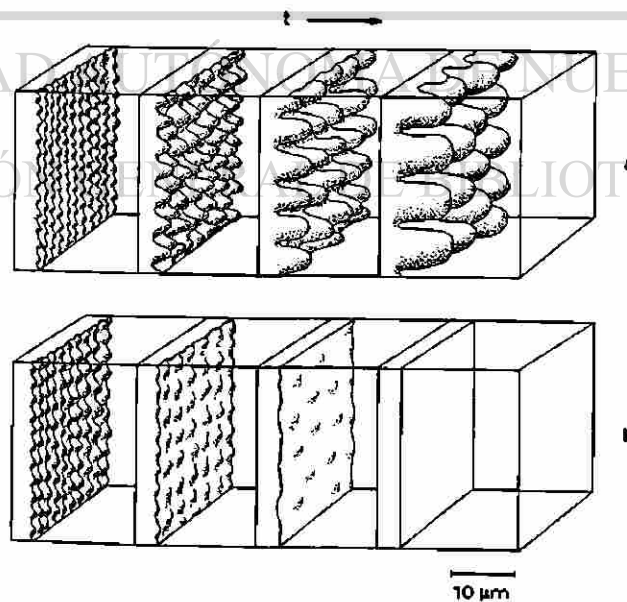


Figura 2.8 Efecto de las perturbaciones sobre la evolución de intercaras.
a) Inestables y b) Estables [3].

Al hablar de cinética de adhesión atómica en las intercaras sólido-líquido, es necesario considerar el sobreenfriamiento constitucional. Analizando la figura 2.9, conforme se incrementa el desplazamiento en dirección z , se observa que la temperatura del líquido (T_L) aumenta y por consiguiente la composición del líquido disminuye como se aprecia en el diagrama de fases de la misma figura, lo cual hace suponer que en la intercara sólido-líquido el gradiente de temperaturas existente (T_q) debe ser igual o menor que la temperatura del sólido (T_S), pero conforme se efectúa el mecanismo de adhesión atómica, puede existir un cierto volumen del líquido para el cual $T_q < T_L$, representada por el área de líneas verticales de la gráfica inferior izquierda de la figura 2.9, y es eso a lo que se llama sobreenfriamiento constitucional [3].

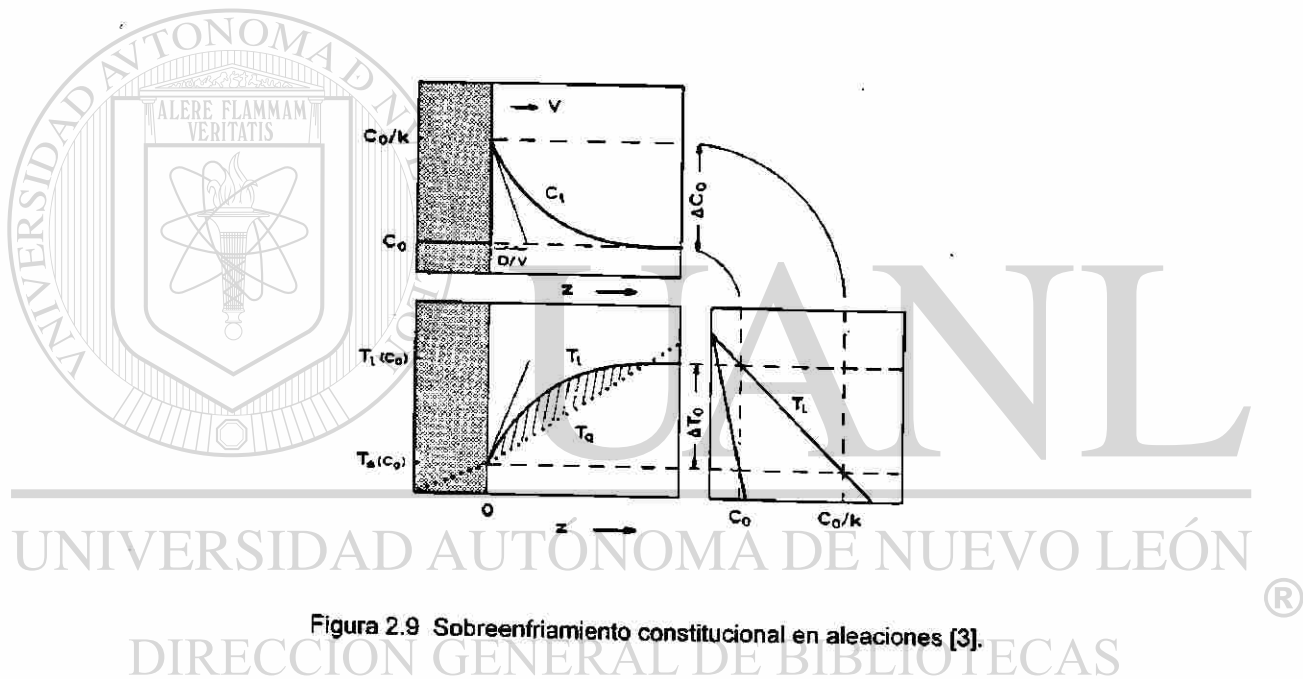


Figura 2.9 Sobreenfriamiento constitucional en aleaciones [3].

El sobreenfriamiento constitucional juega un papel muy importante para efectos de morfologías de crecimiento y microestructuras resultantes en aleaciones. La figura 2.10 muestra las condiciones de este tipo de sobreenfriamiento y la morfología de la intercara resultante. Cuando el gradiente de temperaturas, resultado del flujo de calor (T_q) es mayor que el gradiente de temperaturas del líquido (T_L) la intercara sólido-líquido se vuelve estable (figura 2.10.a). Por otra parte cuando el gradiente de temperaturas en el sólido (T_q) es menor que el gradiente del líquido (T_L) indica la presencia de una fuerza motriz y se provoca un sobreenfriamiento constitucional (figura 2.10.b) el cual es causa de perturbación en la intercara plana y por lo tanto se vuelve una intercara inestable y cambia su estructura [3,5,9].

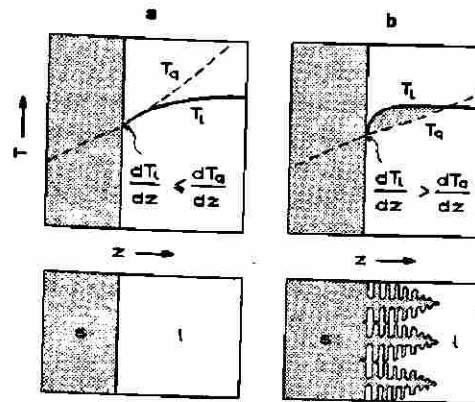


Figura 2.10 Efecto del sobreenfriamiento constitucional sobre la estructura resultante en intercaras a) estables e b) inestables [3].

Se considera que el incremento progresivo del sobreenfriamiento constitucional provoca una inestabilidad progresiva en los frentes de solidificación, es decir en la intercara sólido-líquido, con lo cual se supone que una estructura plana cambia progresivamente a una estructura celular y posteriormente a una dendrítica [9], como se observa en la figura 2.11.

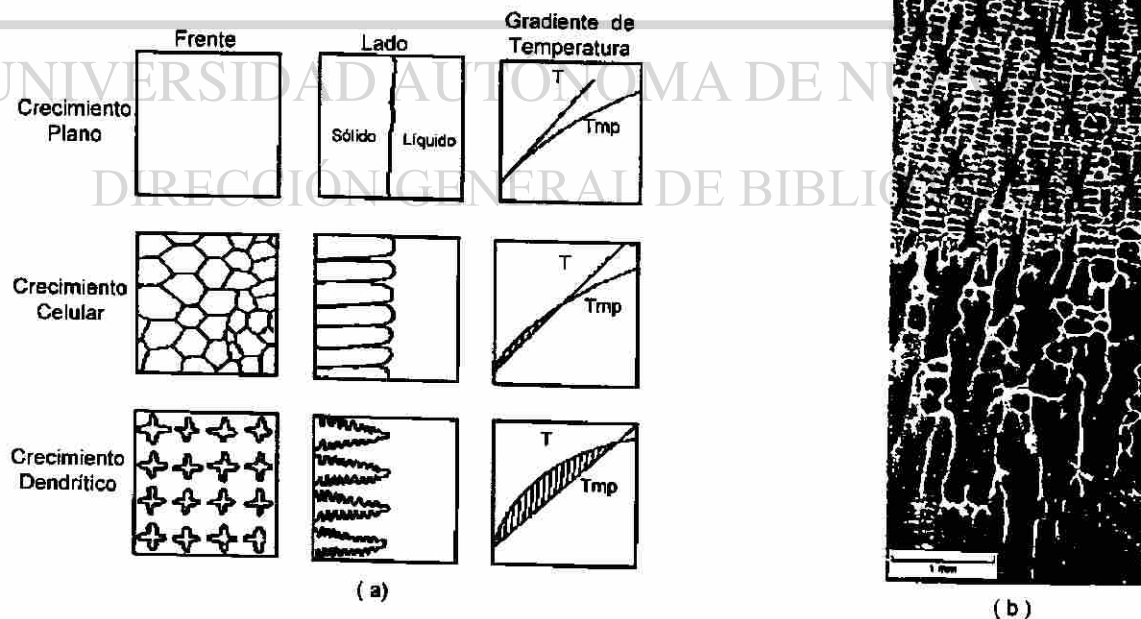


Figura 2.11 Transición de morfologías crecimiento de planar a celular y posteriormente a dendrítico. a) Esquemáticamente y b) Físicamente para un acero de baja aleación [9].

La morfología dendrítica es entonces consecuencia del rompimiento de intercaras planas inestables debido a ciertas perturbaciones [3]. Así mismo, la velocidad de solidificación, que es un factor que provoca inestabilidad en las intercaras sólido-líquido, es la que determina el tipo de morfología dendrítica predominante en la estructura final, ya que esta morfología puede ser muy variada [9]. Es importante considerar que la mayoría de las aleaciones vaciadas solidifican con este tipo de estructura dendrítica [8].

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

La figura 2.12 muestra el crecimiento columnar de las dendritas en la pared de un molde, donde las dendritas crecen en direcciones de largo y ancho y, a su vez, a partir de sus brazos secundarios pueden crecer otros brazos primarios. Se observa que todos los brazos son paralelos, lo que es provocado por alineamientos internos de los planos atómicos. Cuando los brazos crecen juntos en la misma dirección, llegan a formar un cristal único llamado grano y que también se muestra en la figura 2.12. Sin embargo es necesario aclarar que un grano puede estar formado ya sea por cientos de dendritas, por un solo brazo primario o por un brazo secundario aislado [9].

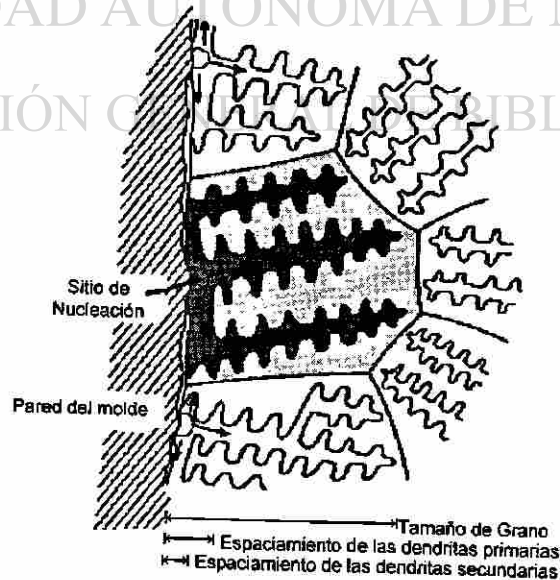


Figura 2.12 Ilustración esquemática de la formación de un grano a partir de dendritas [9].

2.4.1 ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO (EDS).

La medición del espaciamiento dendrítico secundario en piezas vaciadas proporciona, en la mayoría de los casos, información más relevante que el tamaño de grano y se ha encontrado que no existe relación alguna entre el tamaño de grano y el EDS [11]. Generalmente el EDS es medido en distancias perpendiculares a los brazos dendríticos como se observa en la figura 2.13.

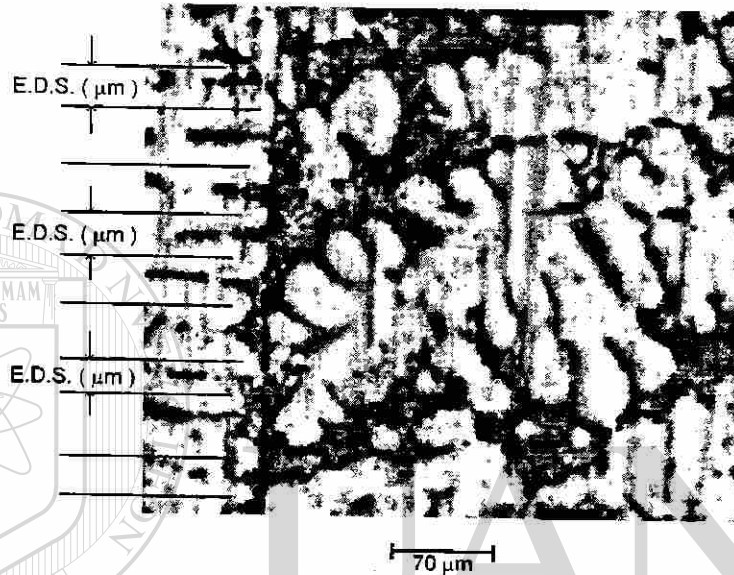


Figura 2.13 Ilustración de la técnica empleada para mediciones de EDS (Microestructura de una aleación aluminio-silicio tipo A319).

Según estudios realizados por varios investigadores el EDS es usado para evaluar velocidades de solidificación y controlar propiedades mecánicas [12,13,14,15]. La figura 2.14, muestra la relación entre el EDS y ciertos parámetros y propiedades del material, de acuerdo a las gráficas de la figura 2.15.

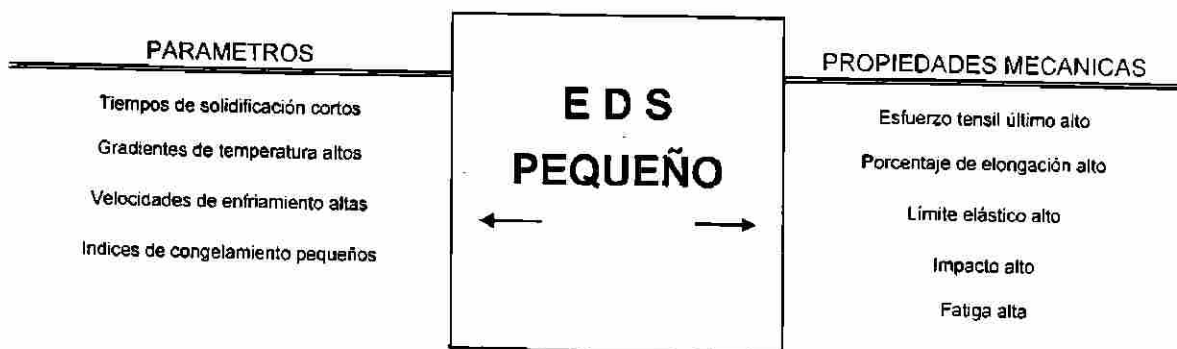


Figura 2.14 Relación esquemática del EDS con parámetros y propiedades del material.

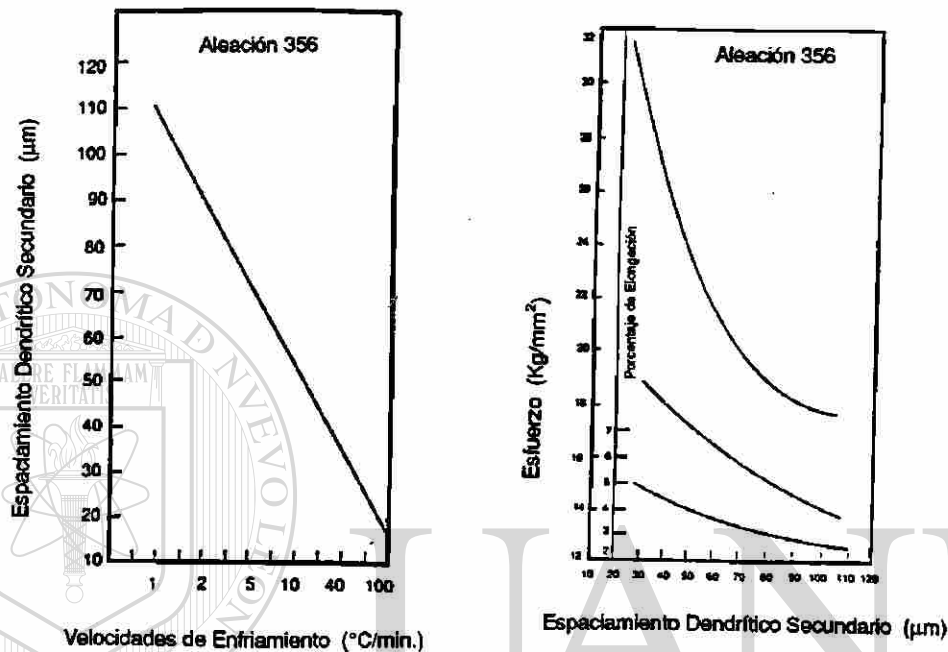


Figura 2.15 Relación del EDS con parámetros y propiedades del material en forma gráfica, correspondiente a una aleación de aluminio-silicio [13].

De la misma forma, se supone que piezas solidificadas con EDS pequeños presentan mejor respuesta a los tratamientos térmicos y tienen coeficientes de expansión térmica más uniformes, lo cual se debe al incremento de homogeneidad del material (microporos e inclusiones metálicas y no metálicas) con EDS menores [12].

Algunos investigadores han reportado la relación del EDS con tiempos de solidificación (t) y velocidades de enfriamiento (V) para aleaciones como la Al-4.5%Cu [12]:

$$\text{EDS} = 10 t_s^{0.33} ; \quad t = \text{seg.} \quad \text{y} \quad \text{EDS} = \mu\text{m.} \quad (2.8)$$

$$\text{EDS} = 45 V^{-0.39} ; \quad V = \text{°C/seg.} \quad \text{y} \quad \text{EDS} = \mu\text{m.} \quad (2.9)$$

2.4.2 SOLIDIFICACIÓN UNIDIRECCIONAL.

Es un tipo de solidificación controlada, en la cual la extracción de calor es en una sola dirección y el frente de solidificación avanza en la misma dirección, pero en sentido opuesto (figura 2.16) [3,8].

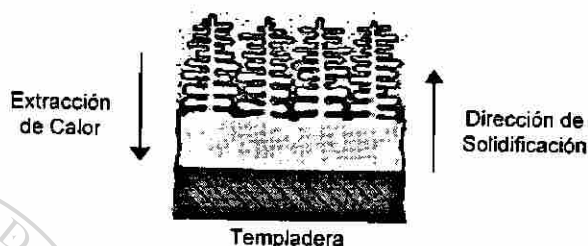


Figura 2.16 Representación gráfica de una solidificación unidireccional [8].

La solidificación unidireccional da como resultado un mejor control de propiedades, desaparecen problemas de macrosegregación ocasionados por dos o más frentes de solidificación encontrados entre sí [5]. La solidificación unidireccional es posible con la ayuda de templaderas en un extremo de la pieza a solidificar, donde la templadera juega un papel muy importante y, dependiendo de la capacidad de extracción de calor y otros factores físicos de la templadera, la pieza solidificará a diferentes tiempos y velocidades y, consecuentemente, con diferentes EDS lo cual se refleja en las propiedades mecánicas [13,14,15].

Así mismo, conforme el material solidifica a distancias más lejanas de la templadera, la microestructura resultante presentará un cambio progresivo en relación con los gradientes de temperatura existentes. Por lo tanto, la microestructura resultante de solidificación unidireccional no será uniforme en la dirección de avance del frente de solidificación [3,8].

Cuando algunas aleaciones solidifican unidireccionalmente, pero con velocidades de enfriamiento muy pequeñas, es muy común encontrar problemas de rechupe en la parte superior de la pieza; debido a que mientras el metal de la parte inferior solidifica, sufre una contracción debido al paso de líquido a sólido, dando lugar a los rechupes, sin embargo, como el metal de la parte superior de la pieza se encuentra en estado líquido, este alimenta la parte inferior eliminando rechupes, hasta que finalmente la parte superior solidifica con grandes zonas de rechupes.

2.5.- EUTECTICO.

La existencia de una reacción eutéctica implica la formación de dos fases sólidas distintas a partir de una fase líquida ($liq \rightarrow sol \alpha + sol \beta$). En el diagrama de equilibrio de la figura 2.17, correspondiente a una aleación aluminio-silicio, se observa que si una aleación de composición situada en la parte rica en aluminio es enfriada, la cristalización iniciará con la formación y crecimiento de dendritas de aluminio, conforme tales dendritas crecen, el porcentaje de silicio en el líquido se incrementará, lo cual sucede hasta que el líquido se encuentre suficientemente saturado de silicio y es entonces cuando éste se encontrará listo para nuclear en una fase rica en silicio, posteriormente ambas fases, de silicio y aluminio crecerán juntas en el líquido. Esto es considerado como un crecimiento cooperativo dado que la mayoría de los átomos de aluminio cristalizan en una fase rica en aluminio, así mismo, los átomos de silicio cristalizan en una fase rica en silicio; esta cooperación de crecimiento antes mencionada evita la necesidad de grandes coeficientes de difusión en algunos de los elementos de la aleación [2].

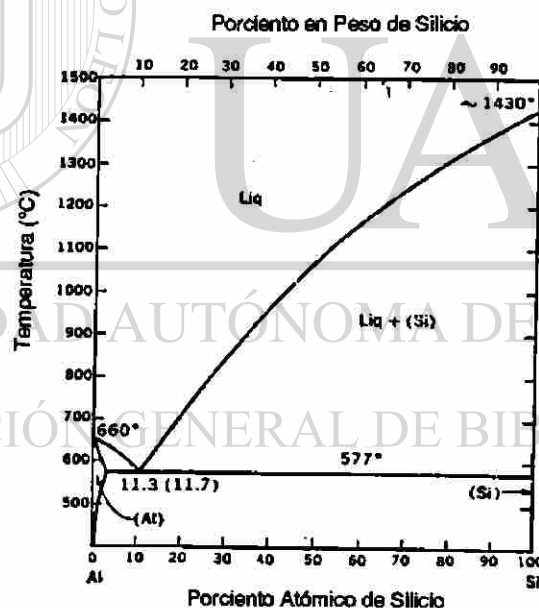


Figura 2.17 Diagrama de fases eutéctico para aleaciones Al-Si [2].

Haciendo referencia a las morfologías de crecimiento de las fases eutécticas, se tiene que éstas pueden ser : no facetada/no facetada , facetada/facetada y no facetada/facetada. Esta última morfología es característica de las aleaciones aluminio-silicio, ya que todos los metales regulares, entre ellos el aluminio, solidifican con intercaras no facetadas y el silicio, al igual que otros materiales semiconductores, solidifica con intercaras facetadas.

En el caso de las morfologías no facetada / facetada, las puntas de la fase facetada deben sobreenfriarse 1 ó 2 °C, lo cual es un valor grande en comparación con 0.02 °C para la fase no facetada. Así mismo, las puntas de la intercara facetada deben crecer a temperaturas de 1 a 2 °C más frías que las puntas de la fase no facetada, lo cual significa que la fase facetada se rezagará ligeramente de la fase no facetada como se observa en la figura 2.18 [5].

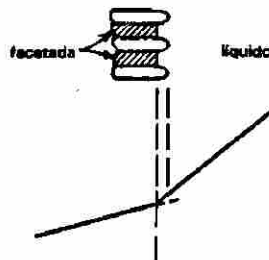
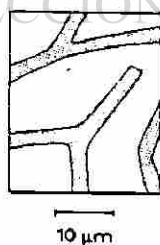


Figura 2.18 Perfil de intercara "no facetada / facetada" para eutécticos [5].

En el caso de las aleaciones aluminio-silicio, el silicio del eutéctico, de pequeña fracción volumen y de alta entropía de fusión (común en los materiales semiconductores y compuestos intermetálicos), dada a su morfología no facetada / facetada, origina una microestructura irregular de plaquetas orientadas aleatoriamente como se ilustra en la figura 2.19.



(a)



(b)

Figura 2.19 a) Estructura irregular representativa de fases eutécticas, b) Microestructura de la fase eutéctica de una aleación Al-Si tipo A319 (dentro del círculo).

Es importante considerar que las velocidades de solidificación juegan un papel muy importante en la microestructura resultante de la fase eutéctica; a velocidades de solidificación altas la microestructura resultante será de aspecto fibroso y redondeado debido a que será mayor el sobreenfriamiento cinético requerido para el crecimiento de la fase de silicio que la de aluminio, por lo que la fase de aluminio tenderá a crecer antes, obligando a la fase de silicio a crecer sólo a través de orificios en dirección del frente de crecimiento con difusión controlada [8].

2.6.- SOLIDIFICACION EN ALEACIONES ALUMINIO-SILICIO.

En el proceso de solidificación de este tipo de aleaciones, siempre es importante considerar el contenido de silicio, ya que éste mejora la fluidez de la aleación, reduce los coeficientes de expansión térmica e influye en la conductividad térmica de la aleación según su estructura eutéctica sea modificada o no [16,17].

Una de las características más importantes del proceso de solidificación de estas aleaciones, es la formación del eutéctico a partir de la solución sólida de aluminio con una cantidad de 11.5 a 12% de silicio en la aleación [16]. Dependiendo de la cantidad de silicio, estas aleaciones pueden ser hipoeutécticas (5-10% Si), eutécticas (11-13% Si) o hipereutécticas (14-20% Si) [18]. Sin embargo, aún desde cantidades de 1% de silicio en estas aleaciones se ha observado la presencia de la fase eutéctica [17].

Durante la solidificación de las aleaciones aluminio-silicio hipoeutécticas, se destaca la formación de las fases aluminio α (dendrítica), eutéctico de Al-Si y otros eutécticos secundarios (Mg_2Si y Al_2Cu) [18], que se observan debido a la presencia de aleantes, tales como magnesio y cobre, los cuales son agregados con el propósito de mejorar ciertas propiedades. Así mismo, en estas aleaciones se observa la presencia de elementos como hierro, manganeso y zinc, que son considerados impurezas. Algunos de los elementos antes citados se encuentran en la matriz en solución sólida y otros se encuentran como partículas intermetálicas [18,19].

2.6.1 COMPUESTOS INTERMETÁLICOS.

En aleaciones impuras aluminio-silicio, los compuestos intermetálicos más relevantes son las diferentes fases de hierro, debido a su efecto sobre las propiedades mecánicas. La formación del intermetálico Al_5FeSi (fase β) es la más perjudicial en estas aleaciones y es debido a su forma de agujas o placas alargadas, las cuales son duras y frágiles, tienen escasa adhesión con la matriz y crecen transversales a la dirección de crecimiento de las dendritas de aluminio; la fase Al_5FeSi se forma a velocidades de solidificación comúnmente presentes en vaciados en arena y moldes permanentes. Cuando las cantidades de hierro sobrepasan el 0.7% en peso, las agujas o placas no se multiplican, sino que crecen longitudinalmente y se vuelven más nocivas; sin embargo, esta fase β no deseada se puede eliminar y convertir en $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$, llamada también fase α , lo que se logra mediante la adición de manganeso (también puede ser cromo, cobalto, molibdeno o níquel) a la aleación, de esta forma disminuye la fase β en la aleación dando lugar a la fase α , la cual tiene forma de escritura china y es menos nociva para las propiedades mecánicas; cuando la cantidad de manganeso agregado es la suficiente se forma además una tercera fase de composición similar a la fase α ($\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$) pero de estructura polihédrica y con forma de estrellas y cruces gruesas [19]. La figura 2.20 muestra el diagrama de fases Al-Si-Fe-Mn y los posibles compuestos que forman [18].

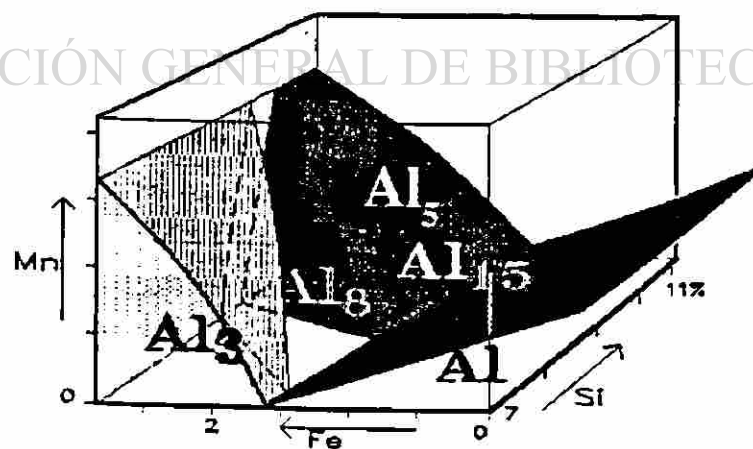


Figura 2.20 Diagrama de fases Al-Si-Fe-Mn [18].

