

11
201



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

Facultad de Química

**MODIFICACIÓN DE LA ESTRUCTURA MEDIANTE
LA RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO Y SU ASCENDIENTE EN LAS
PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES
Al - 5%Zn y Mg - 2%Zn.**

**T E S I S
M A N C O M U N A D A**
Que para obtener el título de

INGENIERA QUÍMICA METALÚRGICA

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO
presentan

Carla Hernández Hernández

Juan Carlos Osorio Quijano

Edgar Ulises Díaz Acosta

México, D. F.

1996



Facultad de Química

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

TESIS

COMPLETA

Jurado asignado según el tema:

Presidente: **Prof. Ma. Eugenia Noguez Amaya**
Vocal: **Prof. Guillermo F. Salas Banuet**
Secretario: **Prof. Teresita del Niño Jesús Robert Nuñez**
1er. Suplente: **Prof. Ignacio Beltrán Piña**
2do. Suplente: **Prof. José Guadalupe Ramírez Vieyra**

Sitio donde se desarrolló el tema: Laboratorio de Solidificación, Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

Asesor:

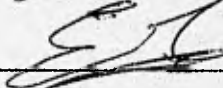
M. en Ing. Teresita del Niño Jesús Robert Nuñez Teresita Robert N.

Sustentantes:

Carla Hernández Hernández

Juan Carlos Osorio Quijano

Edgar Ulises Díaz Acosta



ÍNDICE

Agradecimientos	5
Resumen	11
Introducción	13
I REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	
CAPÍTULO 1 SOLIDIFICACIÓN	15
CAPÍTULO 2 MODIFICACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA	25
CAPÍTULO 3 ALUMINIO	27
CAPÍTULO 4 MAGNESIO	31
II DESARROLLO DEL TRABAJO EXPERIMENTAL	
CAPÍTULO 5 DESARROLLO EXPERIMENTAL Mg-2%Zn y Al-5%Zn	35
CAPÍTULO 6 RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN Mg-2%Zn y Al-5%Zn	47
CAPÍTULO 7 CONCLUSIONES	69
Sugerencias	71
Apéndice I	73
Apéndice II	75
Bibliografía	79

AGRADECIMIENTOS

GRACIAS:

A Mis PADRES
QUE CON SU AMOR y ejemplo ME HAN ENSEÑADO
A NO DARMÉ POR VENCIDA AUNQUE TODO PAREZCA MUY DIFÍCIL;
PORQUE SON LA RAZÓN DE TODO LO QUE YO HAGO.

A Mis HERMANOS Edna y Luis
POR SU GRAN APOYO y los MEJORES MOMENTOS EN FAMILIA,
ESPERANDO QUE HAGAN SIEMPRE LO CORRECTO.

A los HERNÁNDEZ BROCA y sus FAMILIAS
PORQUE SIEMPRE HAN ESTADO CERCA DE MÍ CON TODO SU CARIÑO y APOYO.

A los HERNÁNDEZ SERRANO y sus FAMILIAS
PORQUE UNOS CON SUS BUENOS DETALLES y OTROS CON SUS COMENTARIOS
ME MOTIVARON A SER MEJOR.

EN ESPECIAL A UNA PERSONA QUE SIEMPRE VOY A QUERER MUCHO
y LE DESEO LO MEJOR,
JUAN CARLOS;
POR SU PACIENCIA y AMOR.

A Edgar
POR SER UN GRAN AMIGO y SUS AGRADABLES ANÉCDOTAS.

Al Ing. VICIOR de la GARZA
POR TODO EL APOYO BRINDADO.

Al Ing. BENJAMÍN HERRERA
POR SU CONFIANZA y BUENOS CONSEJOS.

A MARILIA ESCALERA
POR PREOCUPARSE SIEMPRE POR MÍ y AYUDARME EN TODO MOMENTO.

A LA PROFESORA TERE ROBERT
POR SER UNA EXCELENTE PERSONA.

Al Sr. Mike, Rubén y Nestali
POR SER LOS MEJORES COMPAÑEROS DE TRABAJO y HACERME ENOJAR.

Carla

AGRADECIMIENTOS

A Mi Mamá
POR SER LA PERSONA MÁS FUERTE,
QUE ME APOYÓ Y AYUDÓ EN CADA MOMENTO DE MI VIDA
Y A QUIEN TODO LO DEBO.

A Mis HERMANOS
Adalía y Mauricio.
PORQUE AÚN EN TIEMPOS DIFÍCILES
SIEMPRE ME ALENTARON A SEGUIR ADELANTE
Y POR TENER UN LUGAR EN SUS VIDAS PARA AYUDARME.

A Mi Carlita
POR SU AMOR Y FUERZA
QUE ME HA ACOMPAÑADO DURANTE CUATRO AÑOS.

A Mis PRIMOS
Carlos y Beto
A SU EJEMPLO, CONSEJOS, AYUDA Y POR CREER EN MÍ.

A Edgar
POR SER UN VALIOSO AMIGO.

Al Ing. HERNÁNDEZ
POR SU DESINTERESADA AYUDA A MI FORMACIÓN PROFESIONAL

A TODAS LAS PERSONAS
QUE DE ALGUNA MANERA CONTRIBUYERON A ESTE LOGRO.

JUAN CARLOS

INTRODUCCIÓN

La refinación de grano es una etapa importante en la práctica de la fundición, entre sus principales objetivos podemos citar los siguientes: distribuir homogéneamente las porosidades así como disminuir su tamaño, mejorar la maquinabilidad, proporcionar propiedades mecánicas uniformes, mejorar la distribución de partículas de otras fases, mejorar el acabado superficial en la pieza de colada y en el maquinado subsecuente y disminuir la probabilidad de que existan grietas en las aleaciones. El objetivo más buscado con la refinación de grano es incrementar las propiedades mecánicas del material ⁽¹⁾ por medio de la modificación de su estructura.

Spear y Gardner ⁽²⁾ reportan una correspondencia entre la resistencia a la tracción, la elongación y el grosor del brazo dendrítico; entre más fino es este brazo, son mejores las propiedades tensiles; ellos no relacionan las propiedades con el tamaño de grano. En aleaciones en las cuales las propiedades están controladas por la porosidad y la distribución del eutéctico alrededor de las dendritas, el refinamiento de grano puede dar una disminución de las propiedades mecánicas en lugar de un aumento de las mismas ⁽³⁾.

Los métodos usados para la refinación de grano en piezas fundidas se pueden agrupar en tres tipos ⁽⁴⁾:

- a) Control de la rapidez de enfriamiento
- b) Agitación mecánica
- c) Adición de refinadores de grano

Este trabajo está dirigido al estudio del método "**Control de la rapidez de enfriamiento**"; en el cual se produce una disminución del espaciamiento interdendrítico y por tanto, disminución de la microsegregación que incrementa la resistencia a la tracción así como la dureza.

La primera parte, corresponde a la revisión bibliográfica, dividida en cuatro capítulos, en los que se asientan las bases teóricas que fundamentan el trabajo experimental; la segunda parte está enfocada al trabajo experimental propiamente dicho, y está dividida en tres capítulos.

La intención de esta tesis, es determinar el efecto de la variación de la Rapidez de Enfriamiento sobre la microestructura, y de esta, sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones, ya que este método efectuado de forma eficiente, puede ser económicamente más factible que la adición de agentes nucleantes. Se eligieron como objeto de estudio, las aleaciones Al-5%Zn y Mg-2%Zn, soluciones sólidas monofásicas que nos permitieron cuantificar así de mejor manera el desarrollo de la microestructura obtenida mediante la variación en la Rapidez de Enfriamiento.

Las técnicas experimentales descritas en esta obra se llevaron a cabo en los laboratorios de solidificación, corte y desbaste y pruebas mecánicas del edificio D de la Facultad de Química de la Universidad Nacional Autónoma de México, U.N. A. M.

Deseamos agradecer a los profesores del área de Metalurgia Física: M. en I. Teresita del Niño Jesús Robert Nuñez, M. en C. Ma. Eugenia Noguez Amaya, Ing. Guillermo Fausto Salas Banuet, Ing. José Ramírez Vieyra e Ing. Sergio García Galán, por su invaluable apoyo teórico y experimental; así como al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACyT), por el apoyo económico para el desarrollo de este trabajo.

CAPÍTULO 1

SOLIDIFICACIÓN

Casi universalmente, los objetos metálicos comerciales son solidificados desde una fase líquida a cualquiera de sus formas finales llamadas fundiciones, o en formas intermedias, llamadas lingotes, las cuales se transforman mediante trabajo mecánico al producto final. Como las propiedades del producto final están determinadas, en gran medida, por la naturaleza del proceso de solidificación, son de gran importancia práctica los factores implicados en la transformación desde líquido hasta sólido. Antes de tratar el tema de la solidificación, es necesario tratar la naturaleza del estado líquido ⁽⁵⁾.