Sin embargo, el exceso en contenido de éstos compuestos de fase α , puede crear problemas de sedimentación en los hornos, ya que la primer fase en solidificar sería $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ (fase predendrítica), la cual precipita al mantener el metal líquido durante largos tiempos en los hornos u ollas de calentamiento antes de vaciar, por lo tanto, si dentro del horno u ollas se mantiene el metal líquido a una temperatura inmediata superior a la temperatura de liquidus, los cristales de $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ empezarán a crecer y, por diferencia de densidad, estos se irán al fondo en forma de lodos y se dificultará el proceso de vaciado. La figura 2.21 muestra que para una aleación con 9% Si, 1% Fe, 0.38% Mn y 3.2 % Cu la primer fase en precipitar es precisamente la fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ indicada con el punto grande dentro del área sombreada, la cual corresponde toda a la misma fase [18].

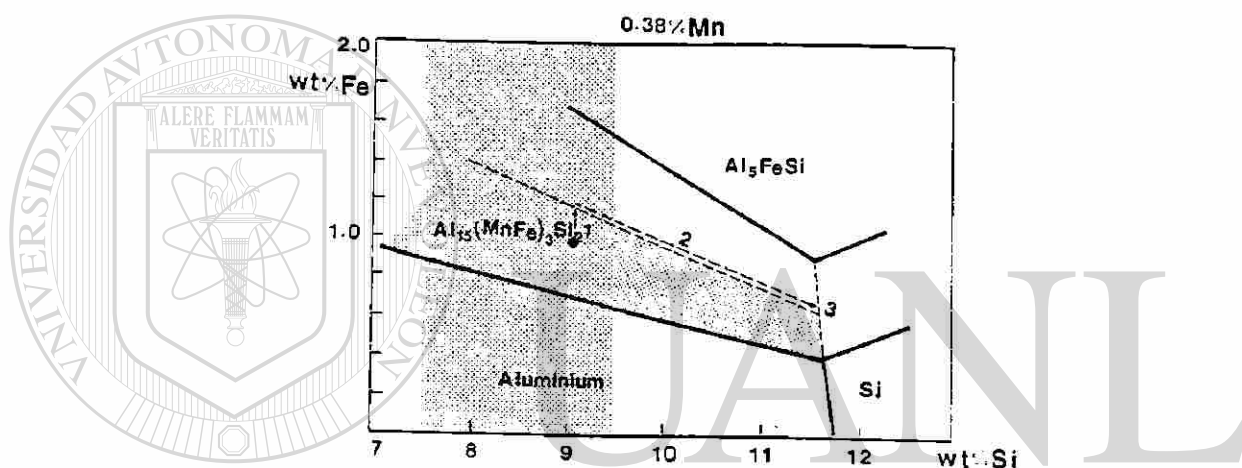


Figura 2.21 Diagrama que muestra el inicio de la solidificación con la formación de la fase α para una aleación Al-Si-Fe con 0.38% Mn [18].

La fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ actúa como nucleante de aluminio primario y, las dendritas crecen alrededor de estos compuestos, esta reacción predendrítica sucede a 650 °C aproximadamente [18]. Es importante mencionar que las dendritas de aluminio primario crecen con morfología no facetada, sin embargo, en algunas ocasiones, como ya se mencionó en párrafos anteriores, éstas crecen a partir de nucleantes intermetálicos (fase α) de morfología facetada [3].

Otra de las formas de eliminar o reducir el exceso de agujas o placas de Al_5FeSi (β) en ausencia de Mn, es mediante el incremento en la velocidad de enfriamiento, dado que la fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ de red cúbica crecerá más fácilmente que la fase β de red monoclinica, ya que la primera requiere una menor fuerza motriz. Sin embargo, según investigaciones realizadas recientemente por J. E. Gruzleski y colaboradores [19], donde al solidificar una aleación Al-Si 319

con altas velocidades de enfriamiento (de hasta 20 °C/seg.), no se logró obtener la fase α . Esto sólo fue posible mediante un previo sobrecalentamiento del metal líquido a altas temperaturas (750-900 °C) y, posteriormente, altas velocidades de enfriamiento; estos investigadores reportan ausencia de manganeso en las pruebas realizadas. Por otra parte, la presencia de magnesio hace difícil la formación de la fase α , inclusive con grandes sobrecalentamientos [19].

2.6.2 REFINAMIENTO DE GRANO.

En las piezas vaciadas de aluminio-silicio es importante considerar el tamaño de grano como un indicador de propiedades mecánicas, aunque existen otras características de la pieza que tienen más relevancia sobre las propiedades mecánicas, como lo son el grado de modificación de la estructura eutéctica y el espaciamiento dendrítico secundario [18].

Las propiedades mecánicas de la pieza serán mejores conforme más pequeño sea el tamaño de grano. Y una de las formas de obtener un tamaño de grano pequeño en estas aleaciones es mediante el uso de agentes nucleantes como titanio y boro, siendo más común el uso de titanio en contenidos de alrededor de 0.25% en peso, lo cual promueve la precipitación de partículas de $TiAl_3$ que se forman por una reacción peritética [20]. Es a partir de estos compuestos de $TiAl_3$ de donde inicia el crecimiento del sólido, que posteriormente se convierten en dendritas (figura 2.22.a). Las partículas de $TiAl_3$ precipitan en el metal a temperaturas aproximadas a los 665 °C, según la reacción peritética de la figura 2.22.b. Sin embargo, el mecanismo exacto de formación de núcleos a partir de estos agentes inoculantes es desconocido, por tal razón los refinadores más conocidos se seleccionaron en base a prueba y error [5,9]. El tamaño de grano se estima en una relación inversa al número de compuestos de $TiAl_3$ existentes, el cual depende de la cantidad de titanio en la aleación [10].

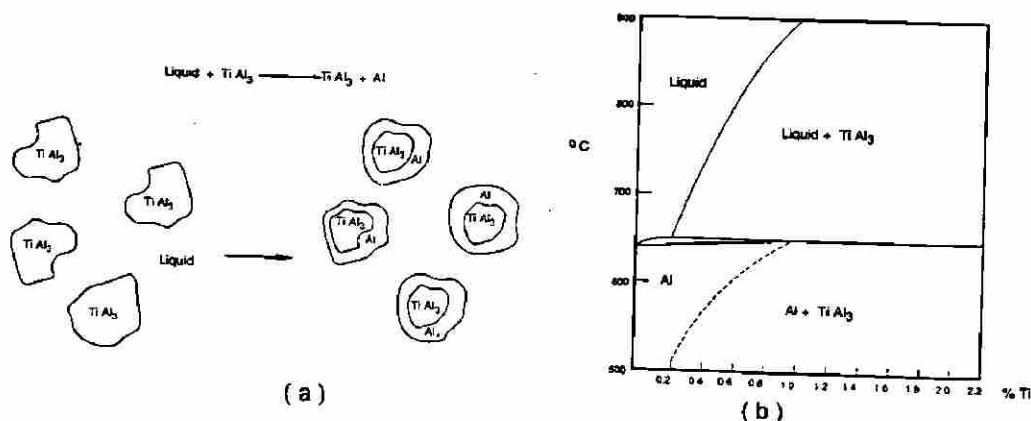


Figura 2.22 a) Nucleación debido a una reacción peritética en un sistema Al-Ti
b) Diagrama de fases Al-Ti [10].

La presencia de refinadores de grano no influye sobre las velocidades de enfriamiento durante la solidificación, por tal motivo, el espaciamiento dendrítico secundario no se ve afectado por la presencia de refinadores. Por otra parte, la presencia de un sobreenfriamiento considerable facilita el proceso de refinación de grano [18]. La figura 2.23 muestra la relación entre tamaño de grano, estructura eutéctica y espaciamiento dendrítico secundario con los agentes modificadores y refinadores y la presencia de templaderas [10].

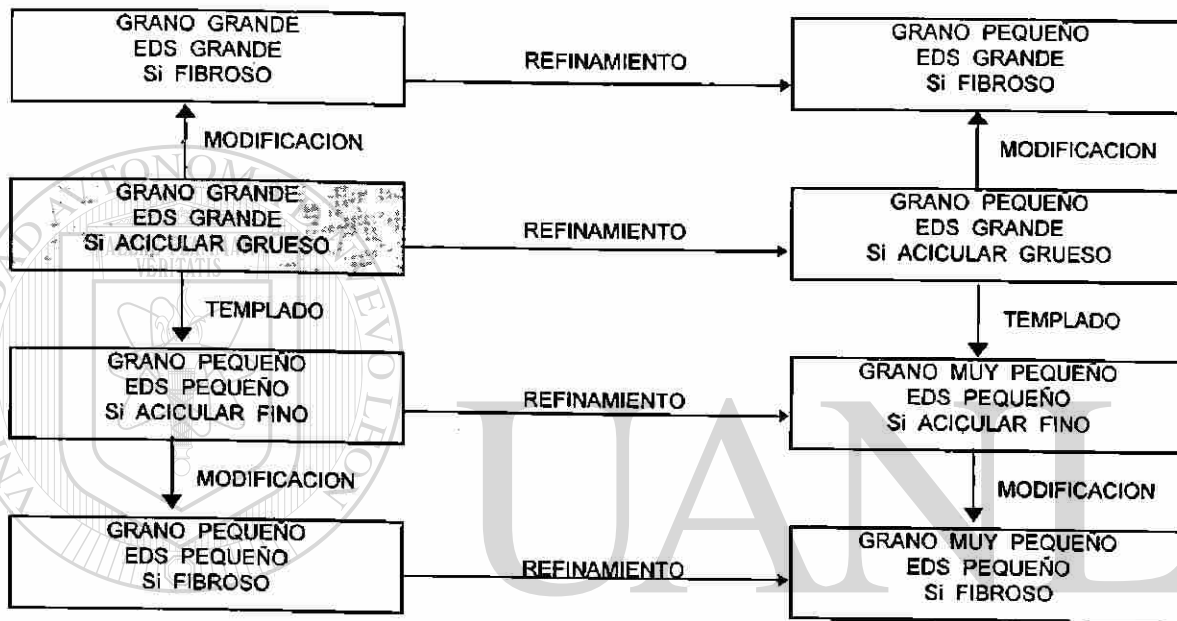


Figura 2.23 Influencia de el grado de modificación, refinamiento químico y templado sobre algunas características de la pieza vaciada [10].

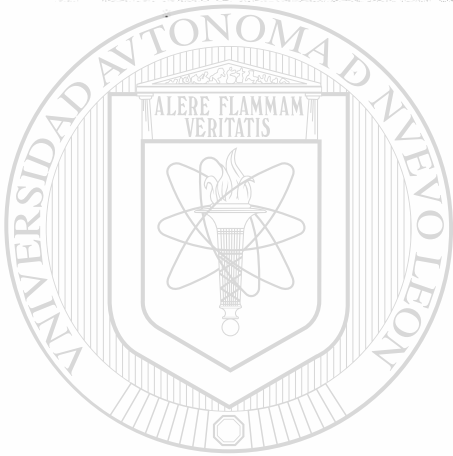
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

2.6.3 MODIFICACION DE ESTRUCTURA EUTECTICA.

Las aleaciones aluminio-silicio presentan una fase eutéctica de estructura irregular (placas alargadas) producto de crecimientos de morfologías mixtas. Durante el proceso de solidificación es posible modificar la estructura eutéctica agregando agentes químicos a la aleación (estroncio y sodio entre otros) o incrementando las velocidades de enfriamiento [21,22]. Se ha encontrado que a velocidades de enfriamiento altas, la fase eutéctica se forma con estructura de fibras cortas, semejantes a las obtenidas por el uso de modificadores químicos [10].

Sin embargo, se ha observado que aún con velocidades altas de enfriamiento, la estructura no se logra modificar cuando los contenidos de modificadores químicos (Sr) aparecen en cantidades residuales [21], es decir, la velocidad de enfriamiento por sí sola no es un buen modificador, depende de la existencia de ciertos modificadores químicos; ya que sin la presencia de éstos la pieza quedaría ligeramente modificada, dando por resultado una microestructura de placas de longitud sólo un poco menores que los generados con velocidades bajas de enfriamiento.

Por otra parte, la modificación de la estructura eutéctica mediante agentes químicos es a su vez responsable de otros efectos como el desplazamiento de la temperatura eutéctica y cambios en las conductividades eléctrica y térmica de la pieza solidificada [18].



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 3

ANALISIS TERMICO

3.1.- INTRODUCCION.

El análisis térmico es una herramienta que incluye un grupo de técnicas en las que se mide una propiedad física de un cuerpo en función de la temperatura al someter a dicho cuerpo a un programa de enfriamiento o calentamiento controlado. Mediante este tipo de análisis es posible obtener temperaturas de transición, pérdidas de peso de los materiales, energías de transición, cambios dimensionales, módulos y propiedades viscoelásticas, entre otras [23].

Algunas de las técnicas empleadas para análisis térmico son el Análisis Térmico Diferencial (DTA), Calorimetría de Exploración Diferencial (DSC), Termogravimetría (TG), Análisis Newtoniano de Calor y Curvas de Enfriamiento y sus Derivadas [24].

Se ha venido usando convencionalmente a la caracterización microestructural como indicador de propiedades mecánicas, sin embargo en los últimos años se ha implementado el análisis térmico como una herramienta que contribuye a un mejoramiento de la calidad de piezas vaciadas [25].

3.2.- ANALISIS TERMICO EN PROCESOS DE SOLIDIFICACION.

La industria de la Fundición se ha visto beneficiada con el desarrollo de herramientas como el análisis térmico, ya que por medio de éstas es posible identificar algunas variables que anteriormente eran difícilmente controlables; otra alternativa son las pruebas destructivas.

Para el caso de piezas de aluminio-silicio vaciadas, el análisis térmico ha sido de gran importancia para establecer un control sobre el refinamiento de grano y la modificación de estructura eutéctica, siendo estos dos parámetros los indicadores más importantes de propiedades mecánicas en dichas aleaciones. La Tabla II muestra algunas de las características controlables mediante el análisis térmico.

Tabla II . Características controlables con la ayuda de un análisis térmico.

REFINAMIENTO DE GRANO	MODIFICACION DE ESTRUCTURA EUTECTICA
<ul style="list-style-type: none"> - Reducción de poros por contracción (rechupes) debido a eficiencia de alimentación - Mejoramiento de maquinabilidad - Reduce la porosidad aparente por hidrógeno - Mejor respuesta a tratamientos térmicos - Reduce la porosidad a la presión - Mejoramiento de propiedades mecánicas debido a la formación de menos estructuras de granos equiaxiales que columnares 	<ul style="list-style-type: none"> - Mejora propiedades mecánicas debido a cambio de estructura (de agujas largas a fibras pequeñas) - Reducción de poros por contracción (rechupes) debido a eficiencia de alimentación - Reduce la porosidad a la presión - Mejor respuesta a tratamientos térmicos - Mejoramiento de maquinabilidad

Existe un gran número de características que no son reveladas por un simple reporte de composición química o un estudio metalográfico. De la tabla anterior, el cambio de morfología de la fase eutéctica sería un indicador muy importante para la justificación de un análisis térmico en piezas vaciadas de aluminio, debido a que en gran cantidad de ocasiones la composición química de una pieza no revela diferencias en estructura (grado de modificación), sin embargo se tiene que llegar a un estudio metalográfico para observar dicha característica; por otra parte, mediante un análisis térmico es posible predeterminar las condiciones microestructurales de la pieza. Sin embargo, aunque la estructura se muestre bien modificada y el tamaño de grano lo suficientemente refinado, en algunas ocasiones se presentan reacciones secundarias durante el proceso de solidificación que afectan las propiedades mecánicas por formación de poros o intermetálicos y esto se puede observar con un análisis térmico, que refleja los cambios de temperatura y velocidades de enfriamiento correspondientes a cada reacción, ya sea endotérmica o exotérmica que indican la formación de una fase nueva durante el proceso [10].

3.3.- CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

Las curvas de enfriamiento constituyen la técnica de análisis térmico más antigua y consiste en registrar la relación entre temperatura y tiempo durante un proceso, lo cual se logra a partir de un programa de captura de datos y un equipo de computo acoplado a un arreglo experimental y los termopares necesarios. Las velocidades de enfriamiento se obtienen matemáticamente al diferenciar las curvas de enfriamiento por medio de computadoras analógicas o digitales [24].

En los estudios de solidificación son muy usadas las curvas de enfriamiento para análisis térmico, ya que éstas manifiestan cada uno de los eventos o reacciones que se presentan en dicho proceso de solidificación. Así mismo, mediante una derivación de las curvas de enfriamiento es posible obtener velocidades de enfriamiento de la solidificación de piezas. La primera derivada de la curva de enfriamiento (dT/dt) representa la pendiente de dicha curva; de tal forma con la ayuda de las curvas de enfriamiento y curvas de velocidades de enfriamiento (dT/dt) es posible determinar algunos parámetros característicos de la pieza, como el inicio y fin de diversas transformaciones durante el proceso de solidificación, que posteriormente son correlacionadas con propiedades importantes de la pieza (vaciada bajo condiciones normales) como esfuerzos y durezas.

La figura 3.1 muestra una curva de enfriamiento típica de la solidificación de una aleación aluminio-silicio, el punto (a) dentro de la gráfica corresponde al inicio de solidificación, el punto (b) corresponde a la formación de la fase eutéctica de aluminio y silicio y el punto (c) corresponde a la formación de la fase eutéctica de aluminio y cobre.

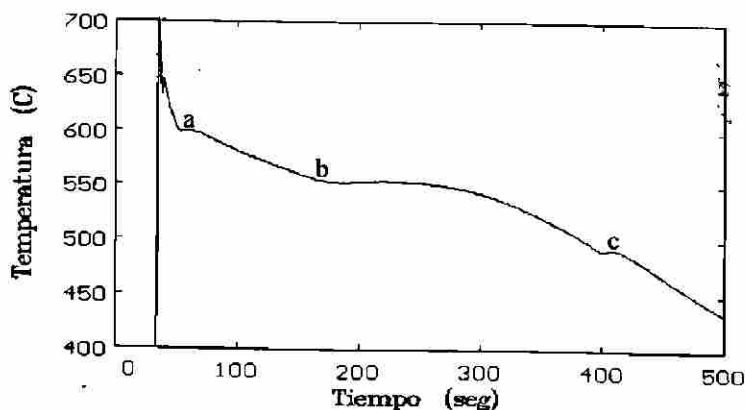


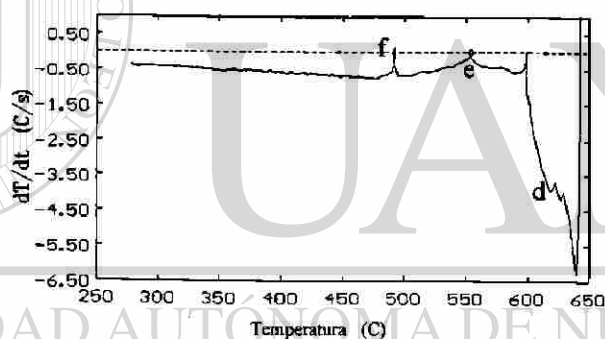
Figura 3.1. Curva de enfriamiento para una aleación Al-Si.

La figura 3.2 (A) y (B) muestra las gráficas de velocidades de enfriamiento (dT/dt) contra temperatura (T) y tiempo (t) respectivamente. Los puntos (d) y (g) corresponden al inicio de solidificación los puntos (e) y (h) corresponden a la formación de la fase eutéctica de aluminio y silicio y los puntos (f) e (i) corresponden al eutéctico de aluminio y cobre. Las curvas de velocidad de enfriamiento se obtienen a partir de un algoritmo que ajusta por medio del método de cuadrados mínimos a un número impar de parejas $T - t$ capturadas, siguiendo la relación :

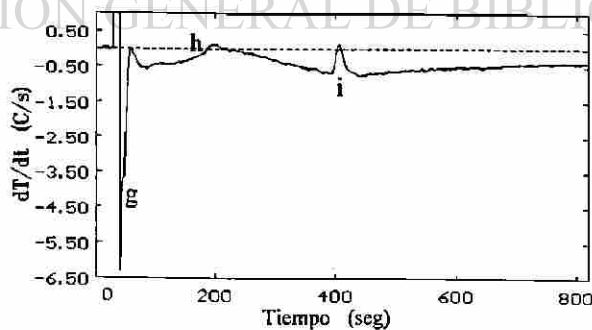
$$T = a + bt + ct^2 \quad (3.1)$$

donde T es la temperatura, t es el tiempo y a , b y c son los coeficientes de la parábola que mejor se ajusta al número impar de puntos tomados; los valores numéricos de la primera derivada en el punto central se obtienen a partir de los coeficientes de ajuste, que para este caso es :

$$dT/dt = b + 2ct \quad (3.2)$$



(A)



(B)

Figura 3.2. Curvas correspondientes a una aleación Al-Si. (A) Velocidades de enfriamiento contra temperaturas y (B) Velocidades de enfriamiento contra tiempo de solidificación.

En un proceso de solidificación cada sobreenfriamiento que representa la fuerza motriz de una transformación de fase, es detectado mediante las curvas de enfriamiento con una caída de la curva como se observa en la figura 3.3 que corresponde a una aleación eutéctica, donde $\Delta\theta$ es el sobreenfriamiento requerido para la formación de la fase primaria y $\Delta\theta_E$ es el sobreenfriamiento necesario para la solidificación de la fase eutéctica. Cuando una estructura no se encuentra refinada su sobreenfriamiento aparente $\Delta\theta$ es mayor, es decir a valores de sobreenfriamiento cerca de cero, la estructura estará bien refinada, sin embargo otro indicador del refinamiento de una estructura es el período de sobreenfriamiento aparente, ya que cuando el tamaño de grano es grande, no necesariamente el sobreenfriamiento aparente tuvo que ser grande, sino que pudo ser de período de tiempo largo, dicha relación se explica en la figura 3.4.(a). Por otra parte, para la solidificación de la fase eutéctica bien modificada, el sobreenfriamiento aparente $\Delta\theta_E$ será mayor que para una aleación no modificada y lo mismo sucede para el período de sobreenfriamiento que será mayor para estructuras más modificadas como se observa en la figura 3.4.(b); en la misma figura se aprecia que una estructura modificada solidifica a temperaturas de meseta menores que una estructura no modificada, por lo que en las fundiciones utilizan este parámetro como indicador del grado de modificación, obteniendo la diferencia entre la temperatura eutéctica actual y la temperatura eutéctica para una aleación no modificada (constante) [24, 25].

Actualmente se encuentran establecidas ciertas relaciones referentes al tamaño de grano y el sobreenfriamiento utilizando parámetros predeterminados de calibración (sobreenfriamientos referencia), donde el tamaño de grano resultante es en cierta forma similar al tamaño de grano ASTM [10].

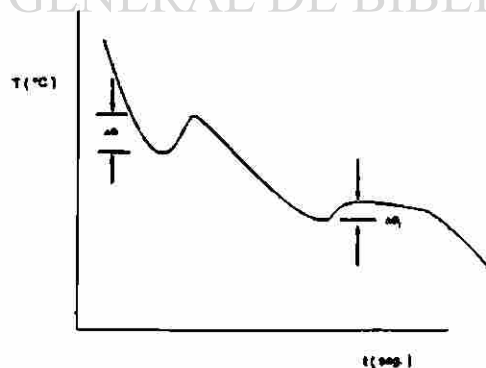


Figura 3.3 Curva de enfriamiento real para una aleación eutéctica [10].

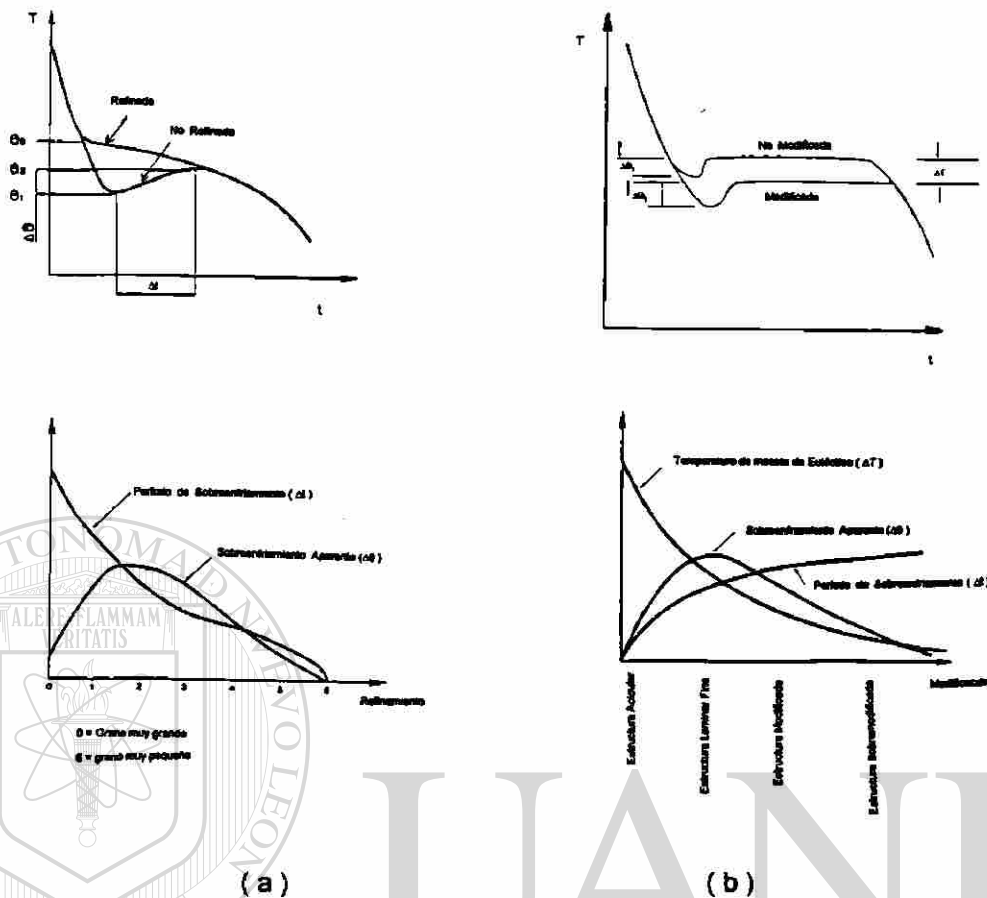


Figura 3.4 Curvas de enfriamiento y relación de parámetros característicos para (a) formación de fase primaria y (b) solidificación de fase eutéctica [10].

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

3.4.- OTRAS TÉCNICAS DE ANÁLISIS TÉRMICO.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

Análisis Térmico Diferencial (DTA). Mediante esta técnica se miden las temperaturas de la muestra y de un material de referencia térmicamente inerte en función de la temperatura programada; cada transformación de fase para el caso de una solidificación, genera un desprendimiento o absorción de energía según sea la reacción exotérmica o endotérmica. Así mismo cada transformación de fase se manifiesta con un cambio de temperatura (ΔT) de la muestra con respecto a la referencia; finalmente se obtiene una gráfica del cambio de temperatura (ΔT) en función de la temperatura de programación del sistema (T), revelando en dicha curva las transformaciones ocurridas durante el proceso [26].

Calorimetría de Exploración Diferencial (DSC). En esta técnica, al igual que en DTA, se someten la muestra y la referencia a una temperatura de variaciones controladas mediante un programa; sin embargo cuando ocurre una transformación de fase se le agrega energía al sistema con el objetivo de mantener a la muestra a la misma temperatura que la referencia. La energía suministrada al sistema para igualar las temperaturas es equivalente a la energía desprendida o absorbida por la muestra según sea la transformación de reacción exotérmica o endotérmica; finalmente se obtiene una gráfica de energías de transformación (calor) contra temperatura programada [26].

El Análisis Térmico Diferencial (DTA) y la Calorimetría de Exploración Diferencial (DSC) proporcionan información importante, sin embargo estas técnicas son poco usadas en la industria de la fundición debido al problema de tamaño de muestras necesarios y medio ambiente y laboratorio indispensable para el funcionamiento de este equipo. Por otra parte las Curvas de Enfriamiento son una técnica adaptable a cualquier medio ambiente para que la medición sea más precisa, es decir si se requiere realizar las pruebas en un molde de arena o de acero o ya sea una combinación de ambos (moldes semipermanentes), con enfriamiento de agua, aire o aceite. El tamaño y forma de la muestra puede ser muy variado; así mismo, es posible obtener varias curvas de enfriamiento en la misma pieza a diferentes posiciones de acuerdo al arreglo experimental.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1.- INTRODUCCION.

Este trabajo consiste en un estudio microestructural de una aleación de aluminio solidificada unidireccionalmente. Se emplearon moldes de material cerámico con aislamiento, lo cual permite la direccionalidad del proceso de solidificación. La experimentación incluyó la toma de temperaturas por medio de un sistema computacional. Las condiciones físicas de vaciado en estas pruebas fueron variando, de tal forma que se logró obtener diferentes microestructuras e historias térmicas para cada experimento.

Se realizaron algunas pruebas para calcular la conductividad térmica y encontrar la relación de ésta con algunas características de la pieza solidificada, con el fin de explicar la forma en que influye la conductividad térmica sobre las velocidades de enfriamiento durante el proceso de solidificación. También se realizaron experimentos complementados con un equipo especializado [27], con la finalidad de comparar la información recopilada por el sistema computacional.

4.2.- ARREGLO EXPERIMENTAL.

La obtención de los lingotes de la aleación de aluminio empleada, se llevó a cabo mediante un dispositivo experimental que consistió en una placa de acero de bajo carbono de 28x28x5cm. que realizaba tanto funciones de soporte como de templadera; sobre la placa de

acero se colocó un molde de alúmina recristalizada de 35cm de alto, 14.5cm de diámetro interior y 0.8cm de espesor, así mismo se utilizó una cubierta de fibra cerámica enrollada en el molde con fines de aislamiento, el espesor del aislamiento usado fue de 0.8cm. Al momento del vaciado y durante todo el proceso de solidificación, la temperatura del líquido fue capturada por unos termopares tipo K (cromel - alumel) envainados en acero inoxidable que fueron colocados en el molde a diferentes alturas; los termopares envían la fuerza electromotriz a unas interfases que la convierten a una escala lineal, las interfases están conectadas a una tarjeta analógica que digitaliza la señal para que posteriormente sean capturados los datos por una computadora, mediante un programa realizado en Turbo Pascal V6.0 (ver figura 4.1). Es importante mencionar que antes de cada vaciado el metal líquido fue desgasificado mediante un proceso específico usando nitrógeno e inmediatamente después la aleación fue refinada y modificada.

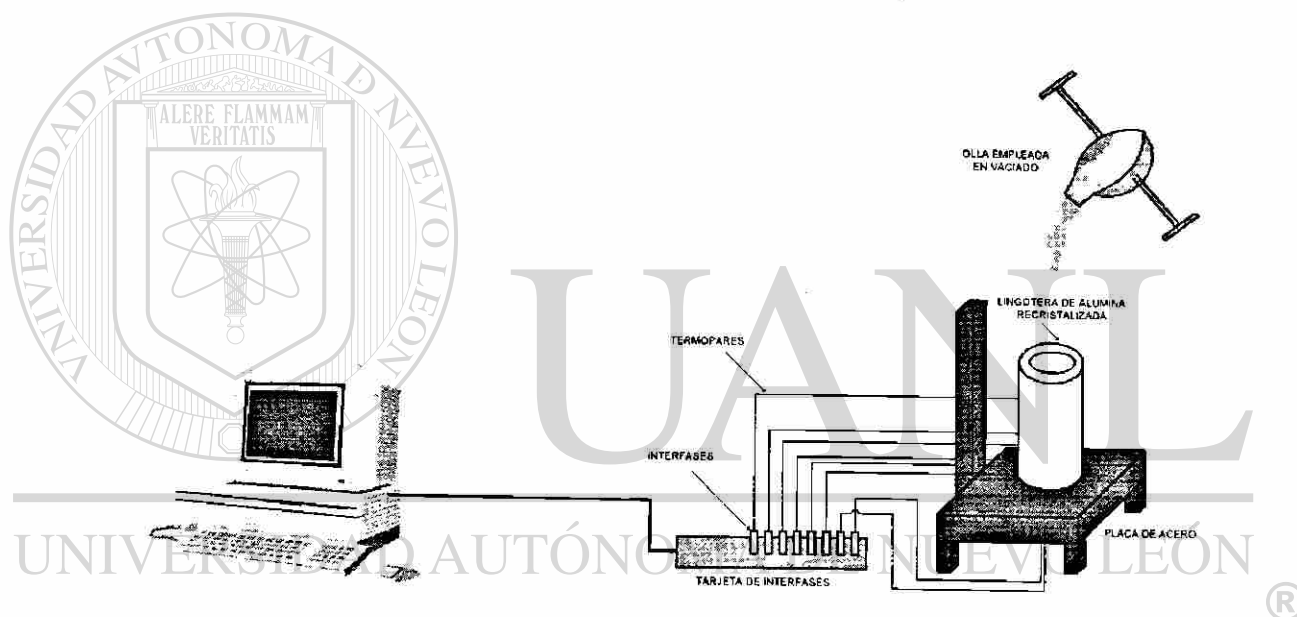


Figura 4.1 Arreglo experimental utilizado en la primera fase de experimentación.

La lingotera sobre la cual se vació el metal fundido se muestra en la figura 4.2. El molde cerámico fue perforado con una broca de 3.2 mm de diámetro a diferentes alturas sistemáticamente establecidas (1, 2, 4, 8 y 12 cm a partir de la base), a través de los cuales se introdujeron los termopares de 1.6 mm de diámetro.

Inmediatamente después de vaciar el metal fundido, se tapó el molde con un disco de fibra cerámica con el objeto de que el calor fuera solamente extraído por la parte inferior del lingote, es decir por la parte en contacto con el acero templador.

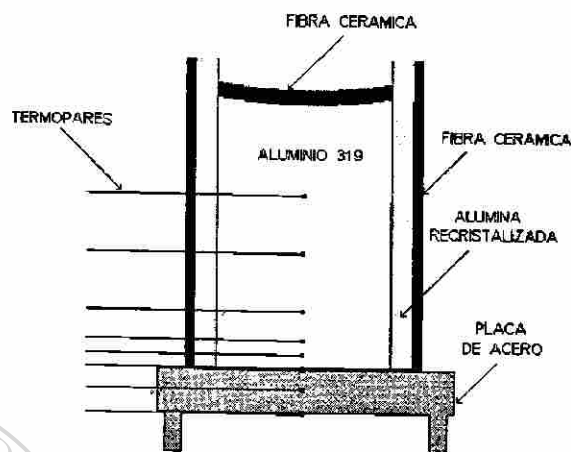


figura 4.2 Modelo de molde con termopares y templadera.

El apéndice A-1 muestra fotografías de las pruebas de vaciado, en las cuales se observa el proceso real de experimentación y las condiciones físicas de éste.

4.3.- SECUENCIA DE PRUEBAS.

Se realizaron tres pruebas de vaciado con el dispositivo anterior, considerando dos tipos de variantes. la primera se refiere al tipo de pintura usada en la placa de acero y la segunda comprende los tipos de enfriamiento (extracción de calor). En el apéndice A-2, A-3 y A-4 se observan a detalle las condiciones bajo las cuales se hicieron las pruebas de vaciado.

Se utilizaron dos tipos de pinturas para moldes, que se aplicaron sobre la placa de acero, en los primeros dos experimentos se aplicó pintura de grafito y en la última de esta serie de pruebas se usó pintura de figuras (DAG 193), lo anterior con el objetivo de obtener diferentes velocidades de enfriamiento, lo cual radica en la conductividad térmica y el espesor de cada aplicación de pintura. La placa de acero fue enfriada en su cara inferior por un chorro de agua en dos pruebas, mientras que en la restante el enfriamiento de la placa fue por convección al aire (ver figura 4.3).

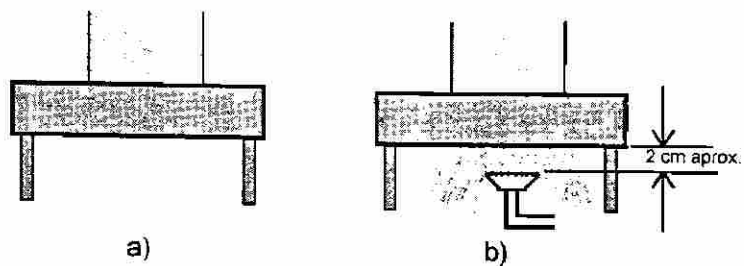


Figura 4.3 Esquema de la placa de acero. (a) Sin enfriamiento y (b) Con enfriamiento.

La obtención de las composiciones químicas de cada lingote se obtuvo por medio de un espectrómetro (SPECTRO ANALYTICAL INSTRUMENTS). La Tabla III muestra las composiciones químicas en los primeros tres experimentos :

Tabla III. Composición química (% en peso) de aleaciones de pruebas 1, 2 y 3.

A 319	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr
prueba 1	7.79	3.76	0.859	0.491	0.376	0.749	0.172	0.0127
prueba 2	7.93	3.68	0.912	0.554	0.378	0.663	0.183	0.0175
prueba 3	8.08	3.62	0.843	.438	0.353	0.688	0.191	0.0102

4.4.- CAPTURA DE DATOS.

El programa de captura utilizado en este trabajo es capaz de recibir hasta ocho mediciones de temperaturas diferentes dentro de un intervalo de 0.1 a 1200 seg. La señal producida por los termopares es enviada a las interfases, donde es convertida a voltaje lineal (con variaciones entre 0 y 5 voltios). Otra de las principales funciones de las interfases es la de compensar la lectura inicial del termopar con respecto a la temperatura ambiente en el punto de conexión. Posteriormente, la señal es recibida por una tarjeta analógica que digitaliza la señal y la manda a la computadora para ser grabada y analizada posteriormente en gráficas como las que se muestran en la figura 4.4.

La gráfica de enfriamiento (figura 4.4), corresponde a la variación de temperaturas a través del tiempo, donde se observa el decremento de la temperatura de los puntos 2, 3, 4, 5, 6 y 7, correspondientes al lingote de aluminio solidificando; por otra parte se tiene la evolución térmica de los puntos 0 y 1 correspondientes a la placa de acero (templadera), donde obviamente se observa un incremento inicial en la temperatura. De la misma forma se obtienen gráficas correspondientes a velocidades de enfriamiento (°C/seg.), lo anterior se obtiene con la primera derivada de la temperatura con respecto al tiempo (dT/dt), y estas velocidades de enfriamiento se pueden graficar tanto contra tiempo como contra temperatura para cada punto de medición, las cuales son parte fundamental para el análisis y obtención de resultados en este trabajo.

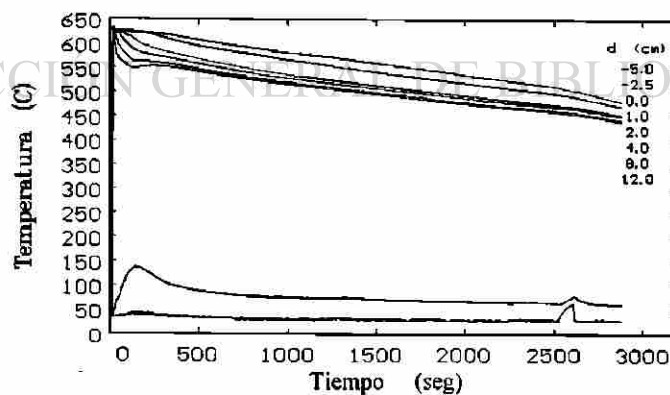


figura 4.4 Gráfica temperatura contra tiempo de la prueba 2.

4.5.- METALOGRAFIA.

Cuando la prueba finalizó y se obtuvo el lingote de aluminio solidificado, se procedió al estudio metalográfico, para lo cual se cortaron probetas longitudinales de aproximadamente 7, 7 y 14cm (ver figura 4.5). Las probetas se pulieron con hojas de carburo de silicio de 180, 320, 600 y 1200 en ese orden respectivamente y finalmente se pulieron con alúmina de un micrómetro en paño. El ataque de las muestras se realizó con ácido fluorhídrico (HF 0.5).

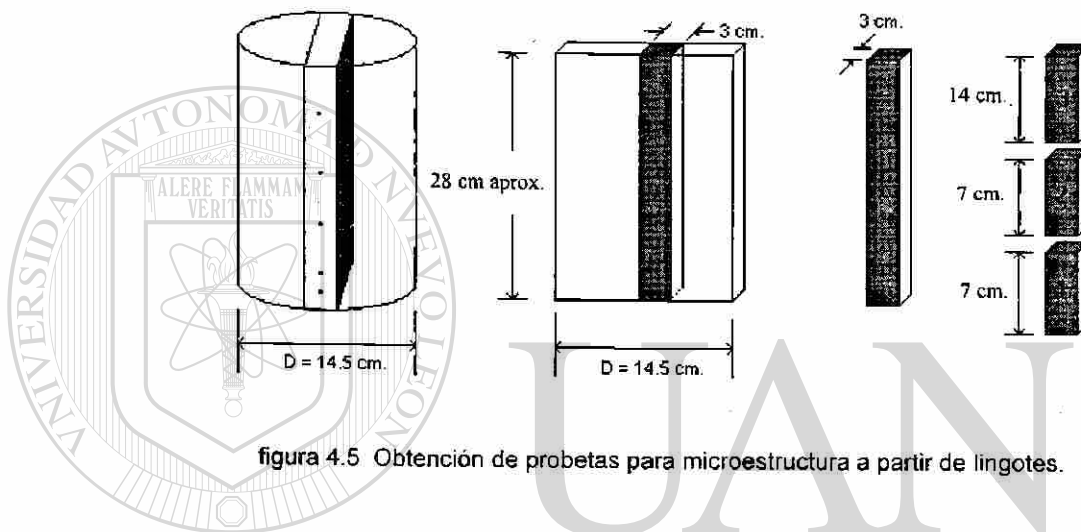


figura 4.5 Obtención de probetas para microestructura a partir de lingotes.

La caracterización de la microestructura se hizo mediante el uso de un microscopio óptico de platina invertida NIKON EPIPHOT-TME además de un procesador y analizador de imágenes LEICA QUANTIMET 520+.

Durante la primera fase de la caracterización se obtuvieron micrografías de las probetas exactamente en los puntos donde los termopares captaron la evolución térmica del lingote, dichas imágenes fueron obtenidas a una magnificación de 100X y posteriormente alimentadas al analizador de imágenes con el objetivo de efectuar mediciones del espaciamiento dendrítico secundario (EDS); en la figura 4.6 se observan algunas micrografías obtenidas durante estas pruebas de microscopía. Así mismo se obtuvieron micrografías a magnificaciones mayores para el estudio de las diferentes fases presentes en la aleación estudiada.

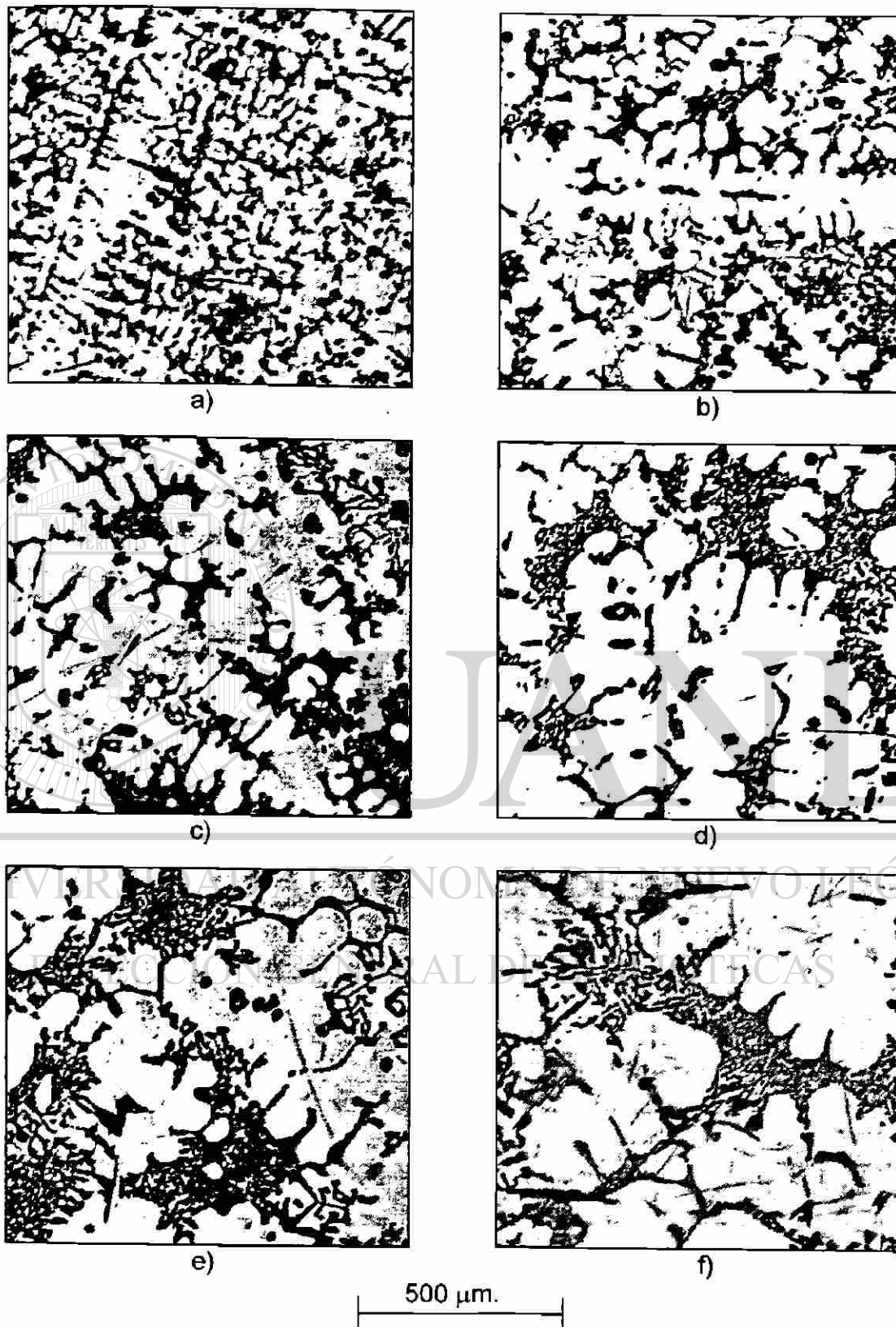


figura 4.6. Micrografías de un vaciado de aleación de aluminio tipo A-319.
a)0cm, b)1cm, c)2cm, d)4cm, e)8cm, f)12cm. de la base.

4.6.- SISTEMA DE ANALISIS TERMICO ALUDELT.

También se realizaron pruebas con el Aludelta [25] (equipo de análisis térmico para detectar el grado de sobreenfriamiento y caída de temperatura en la formación del eutéctico). Se realizaron 5 pruebas con este equipo, en las primeras dos se usó un molde cilíndrico de arena ($D_i=3.5\text{cm.}$ y $L=7\text{cm.}$ aprox.) con un termopar al centro. Se conectó la tarjeta analógica digital en paralelo con el Aludelta para recibir la señal del termopar, como se ilustra en la figura 4.7; se realizó la captura de datos con el programa de cómputo utilizado en los primeros tres experimentos mencionados en la primera parte de este capítulo, de manera simultánea.

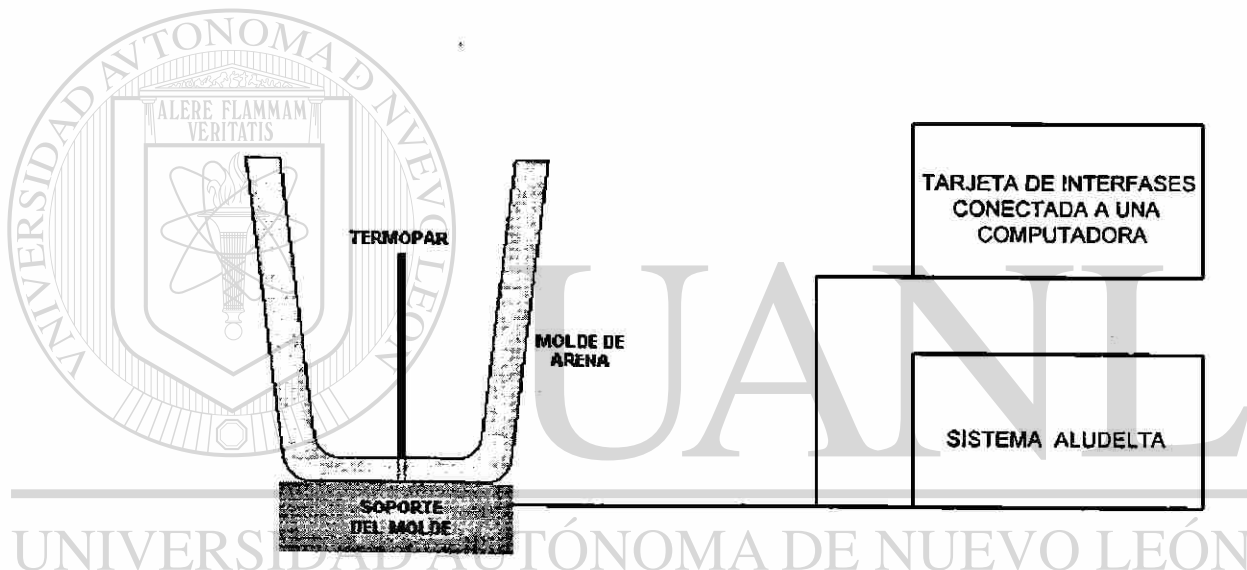


Figura 4.7 Arreglo Experimental de las pruebas de vaciado usando el Aludelta.

La figura 4.8 muestra el arreglo experimental usado en las siguientes tres pruebas, las cuales se realizaron de la misma forma, pero variando la cantidad de termopares, es decir, se le agregaron tres termopares tipo K (cromel-alumel) a la tarjeta analógica digital, de los cuales dos se colocaron a la misma altura que el termopar integrado al molde (a 4 cm. de la base) y un tercero fue colocado a la base del molde; de la misma forma la captura se realizó en el Aludelta para un termopar y en el programa se capturaron datos de cuatro termopares (uno del molde y los tres extras).

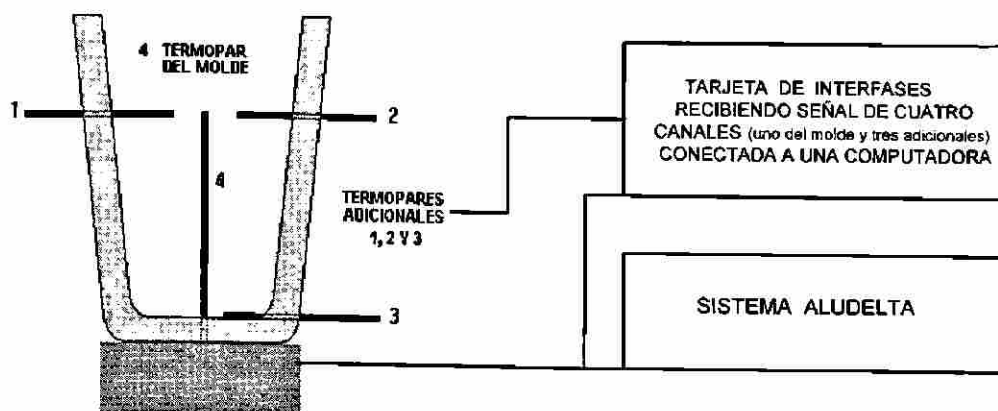


Figura 4.8 Modelo de las pruebas de vaciado usando el Aludelta con termopares adicionales.

La Tabla IV muestra las condiciones iniciales de vaciado en las pruebas de Aludelta. La Tabla V muestra las composiciones químicas en los experimentos correspondientes al Aludelta:

Tabla IV. Características de vaciado de pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.

CARACTERÍSTICA	PRUEBA # 4	PRUEBA # 5	PRUEBA # 6	PRUEBA # 7	PRUEBA # 8
TEMPERATURA DE LA OLLA (°C)	762	763	753	734	744
TEMPERATURA DE VACIADO (°C)	636	680	690		698

Tabla V. Composición química (% en peso) de aleaciones de pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.

A 319	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr
prueba 4	7.81	3.57	0.704	0.410	0.315	0.770	0.118	0.0076
prueba 5	7.50	3.55	0.553	0.340	0.343	0.726	0.134	0.0087
prueba 6	7.16	2.63	0.632	0.357	0.283	0.622	0.170	0.0048
prueba 7	6.95	3.41	0.603	0.364	0.318	0.723	0.116	0.0113
prueba 8	6.62	2.57	0.692	0.425	0.241	0.653	0.104	0.0128

4.7.- CONDUCCION TERMICA.

Se realizaron una serie de experimentos, con el objetivo de determinar de manera aproximada la conducción térmica y la relación de ésta con el espaciado dendrítico secundario y el grado de modificación del eutéctico para la misma aleación en estudio; se emplearon dos muestras cilíndricas con las siguientes características:

Muestra 1:	diámetro: 1.8 cm	longitud: 24 cm	EDS: 45 μm
Muestra 2:	diámetro: 1.7 cm	longitud: 16 cm	EDS: 25 μm

Las barras cilíndricas fueron aisladas con fibra cerámica (2 cm de espesor), se calentaron en un extremo a una temperatura constante y cercana a los 300 °C, el otro extremo se enfrió mediante aire a presión, se colocaron 8 termopares tipo K a lo largo de la barra, la variación de la temperatura en función de la distancia fue registrada mediante la técnica desarrollada para esta tarea.

El análisis del experimento sólo considera el estado estable en el cual el flujo de calor es constante. La conductividad térmica en base a la ley de Fourier para el flujo de calor es:

$$q = -k \frac{dT}{dx} \approx -k \frac{T_2 - T_1}{x_2 - x_1} \quad (4.1)$$

El arreglo experimental y las dimensiones del experimento se muestran en la figura 4.9 y 4.10 respectivamente.

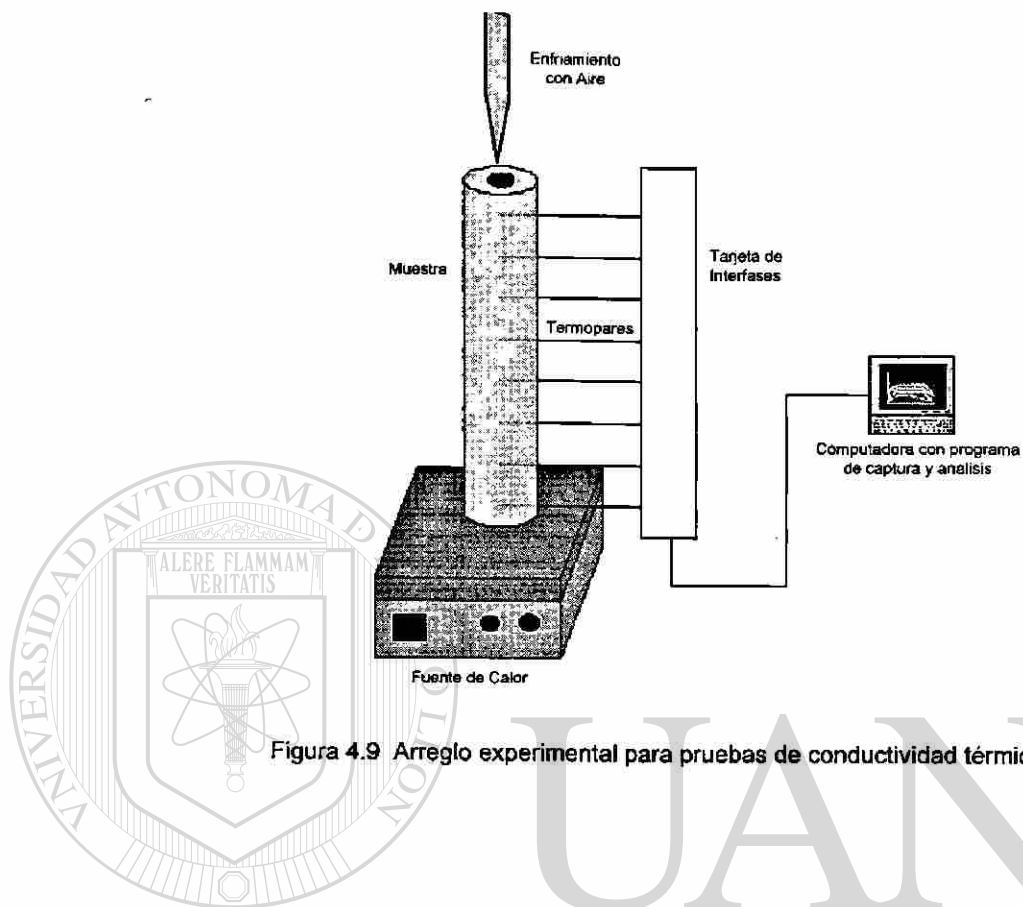


Figura 4.9 Arreglo experimental para pruebas de conductividad térmica.

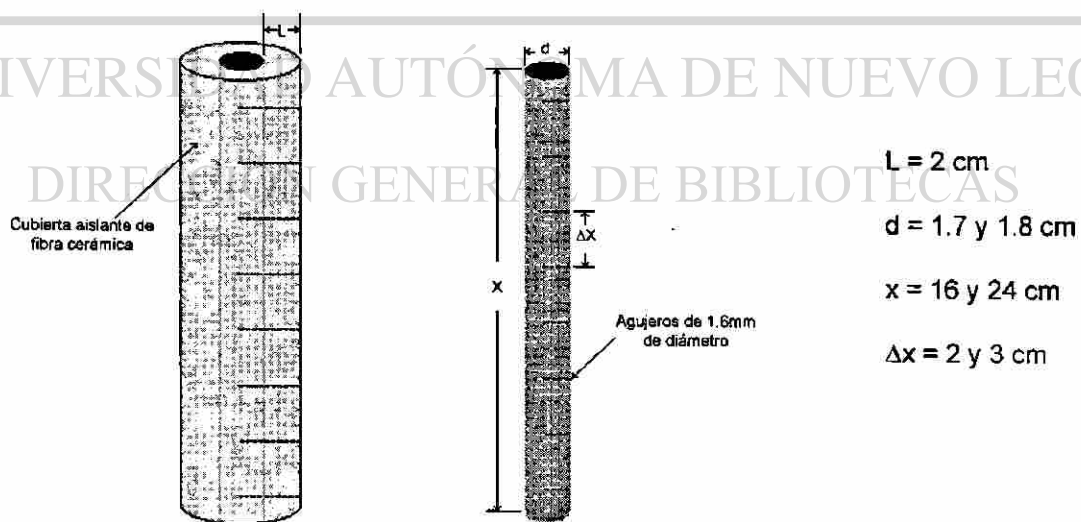


Figura 4.10 Dimensiones de la pieza estudiada en pruebas de conductividad térmica.

4.8.- DUREZAS.