1.1 Solidificación de los metales puros

La solidificación requiere de dos pasos: nucleación y crecimiento. La nucleación ocurre cuando una pequeña partícula sólida se forma dentro del líquido. El crecimiento del sólido ocurre cuando los átomos del líquido se unen al sólido diminuto hasta que se acabe el líquido. Se espera que un material solidifique cuando el líquido se enfríe por debajo de la temperatura de solidificación del mismo. Cuando esto ocurre, la energía asociada con la estructura cristalina del sólido es progresivamente menor que la energía del líquido, haciendo cada vez más estable al sólido conforme la temperatura se hace menor ⁽⁶⁾.

Cuando se forma el sólido, se crea una interfase que separa al sólido del líquido, con lo cual se asocia un incremento de la energía. (Fig. 1).

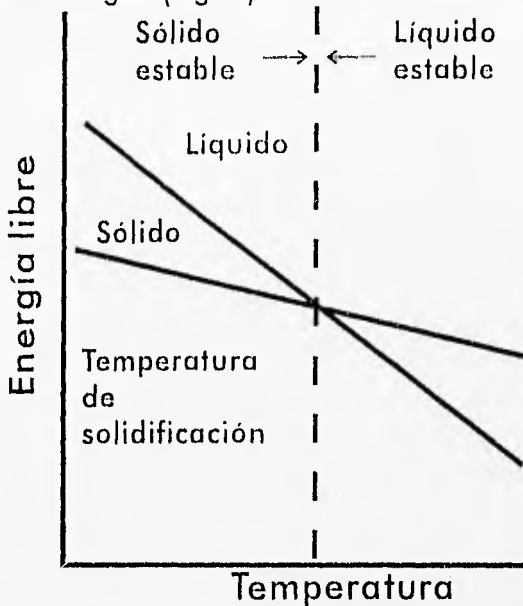


Figura 1
Energía libre volumétrica en función de la temperatura de un metal puro. A una temperatura inferior a la de solidificación, el sólido tiene una energía libre menor y es estable (6).

La nucleación de la fase sólida durante la solidificación es un proceso mucho más difícil que la formación de núcleos en la fase líquida durante la fusión. Cada vez que un metal solidifica ocurre un sobreenfriamiento constitucional y térmico (7).

El sobreenfriamiento térmico es la temperatura de solidificación en equilibrio menos la temperatura real del líquido y el sobreenfriamiento constitucional resulta cuando un sólido solidifica con una composición diferente a la del líquido del cual se forma.

El cambio total en la energía libre depende del tamaño del sólido. El crecimiento de una partícula sólida muy pequeña, llamada embrión, requiere un incremento en la energía

libre. Si el embrión no alcanza un tamaño crítico en un tiempo dado, en lugar de crecer se vuelve a fundir, causando un decremento en la energía libre y el metal permanece líquido (6). Puesto que el líquido se encuentra presente por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio, esta sobreenfriado (8). La nucleación no ha ocurrido y el crecimiento no puede iniciarse, aunque la temperatura este por debajo de la temperatura de solidificación en equilibrio (9).

Cuando el embrión crece hasta formar una partícula sólida grande, la energía libre disminuye. El sólido es estable, la nucleación ha ocurrido y el crecimiento de la partícula sólida, que ahora se llama núcleo, se inicia (Fig. 2).



Figura 2

La energía libre total del sistema sólido-líquido cambia con el tamaño del sólido. El sólido es un embrión si su radio es menor que el radio crítico y es un núcleo si su radio es mayor que el radio crítico (6).

1.2 Crecimiento

Una vez formado el núcleo sólido ocurre el crecimiento que es cuando los átomos se asocian a la superficie sólida. En los metales puros, el crecimiento depende de la forma en que se extrae el calor del sistema sólido-líquido. Se liberan dos tipos de calor: el calor específico del líquido (calor requerido para cambiar en un grado la temperatura de una masa unitaria de material) y el calor latente de fusión (energía generada cuando la estructura líquida en desorden se transforma en una estructura cristalina más estable). El calor específico se elimina primero, por conducción hacia el molde hasta que el líquido alcanza la temperatura de solidificación; el calor latente de fusión debe eliminarse de la intercara sólido-líquido antes de que se complete la solidificación. La manera en que se libere el calor latente de fusión determina el mecanismo de crecimiento y la estructura final ⁽⁵⁾. Cuando un metal se enfría lentamente bajo condiciones de equilibrio, el calor latente de fusión puede eliminarse solamente por conducción desde la intercara sólido-líquido hacia los alrededores sólidos. Cualquier partícula pequeña que empieza a crecer en la intercara es rodeado por metal líquido que está a una temperatura superior a la de solidificación y su crecimiento se detendrá hasta que el resto de la intercara alcance esta temperatura. A este mecanismo se le conoce como crecimiento planar y ocurre por el movimiento de una intercara sólido-líquido gradual hacia el líquido ⁽⁵⁾. Cuando la nucleación no es grande, el líquido puede sobreenfriarse a una temperatura inferior a la de solidificación. Bajo estas condiciones, la pequeña partícula sólida llamada dendrita se forma en la intercara y empieza a crecer. Conforme la dendrita crece, el calor latente de fusión se conduce hacia el líquido sobreenfriado, elevando su temperatura hasta la temperatura de solidificación (Fig. 3).

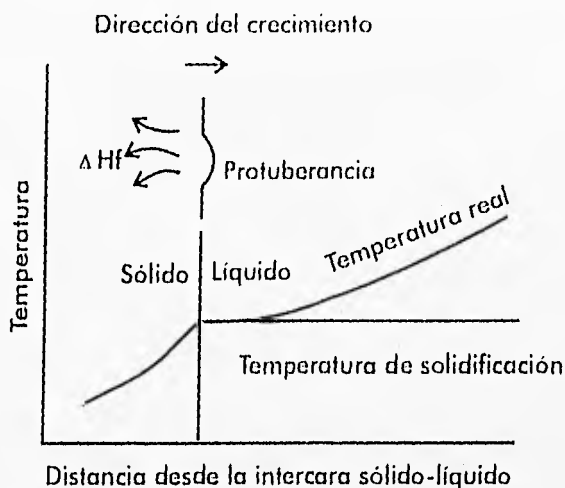


Figura 3 a)
El crecimiento planar ocurre cuando la temperatura del líquido está por encima de la temperatura de solidificación.

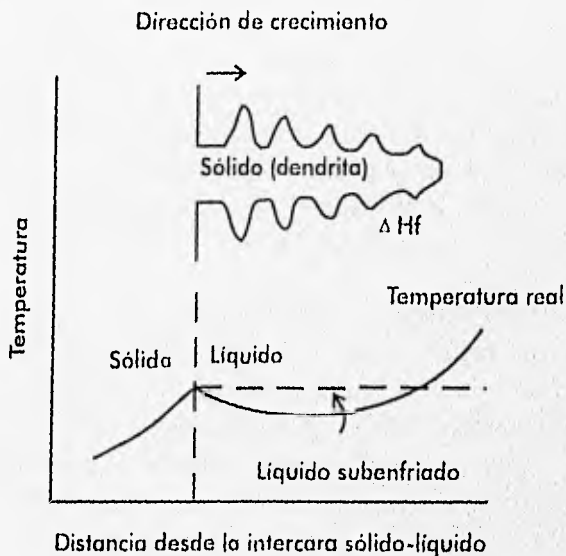


Figura 3 b)
El crecimiento dendrítico ocurre cuando la temperatura del líquido en la intercara sólido-líquido es menor que la temperatura de solidificación ⁽⁶⁾.

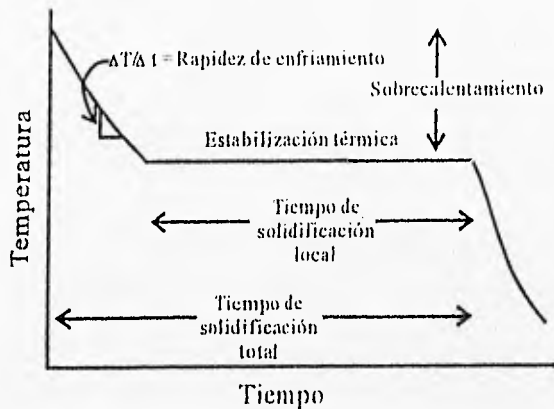
1.3 Curvas de enfriamiento

Una curva de enfriamiento indica como cambia la temperatura del metal con el tiempo. El metal líquido se vierte en un molde a la temperatura de vaciado; la diferencia entre esta temperatura y la temperatura de solidificación es el sobrecalentamiento. El metal líquido se enfría cuando el calor específico del líquido es liberado por el molde; la pendiente de la curva de enfriamiento antes de que inicie la solidificación es la rapidez de enfriamiento $\Delta T / \Delta t$ (10).

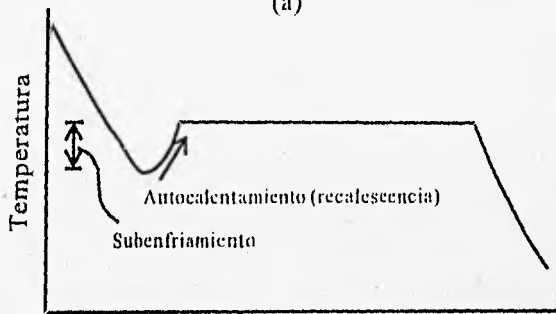
La generación del calor latente de fusión produce una estabilización térmica o meseta (Fig. 4) debido a la generación del calor latente de fusión. El calor latente mantiene el líquido remanente a la temperatura de solidificación hasta que todo el líquido se ha solidificado y no puede generarse más calor. El crecimiento bajo estas condiciones es de tipo planar. El tiempo total de solidificación de la fundición es el tiempo requerido para liberar tanto el calor del líquido sobrecalentado como el calor latente de fusión. Este se mide a partir del tiempo de vaciado hasta que se completa la solidificación. El tiempo de solidificación local es el tiempo requerido para eliminar el calor latente de fusión en un sitio particular de la fundición, y se mide desde que se inicia la solidificación hasta que se completa (6).

Si se desarrolla el sobreenfriamiento debido a la escasa nucleación, la curva cae por debajo de la temperatura de solidificación. Después de que finalmente nuclea el sólido, ocurre el crecimiento dendrítico. Sin embargo, el calor latente es absorbido por el líquido sobreenfriado, elevando de nuevo su temperatura hasta la de solidificación. Este fenómeno es conocido como autocalentamiento (recalescencia). Después de que se eleva la temperatura del líquido

restante hasta la temperatura de solidificación, ocurre una estabilización térmica hasta que la solidificación se concluye mediante crecimiento planar (5).



(a)



(b)

Figura 4
Curvas de enfriamiento para (a) líquidos que nuclean sin sobreenfriamiento y (b) líquidos que requieren sobreenfriamiento para la nucleación (6).

1.4 Crecimiento dendrítico

El término dendrita se utiliza para definir una microestructura lineal ramificada en la que los brazos son todos paralelos con respecto a direcciones cristalográficas específicas. La solidificación dendrítica está caracterizada por una morfología que resulta del crecimiento de picos largos y

delgados en direcciones cristalográficas, con ramas regulares en otras direcciones equivalentes. Estas ramificaciones pueden ser secundarias, terciarias y algunas veces de ordenes mayores ⁽⁵⁾.

Las principales observaciones experimentales cualitativas son ⁽¹¹⁾:

- (a) El crecimiento dendrítico tiene lugar solo cuando la fundición está sobreenfriada.
- (b) Las direcciones de crecimiento son siempre estrictamente cristalográficas.
- (c) Las ramificaciones crecen en un espacio más o menos regular, que se va haciendo más pequeño para cada orden sucesivo de ramificación.
- (d) Sólo una pequeña proporción del líquido ramifica de esta forma.

Los planos de crecimiento dendrítico dependen de la estructura cristalina del metal. Para estructuras cristalinas cúbicas, las ramas secundarias son perpendiculares a las primarias y las terciarias son perpendiculares a las secundarias. El espaciamiento de las dendritas primarias y la ramificación, son resultado del sobreenfriamiento constitucional. Conforme la rapidez de solidificación aumenta, la ramificación aumenta y el espaciamiento disminuye; esto proporciona una superficie que hace posible un enfriamiento muy rápido.

A través del examen microestructural es posible definir la rapidez a la que una región dada de la fundición ha solidificado mediante los datos obtenidos a partir de muestras solidificadas unidireccionalmente. En muchas aplica-

ciones ingenieriles de las fundiciones se pone especial atención en obtener rapidez de solidificación correspondientes al desarrollo de propiedades mecánicas óptimas ⁽¹²⁾.

1.5 Crecimiento Celular Dendrítico

Una de las condiciones para que las microestructuras de tipo celular aparezcan es que exista un gradiente positivo de temperatura en el líquido; es decir, que la temperatura del medio de enfriamiento sea mayor que la temperatura de solidificación. Cuando el gradiente de temperatura es reducido, la zona de enfriamiento constitucional se extiende y las células pueden cambiar de características hasta adquirir forma de dendritas ⁽¹¹⁾.

Cuando las extremidades de la dendrita tienen forma piramidal cuadrada en lugar de redondeada, forman un cuadrado en lugar de un arreglo hexagonal y crecen en la dirección característica de la dendrita; nos estamos refiriendo a una microestructura celular dendrítica. La morfología de la microestructura celular dendrítica se distingue de la dendrítica en que el crecimiento de cada dendrita es independiente de sus vecinas ⁽⁵⁾. Es probable que el crecimiento de tipo celular dendrítico ocurra cuando el gradiente de temperatura en el líquido es pequeño pero positivo, de tal forma que el calor latente de fusión es conducido dentro del sólido, mientras que el soluto desplazado difunde afuera ⁽¹¹⁾.

La disposición de este tipo de microestructura para formar un arreglo cuadrado puede ser consecuencia del hecho de que si las ramas crecen para formar redes, se proporcionara una mejor forma de conducción de calor entre el líquido y el cristal que la que existiría si las ramas estuviesen separadas ⁽¹¹⁾.

1.6 Crecimiento Celular

Es posible que la microestructura celular se deba a que la inestabilidad ocasionada por el subenfriamiento constitucional desarrolle una periodicidad transversa en el proceso de solidificación. Este fenómeno, que puede ser observado en la superficie de un cristal que ha crecido poco, aparece como una estructura corrugada fina y regular, en la cual las corrugaciones son paralelas a la dirección de crecimiento del cristal ⁽¹¹⁾.

A pesar de que aún no existen explicaciones satisfactorias para el origen de la estructura celular; Rutter y Chalmers proporcionan una teoría basada en términos de sobreenfriamiento constitucional; de la cual ha sido verificado experimentalmente lo siguiente ⁽¹¹⁾:

- a) La superficie celular es convexa al líquido.
- b) La concentración de soluto es más alta en las paredes de la celular que en su centro; existiendo un máximo en las esquinas de la célula.
- c) La formación celular puede evitarse, reduciendo el contenido de soluto y la rapidez de crecimiento, o incrementando el gradiente de temperatura para eliminar la región de sobreenfriamiento.

CAPÍTULO 2

MODIFICACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA

2.1 Métodos de Modificación de la Microestructura

Llamaremos modificación al cambio cuantitativo de los parámetros: espaciamiento interdendrítico secundario, grosor de brazo dendrítico secundario, longitud de brazo primario y diámetro de célula.

Los principales métodos o procesos utilizados para refinar o modificar la microestructura son los siguientes ⁽¹³⁾:

1. Control de la Rapidez de Enfriamiento (Subenfriamiento).
Mientras más rápido sea el enfriamiento, más pequeño será el tamaño de grano y el DAS (Dendrite Arm Spacing).
2. Agitación Mecánica.
Se obtiene desgasificación, aumento en la humectación y mezclado de partículas inmiscibles.
3. Refinación Química.
Consiste en la adición de refinadores, existe una ligera influencia en la distribución de los microconstituyentes.

Estos dos últimos métodos no necesariamente afectan a la dendrita y a la microsegregación y se podría esperar que no influyan en las propiedades mecánicas o sólo ligeramente ⁽¹³⁾.

2.2 Control de la Rapidez de Enfriamiento

La característica del enfriamiento rápido que produce el refinamiento, es el hecho de que el sobreenfriamiento del metal se incrementa con la rapidez de enfriamiento, con velocidades de enfriamiento lentas la evolución del calor latente de solidificación es compensado por la remoción de calor y la solidificación del líquido en el punto de solidificación al equilibrio. En un enfriamiento rápido la velocidad de remisión de calor excede la liberación del calor de fusión y la temperatura de fusión del líquido decrece durante la solidificación ⁽⁴⁾.

Por medio de este método, se produce una disminución del espaciamiento interdendrítico (DAS) y por tanto, disminución de la microsegregación; se ha demostrado en múltiples ocasiones que la reducción en la microsegregación incrementa la resistencia a la tracción, el límite elástico, la ductilidad y la tenacidad ⁽¹³⁾. Para algunas aleaciones, el espaciamiento interdendrítico es una función estricta del tiempo local de solidificación y decrece continuamente con el incremento de la velocidad de enfriamiento ⁽³⁾.

Podemos decir que el enfriamiento rápido puede refinar la microestructura por uno o más de los siguientes mecanismos ⁽⁴⁾:

- 1.Reducción de la rapidez de crecimiento de la microestructura.
- 2.Reducción del tamaño crítico del núcleo.
- 3.Activación por nucleantes adicionales.
- 4.Incrementos de sitios de nucleación.
- 5.Nucleación homogénea.

CAPÍTULO 3

ALUMINIO

3.1 Breve historia del aluminio

Desde su concepción a finales del siglo XIX, las fundiciones de aluminio han jugado un papel integral en el crecimiento de su industria. Los primeros productos comerciales del aluminio fueron fundiciones, como utensilios de cocina y objetos decorativos, que explotaron la novedad y utilidad del nuevo metal. Estas primeras aplicaciones rápidamente se extendieron del hogar a un amplio rango de aplicaciones en ingeniería. El desarrollo de las aleaciones y la caracterización de las propiedades físicas y mecánicas proporcionaron las bases para el desarrollo del nuevo producto a través de las décadas subsecuentes. Se desarrollaron procesos de colada para aumentar la capacidad de las fundiciones en nuevas aplicaciones comerciales y técnicas. La tecnología de procesamiento del metal fundido, solidificación, y desarrollo de propiedades han estado avanzando para ayudar al fundidor con medios de producción económicos y prácticos, con el fin de obtener piezas que cumplan con los requerimientos necesarios ⁽⁶⁾.