Se realizaron pruebas de dureza Brinell, con la finalidad de verificar la respuesta de efectos térmicos y características microestructurales sobre la dureza del sólido. Se utilizó un durómetro Wilson LCCD 028.

Se aplicó una carga de 500 Kg durante 15 segundos a la superficie del metal correspondiente a los puntos a 0, 1, 2, 4, 8 y 12 cm de la placa templadora para las pruebas 1, 2 y 3; el diámetro del penetrador empleado es de 10 mm.

Para asegurar la diferenciación de durezas entre puntos muy cercanos, se empleó además un comparador óptico con el que se midió el diámetro de la huella resultante de la penetración. Finalmente se calcularon los valores de dureza Brinell en base a la siguiente función :

$$BHN = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4.2)$$

donde D = diámetro del penetrador.
d = diámetro de la huella resultante.
P = carga aplicada.

CAPITULO 5

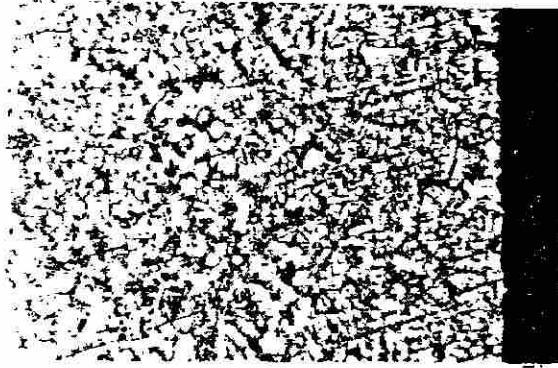
RESULTADOS Y DISCUSION

5.1.- MICROESTRUCTURA.

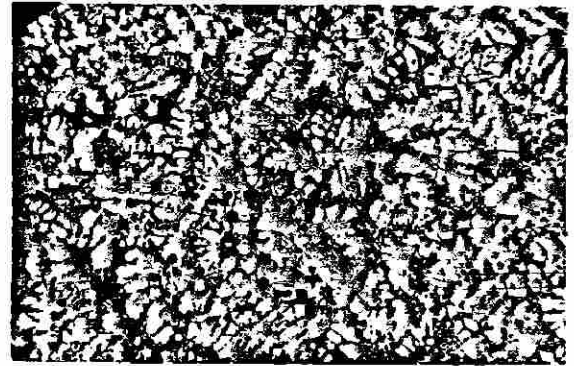
Se realizaron mediciones del Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS) correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3 con el objetivo de establecer una relación entre el cambio microestructural y la velocidad de enfriamiento de puntos a diferentes alturas (0, 1, 2, 4, 8 y 12 cm de la interfase de aluminio y placa templadora), ya que se cuenta con la historia térmica de solidificación de cada uno de estos puntos como ya se explicó en el capítulo 4 de este trabajo. Las figuras 5.1, 5.2 y 5.3 muestran las micrografías de las tres pruebas en cuestión, cabe mencionar que la medición fue realizada a partir de fotografías de microscopía óptica y de gráficas de analizador de imágenes, conservando regularidad de escalas de magnificación. Se midieron 150 brazos dendríticos secundarios en subgrupos no menores a 5 brazos, esto para cada punto o región de cada prueba. La Tabla VI muestra los valores de EDS obtenidos para las diferentes alturas de las tres pruebas. Se observa la efectividad de la templadora, ya que a mayores distancias de la placa, el EDS se incrementa; por otra parte se observaron dichos parámetros microestructurales de ciertos puntos con misma altura pero a diferentes radios a partir del centro del cilindro, lo cual dio por resultado valores de EDS semejantes para todos los puntos de una misma altura, lo que confirma que la solidificación ocurrió en forma unidireccional. La figura 5.4 muestra gráficamente los valores obtenidos de E.D.S. para las diferentes alturas de las pruebas 1, 2 y 3.

Tabla VI. Espaciamiento Dendrítico Secundario (μm) de las pruebas 1, 2 y 3.

Distancia a la placa	EDS Prueba 1	EDS Prueba 2	EDS Prueba 3
0 cm	29.96	23.40	62.51
1 cm	38.63	34.36	75.83
2 cm	50.86	40.76	83.33
4 cm	57.39	55.75	95.83
8 cm	77.33	71.22	101.42
12 cm	107.98	104.16	108.33



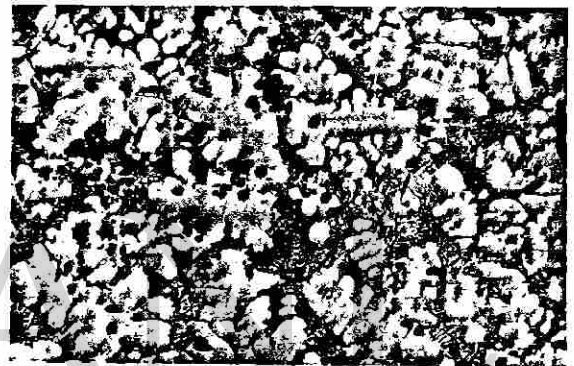
a)



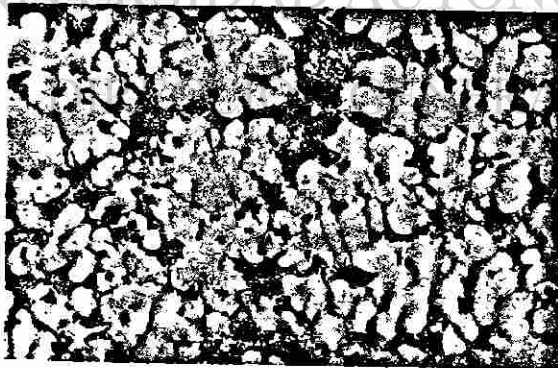
b)



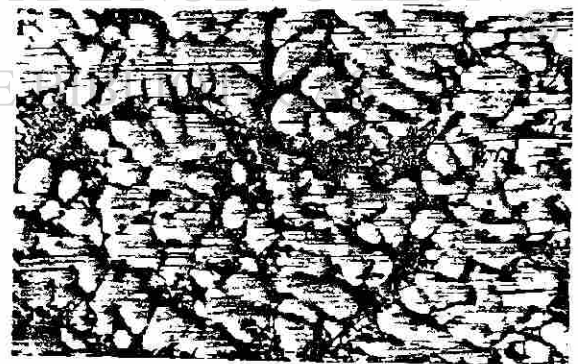
c)



d)



e)



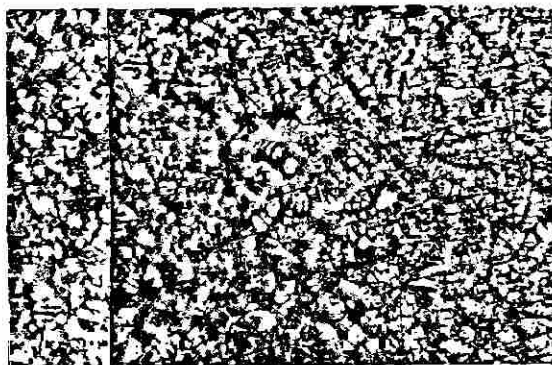
f)

500 μm

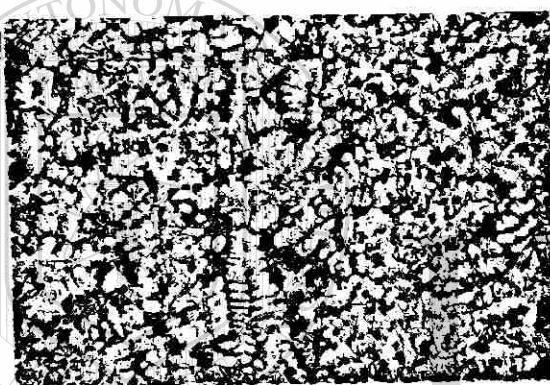
Figura 5.1 Micrografías de la Prueba 1. a) 0, b) 1, c) 2, d) 4, e) 8 y f) 12 cm de la placa .



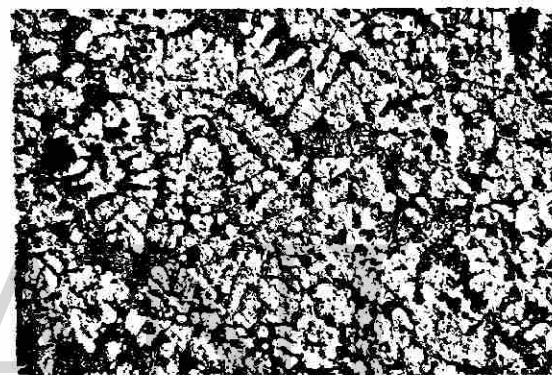
a)



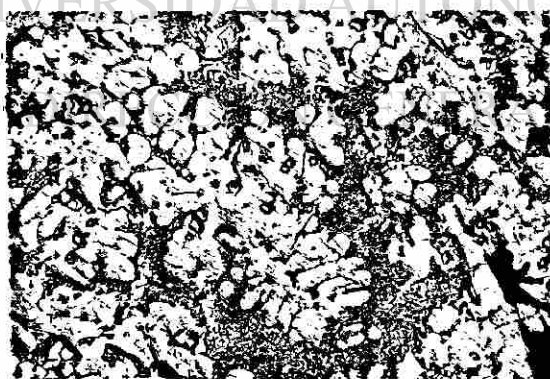
b)



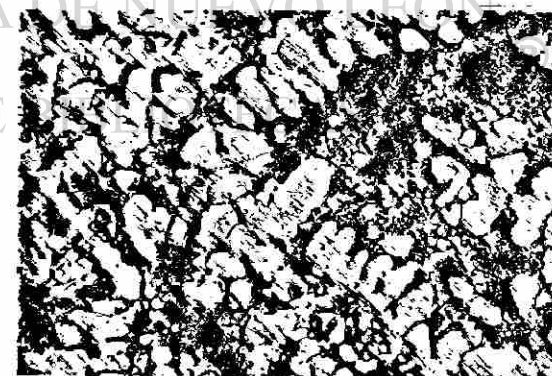
c)



d)



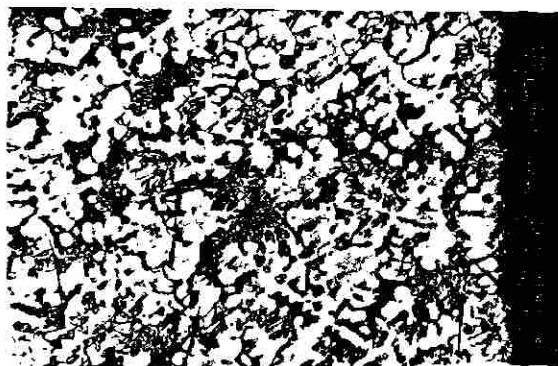
e)



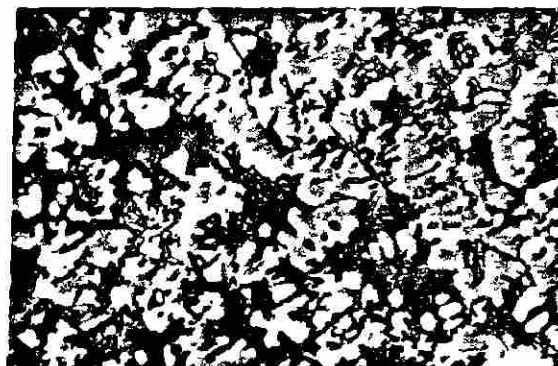
f)

500 μm

Figura 5.2 Micrografías de la Prueba 2. a) 0, b) 1, c) 2, d) 4, e) 8 y f) 12 cm de la placa .



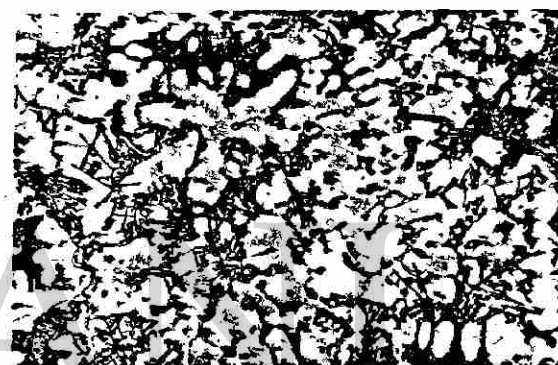
a)



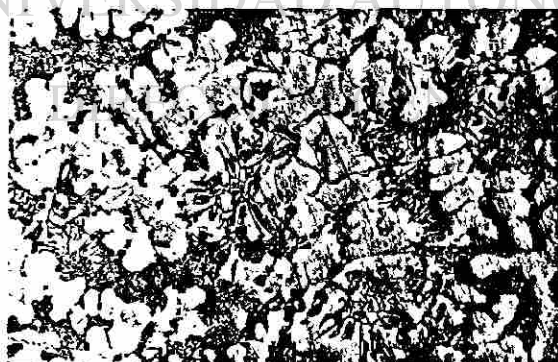
b)



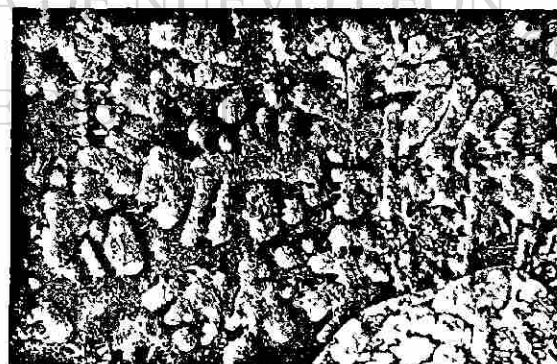
c)



d)



e)



f)

500 μm

Figura 5.3 Micrografías de la Prueba 3. a) 0, b) 1, c) 2, d) 4, e) 8 y f) 12 cm de la placa .

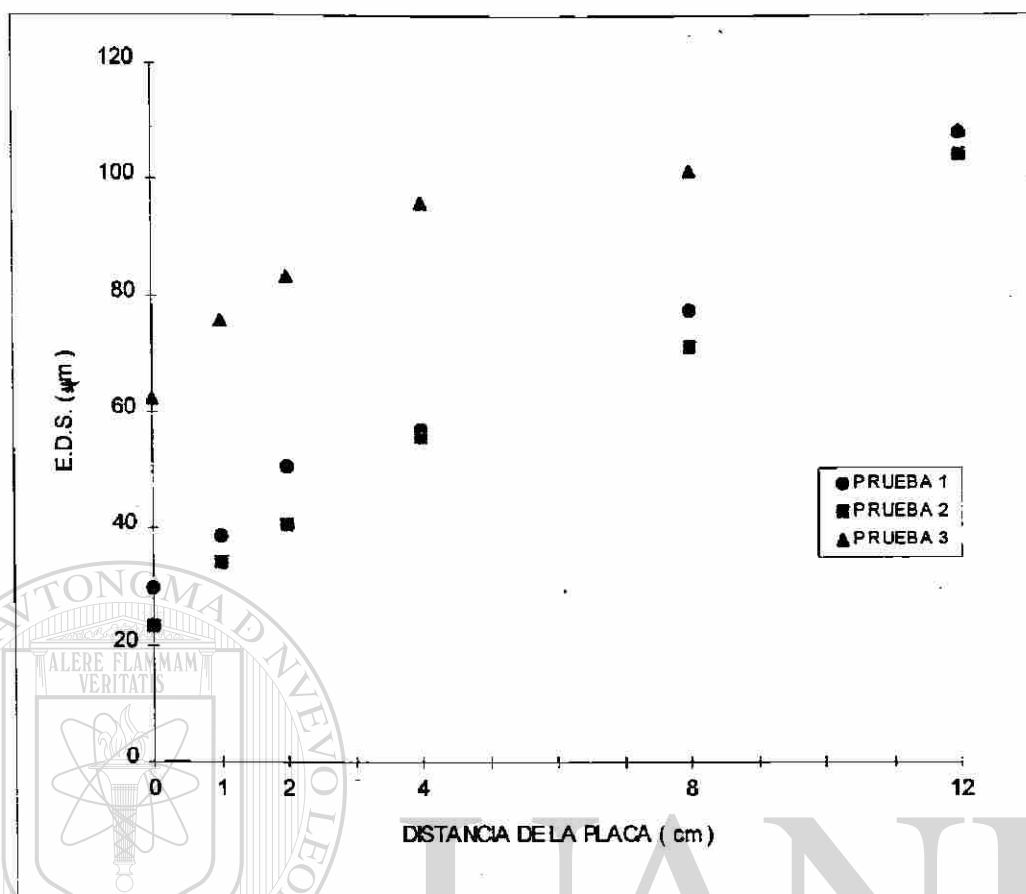


Figura 5.4 Valores de E.D.S. obtenidos a diferentes distancias de la placa templadora para las pruebas 1, 2 y 3.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

5.2.- ANALISIS TERMICO.

Con la ayuda del programa de captura y análisis se lograron determinar las temperaturas, tiempos y velocidades de enfriamiento correspondientes a cada reacción de solidificación que se presentó en dicho proceso. En la figura 5.5 se muestran las gráficas de enfriamiento para cada una de las pruebas, mostrando éstas las curvas de cada uno de los seis puntos de análisis, donde se aprecia un notorio desplazamiento de los tiempos y temperaturas de reacción según el punto de análisis se aleja de la placa de acero. Se observa que el tiempo de captura de la prueba 1 es significativamente menor al resto de las pruebas, por otra parte, la curva de la figura 5.5.a que muestra un comportamiento discrepante se debe a un termopar roto.

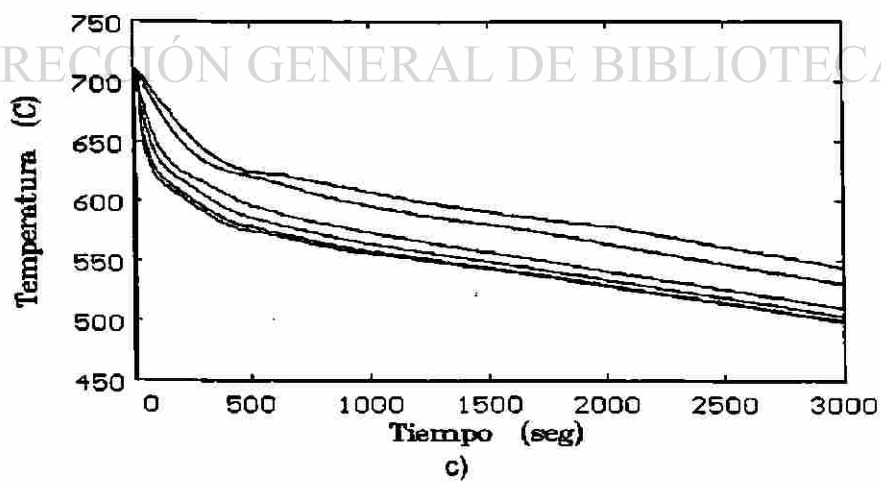
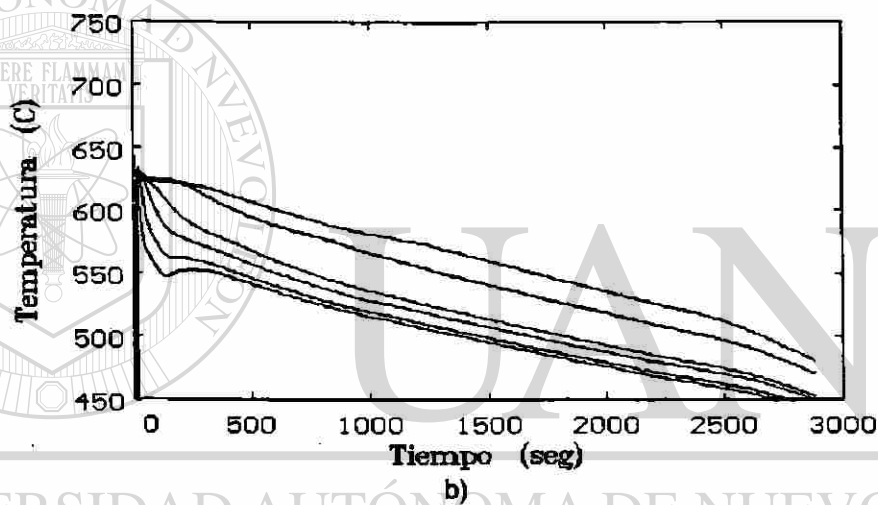
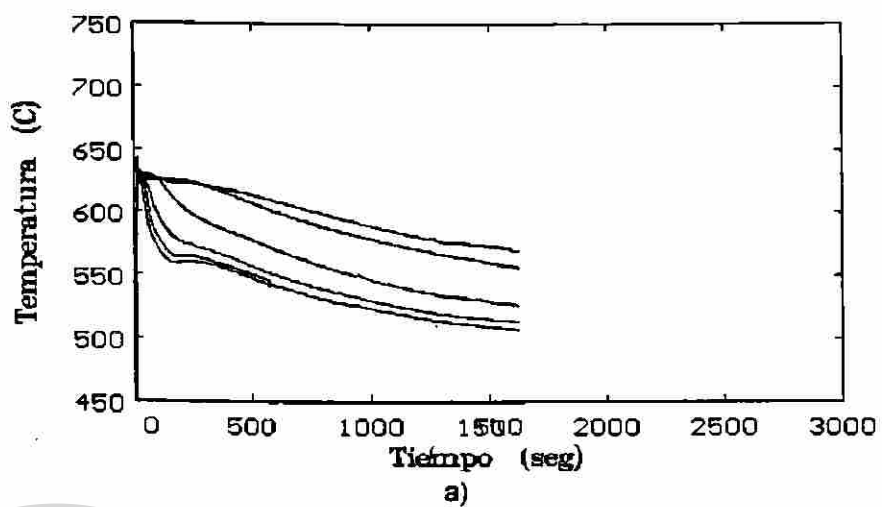


Figura 5.5 Curvas de enfriamiento de las pruebas a)1, b) 2 y c) 3.

Para efectos de análisis, se evaluaron gráficas de la primera derivada (dT/dt) contra temperatura y tiempo, lo que revela la formación de las principales fases de la aleación. La figura 5.6 muestra la curva de enfriamiento así como las curvas dT/dt para un punto de la prueba 1 donde se indican las reacciones principales, para las cuales el punto A es el inicio de solidificación de dendritas de aluminio y el punto B es la solidificación de la fase eutéctica Al-Si.

Las curvas **b** y **c** de la figura 5.6 indican claramente el inicio de solidificación de la fase aluminio primario (A), y se muestran con el inicio de una pendiente donde decrece la velocidad de enfriamiento; cabe mencionar que en el presente análisis se registran valores puntuales de velocidades de enfriamiento, es decir, la velocidad a la cual inician las reacciones, y no velocidad a la que se lleva a cabo el proceso de formación de fase o solidificación. Por otra parte, en la curva **b** (punto B) de la figura 5.6, la formación de la fase eutéctica Al-Si es reflejada mediante un sobreenfriamiento que da como resultado una reacción exotérmica en la cual la temperatura en decremento vuelve a subir significativamente ($\approx 2^{\circ}\text{C}$) durante un período corto de tiempo.

Es importante mencionar que el registro de temperaturas, velocidades y tiempos de reacción de las pruebas 1, 2 y 3, fueron tomados no a partir del sobreenfriamiento, sino desde el momento en que la curva mostró un cambio de pendiente reflejando una tendencia del metal solidificándose a formar una nueva fase, de la misma forma que lo han reportado algunos investigadores que han trabajado esta aleación [18]. Sin embargo, algunos investigadores para efectos prácticos, han realizado estudios de la formación de las fases aluminio primario y eutéctica Al-Si de este tipo de aleaciones con el fin de establecer parámetros característicos del grado de refinamiento de grano y modificación de la fase Al-Si [25], lo cual, como se explica en el capítulo anterior, está estrechamente relacionado con saltos de temperaturas de sobreenfriamientos, así como la duración de dichos sobreenfriamientos.

La Tabla VII muestra las temperaturas, tiempos y velocidades de enfriamiento a las cuales solidifican las principales fases en los seis puntos de cada una de las pruebas. El tiempo de captura de la prueba 1 no fue suficiente para registrar las reacciones de solidificación de los puntos a 8 y 12 cm de la placa. La temperatura de reacción de la fase eutéctica ($L \rightarrow \text{Al} + \text{Si} + \text{Al}_5\text{FeSi}$) como ya se mencionó corresponde a la del cambio de pendiente de la curva T-t. Por otra parte, la temperatura de solidificación de la fase aluminio ($L \rightarrow \text{Al} + \text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2 + \text{Al}_5\text{FeSi}$) para la prueba 3, corresponde a la formación de lodos predendríticos. El apéndice A-5 muestra las curvas de enfriamiento y sus derivadas (dT/dt) para cada uno de los puntos de análisis de las pruebas 1, 2 y 3.

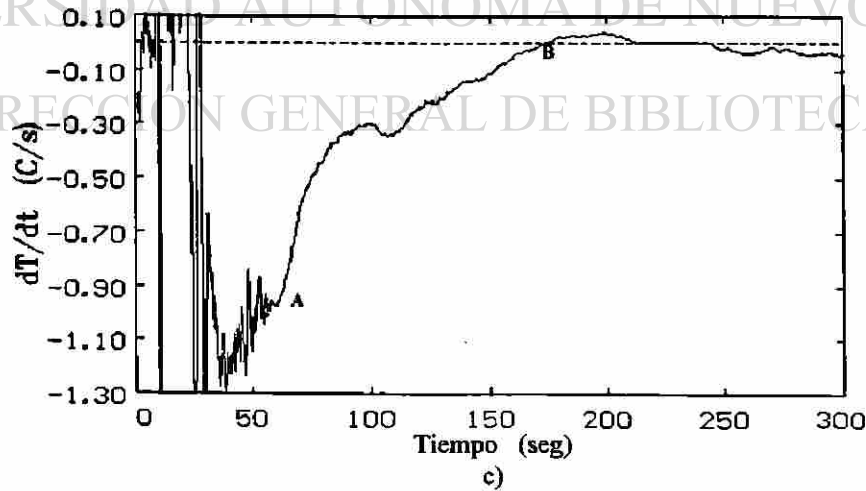
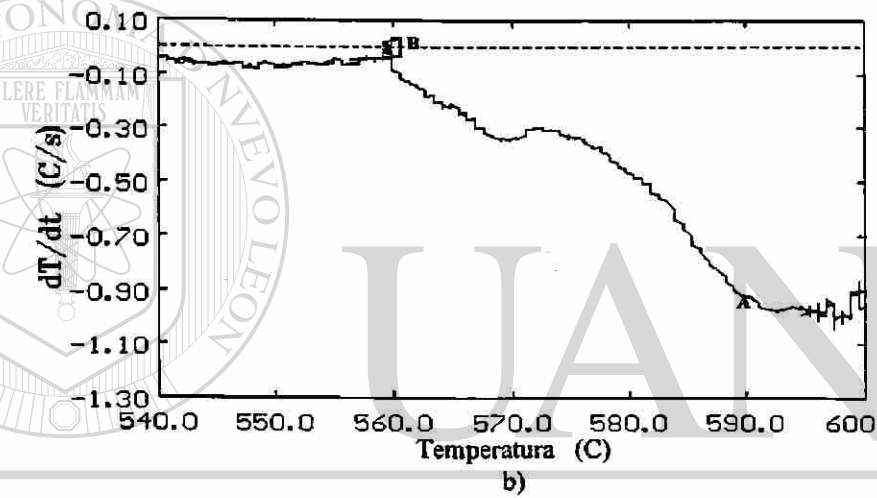
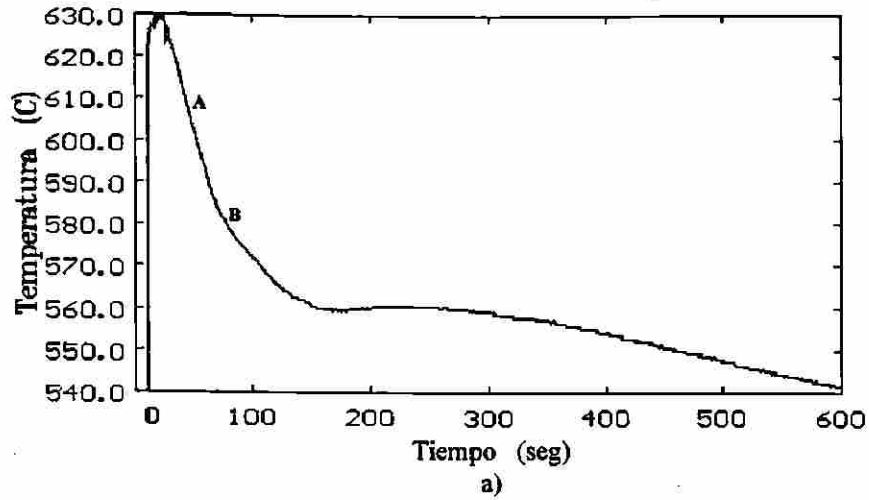


Figura 5.6 Curvas de enfriamiento y velocidades de enfriamiento de la interfase aluminio-placa de la prueba 1. a) T vs. t, b) dT/dt vs. T y c) dT/dt vs. t.

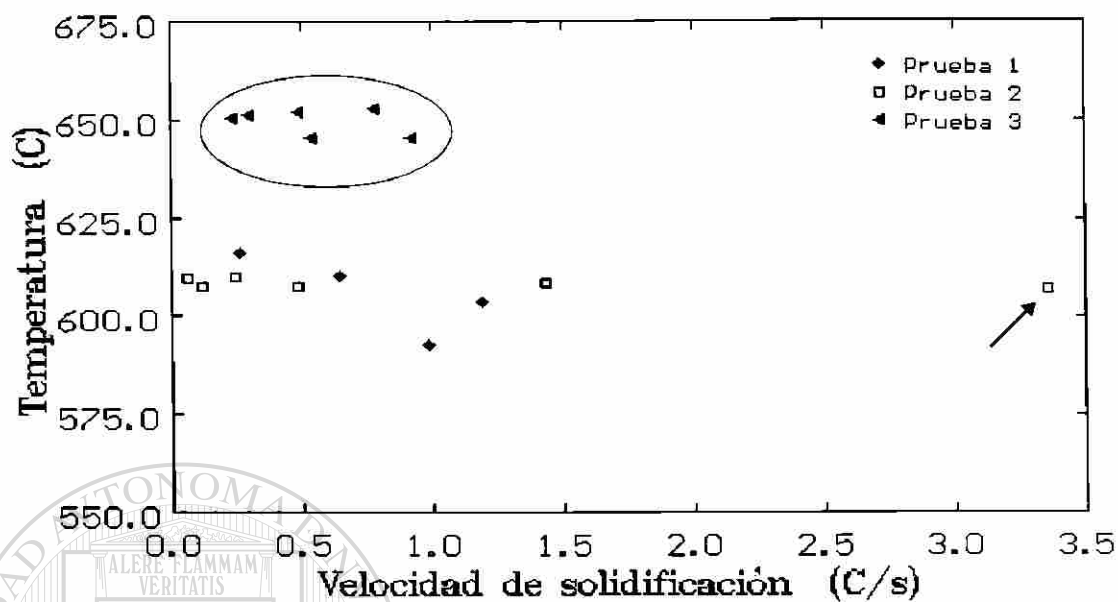
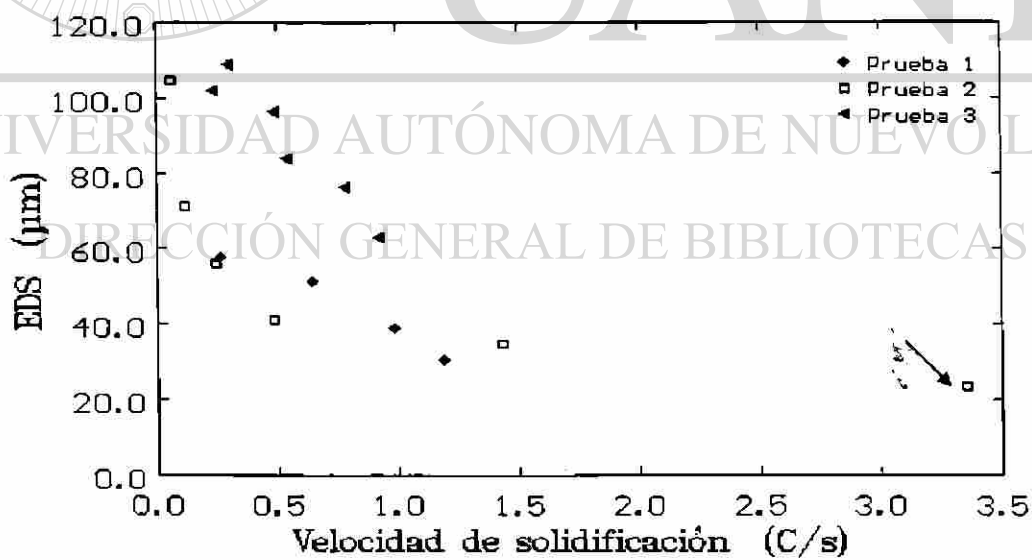
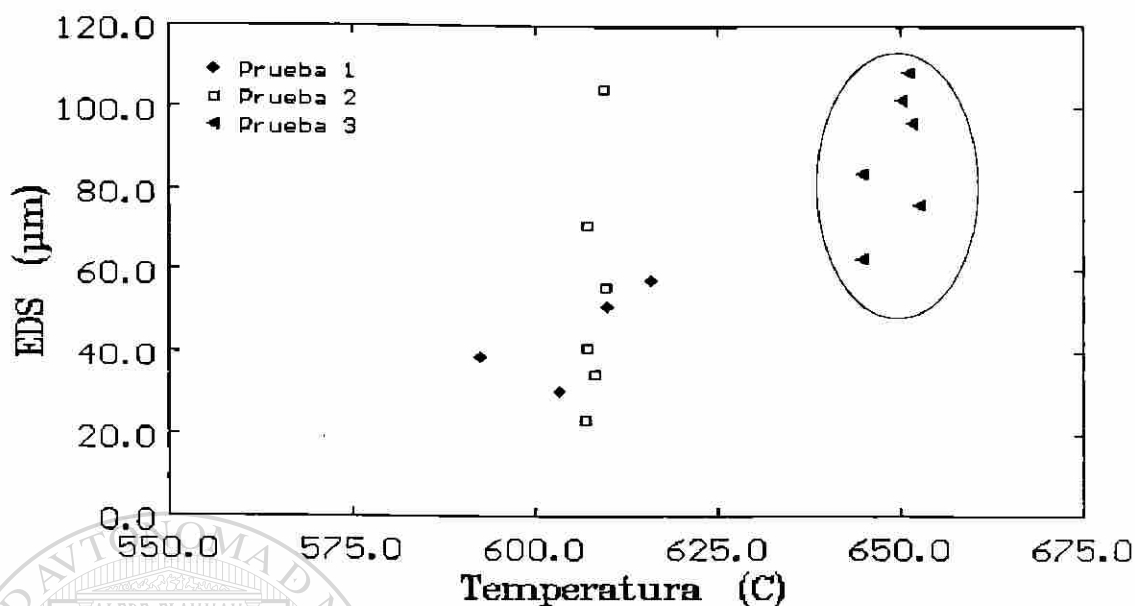


Figura 5.8 Relación entre la velocidad de solidificación y la temperatura de solidificación para la fase dendrítica de aluminio primario de las pruebas 1, 2 y 3.



(a)



(b)

Figura 5.9 Relación del E.D.S. con : a) la velocidad de solidificación de la fase aluminio primario y b) la temperatura de solidificación de la misma fase correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.

Los puntos encerrados en las elipses de las figuras 5.8 y 5.9.b corresponden a la prueba 3 donde la temperatura de solidificación de la fase de aluminio fue registrada a partir de la formación de una fase predendrítica de lodos de aluminio formada alrededor de los 645 °C. Por otra parte, los puntos señalado con flechas en las figuras 5.7, 5.8 y 5.9.a corresponden a la interfase entre el aluminio y la placa templadora de la prueba 2, la cual fue la de mayor efectividad en cuanto a extracción de calor y direccionalidad de solidificación; cabe mencionar que dicho punto también mostró diferencias microestructurales significativas con respecto a los demás puntos.

Los parámetros térmicos expuestos en la Tabla VII son respaldados por la microestructura resultante en cada una de las pruebas, así mismo, se detectó en las curvas la formación de fases prematuras a la solidificación tales como los compuestos de $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, que actúan como nucleantes de una fase predendrítica de aluminio primario [18], lo cual se confirma mediante el estudio microestructural; lo anterior asegura la sensibilidad del análisis térmico así como su confiabilidad. Sin embargo el análisis de las curvas de enfriamiento se dificulta a velocidades de enfriamiento muy bajas ($< 0.2 \text{ }^\circ\text{C/s}$) ya que las interferencias del equipo de cómputo empleado para la captura de datos puede esconder los parámetros reales de medición.

La figura 5.10 muestra la micrografía de la prueba 3 en la interfase aluminio-placa, donde se observa la presencia de la fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, con formas de escritura china, los cuales inician su papel de nucleantes a los $650\text{ }^\circ\text{C}$ aproximadamente con la formación de lodos o fase pastosa predendrítica de aluminio primario [18]; dicho proceso es claramente captado por la curva de enfriamiento de la prueba 3. La figura 5.11 muestra la curva de enfriamiento para esta prueba, donde se observa la manifestación de dicho fenómeno con un cambio de pendiente en la curva a los $645\text{ }^\circ\text{C}$, así mismo es posible apreciar un pico considerable a 665°C el cual corresponde a la formación de partículas de TiAl_3 las cuales son nucleantes de la fase aluminio primario [10].



100 μm

Figura 5.10 Micrografía de la prueba 3 correspondiente a una distancia de 0 cm de la placa.

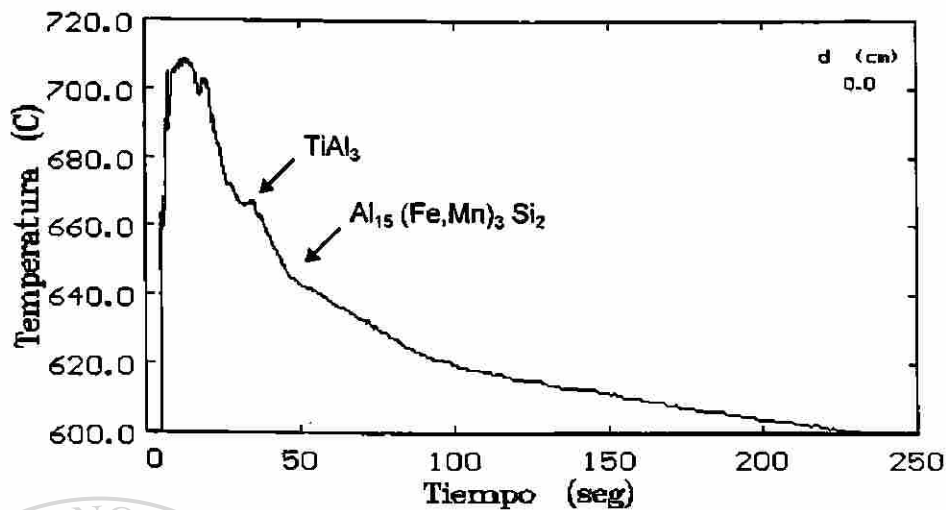


Figura 5.11 Curvas de enfriamiento de la prueba 3 correspondiente a una distancia de 0 cm de la placa.

La Tabla VIII muestra las variaciones de componentes químicos a través de la altura del lingote de las pruebas 1, 2 y 3. Para las pruebas 1 y 2, en el primer tercio del lingote (0 a 4 cm) donde el gradiente de solidificación es mayor, la presencia de ciertos compuestos como los de Fe, son gradualmente segregados conforme ocurre la solidificación dendrítica, lo cual se confirma en la tabla de composiciones químicas localizadas. Así mismo, se aprecia que para la prueba 3, donde el gradiente de solidificación fue menor al de las otras pruebas, la cantidad de Fe no varía en forma gradual conforme aumenta la distancia de la placa templadora como ocurre en las pruebas 1 y 2. Se estima que la misma presencia de compuestos de Fe [$Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$] que actúan como nucleantes de aluminio primario (lodos predendríticos) se atrapan en la zona pastosa prematura y de velocidad de solidificación relativamente baja; lo anterior se confirma al observar las microestructuras de las pruebas 1, 2 y 3 en la interfase aluminio - placa templadora (Figura 5.14).

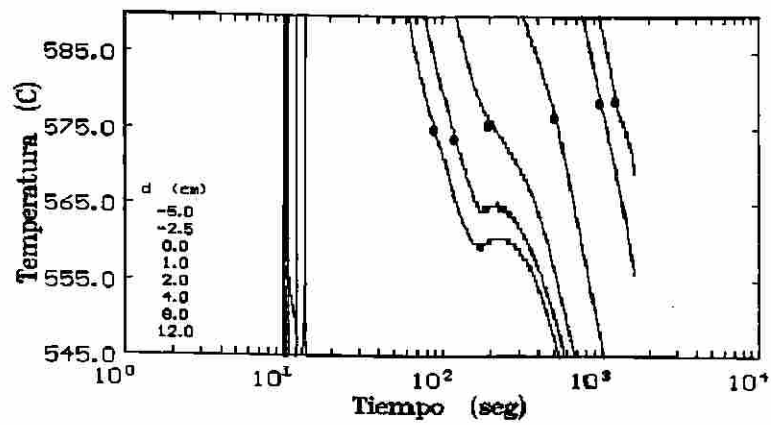
Por otra parte, la reacción observada en la gráfica de la figura 5.11 a los 665 °C, es decir, la nucleación de aluminio primario a partir de compuestos de $TiAl_3$ [18], es una clara manifestación de la cantidad de titanio registrado en la aleación de la prueba 3, lo cual no se observa en las pruebas 1 y 2.

Tabla VIII. Composición Química de los lingotes de las pruebas 1, 2 y 3 en puntos de análisis.

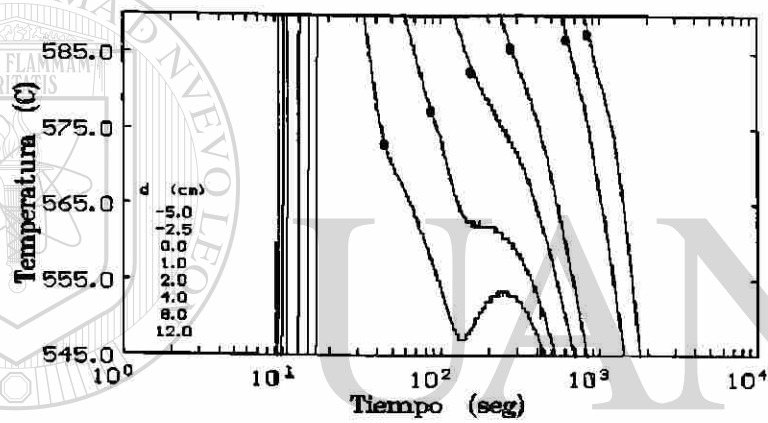
PRUEBA	Altura (cm)	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr
1	0	6.78	3.33	0.660	0.356	0.305	0.720	0.161	0.0103
	1	7.55	3.52	0.780	0.428	0.316	0.748	0.158	0.0119
	2	7.44	3.14	0.884	0.511	0.286	0.725	0.175	0.0115
	4	7.18	3.66	0.797	0.434	0.335	0.751	0.181	0.0129
	8	7.26	3.04	0.827	0.481	0.276	0.711	0.169	0.0103
	12	7.73	3.28	0.618	0.285	0.303	0.737	0.117	0.0099
2	0	7.05	3.34	0.564	0.324	0.292	0.668	0.139	0.0138
	1	7.75	3.55	0.627	0.352	0.310	0.701	0.118	0.0147
	2	7.70	3.50	0.673	0.390	0.304	0.697	0.119	0.0146
	4	7.56	3.14	0.767	0.461	0.278	0.674	0.137	0.0145
	8	7.73	3.27	0.668	0.400	0.279	0.674	0.136	0.0138
	12	7.82	3.38	0.595	0.309	0.306	0.693	0.107	0.0139
3	0	7.56	3.38	0.774	0.423	0.297	0.668	>0.495	0.0077
	1	8.18	3.29	0.689	0.372	0.275	0.675	0.307	0.0074
	2	7.63	3.38	0.820	0.457	0.286	0.675	0.338	0.0073
	4	7.63	3.41	0.758	0.419	0.291	0.674	0.397	0.0078
	8	8.27	3.31	0.678	0.338	0.286	0.676	0.180	0.0073
	12	7.95	3.25	0.728	0.380	0.275	0.669	0.138	0.0070

La parte superior del lingote solidificado en las pruebas 1, 2 y 3, posee fase eutéctica poco modificada, debido a la consideración de la velocidad de enfriamiento como un modificador físico [10]. Por consiguiente la modificación de la fase eutéctica varía con respecto a la distancia de la placa templadora y, partiendo de la suposición de que la modificación de la fase eutéctica disminuye su temperatura de reacción de 6 a 8 °C y, considerando además que la variación de componentes químicos de la aleación (Mg, Cu, Fe y otros) reduce 4 °C aproximadamente la temperatura eutéctica [10], se puede explicar el fenómeno de desplazamiento de temperaturas de formación eutéctica que se aprecia en la figura 5.12.

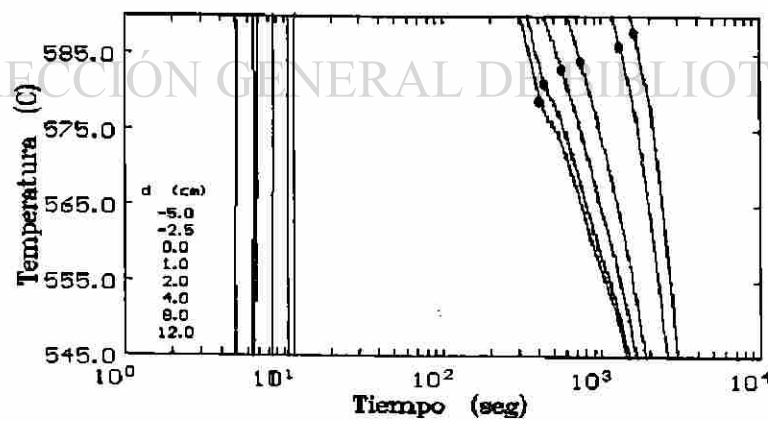
Como ya se mencionó en este capítulo, los puntos a 8 y 12 cm de la placa templadora de la prueba 1, no fueron analizados debido a que las velocidades de enfriamiento fueron lo suficientemente bajas para confundirse con interferencias del sistema de cómputo, sin embargo, en la figura 5.12.a, que muestra las curvas T-t de la prueba 1, se aprecia el cambio de pendiente de las curvas correspondientes a los puntos a 8 y 12 cm de la placa, que podrían corresponder a la formación de la fase eutéctica Al-Si con una tendencia similar a la de los puntos a 0, 1, 2 y 4 cm de la placa templadora, sin embargo, no existió suficiente evidencia para asegurar lo anterior.



a)



b)



c)

Figura 5.12 Curvas de enfriamiento de las pruebas a) 1, b) 2 y c) 3.

Se realizó además el análisis de las curvas de enfriamiento de las pruebas 4, 5, 6, 7 y 8 vaciadas y capturadas en conjunto con el sistema aludelta descrito en el punto 4.6 de este trabajo. Los puntos de análisis de estas pruebas fueron sistemáticamente establecidos con el fin de realizar un estudio comparativo en cuanto a técnicas de análisis del programa de captura empleado en las pruebas 1, 2 y 3, así como del sistema aludelta. La figura 5.13 muestra las curvas de enfriamiento de la prueba 8, donde se observa que las curvas A y B correspondientes al programa de captura empleado en este trabajo, así como la curva C que se obtuvo a partir del sistema aludelta en combinación con el programa de captura ya mencionado, muestran el mismo comportamiento a temperaturas, tiempos y velocidades de enfriamiento similares, lo cual confirma la confiabilidad de los resultados obtenidos de las pruebas 1, 2 y 3. Es necesario considerar que las curvas A, B y C corresponden a puntos muy cercanos entre sí y con velocidades de enfriamiento semejantes, ya que la curva D de la misma figura muestra un comportamiento similar a las anteriores, pero con diferencias en cuanto a temperaturas y tiempos de reacción; esto se debe a que la curva D corresponde a un punto de posición diferente a los puntos de las otras curvas y, por consiguiente, la velocidad de enfriamiento también es diferente. Para efectos de análisis se aseguró la inexistencia de diferencias en conducción de señal entre los termopares de una misma prueba.

Es importante remarcar el desplazamiento de la curva D con respecto a las curvas A, B y C; considerando que el desplazamiento de la reacción eutéctica de la curva D con respecto a las otras fue de 2°C y esto ocurre en estas pruebas que son de velocidad de enfriamiento más similares entre los diferentes puntos de la misma pieza debido a la poca masa, esto en comparación con las pruebas 1, 2 y 3 de masa mayor, donde se esperaría una mayor diferencia (gradual) entre los puntos a diferentes alturas de los lingotes.

La Tabla IX muestra los datos obtenidos del análisis de las pruebas 4, 5, 6, 7 y 8, así como el dato leído en la carátula del sistema aludelta (sólo la temperatura del eutéctico Al-Si) para cada una de estas pruebas. El apéndice A-6 muestra las curvas de enfriamiento y sus derivadas (dT/dt) para cada uno de los puntos de análisis de las pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.

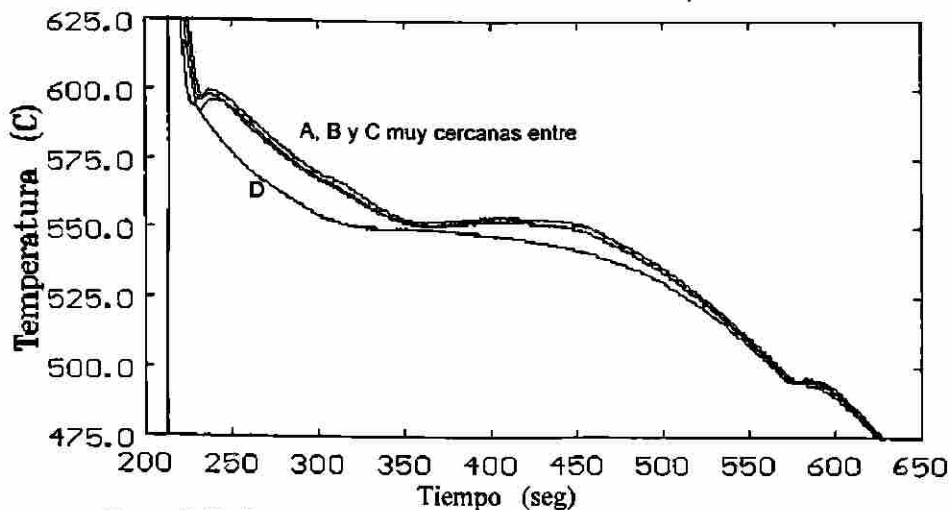


Figura 5.13 Curvas de enfriamiento de la prueba 8 con sistema aludelta.

Tabla IX. Parámetros térmicos de reacción de fase eutéctica y lecturas de sistema aludelta para las pruebas 4, 5, 6, 7 y 8.

Prueba	Distancia (cm)	L → Al + Si + Al ₃ Fe Si			L → Al + Si + Al ₃ Fe Si (ALUDELTA)
		T (°C)	t (seg.)	°C / seg.	T (°C) en carátula
4	4	553	364	0.21	552.8
5	4	553	307	0.34	553.2
6	0	561	128	0.30	
6	4	558	167	0.31	557.0
6	4	557	158	0.30	
6	4	557	164	0.29	
7	0	555	188	0.41	
7	4	558	187	0.32	555.6
7	4	555	156	0.33	
8	0	556	296	0.35	
8	4	559	334	0.40	555.3
8	4	559	328	0.39	
8	4	558	327	0.36	

Sin embargo, cabe mencionar que el sistema aludelta no mide ni considera el inicio de formación de fases, sino el inicio del sobreenfriamiento existente, así como la temperatura de la meseta del fin del sobreenfriamiento (punto más frío) para compararla con la temperatura de reacción (meseta) de una aleación estándar preanalizada sin modificar y, así determinar el grado de modificación y refinamiento de la aleación en estudio.

5.2.1 OTRAS APLICACIONES DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

Otra de las ventajas en el empleo de las curvas de enfriamiento, en procesos como el estudiado en este trabajo de solidificación, es la descripción de la historia térmica real del material, lo cual es valioso para consideraciones prácticas, es decir, esta información ayuda a predecir el comportamiento del material en estudio bajo ciertas condiciones de operación (entre ellas temperatura).

Específicamente en el caso de una aleación tipo A 319, empleada en la industria automotriz, la cual puede ser sometida a tratamientos térmicos, su historia térmica durante la solidificación permite establecer parámetros de control en tratamientos térmicos posteriores.

Es importante destacar que la presencia de ciertos aleantes empleados en estas aleaciones, así como impurezas presentes, alteran la temperatura de solidificación de fases con respecto a una aleación estándar, por lo que es conveniente el pleno conocimiento de la temperatura de transformación de este tipo de aleaciones.

La curva de enfriamiento de la figura 5.14, muestra la temperatura de solidificación de la fase $\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Si}+\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ (eutéctico), la cual se forma alrededor de los 498 °C.

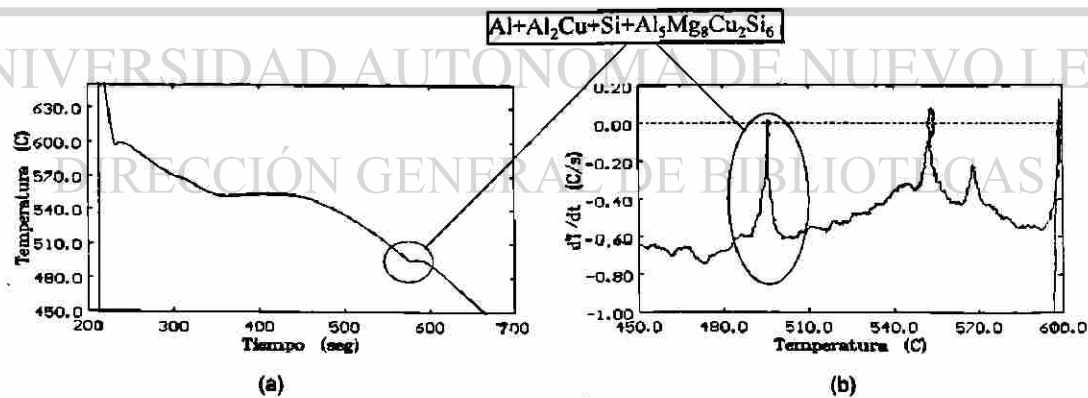


Figura 5.14 (a) Curva de enfriamiento y (b) Primera derivada de curva de enfriamiento para la prueba 4 con 3.57 % Cu.