Actualmente las aleaciones de aluminio son producidas en cientos de composiciones mediante todos los procesos comerciales de colada, incluyendo arena en verde, arena seca, colada invertida, molde permanente y colada a presión ⁽⁸⁾.

Los procesos de colada están normalmente divididos en dos categorías: procesos de molde no permanente y procesos de molde permanente. Ejemplo de los primeros son los métodos de arena en verde y arena seca y de los segundos los de colada a presión y molde permanente.

3.2 Efecto del Zinc como elemento aleante

El adicionar zinc al aluminio no proporciona beneficios significativos, sin embargo, cuando se le acompaña con cobre y/o magnesio, el zinc mejora la respuesta de la aleación a los tratamientos térmicos; también aumenta la fluidez pero pueden presentarse problemas de agrietamiento (3).

El diagrama de fases se presenta en el Apéndice I.

3.3 Control de la estructura

La estructura metalúrgica en fundiciones de aluminio está definida por numerosos factores, como: el tamaño de las dendritas o el espaciamiento entre sus brazos, la forma y distribución de las fases microestructurales y el tamaño de grano. El fundidor puede controlar el tamaño y estructura de la dendrita mediante la rapidez de enfriamiento (4).

Las características microestructurales como tamaño y distribución de las fases intermetálicas y primaria son considerablemente más complejas. No obstante, el control químico (particularmente el control de la concentración de elementos como impurezas), el control de las relaciones de elementos basadas en la estequiometría de las fases intermetálicas y el control de las condiciones de solidificación para asegurar tamaño uniforme y distribución de intermetálicos tam-

bién se consideran medios para lograr este fin. El uso de modificadores y refinadores para generar estructuras eutécticas e hipereutécticas en aleaciones aluminio-silicio es un ejemplo de la manera en que las microestructuras y macroestructuras pueden optimizarse en operaciones de fundición ⁽⁴⁾.

En fundiciones de aluminio normalmente se desea un grano fino y equiaxial. El tipo y tamaño de grano formado están determinados por la composición de la aleación, rapidez de solidificación y la adición de aleaciones maestras conteniendo partículas con fase intermetálica, que proveen sitios para nucleación de grano heterogéneo ⁽⁸⁾.

CAPÍTULO 4

MAGNESIO

4.1 Breve historia del magnesio

- 1808 Humphry Davy indicó que el compuesto *magnesia alba* (óxido de magnesio) era un nuevo metal.
- 1830 el químico francés A. Bussy fundió cloruro de magnesio anhidro con potasio metálico obteniendo magnesio puro.
- 1833 Faraday lo obtuvo por electrólisis del cloruro de magnesio.
- 1852 R. Bunsen construyó una celda electrolítica especial con cátodos huecos de carbón que recogían el magnesio fundido evitando la combustión con el aire.
- 1857 Saint-Claire de Ville y Caron reducen el $MgCl_2$ anhidro, mediante el sodio y por primera vez purifican el metal por destilación en una corriente de hidrógeno. En esta época se inicia la producción a escala industrial modesta en Inglaterra.
- 1896 la Sociedad Griesheim Elektron, de Bitterfeld comienza la producción del metal por electrólisis ignea.

- 1916 la Dow Chemical Corporation inicia su producción por electrólisis en Michigan.
- 1922 la Compagnie Alais, Frogés et Camargue comienza su producción en Francia.
- 1930 se funda la Société générale de Magnesium, dedicada a la venta del metal producido por Ugine y Péciney.
- 1932 La URSS comienza a producir el metal a escala industrial.
- 1939 la Société Magnesium Elektron Ltd. (Manchester) inaugura en Inglaterra una fábrica moderna de electrólisis.
- 1941 se pone en servicio en Bitterfeld una prensa de 30000 ton. para obtener piezas forjadas.
- 1960
- a
- 1965 se mantiene la producción de 150000 ton./año.

El desarrollo de la producción de magnesio es en sus comienzos muy parecida a la del aluminio desde el punto de vista cronológico. Pero la escala de producción es diferente: 1/100 (por cada tonelada producida de magnesio, se producen 100 de aluminio) aproximadamente el año 1900 y 1/20 actualmente; las propiedades del magnesio son industrialmente atractivas desde ciertos puntos de vista pero no van unidas a cualidades tan amplias como las del aluminio. A continuación citamos las propiedades de que carece el Magnesio:

- La red hexagonal del metal impide casi totalmente la deformación en frío del mismo.
- La ausencia de autoprotección con respecto a la resistencia a la corrosión en ambientes húmedos (7).

4.2 Efecto del Zinc como Elemento Aleante

El zinc se agrega como elemento puro, introduciéndolo en una cuchara honda, la cual es agitada fuertemente bajo la superficie de la fundición teniendo cuidado de que las piezas agregadas no goteen al fondo de la fundición y permanezcan en la cucharilla hasta estar completamente disueltas. La temperatura de la fundición debe ser cercana a los 790°C para la operación de aleación. Durante las refusiones debe considerarse (para efectos de cálculo de carga) una pérdida de un 40% del peso del metal (14).

A la temperatura eutéctica (340 °C), 6.2% de zinc es soluble en magnesio, pero a temperaturas más bajas se presenta una precipitación general del compuesto magnesio-zinc cuyas partículas no son visibles de forma clara mediante el microscopio electrónico hasta que la aleación es envejecida (12). El diagrama de fases de esta aleación se presenta en el Apéndice I.

4.3 Control de la Microestructura

El primer proceso de sobrecalentar la fundición de 870 a 925 °C, seguido de un rápido enfriamiento ya no es aceptable debido a que en crisoles de hierro o acero, se acorta considerablemente la vida del crisol y puede aumentar de manera importante el contenido de hierro en la aleación.

Las aleaciones de magnesio se deforman plásticamente por deslizamiento o maclado. Como en otros metales, las líneas de deslizamiento son visibles solamente cuando se deforma una superficie pulida o cuando se le ha dado tratamiento térmico a una probeta deformada previamente, con el objeto de causar precipitación a lo largo de los planos de deslizamiento. Las maclas no desaparecen por pulido y deben ser identificadas por su forma reticular después del ataque.

Las aleaciones de magnesio son soluciones tratadas térmicamente en una atmósfera protectora (comúnmente 0.5% dióxido de carbono). Sin la atmósfera protectora se pueden presentar oxidación a alta temperatura. Las películas de óxido se encuentran como líneas oscuras irregulares. Las películas son delgadas y extensas y se producen por turbulencia al llenar el molde ⁽¹⁵⁾.

CAPÍTULO 5

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Mg - 2%Zn y Al-5%Zn

5.1 Hipótesis de Trabajo

La propuesta de experimento se basa en las siguientes hipótesis:

- a) "Los parámetros microestructurales modifican las propiedades mecánicas".
- b) "A mayor velocidad de enfriamiento los parámetros microestructurales disminuyen".
- c) "Las mejores Propiedades Mecánicas están directamente asociadas a un menor Tamaño de Microestructura".

Además se desea establecer cual es el factor que más influye en las propiedades mecánicas.

5.2 Diseño del Experimento

El diseño experimental consistió en lo siguiente:

1. Selección de las aleaciones adecuadas para el experimento (Soluciones Sólidas Monofásicas).

2. Proposición de los crisoles adecuados para preparar cada aleación madre (fig. 5) y diseño de los moldes para el vaciado (fig. 6)
3. Determinación de los medios a aplicar para obtener diferentes Rapideces de Enfriamiento.
4. Fusión de la cantidad necesaria de los elementos que conforman la aleación para obtener tres probetas de cada medio.
5. Refusión de la aleación madre y aplicación de los diferentes medios de enfriamiento a las aleaciones, obteniendo la curva de enfriamiento respectiva.
6. Obtención de piezas adecuadas para efectuar metalografía y ensayo de dureza así como de probetas estandarizadas para ensayo de tracción.
7. Evaluación de las características metalográficas de las probetas obtenidas en cada medio de enfriamiento por medio del microscopio conectado a la pantalla: Tamaño de Grano y Tamaño de la Microestructura.
8. Evaluación de las Propiedades mecánicas de las aleaciones obtenidas por medio del ensayo de tracción.
9. Presentación de los resultados obtenidos en forma de tabulaciones y gráficas para compararlos y obtener las conclusiones.

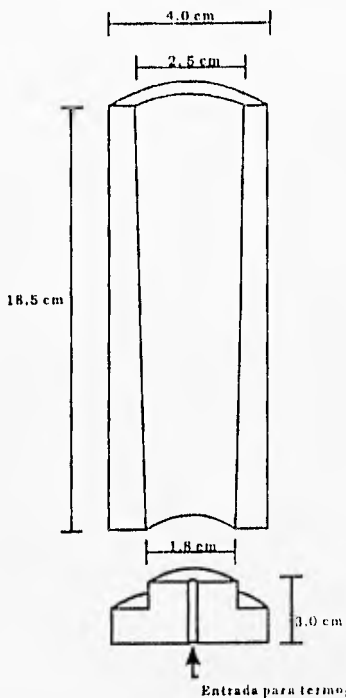


Figura 5
 Molde para vaciado
 (Acero o Latón)

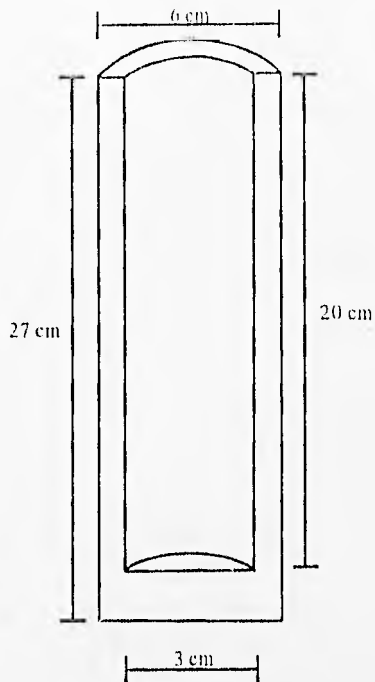


Figura 6
 Molde de grafito para fundición de
 magnesio.

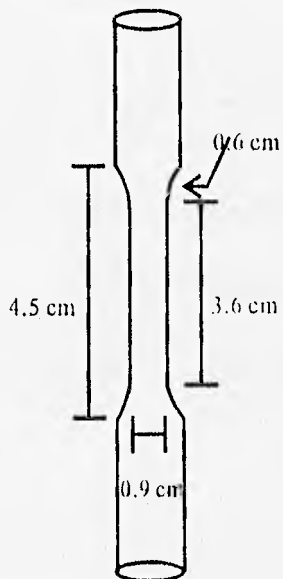


Figura 7
 Probeta para ensayo de
 tracción.

5.3 Material y Equipo

MATERIAL

Lingote de magnesio de 11 Kg	Lingote de aluminio de 8 Kg
Granalla de zinc 2 Kg	Pintura de grafito
Alcohol	Acetona
Agua	Hielo seco
Hielo	Arena

EQUIPO

- Horno eléctrico.
- Registrador Omega Modelo RD2020, serie 12149 con velocidad de trabajo de 30 cm/min.
- Maquina de Ensayos Universal (MTS),trabajando por control de desplazamiento 5 mm/min.
- Termopares tipo K, fabricados con recubrimiento de alúmina recristalizada para los alambres de Cromel y Alumel, en especial para la aleación de magnesio.
- Crisoles de grafito (1 Kg de Mg fundido).
- Crisol de alúmina (3 Kg de Al fundido).
- Moldes de acero y latón para el vaciado de cilindros.
- Moldes de grafito.

- Guantes de asbesto.
- Lentes de seguridad.
- Careta de seguridad.
- Casco de seguridad.
- Traje de aluminio.
- Pinzas para manipular los crisoles.
- Zapatos de seguridad.
- Imán para verificar los alambres del termopar.

5.4 Desarrollo Experimental

1. Se fabricó la aleación madre Mg - 2%Zn en un crisol de carburo de silicio que fue cubierto con pintura de grafito al igual que las pinzas empleadas, para evitar la oxidación y contaminación del metal; sobre el crisol se colocó una tapa de material refractario (mortero) para evitar las pérdidas de zinc.

Se utilizaron 4 Kg de magnesio los cuales se introdujeron en el crisol una vez alcanzada la temperatura de 750 °C, temperatura que se seleccionó con el objeto de sobrecalentar la aleación y alcanzar a registrar la curva de enfriamiento. Una vez fundido el magnesio, se agregaron 84 g de zinc lo más rápido posible para evitar su evaporación e inmediatamente se agitó la fundición con una barra de grafito para homogeneizarla, es importante que la barra sea de

este material para evitar la contaminación de la aleación.

Después de 2 minutos de haber agitado la aleación líquida se llevó a cabo el vaciado en los moldes de grafito con el fin de evitar la oxidación.

Para los cálculos de carga se consideraron las siguientes eficiencias:

$$\text{Mg} = 90\%$$

$$\text{Zn} = 95\%$$

2. La aleación madre Al - 5%Zn se fabricó de forma similar a la anterior pero en este caso no se presentaron problemas de oxidación.

Se utilizaron 4.800 Kg de aluminio que se colocaron en un crisol de alúmina precalentado a 700 °C; una vez fundido, se agregaron 255 g de zinc. En esta aleación no fue necesaria la tapa de material refractario aunque nuevamente se agitó con la barra de grafito.

El vaciado se efectuó en lingoteras de acero perfectamente limpias y secas; la eficiencia considerada para el Aluminio fue de 95% mientras que la del zinc se mantuvo igual.

3. A partir de las aleaciones madre se obtuvieron por refusión, cilindros de los cuales se maquinaron probetas para ensayo de tracción y piezas adecuadas para la determinación de la dureza y el análisis metalográfico.

El vaciado de estos cilindros se llevó a cabo en moldes de acero para la aleación de magnesio y en moldes de latón para la aleación de aluminio. Para asegurarnos de que se estaba variando la Rapidez de Enfriamiento estos moldes se enfriaron en los siguientes medios: molde precalentado y rodeado de arena, medio ambiente, agua, hielo y hielo seco con acetona.

Para cada medio se obtuvieron 3 curvas de enfriamiento desde el momento del vaciado. El registro de estas curvas se llevó a cabo con ayuda de un termopar colocado en la base del molde y conectado al registrador. Los termopares utilizados fueron del tipo K los cuales están formados por dos alambres; uno de Cromel y otro de Alumel, estos alambres se introdujeron en cerámicos bifilares. Para la aleación de magnesio se utilizaron cerámicos de alúmina recristalizada (considerada de mayor pureza) ya que los otros cerámicos eran atacados por la fundición; en la aleación de aluminio no se presentó ningún problema de este tipo y se utilizaron los cerámicos comunes debido a su menor costo.

4. De los cilindros obtenidos, se maquinaron probetas para ensayo de tracción. Estos ensayos se efectuaron en una máquina Universal MTS 810 Material Test System con capacidad de carga de 1000 a 20000 Kg, con la cual se obtuvo la resistencia a la tracción, el % de elongación y la tenacidad. Se traccionaron 3 probetas por cada medio de enfriamiento.
5. De las partes restantes de los cilindros se cortaron dos rebanadas, en una de ellas se efectuó el ensayo metalográfico y en la otra el ensayo de dureza.

El ensayo metalográfico consistió de lo siguiente: pulido a espejo, fotomicrografías de las microestructuras obtenidas y medición de los parámetros microestructurales (Espaciamiento Interdendrítico Secundario EIS, Grosor de Brazo Dendrítico Secundario GBDS, Tamaño de Célula TC y Tamaño de Grano TG); para esto se utilizó el microscopio óptico y la lupa estereoscópica.

El ensayo de dureza que se realizó fue el Rockwell E en el que se utilizó un indentador de balín de acero con un diámetro de 1/8" y se aplicó una carga de 100 Kg.

Se tomaron 30 mediciones de microestructura y 3 de dureza para cada muestra, posteriormente se aplicó un promedio aritmético para reportar los resultados.

6. De todos los resultados se obtuvieron los valores promedio para presentarlos en tabulaciones y gráficas.

Se seleccionaron las gráficas más representativas para analizar y discutir los resultados. Finalmente se obtuvieron las conclusiones.

5.5 Técnica Metalográfica para Mg-2%Zn

Debido a que la técnica metalográfica propuesta en la bibliografía (8-14-16) no resultó ser la más adecuada para nuestro tipo de aleación, se utilizó la siguiente técnica propuesta por nosotros basándonos en las observaciones y experiencias previas:

1. Lijar en seco hasta lija 600 con la cantidad mínima de agua ya que se presenta una alta oxidación en esta aleación. No desbaste pues la pieza se deforma.
2. Pulir con paño fino ligeramente humedecido, preparando una pasta de alúmina de 0.05. El empleo de alúmina más gruesa provoca rayas en la muestra que en ocasiones suelen ser tan profundas que es necesario repetir el proceso de lijado,
3. Una vez logrado el pulido a espejo eliminar las trazas de alúmina de la superficie de la probeta con un algodón ligeramente humedecido.
4. Finalmente, atacar la muestra con el siguiente reactivo (12) :

1 ml de ácido fluorhídrico.
1 ml de ácido nítrico.
98 ml de agua destilada.

Tiempo de ataque: 1 - 5 segundos.