En este tipo de aleaciones, el tratamiento térmico (endurecimiento por envejecimiento) se lleva a cabo mediante la precipitación de compuestos de CuAl_2 , para lo cual se calienta la aleación a la temperatura de solución, es decir, entre la temperatura de solvus 500 °C y la temperatura eutéctica de la fase CuAl_2 548 °C, (para una aleación con 4% de cobre) como se observa en el diagrama de fases de la figura 5.15 [6,16]. Se podría entonces, considerar que la aleación en estudio (A-319), puede permisiblemente trabajarse en tratamiento térmico a cualquier temperatura de solución, inmediata inferior a 548 °C; sin embargo, debido a lo mencionado anteriormente, la presencia de un aleantes como magnesio y silicio presentes en esta fase, bajan la temperatura del eutéctico de 548 °C a 498 °C, lo cual en caso de no ser considerado, podría traer problemas de proceso, ya que al sobrepasar la temperatura eutéctica real (498 °C) la aleación inicia un proceso de "lagrimeo" (segregación por fusión) de la fase Al-Cu-Mg-Si que afecta la calidad de piezas terminadas (distorsión y grietas después del tratamiento térmico). La figura 5.16 muestra la composición química de una protuberancia generada al sobrepasar la temperatura de solución, así como su micrografía de microscopía electrónica de barrido, donde se observa la presencia de cobre y magnesio, en gran porcentaje, además de silicio y aluminio

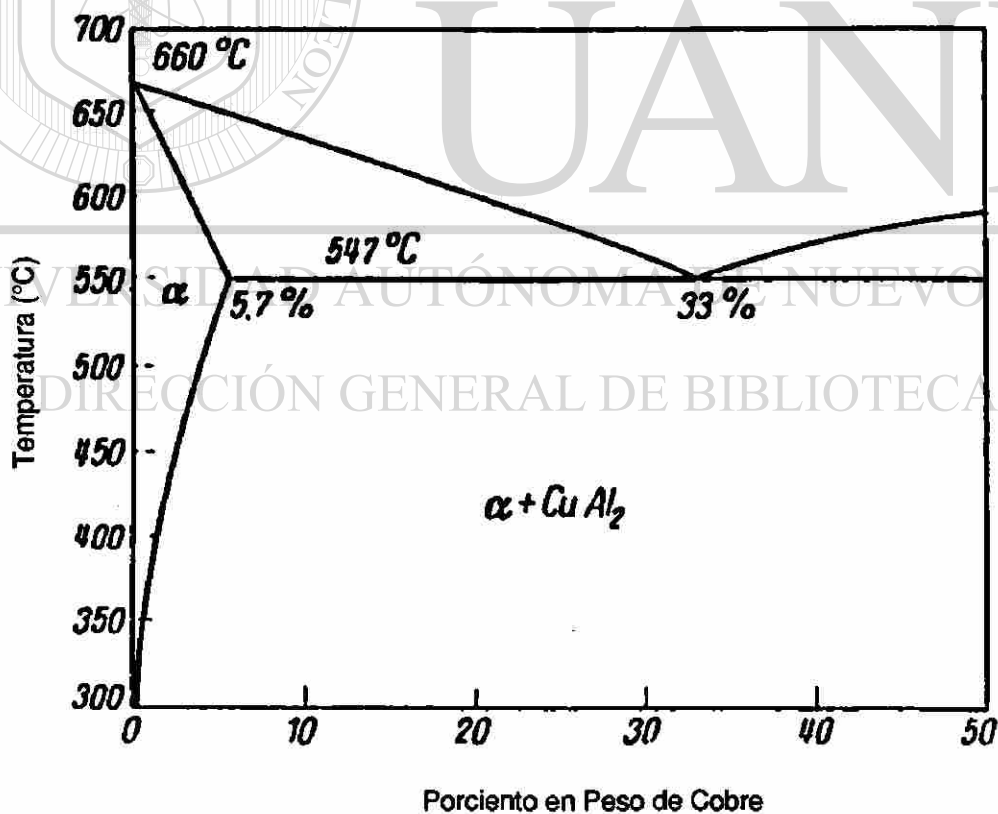
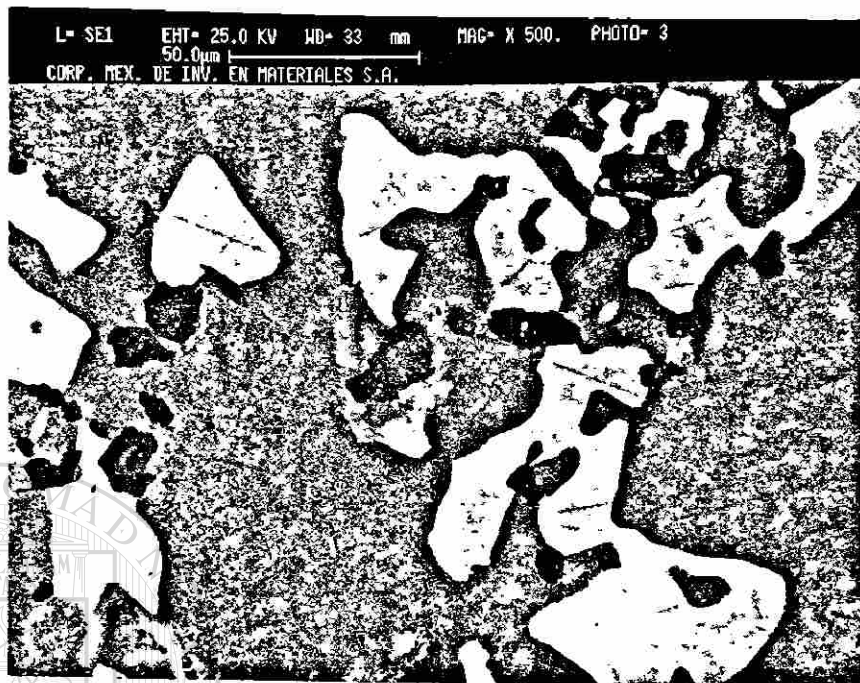
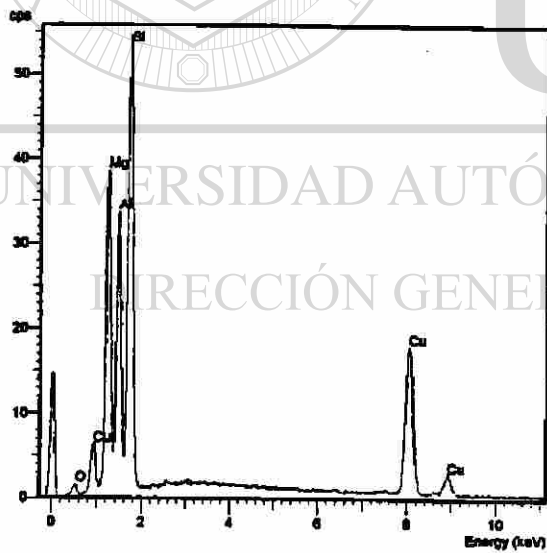


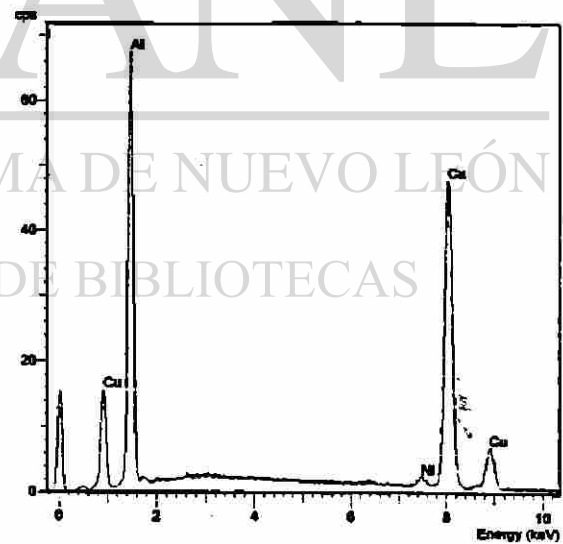
Figura 5.15 Diagrama de fases Al-Cu [16].



(a)



(b)



(c)

Figura 5.16 (a) Micrografía de una protuberancia producto de sobrepasar la temperatura de fusión de la fase eutéctica $\text{Al}+\text{Al}_2\text{Cu}+\text{Si}+\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$, (b) Espectro que indica la composición elemental química de la fase oscura de la micrografía (a), (c) Espectro que indica la composición elemental química de la fase clara de la micrografía (a).

5.3.- EFECTO DEL SISTEMA DE ENFRIAMIENTO SOBRE LA MICROESTRUCTURA.

Se realizó un estudio detallado sobre el efecto de la velocidad de enfriamiento en la pieza a solidificar, especialmente en la interfase aluminio-placa (templadora de acero), donde se encontró que a mayores velocidades de enfriamiento donde el EDS es menor, la concentración de la fase eutéctica también disminuye, debido a que las dendritas solidifican muy rápido, dando lugar a dendritas pequeñas por el poco tiempo que tienen para crecer y con poco espacio interdendrítico disponible para alojamiento de fase eutéctica.

La figura 5.17 muestra la microestructura de la interfase aluminio-placa correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3. Se observa que la microestructura del inciso b de dicha figura presenta la formación de una piel inicial de aluminio primario, la cual se forma rápidamente debido a la gran capacidad de extracción de calor de la placa templadora; para este efecto es importante considerar el tipo de recubrimiento empleado en dicha placa en cada una de estas tres pruebas y su espesor, así como el tipo de enfriamiento (prueba 1: pintura de grafito, espesor de 0.2 mm y enfriamiento aire; prueba 2: pintura de grafito, espesor de 0.2 mm y enfriamiento agua; prueba 3: pintura de vermiculita, espesor de 0.5 mm y enfriamiento agua). La figura 5.18 muestra las curvas de enfriamiento (T vs. t) para la interfase aluminio-placa de las pruebas 1, 2 y 3, donde se observa que curva b (prueba 2) presenta un gradiente térmico para la solidificación de aluminio primario mayor que las otras dos pruebas (1 y 2); lo cual indica que el uso de pintura de grafito como recubrimiento de la placa templadora y enfriamiento de agua dan lugar a una mejor capacidad de extracción de calor por parte de la templadora.

Debido a que en las pruebas 1 y 2 se usó como recubrimiento pintura de grafito y por otra parte en las pruebas 2 y 3 se usó como enfriamiento un chorro de agua y, además observando que la curva "a" (prueba 1) de la figura 5.18 mostró mayor capacidad de extracción de calor en la interfase aluminio-placa que la placa de la prueba 3 (curva c), se confirma que la pintura de grafito es mejor conductora térmica que la pintura de vermiculita usada en la prueba 3, aún considerando que el espesor del recubrimiento empleado en las pruebas 1 y 2 fue mayor que el empleado en la prueba 3. Por esta razón la microestructura de la prueba 2 (curva b) muestra grandes concentraciones de la fase aluminio primario (piel), ya que la placa al hacer contacto con el aluminio líquido, le extrae el calor más rápidamente que en las otras dos pruebas, provocando la solidificación casi instantánea del aluminio primario, lo cual no se observa en la curva (c) correspondiente a la prueba 3, donde la concentración de la fase eutéctica Al-Si, es considerablemente mayor que la prueba 2.

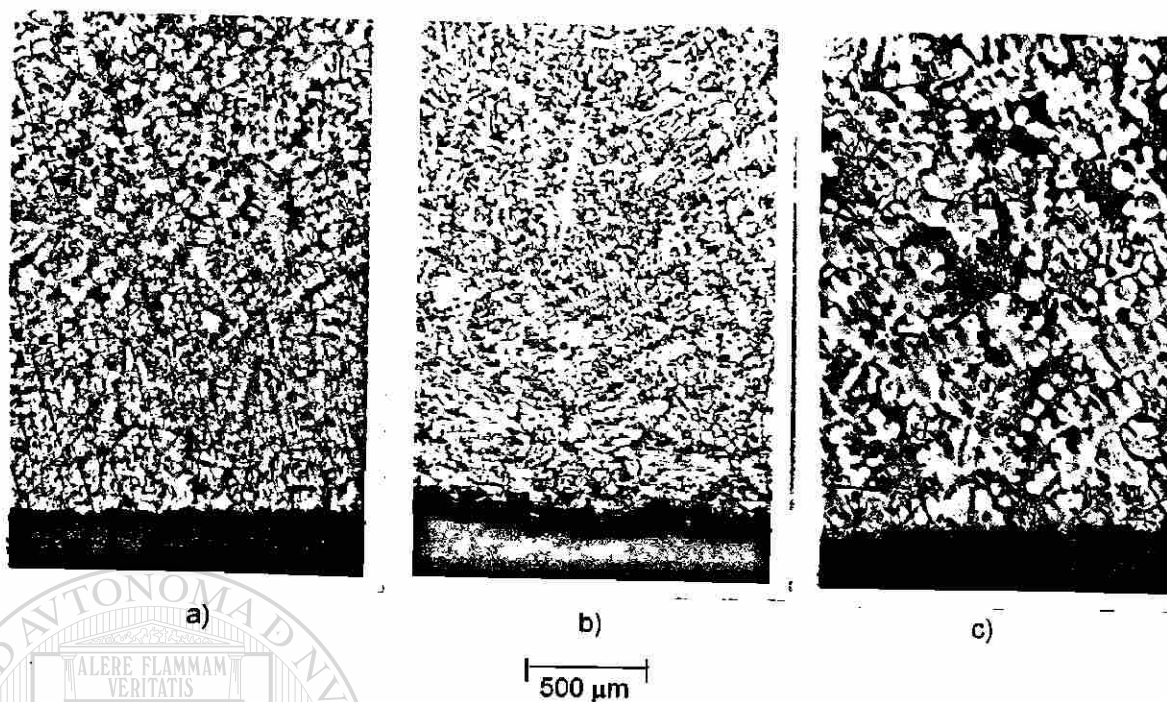


Figura 5.17 Microestructuras de la interfase aluminio - placa templadora para las pruebas a) 1, b) 2 y c) 3.

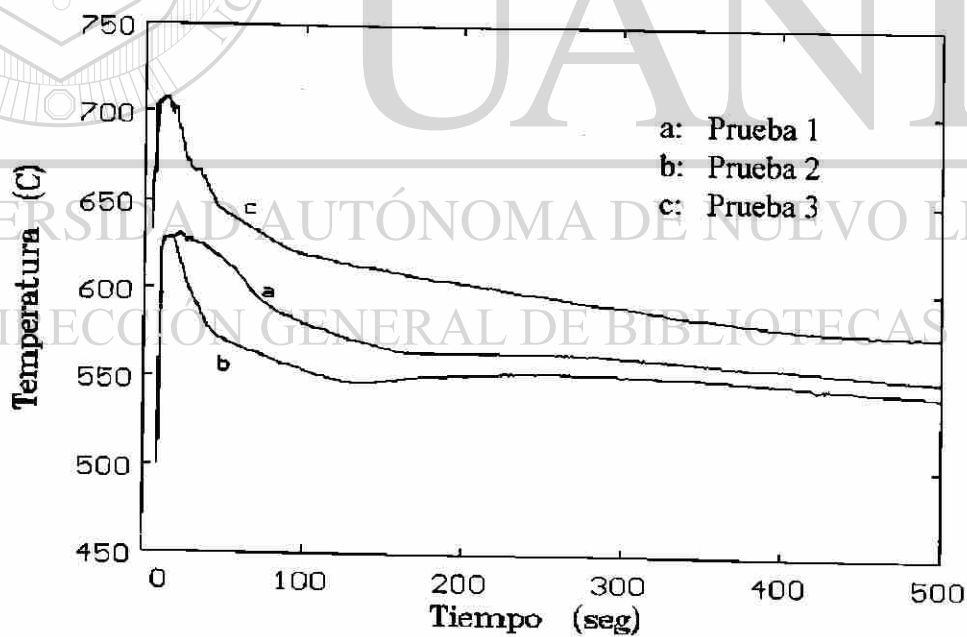


Figura 5.18 Curvas de enfriamiento de la interfase aluminio - placa templadora para las pruebas a) 1, b) 2 y c) 3.

Es importante considerar que la temperatura de la placa antes de realizar el vaciado fue aproximadamente igual en las tres pruebas como se observan en la figura 5.19.

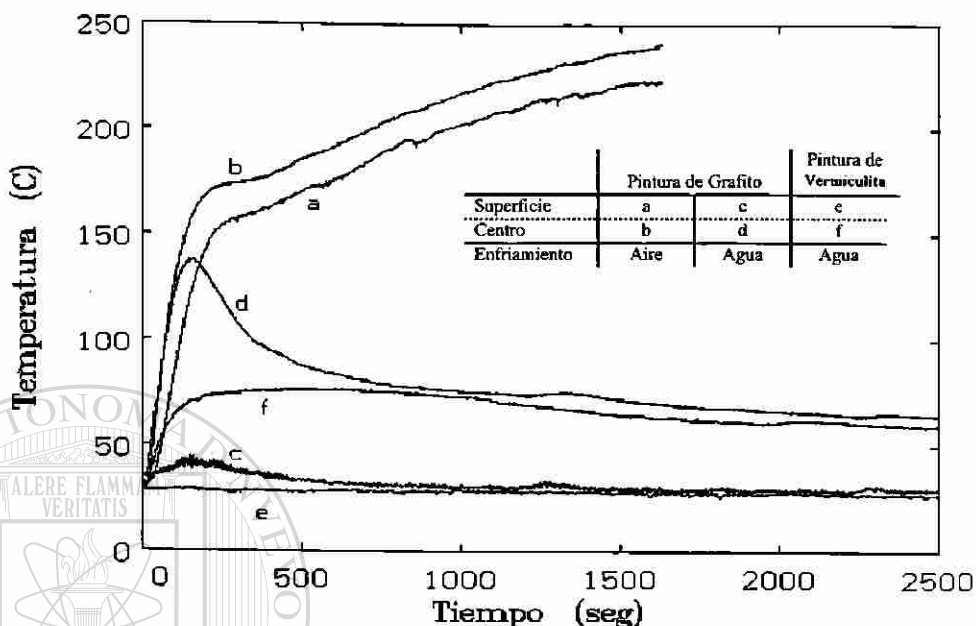


Figura 5.19 Curvas T - t de la placa para las tres pruebas

5.3.1 EFICIENCIA DE LA PLACA TEMPLADORA.

La capacidad de la placa templadora de extraer calor del aluminio solidificando fue registrada por dos termopares colocados al centro y en la superficie inferior de la placa de acero; la figura 5.20 muestra el comportamiento de la placa templadora a través del espesor de ésta durante el tiempo de captura de las primeras tres pruebas. Es importante mencionar que los valores de captura sólo corresponden a los del centro de la placa y superficie inferior, ya que los valores de la superficie superior (interfase aluminio-placa) y el resto fuera de los tres anteriores son valores con carácter de predicción en base a diferencias finitas [28, 29, 30].

Las figuras 5.20.a y 5.20.b, correspondientes a las pruebas 1 y 2 respectivamente, muestran una respuesta inmediata a la solidificación de dendritas de aluminio, lo cual se observa con el incremento de temperatura de la placa durante los primeros 150 segundos, lo que se traduce en una gran capacidad de extracción de calor, a diferencia del comportamiento de la gráfica de la figura 5.20.c que corresponde a la prueba 3, donde se usó pintura base vermiculita

como recubrimiento de la placa. Se observa en la figura que la placa de la prueba 3 (c) no logra una efectividad considerable al inicio de la solidificación del aluminio, sin embargo, se observa que presenta un comportamiento estable debido a que esta prueba fue enfriada con agua, lo cual evita que la placa se sature, el mismo comportamiento se observa con la placa de la prueba 2 (b) después de los 400 segundos de captura; sin embargo, la placa de la prueba 1 (a), la cual fue enfriada solamente por convección de aire (sin enfriamiento especial), muestra un incremento constante de temperatura hasta los 200 segundos; así mismo se observa que a los 500 segundos la placa se satura a una temperatura de 250 °C en la superficie superior.

5.3.2 CONDUCCION TERMICA, ESPACIAMIENTO DENDRITICO SECUNDARIO (EDS) Y MODIFICACION DE EUTECTICO.

Usando como herramienta el programa de captura y análisis antes mencionado, se desarrolló un arreglo especial para obtener la conducción térmica de dos barras de aluminio solidificadas a diferentes velocidades de enfriamiento, es decir con diferentes características de EDS, como se explica en el punto 4.7 de este trabajo. Según los resultados obtenidos, los cuales se observan en la Tabla X, reportan que a valores de EDS menores, la conducción térmica será mayor, debido a la formación de canales o redes dendríticas de aluminio primario.

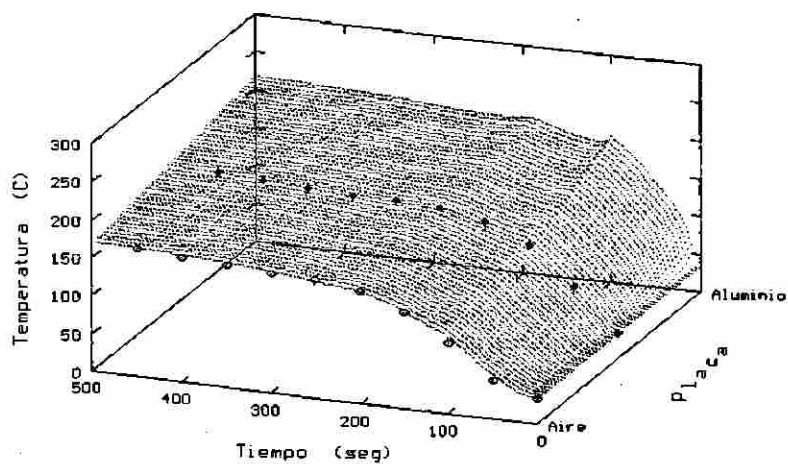
Los valores de conducción térmica observados en la Tabla X, se obtuvieron en base a la ley de Fourier para flujo de calor; ésto en estado estable, donde el flujo de calor es constante.

$$q = -k \frac{dT}{dx} \approx -k \frac{T_2 - T_1}{x_2 - x_1}$$

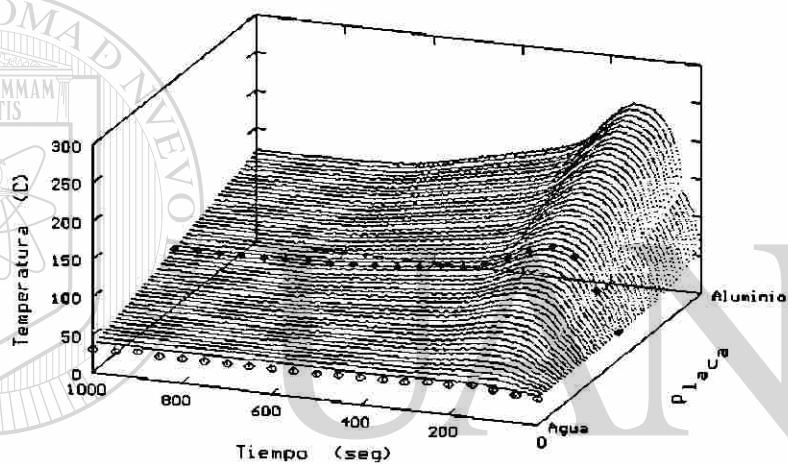
Tabla X Conducción térmica obtenida.

Muestra 1:	diámetro: 1.8 cm	longitud: 24 cm	EDS: 45 μm	K = 147 W/m-K
Muestra 2:	diámetro: 1.7 cm	longitud: 16 cm	EDS: 25 μm	K = 112 W/m-K

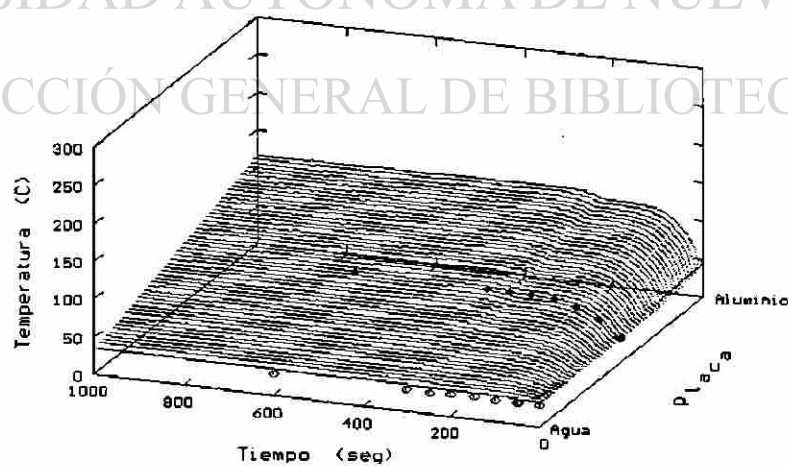
La figura 5.21 correspondiente a la microestructura de la interfase aluminio-templadora de la prueba 2 muestra una región que fue enfriada rápidamente (piel de EDS basto) la cual presenta una aparente ausencia de fase eutéctica, dicha estructura demuestra la formación de una red dendrítica con conductividad térmica suficiente para alcanzar a 5 mm arriba de la placa un EDS menor que en la interfase aluminio-placa.



a)



b)



c)

Figura 5.20 Comportamiento térmico de la placa templadora durante la solidificación de las pruebas a) 1, b) 2 y c) 3.

Se observó además que la solidificación de la fase eutéctica (Al - Si) se convierte en un obstáculo a la conducción térmica, ya que las dendritas se encuentran separadas por esta fase semiconductor.

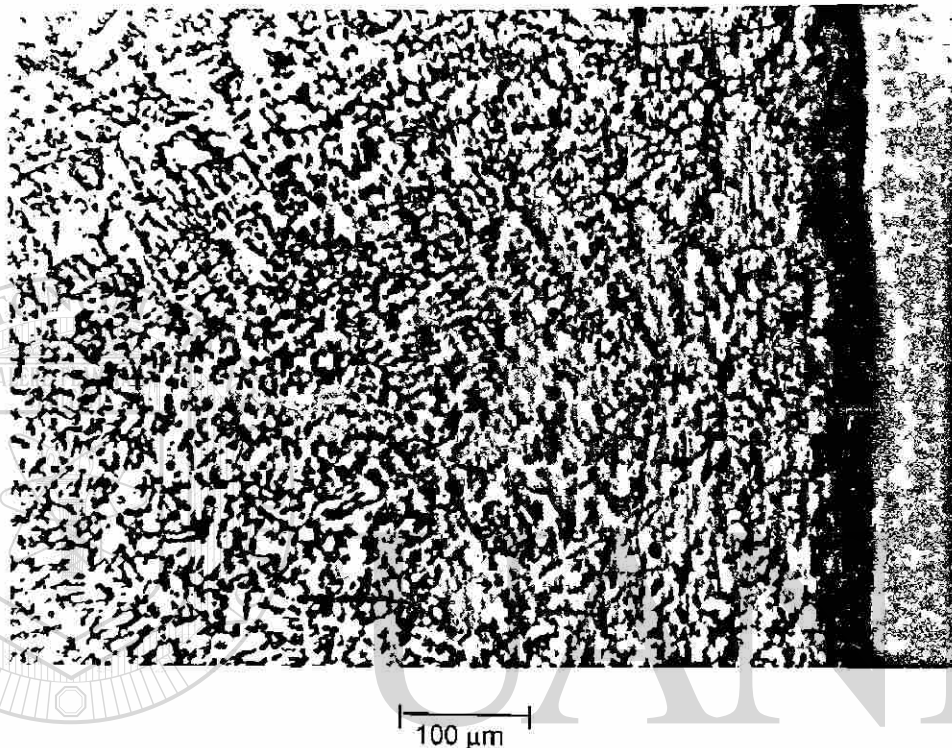


Figura 5.21 Microestructura de la interfase aluminio-placa de la prueba 2.

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

El cálculo de la conducción térmica dio lugar a la suposición de que la formación de una piel rica en aluminio primario, de alta conducción térmica, podría ser un puente térmico entre la placa y el aluminio líquido que se encuentra sobre la piel de aluminio antes mencionada, dando lugar como se observa en la figura 5.21 a una estructura de EDS fino al terminar la formación de la piel, así mismo, como ya se mencionó, el hecho de obtener una aleación con EDS fino, seguirá siendo más conductiva que una aleación de EDS mayor, ya que la fase eutéctica se presenta con regularidad en los espacios interdendríticos, siendo éstos un obstáculo a la conducción de calor. Por esta razón, la presencia de una región altamente conductiva al inicio de la solidificación, da lugar a una solidificación progresiva, unidireccional y de mejores propiedades mecánicas.

5.4.- DUREZA, RESPUESTA A FACTORES TERMICOS.

Se obtuvieron resultados de durezas tipo Brinell para los lingotes de las pruebas 1, 2 y 3, en los puntos a 0, 1, 2, 4, 8 y 12 cm de la placa templadora, observándose la efectiva direccionalidad de la solidificación en las tres pruebas. Así mismo, se aprecia como la prueba 2, la cual obtuvo valores de EDS menores en todos los puntos del lingote (extracción de calor más efectiva), también muestra valores de dureza Brinell mayores; por otra parte la prueba 3, en donde se usó recubrimiento de la placa base vermiculita, y que resultó con característica EDS mayor que las pruebas 1 y 2, muestra también menores valores de dureza Brinell, tal y como se observa en la figura 5.22.

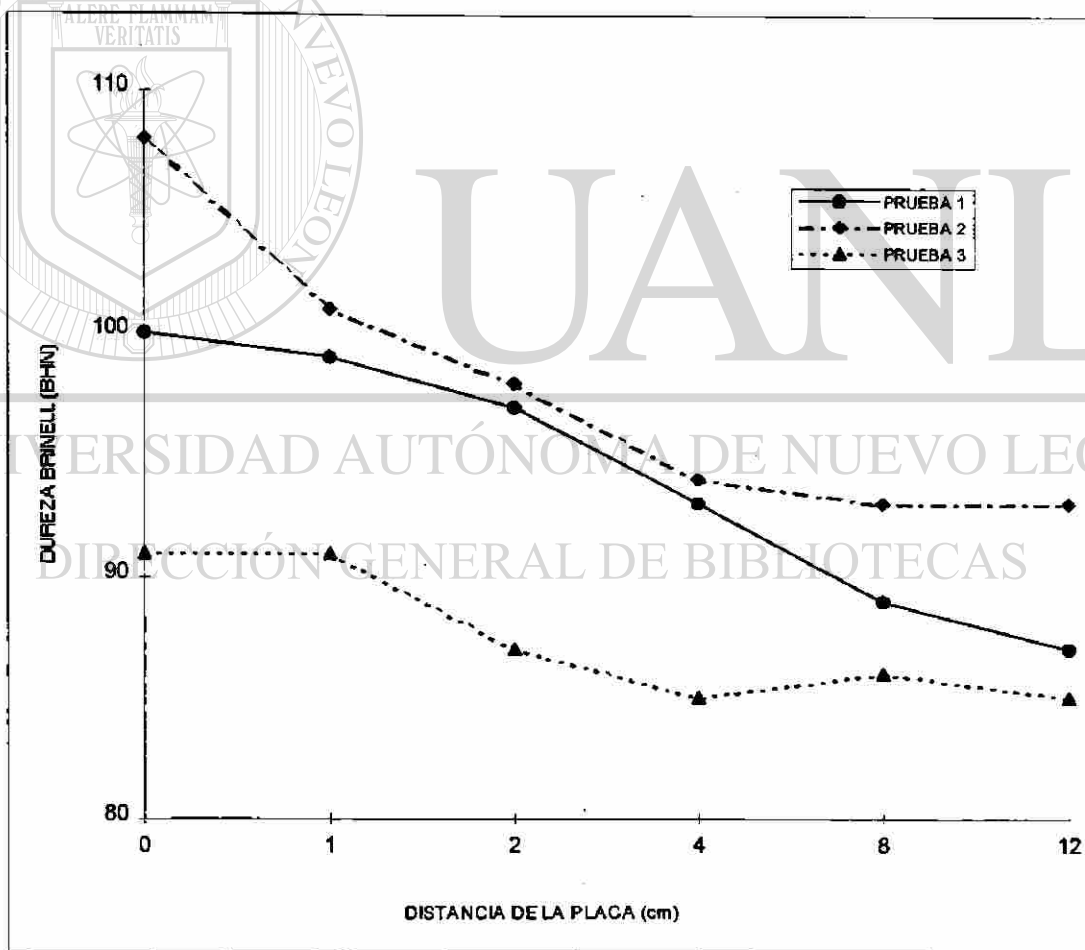


Figura 5.22 Gráfica de durezas Brinell correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.

La figura 5.23 muestra la variación de la dureza a diferente característica E.D.S., donde se aprecia la clara tendencia de la dureza a decrecer conforme el espaciamento dendrítico secundario aumenta, lo cual es confirmación de lo tratado en el punto 2.4.1 de este trabajo.

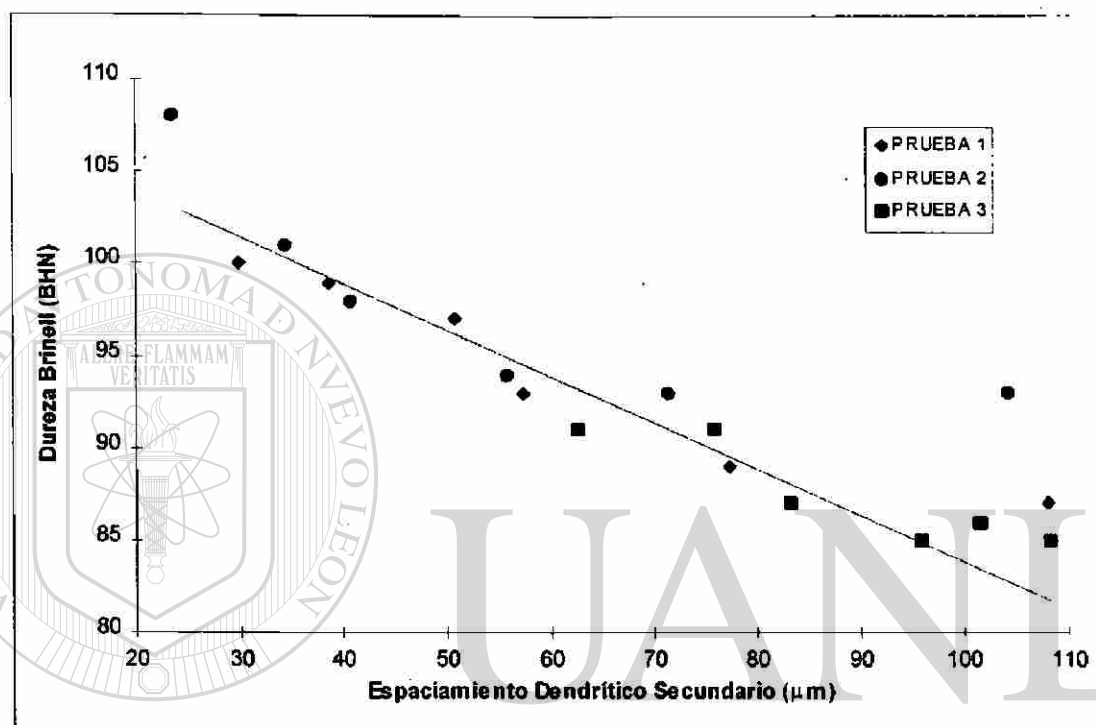


Figura 5.23 Relación E.D.S. - Durezas correspondientes a las pruebas 1, 2 y 3.

CAPITULO 6

CONCLUSIONES

El arreglo experimental empleado cumple con las expectativas de generar procesos de solidificación con diferentes velocidades de enfriamiento, para así obtener una variabilidad sistemática de las características microestructurales.

Las curvas de enfriamiento, así como su derivada generan información primordial para determinar la calidad de piezas vaciadas.

El programa de captura y análisis describe las reacciones presentes durante la solidificación, lo cual se manifiesta y ratifica en la microestructura observada. Sin embargo, a velocidades de enfriamiento menores a $0.2^{\circ}\text{C}/\text{seg.}$ el análisis se dificulta debido a las interferencias propias del sistema de cómputo.

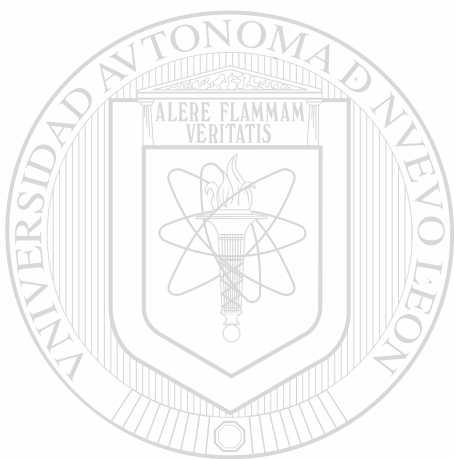
La presencia de la fase $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ se manifiesta en las curvas de enfriamiento de la prueba 3, lo cual es confirmado en sus micrografías. Dicha fase se presentó en la prueba, que fue vaciada a temperatura más alta como lo indica la literatura, aunque la cantidad de Manganeso presente fue la misma que en las otras pruebas.

El programa de captura y análisis empleado, describe la historia térmica de los vaciados, lo cual se verificó con un sistema de análisis térmico empleado industrialmente (Aludelta).

La característica microestructural medida (EDS) es una respuesta fehaciente a las velocidades de enfriamiento generadas en la experimentación, siendo la prueba 2, con pintura base grafito, la que mostró valores de EDS menores. Por lo anterior, se estima el efecto significativo del recubrimiento empleado.

El punto eutéctico se desplaza hasta 6 °C a diferentes alturas (distancias de la placa) debido a el efecto de velocidades de enfriamiento lo cual es factor de importancia en el grado de modificación de la estructura.

La conducción térmica es mayor en piezas con pequeños valores de EDS y altos grados de modificación del eutéctico, lo cual provoca una solidificación progresiva y unidireccional en las piezas.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

RECOMENDACIONES

El uso de herramientas como el programa de cómputo para análisis térmico empleado en este trabajo puede determinar la calidad metalúrgica de las piezas a partir del metal líquido. Lo anterior ayuda a conocer ciertas características del metal, como lo son el refinamiento de grano, la modificación de la fase eutéctica o la presencia de reacciones secundarias que dan lugar a la formación de poros en la pieza; sin embargo, será de gran utilidad describir el gradiente real de solidificación en moldes permanentes o semipermanentes, con sus enfriamientos en condiciones operativas; lo anterior con el fin de encontrar posibles zonas de defectos metalúrgicos en la pieza, tales como juntas frías, microrechupes, zonas frías bloqueantes de óxidos y burbujas de aire.

Es importante remarcar que el presente trabajo estudia la formación de las dos principales fases (Al y Al-Si) de esta aleación, sin embargo, la sensibilidad del programa de captura empleado detecta la formación de una tercer fase (eutéctico de aluminio y cobre) de alta energía de formación, la cual resulta de gran importancia y brinda información primordial para piezas solidificadas que requieren posteriores procesos tales como tratamiento térmico. Por lo anterior, se considera esta una área de oportunidad para futuros trabajos.

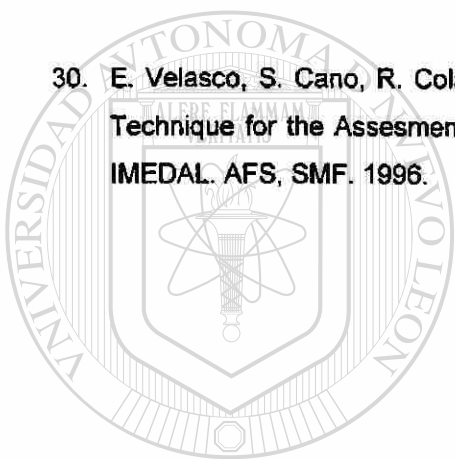
La conducción térmica, condición medida para aleaciones de diferente espaciamiento dendrítico secundario y diferente grado de modificación de fase eutéctica Al-Si, es fundamental en análisis cualitativos en pruebas no destructivas, siendo esta característica por lo tanto un indicador de propiedades mecánicas aplicable a piezas en condiciones normales de vaciado, con tratamiento térmico o con cualquier otro proceso que modifique su estructura inicial. Cabe mencionar que el presente trabajo menciona la importancia de estas pruebas y reporta resultados de experimento; no obstante, queda abierta la investigación para la elaboración de un diseño de experimentos considerando variaciones en aleantes y velocidades de solidificación de muestras, con y sin tratamiento térmico, siendo variable respuesta la conductividad térmica, pudiendo ser empleada la misma técnica y herramienta usada en esta tesis.

REFERENCIAS

1. R. W. Cahn, P. Haasen. *Physical Metallurgy I*. North - Holland Physics Publishing 1983.
 2. Paul G. Shewmon. *Transformations in Metals*. Mc Graw-Hill Book Company 1969.
 3. W. Kurz, D. J. Fisher. *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications 1986.
 4. Anil Kumar Sinha. *Ferrous Physical Metallurgy*. Butterworths 1989.
 5. John D. Verhoeven. *Fundamentos de Metalurgia Física*, Limusa 1987.
 6. Donald R. Askeland. *La Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Gpo. Ed. Iberoamérica 1987.
 7. William F. Smith. *Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales*. Mc Graw-Hill 1993.
 8. M. C. Flemings. *Solidification Processing*, Mc Graw-Hill 1974.
 9. J. Campbell. *Castings*, Butterworth-Heinemann Ltd, 1991.
-
10. J. E. Gruzleski, B. M. Closset. *The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys*. American Foundrymen's Society, Inc. 1990.
 11. B. H. Alexander, F. N. Rhines. *Dendritic Crystallization of Alloys*. *Journal of Metals*, October 1950 Vol. 88, pag. 1267.
 12. M. C. Flemings, T. Z. Kattamis, B. P. Bardes. *Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloys*. *AFS Transactions* 91-176, pag. 501.
 13. K Radhacrishna, S. Seshan, M. R. Seshadri. *Dendrite Arm Spacing in Aluminum Alloy Castings*. *AFS. Transactions* 80-87, pag. 695.
 14. J. A. Horwath, L. F. Mondolfo. *Dendritic Growth*. *Acta Metalurgica* Vol. 10, 1962, pag. 1037.

15. B. P. Bardes, M. C. Flemings. Dendrite Arm Spacing and Solidification Time in a Cast Aluminum-Copper Alloy. AFS Transactions 66-74, pag. 406.
16. D. Altenpohl, Aluminum viewed from within. Aluminum-Verlag, Dusseldorf, 1982.
17. I. J. Polmear. Light Alloys. Edward Arnold, 1981.
18. L. Backerud, G. Chai. Solidifications Characteristics of Aluminum Alloys. Vol.2, Foundry Alloys AFS, Skan Aluminum.
19. L. Anantha Narayanan, F. H. Samuel, J. E. Gruzlesky. Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 25 A, August 1994, pag. 425.
20. R. M. Kotschi, C. R. Loper Jr. Grain Refinement in Cast Aluminum Alloys. AFS Transactions 77-113 pag. 425.
21. J. L. Carbajal, C. Casado, J. F. Mojica, S. Valtierra. Study of the relationship between strontium and Solidification rate in the Modification of a 319 type aluminum alloy using a directional solidification technique. 3rd International Conference on molten aluminum processing, AFS, Nov. 1992, pag. 141.
22. M. Shamsuzzoha, L. M. Hogan, J. T. Berry. Effects of Modifying Agents on Crystallography and Growth of Silicon Phase in Al-Si Casting Alloys. AFS Transactions 93-154, pag. 999.
23. Willard Meiritt Dean Settle. Métodos Instrumentales de Análisis. C.E.C.S.A. 1992.
24. E. Fras, W. Kapturkiewicz, A. Burbielko, H. F. López. A New Concept in Thermal Analysis of Castings. AFS Transactions 93-131, pag. 505.
25. K. R. Whaler. Thermal Analysis and the Aluminum Foundry Practical Applications.
26. G. W. Ewing. Instrumental Methods of Chemical Analysis. Mc Graw-HillKogakusha, Ltd. 1975.

27. S. Cano, E. Velasco, R. Colás, S. Valtierra, J. F. Mojica. Descripción de las Características Microestructurales y de la Cinética de Solidificación de una Aleación de Aluminio mediante su Análisis Térmico. Congreso del Aluminio IMEDAL. AFS, SMF. 1995.
28. S. Cano, E. Velasco, R. Colás, S. Valtierra, J. F. Mojica. Heat Transfer during Solidification of an Aluminum Alloy. Congreso del Aluminio IMEDAL. AFS, SMF. 1994.
29. S. Cano, E. Velasco, R. Colás, S. Valtierra, J. F. Mojica. Study of the Solidification in an Aluminum Automotive Alloy. The TMS Fall Meeting and ASM International's Materials Congress 1995.
30. E. Velasco, S. Cano, R. Colás, J. de la Rosa, B. Carmona, S. Valtierra. An Experimental Technique for the Assesment of Quality in Aluminum Casted Parts. Congreso del Aluminio IMEDAL. AFS, SMF. 1996.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



APENDICE

A-1. FOTOGRAFIAS DE EVIDENCIA EXPERIMENTAL.

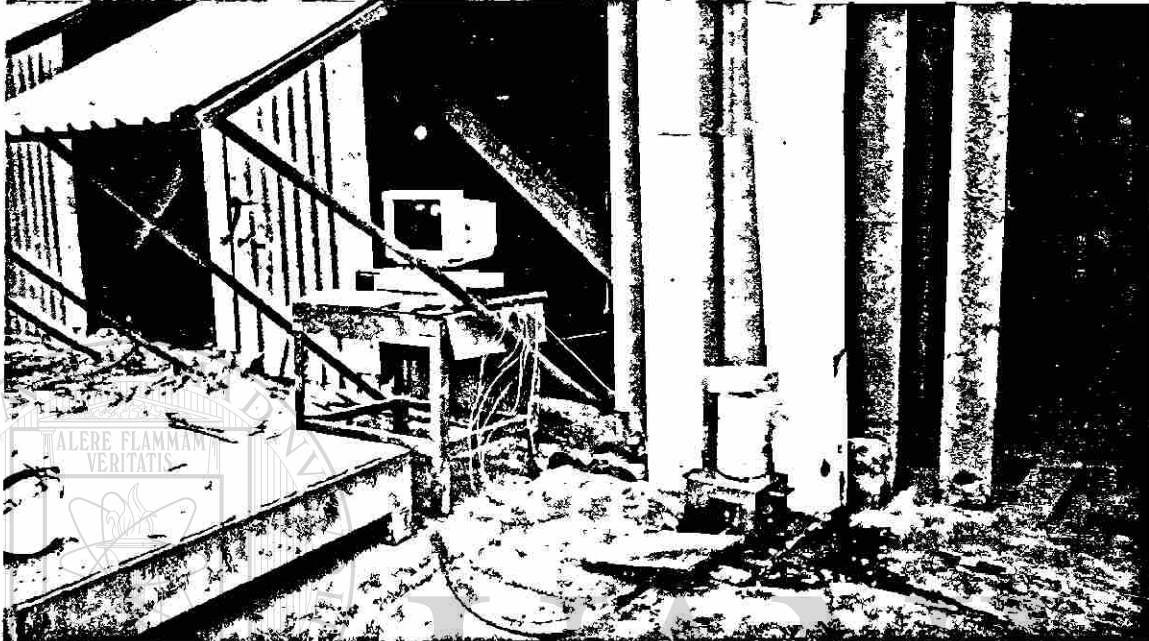
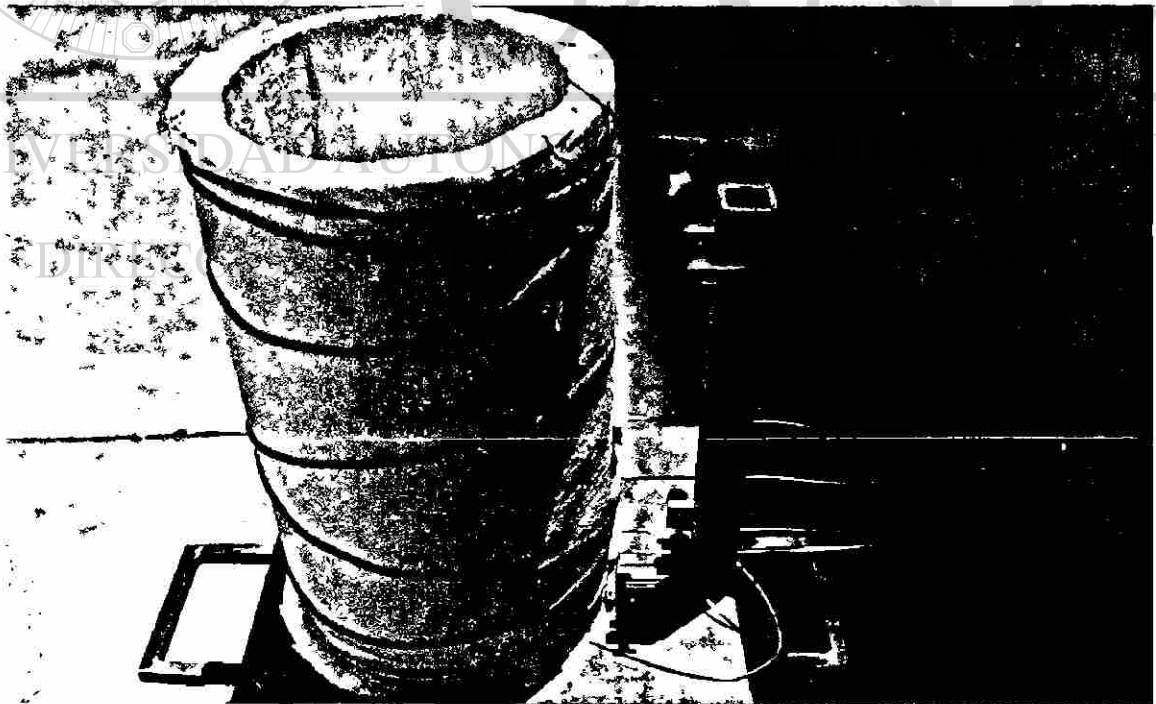


Ilustración de los componentes empleados durante esta serie de pruebas: molde, placa templadora, termopares, terjeta analógica y computadora.



Molde de alúmina recristalizada con cubierta de fibra cerámica (aislante).

A-1. CONTINUACION.....



Momento del vaciado al molde de alúmina.



Sistema de enfriamiento empleado en las pruebas 2 y 3.

A-2. CONDICIONES DE VACIADO DE PRUEBA NUM. 1

tipo de enfriamiento :	sin agua
tipo de pintura :	bade grafito
temperatura del medio ambiente :	35 °C
temperatura de la tarjeta :	34.5 °C
temperatura de vaciado :	635 °C
duración del vaciado :	12 seg.
duración de la captura :	1650 seg.

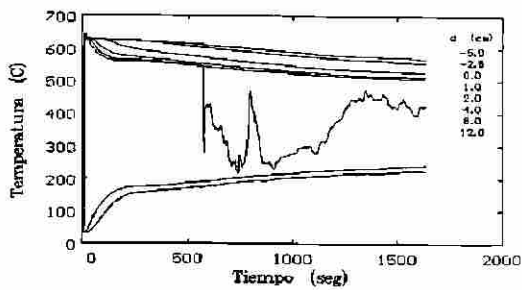
A-3. CONDICIONES DE VACIADO DE PRUEBA NUM. 2

tipo de enfriamiento :	con agua
tipo de pintura :	base grafito
temperatura del medio ambiente :	31 °C
temperatura de la tarjeta :	30 °C
temperatura de vaciado :	649 °C
temperatura del agua :	39 °C
duración del vaciado :	11 seg.
duración de la captura :	2800 seg.

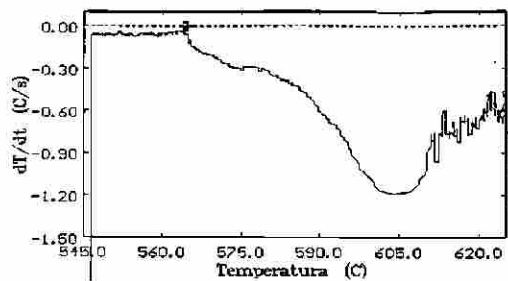
A-4. CONDICIONES DE VACIADO DE PRUEBA NUM. 3

tipo de enfriamiento :	con agua
tipo de pintura :	base vermiculita
temperatura del medio ambiente :	30 °C
temperatura de la tarjeta :	30 °C
temperatura de vaciado :	696 °C
temperatura del agua :	28 °C
duración del vaciado :	11 seg.
duración de la captura :	3100 seg.

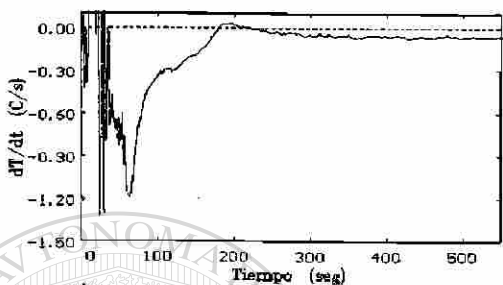
A-5. CURVAS DE ENFRIAMIENTO Y SU DERIVADA (dT / dt) DE PRUEBAS 1, 2 y 3.



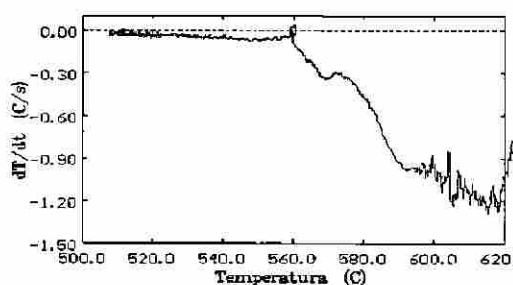
1)



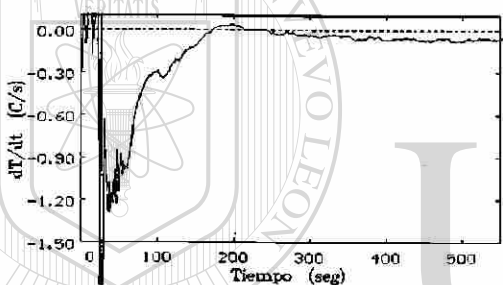
2)



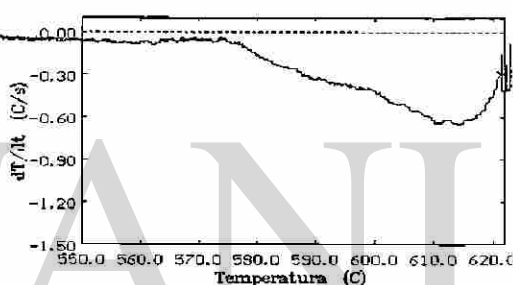
3)



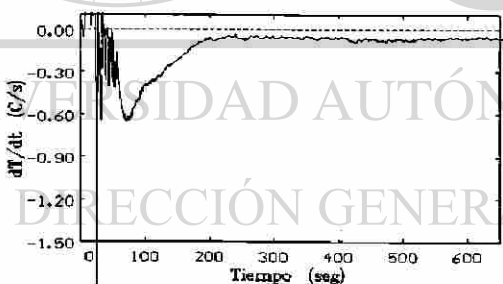
4)



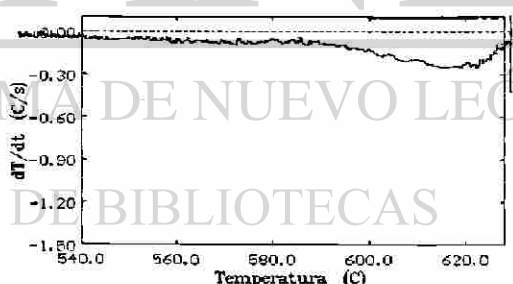
5)



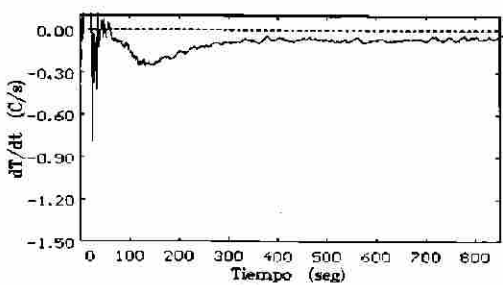
6)



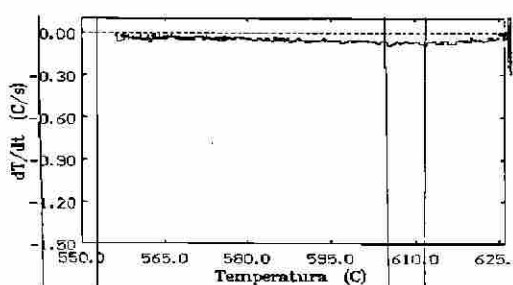
7)



8)



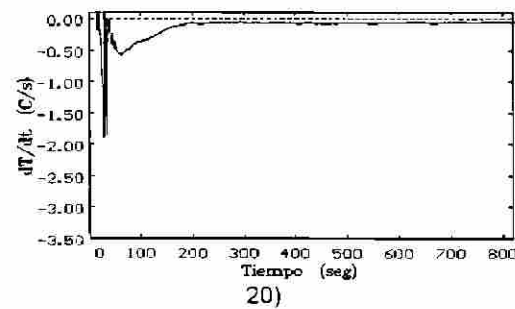
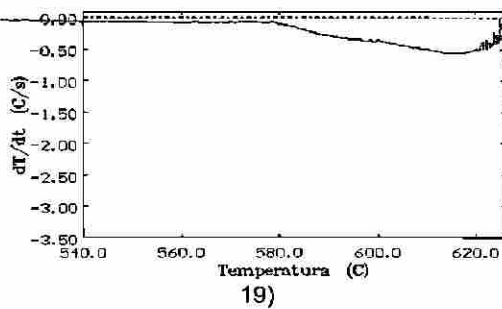
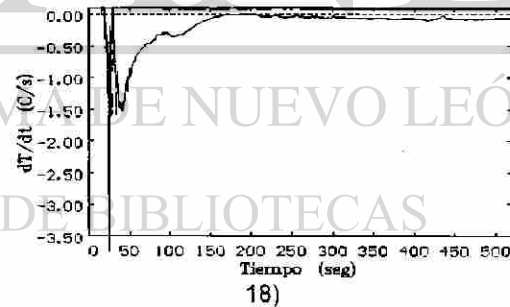
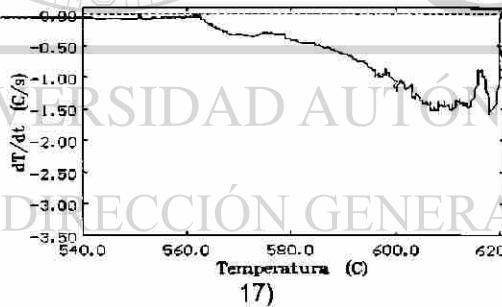
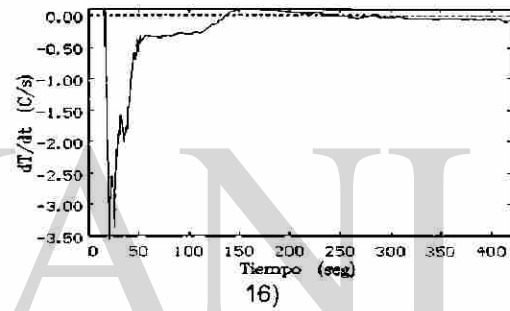
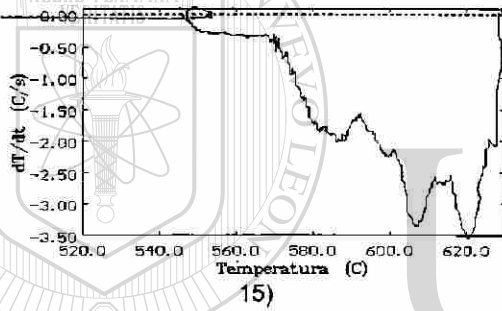
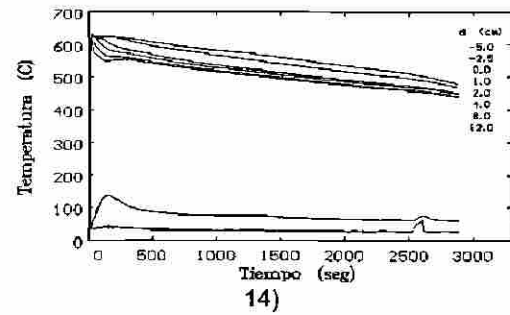
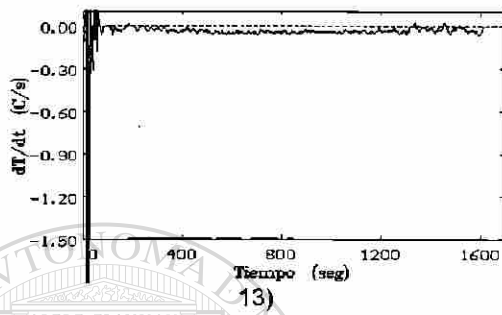
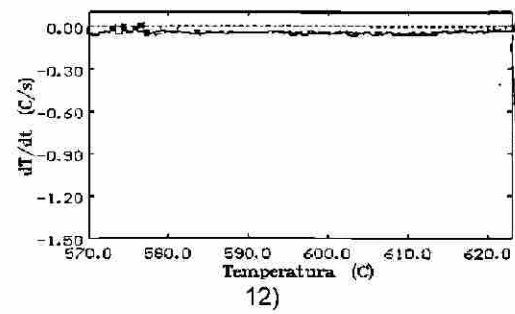
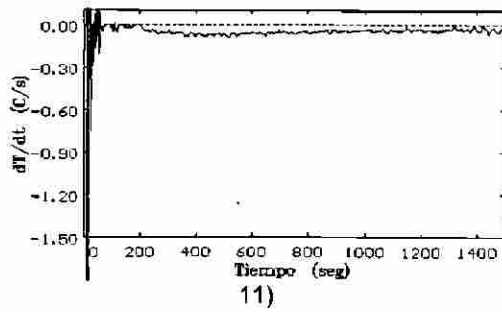
9)



10)

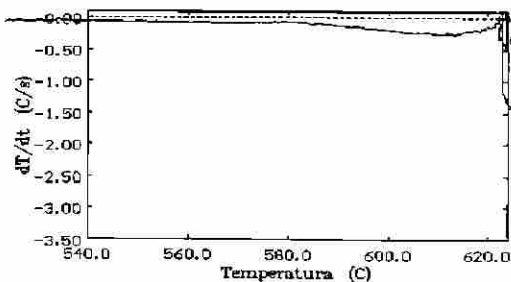
Apendice A-5. Gráficas de Prueba 1. 1)T-t, 2)dT/dt-T a 0cm, 3)dT/dt-t a 0cm, 4)dT/dt-T a 1cm, 5)dT/dt-t a 1cm, 6)dT/dt-T a 2cm, 7)dT/dt-t a 2cm, 8)dT/dt-T a 4cm, 9)dT/dt-t a 4cm, 10)dT/dt-T a 8cm.