5.6 Técnica Metalográfica para Al-5%Zn

Debido a que la técnica metalográfica propuesta en la bibliografía (14-16-17) tampoco resultó ser la más adecuada para nuestro tipo de aleación, se utilizó la siguiente técnica propuesta por nosotros basándonos en las observaciones y experiencias previas:

1. Efectuar un desbaste suave y ligero, con poca agua hasta lija 600.

2. Pulir con paño fino ligeramente humedecido con tartrato de amonio para evitar la oxidación de la muestra, preparando una pasta de alúmina de 0.05.
3. Una vez conseguido el pulido a espejo eliminar las trazas de alúmina de la superficie de la muestra con el aparato de ultrasonido para una mayor eficiencia.
4. Finalmente, atacar con el siguiente reactivo ⁽¹⁸⁾
(KELLER):

2 ml de ácido fluorhídrico.
25 ml de ácido nítrico.
73 ml de agua destilada.

Tiempo de ataque: 15 segundos.

5.7 Técnica para Medición de Grano, Microestructura y Porosidad

Con el objeto de caracterizar las microestructuras que se obtuvieron por medio de los diferentes medios de enfriamiento, estas se tipificaron como Dendrítica, Celular Dendrítica y Celular. Además de considerar esta clasificación se tomaron en cuenta sus dimensiones, para lo que se efectuaron cierto tipo de mediciones que a continuación se señalan (Fig. 8):

A) Microestructura Dendrítica

Espaciamiento Interdendrítico Secundario = EIS.

Valor que se obtiene dividiendo la longitud del brazo dendrítico primario entre el número de brazos dendríticos secundarios a lo largo de este.

Grosor del Brazo Dendrítico Secundario = GBDS.

Medida del ancho del brazo dendrítico secundario.

B) Microestructura Celular Dendrítica

Grosor del Brazo Dendrítico Secundario = GBDS.

Tamaño de la Célula = TC.

Se consideró el diámetro de la célula como la distancia que existe de una punta a otra de los brazos dendríticos secundarios, ya que en este caso no existe un brazo dendrítico primario. Se midieron 4 longitudes en cada microestructura elegida en la muestra.

C) Microestructura Celular

Tamaño de Célula = TC.

Para este tipo de microestructura se consideró el diámetro de célula como la distancia de un extremo a otro de la célula, ya que en esta caso no se presentan brazos.

D) Grano

Tamaño de Grano = TG.

Se midió de igual forma que el diámetro de célula. Es de suma importancia hacer notar que la microestructura Celular Dendrítica se incluyó dentro de la Celular y la Dendrítica debido a que se consideró con características de ambas.

E) Porosidad

La porosidad se determinó de acuerdo al método propuesto por Stahl Speciality Co. (26) que establece la cantidad de poros por unidad de área para que en función del tamaño de la pieza los defectos puedan cuantificarse en términos de porcentaje.

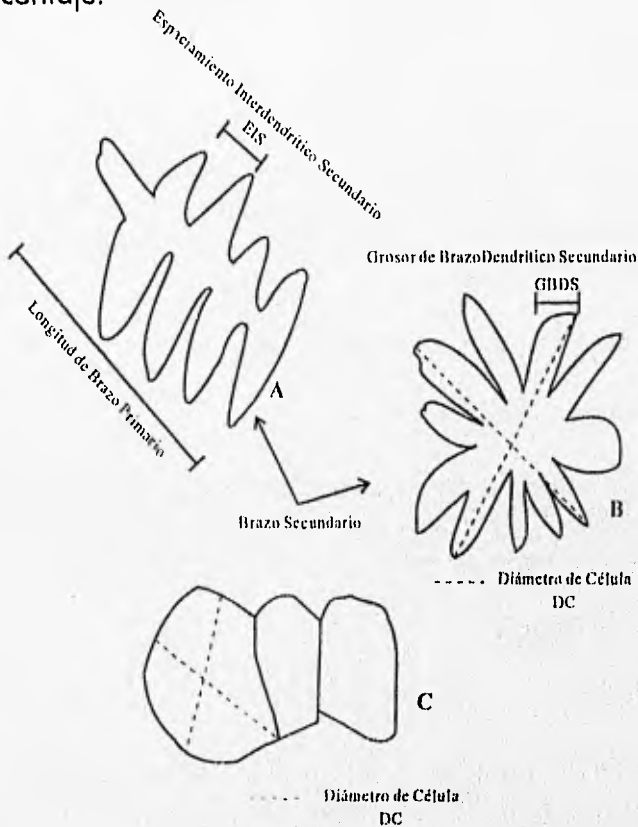


Figura 8

Parámetros de medición utilizados en la medición de las microestructuras obtenidas: A) Dendrítica, B) Celular Dendrítica y C) Celular.

Nota:

Las abreviaturas anteriores se utilizarán en el capítulo siguiente para presentar los resultados y su discusión.

CAPÍTULO 6

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Mg-2%Zn Y Al-5%Zn

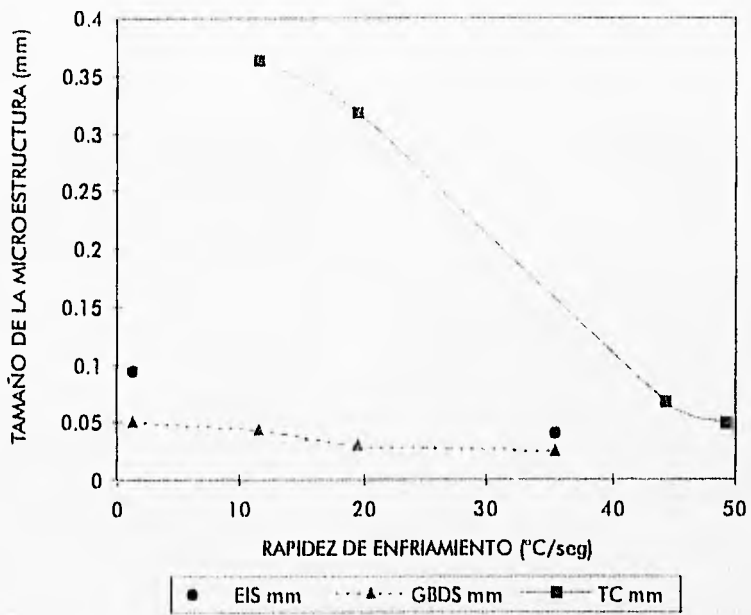
6.1 Resultados Mg-2%Zn

A partir de las curvas de enfriamiento y el análisis metalográfico, nos fue posible obtener los siguientes resultados:

Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)	EIS mm	GBDS mm	TC mm	TG mm	Tipo de Microestructura	Medio de Enfriamiento
1.25	0.09	0.0500		0.38	Dendrítica	Molde Caliente
11.50		0.043	0.36	0.24	Celular Dendrítica	Medio Ambiente
19.44		0.031	0.32	0.35	Celular Dendrítica	Agua
35.50	0.04	0.025		0.30	Dendrítica	Hielo
44.37			0.07	0.15	Celular	Hielo Seco + Acetona
49.34			0.05	0.09	Celular	Hielo Seco + Acetona

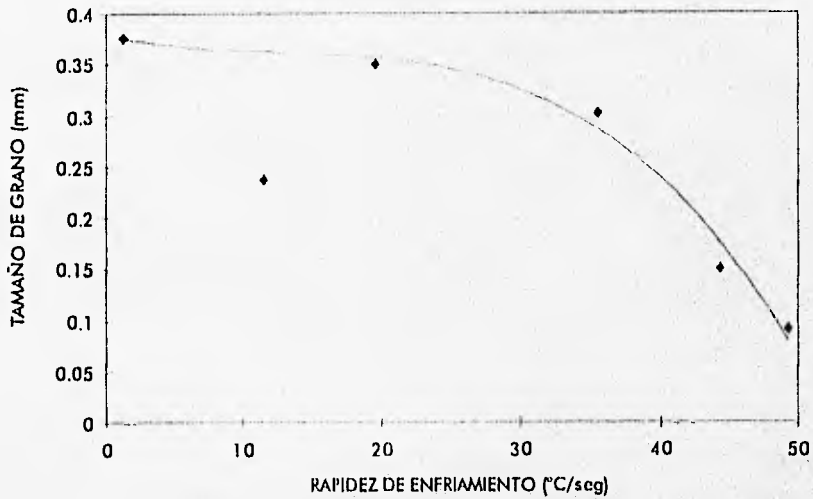
Nota.

Condiciones del registrador: 50 mV y 30 cm/min. Aumentos utilizados en la evaluación microscópica: 100 y 50 (molde caliente).



Gráfica 1

Variación del tamaño de la infraestructura mediante la rapidez de enfriamiento.



Gráfica 2

Efecta de la rapidez de enfriamiento en el tamaño de grano.

En las gráficas 1 y 2 se presenta la influencia de la Rapidez de Enfriamiento en los parámetros microestructurales (Espaciamiento Interdendrítico Secundario, Grosor de Brazo Dendrítico Secundario y Tamaño de Célula) así como en el Tamaño de Grano. Se obtuvieron diferentes tipos de microestructuras: Dendrítica, Celular Dendrítica y Celular, para la microestructura Celular Dendrítica se efectuaron mediciones tanto de Tamaño de Célula como de Grosor de Brazo Dendrítico Secundario y que no fue posible considerar el Espaciamiento Interdendrítico Secundario ya que este tipo de microestructura no presenta brazo dendrítico primario.

En este caso, los comportamientos del Grosor del Brazo dendrítico Secundario y del Tamaño de Célula con la Rapidez de Enfriamiento se pueden representar con las siguientes ecuaciones:

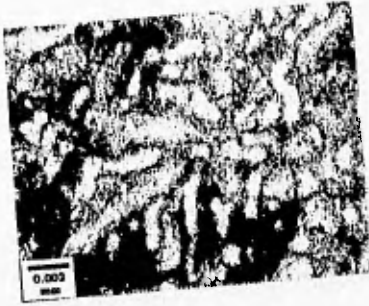
$$GBDS = -0.0008RE + 0.0501$$

$$TC = 10.664RE^{-1.2993}$$

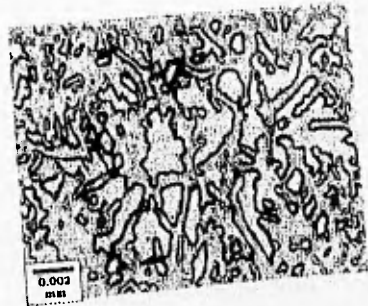
De acuerdo con lo reportado por García (4) "El espaciamiento interdendrítico secundario decrece continuamente con el incremento de la rapidez de enfriamiento"; situación que en nuestro caso también se presentó para el tamaño de célula y el grosor del brazo dendrítico secundario. Podemos observar que la tendencia a disminuir es mayor cuando consideramos el Tamaño de Célula.

Mondolfo (25) reporta que conforme es más rápido el enfriamiento, más pequeño es el tamaño de grano; dicha observación corresponde con lo reportado en la gráfica 2.

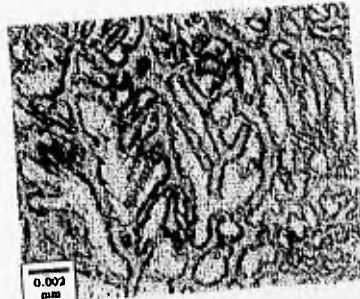
En la siguiente página se muestran las fotomicrografías correspondientes a los diferentes tipos de microestructuras obtenidas para cada medio de enfriamiento.



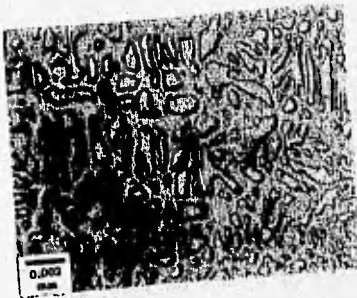
(a)



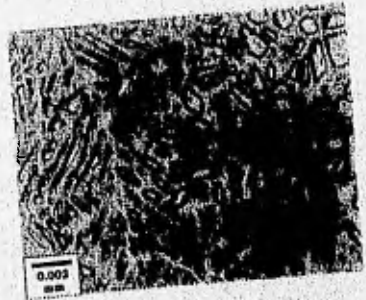
(b)



(c)

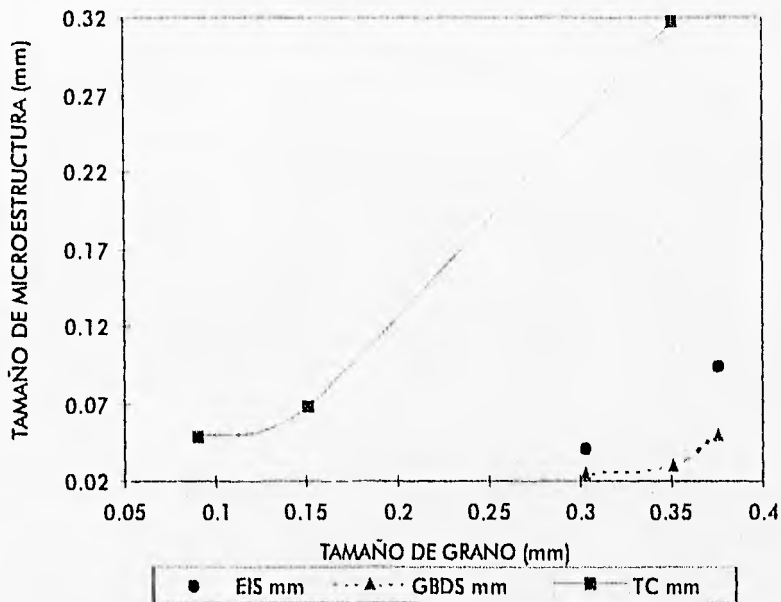


(d)



(e)

Las fotomicrografías muestran los diferentes tipos de microestructuras obtenidas:
a) Dendrítica (Molde caliente), b) Celular Dendrítica (Medio ambiente),
c) Celular Dendrítica (Agua), d) Dendrítica (Hielo) y e) Celular (Hielo seco).



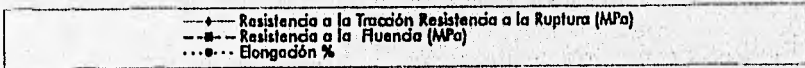
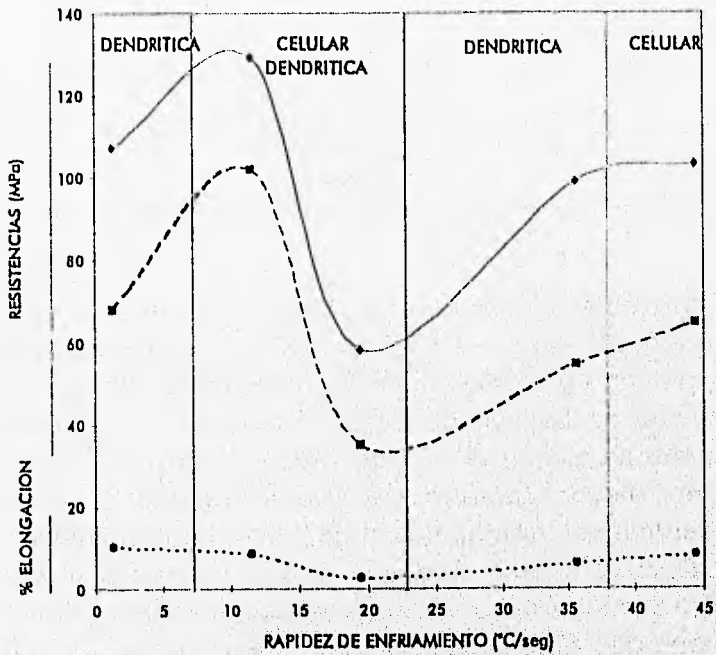
Gráfica 3

Relación entre el tamaño de la microestructura y el tamaño del grano.

En la gráfica 3 observamos una relación directa entre el Tamaño de Grano y el Tamaño de la Microestructura, entendiendo por esta última Espaciamiento Interdendrítico Secundario, Grosor de Brazo Dendrítico Secundario y Tamaño de Célula. Se deduce que: "A mayor Tamaño de Grano mayor Tamaño de Microestructura " específicamente en el tamaño de célula; lo cual no concuerda con Gruzleski ⁽²⁷⁾ quien dice que el Espaciamiento Interdendrítico Secundario no está relacionado de manera directa al tamaño de grano para el caso de aleaciones de aluminio.

En las siguientes gráficas no fue posible establecer una relación entre las Propiedades y el Espaciamiento Interdendrítico Secundario, debido a que únicamente se hicieron dos mediciones.

Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)	Elongación %	Resistencia a la Tracción Ruptura (MPa)	Resistencia a la Fluencia (MPa)	Dureza Rockwell E	Porosidad %
1.25	10.17	107.46	68.09	86.25	80.00
11.50	8.50	129.48	102.02	116.00	20.00
19.44	2.67	57.98	34.96	97.50	10.00
35.50	6.17	99.17	54.78	106.00	5.00
44.37	3.16	103.11	64.84	107.17	2.00

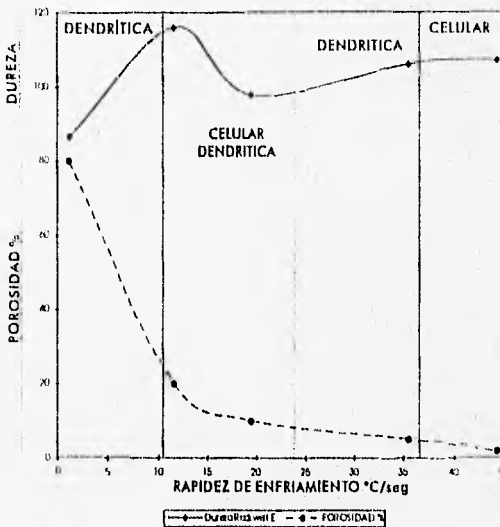


Gráfica 4

Variación de las propiedades mecánicas con respecto a la rapidez de enfriamiento.

Mondolfo (1) comenta que en el método de refinación de grano a través del control de la rapidez de enfriamiento se produce una disminución del espaciamiento Interdendrítico y por tanto disminución de la microsegregación; Brody (1) a este respecto, afirma que se ha demostrado en múltiples ocasiones que la reducción en la microsegregación incrementa la resistencia a la tracción, el límite elástico, la ductilidad y la tenacidad. En la gráfica 4 no se sigue ese comportamiento, pero podemos hacer un análisis dividiéndola en tres zonas: zona dendrítica, zona celular dendrítica y zona celular. La primera y la última coinciden en lo dicho por Mondolfo, pero en la segunda se presenta lo contrario debido, probablemente a dicha estructura intermedia..