A-5. CONTINUACION.....

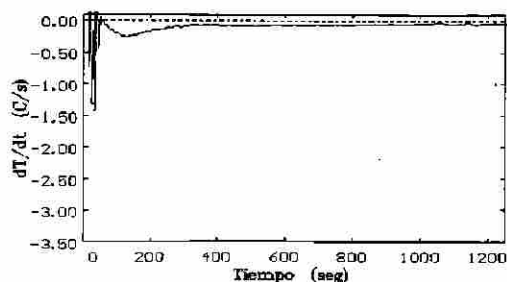


Apendice A-5. Gráficas de Prueba 1. 11) $dT/dt-t$ a 8cm, 12) $dT/dt-T$ a 12cm, 13) $dT/dt-t$ a 12cm.
Prueba 2. 14) $T-t$, 15) $dT/dt-T$ a 0cm, 16) $dT/dt-t$ a 0cm, 17) $dT/dt-T$ a 1cm, 18) $dT/dt-t$ a 1cm, 19) $dT/dt-T$ a 2cm, 20) $dT/dt-t$ a 2cm.

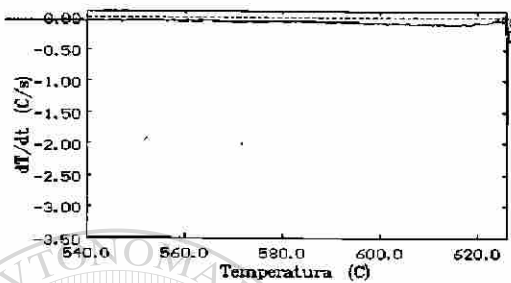
A-5. CONTINUACION.....



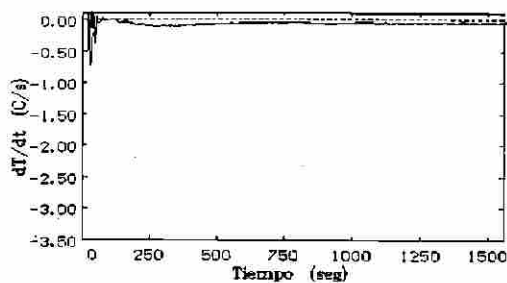
21)



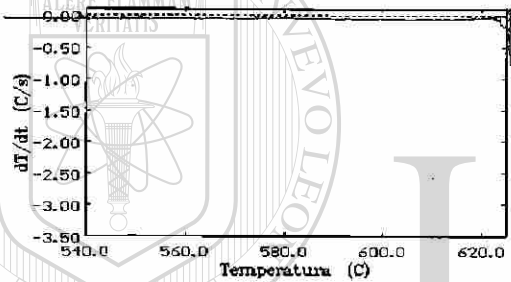
22)



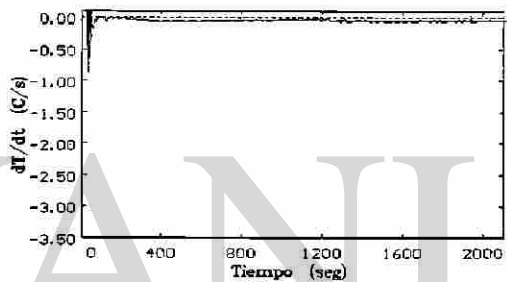
23)



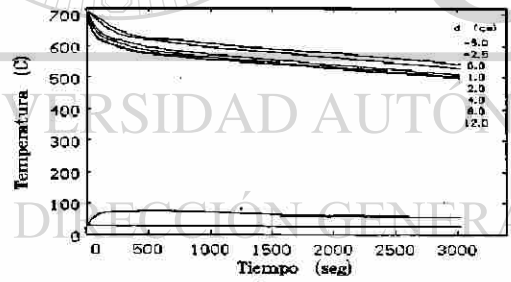
24)



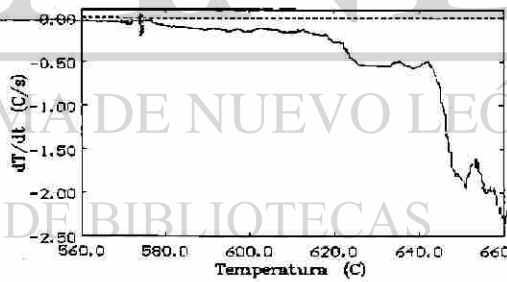
25)



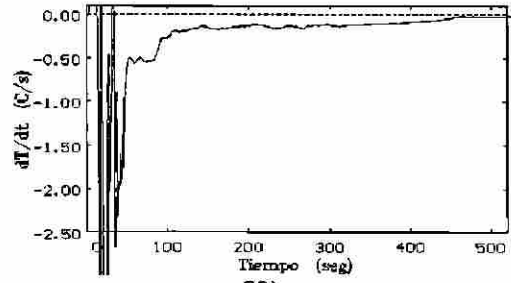
26)



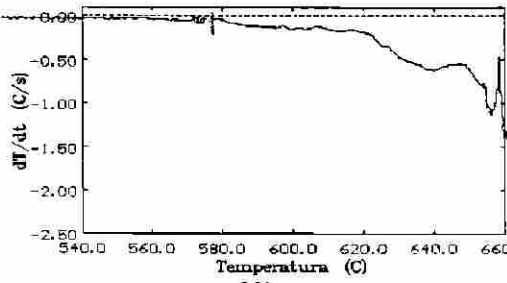
27)



28)



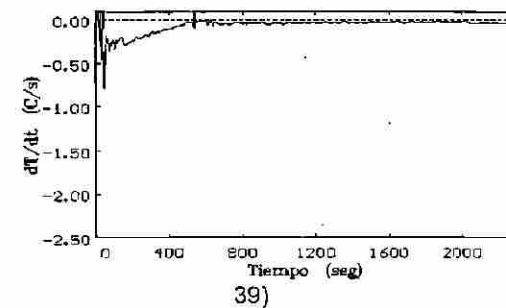
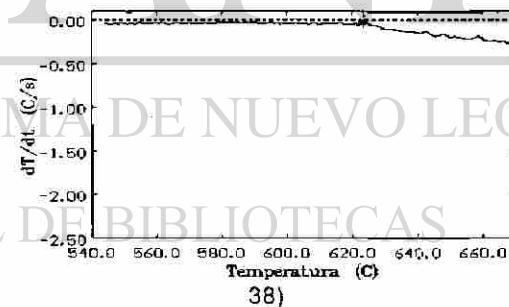
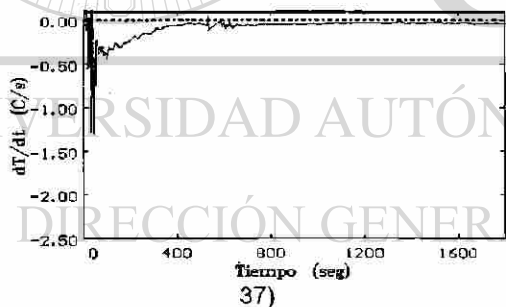
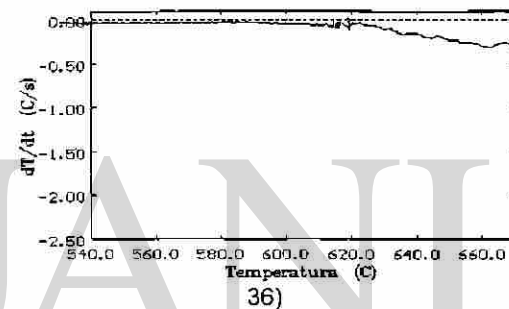
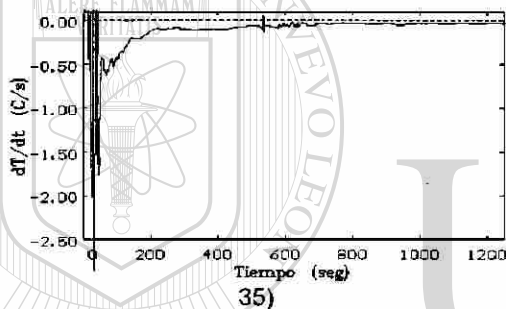
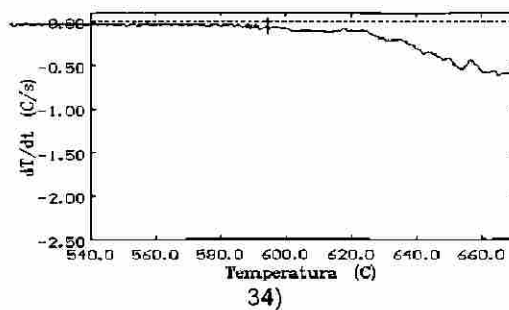
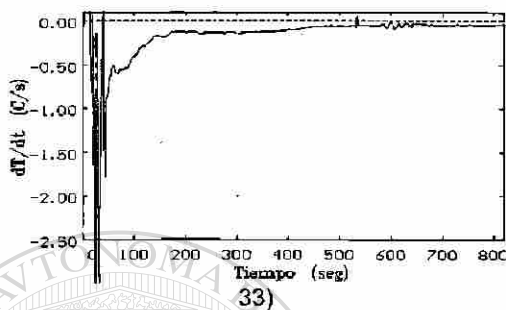
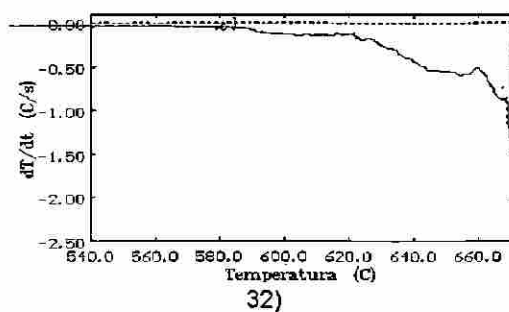
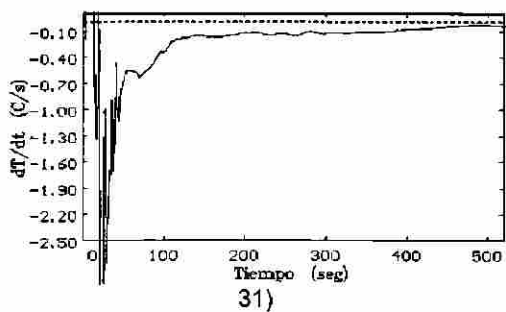
29)



30)

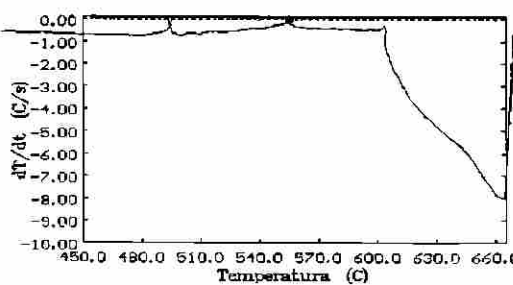
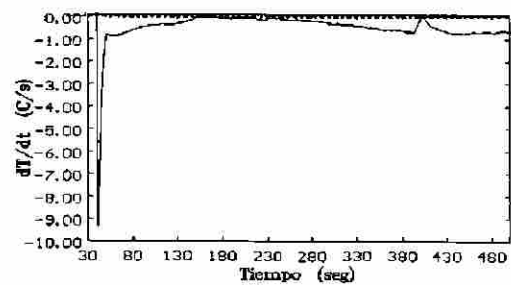
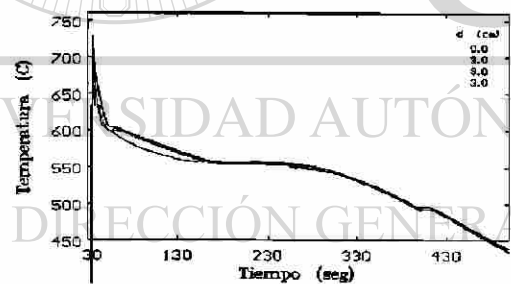
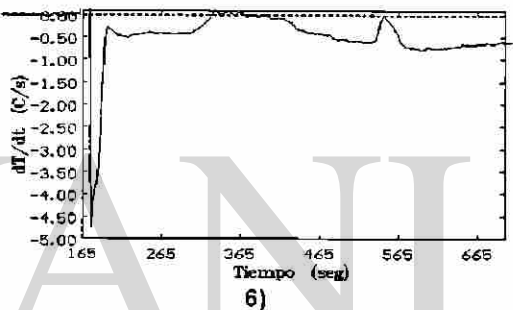
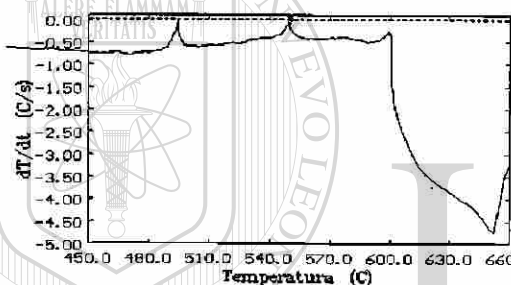
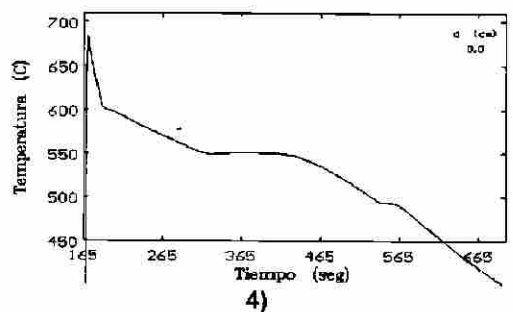
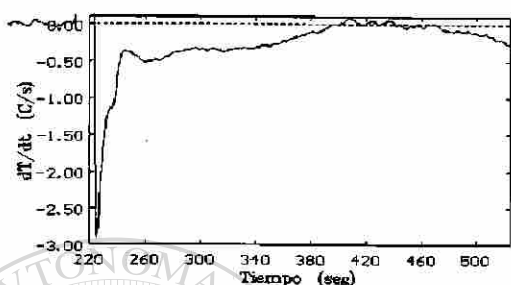
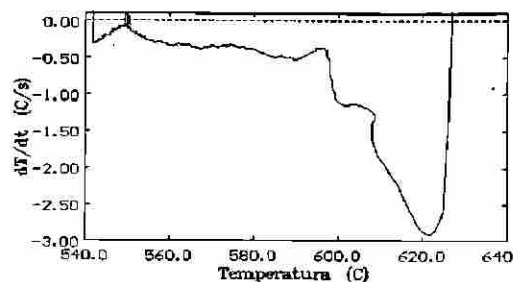
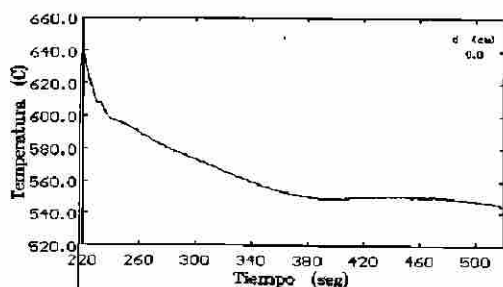
Apendice A-5. Gráficas de Prueba 2. 21)dT/dt-T a 4cm, 22)dT/dt-t a 4cm, 23)dT/dt-T a 8cm.24)dT/dt-t a 8cm, 25)dT/dt-T a 12cm, 26)dT/dt-t a 12cm. Prueba 3. 27)T-t, 28)dT/dt-T a 0cm, 29)dT/dt-t a 0cm, 30)dT/dt-T a 1cm.

A-5. CONTINUACION.....



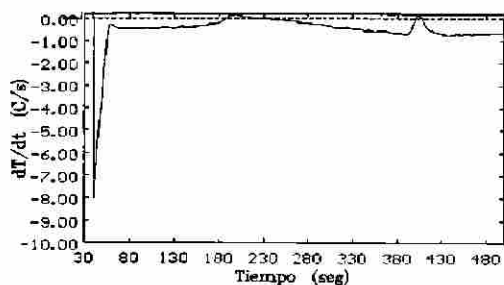
Apendice A-5. Gráficas de Prueba 3. 31)dT/dt-t a 1cm, 32)dT/dt-T a 2cm, 33)dT/dt-t a 2cm, 34)dT/dt-T a 4cm, 35)dT/dt-t a 4cm, 36)dT/dt-T a 8cm, 37)dT/dt-t a 8cm, 38)dT/dt-T a 12cm, 39)dT/dt-t a 12 cm.

A-6. CURVAS DE ENFRIAMIENTO Y SU DERIVADA (dT/dt) DE PRUEBAS 4, 5, 6, 7 y 8.

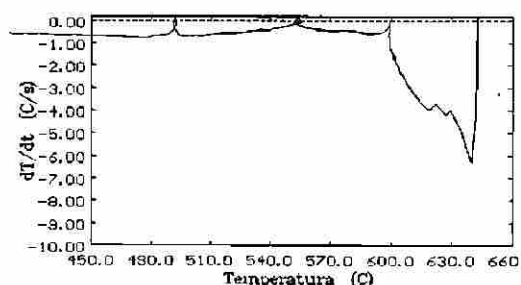


Apendice A-6. gráficas de Prueba 4. 1)T-t, 2)dT/dt-T, 3)dT/dt-t. Prueba 5. 4)T-t, 5)dT/dt-T, 6)dT/dt-t. Prueba 6. 7)T-t, 8)dT/dt-T a 0cm, 9)dT/dt-t a 0cm, 10)dT/dt-T a 4cm.

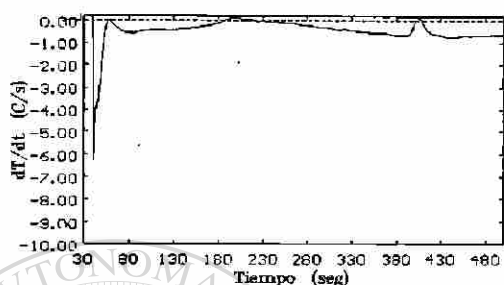
A-6. CONTINUACION.....



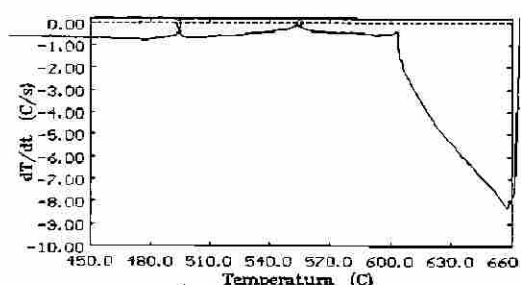
11)



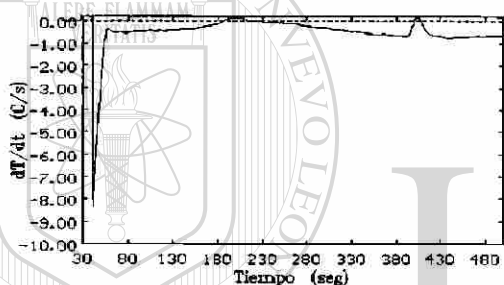
12)



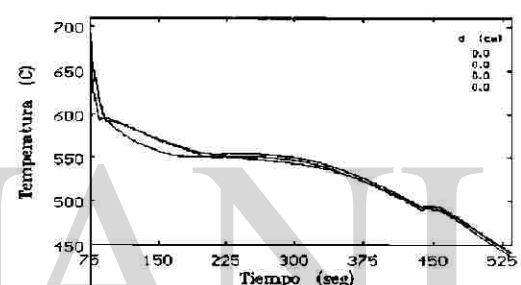
13)



14)



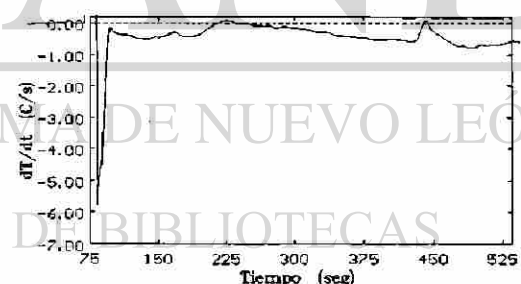
15)



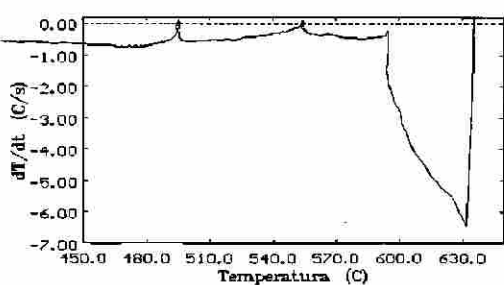
16)



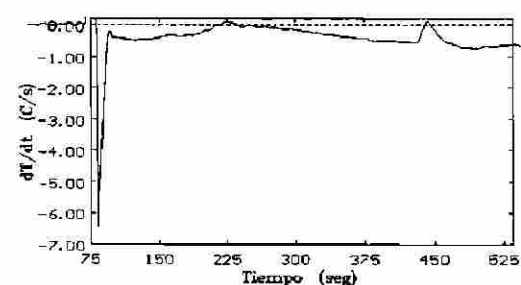
17)



18)



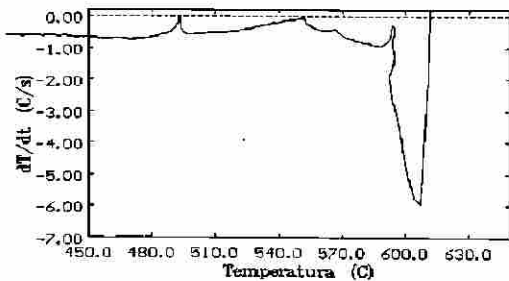
19)



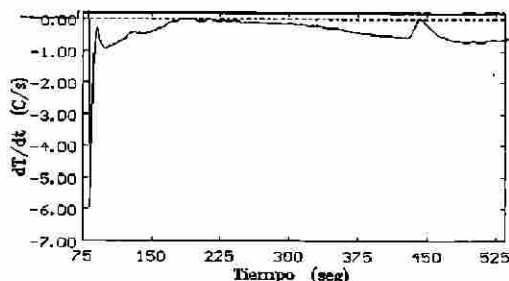
20)

Apéndice A-6. gráficas de Prueba 6. 11)dT/dt-t a 4cm, 12)dT/dt-T a 4cm, 13)dT/dt-t a 4cm, 14)dT/dt-T a 4cm, 15)dT/dt-t a 4cm. Prueba 7. 16)T-t, 17)dT/dt-T a 0cm, 18)dT/dt-t a 0cm, 19)dT/dt-T a 4cm, 20)dT/dt-t a 4cm.

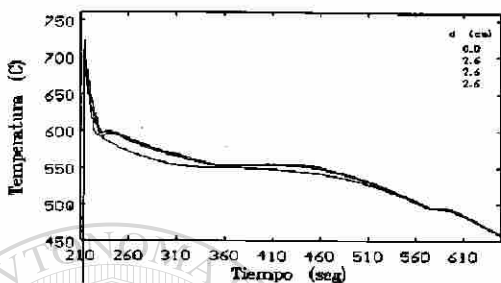
A-6. CONTINUACION.....



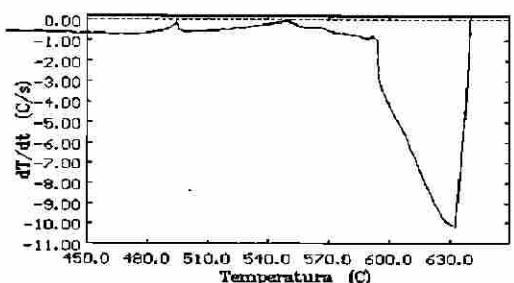
21)



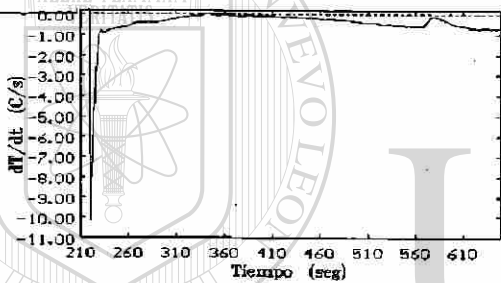
22)



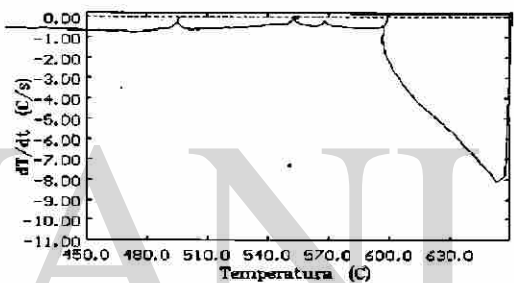
23)



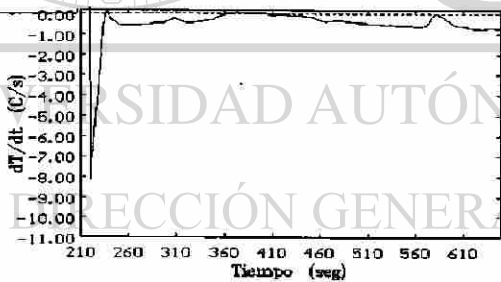
24)



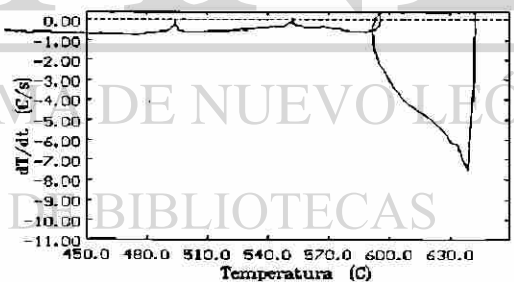
25)



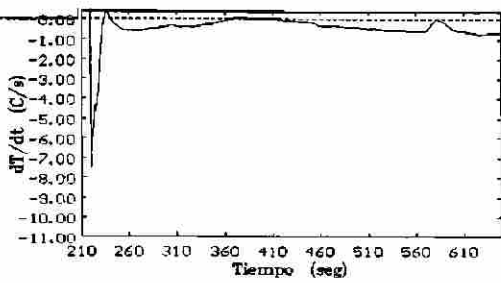
26)



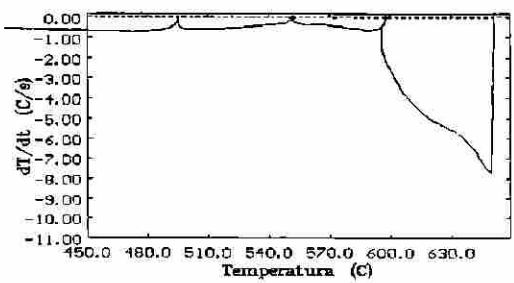
27)



28)



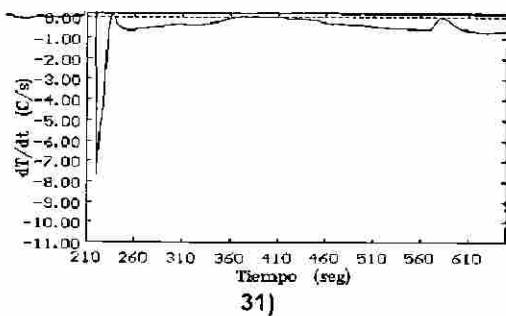
29)



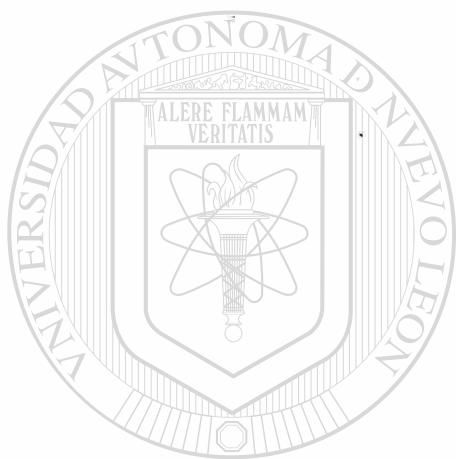
30)

Apendice A-6. gráficas de Prueba 7. 21)dT/dt-T a 4cm, 22)dT/dt-t a 4cm. Prueba 8. 23)T-t, 24)dT/dt-T a 0cm, 25)dT/dt-t a 0cm, 26)dT/dt-T a 4cm, 27)dT/dt-t a 4cm, 28)dT/dt-T a 4cm, 29)dT/dt-t a 4cm, 30)dT/dt-T a 4cm.

A-6. CONTINUACION.....



Apendice A-6. gráfica de Prueba 8. 31)dT/dt-t a 4cm.



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

El Ing. Sigifredo Cano Rodríguez nació el 10 de Octubre de 1971 en Ciudad Guadalupe, Nuevo León, México. Es hijo del Sr. Sigifredo Cano Huerta y de la Sra. María Inés Rodríguez. 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 Administrador en Julio de 1992.

En Febrero de 1993, inicia sus estudios para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales en el Doctorado en Ingeniería de Materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

El Ing. Cano Rodríguez cuenta con experiencia en procesos de manufactura y sistemas de aseguramiento de calidad.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