El hecho de que el % de Elongación no se ve afectado, sugiere que la porosidad no influyó determinadamente en esta o que el método utilizado para determinarla no es muy preciso.



Gráfica 5

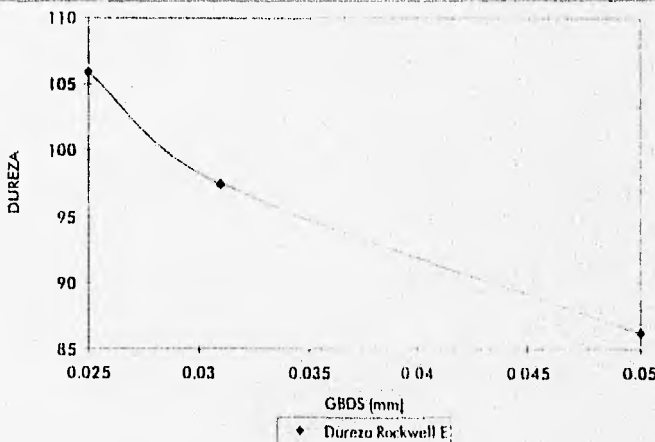
Variación de dureza y % de porosidad con respecto a la rapidez de enfriamiento.

Experimentalmente se encontró que las porosidades en nuestras piezas disminuyen tanto en tamaño como en cantidad al aumentar la Rapidez de Enfriamiento, lo cual confirma lo reportado por la literatura (15). Como se puede ver en la gráfica 5.

De la misma gráfica observamos una tendencia a aumentar en la Dureza conforme lo hace la Rapidez de Enfriamiento; esto puede explicarse por la disminución de la porosidad y la refinación en la microestructura.

Una vez confirmado que la mayor relación con la Rapidez de enfriamiento se presentó en la Dureza, se procedió a analizar únicamente la relación de esta con los parámetros microestructurales y el Tamaño de Grano.

GBDS mm	Dureza Rockwell E	Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)
0.025	106.00	35.50
0.031	97.50	19.44
0.050	86.25	1.25

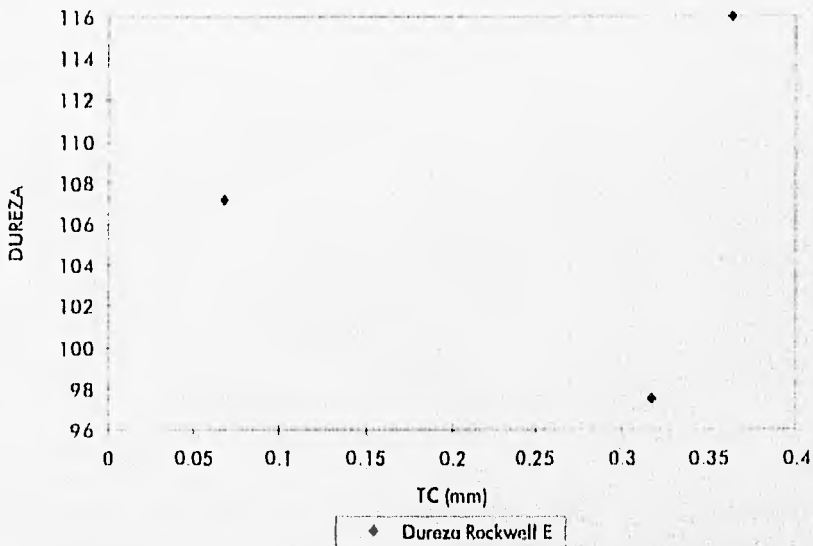


Gráfica 6

Variación de la dureza con respecto al grosor de brazo dendrítico secundario.

Noguez et. al. (23) encontraron para un latón que a altas rapidezces de enfriamiento disminuye el tamaño de grano y el espaciamiento interdendrítico secundario, aumenta el % de elongación y la dureza. En la gráfica 6 se muestra la variación de la Dureza en función del Grosor del Brazo Dendrítico Secundario; podemos asumir que la relación anterior se cumple y que el incremento de Dureza se debe principalmente a la disminución del Grosor del Brazo Dendrítico Secundario.

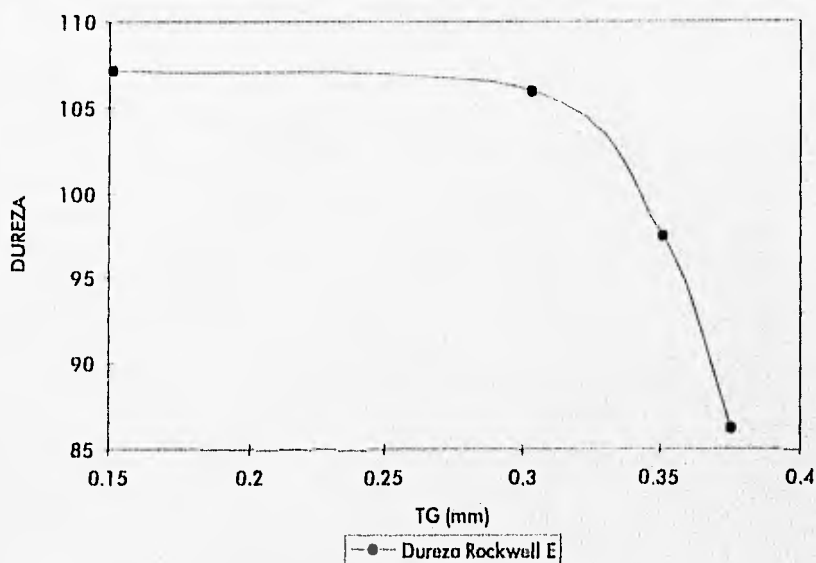
TC mm	Dureza Rockwell E	Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)
0.0677	107.17	44.37
0.3170	97.50	19.44
0.3628	116.00	11.50



Gráfica 7
Variación de la dureza con respecto al tamaño de célula.

En la gráfica 7 no se encontró relación alguna entre tamaño de célula y dureza lo cual sugiere que la dureza es independiente del Tamaño de Célula.

TG mm	Dureza Rockwell E	Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)
0.151	107.17	44.37
0.303	106.00	35.50
0.351	97.50	19.44
0.376	86.25	1.25



Gráfica 8
Variación de la dureza con respecto al tamaño de grano.

La ecuación de Hall-Petch ⁽¹³⁾ nos dice que los metales aumentan su esfuerzo de deformación y su dureza con la disminución en el tamaño de grano; para materiales deformados en frío y recristalizados:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

donde σ es la tensión de fluencia (Kg/mm^2), σ_0 y k son constantes y d es el diámetro de grano (cm). En este caso (gráfica 8) se mantiene dicha aseveración para la aleación de magnesio refinada por diferentes rapidezces de enfriamiento; lo cual concuerda con Robert et. Al. ⁽¹³⁾ quienes señalan que "la dureza aumenta conforme disminuye el tamaño de grano".

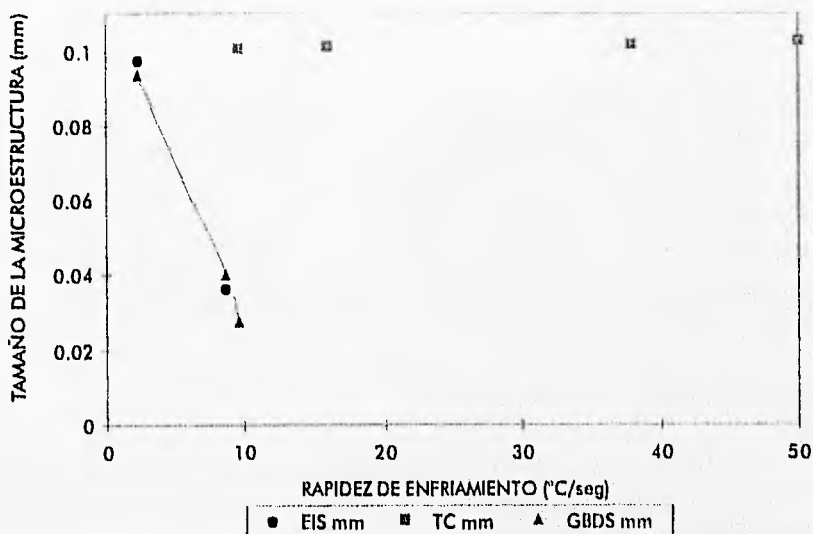
6.3 Resultados Al-5%Zn

A continuación se presentan los resultados obtenidos a partir de las curvas de enfriamiento, el análisis metalográfico y la medición de propiedades.

Rapidez de Enfriamiento ($^{\circ}\text{C}/\text{seg}$)	EIS mm	GBDS mm	TC mm	TG mm	Tipo de Microestructura	Medio de Enfriamiento
2.32	0.098		0.0937	0.53	Dendrítica	Molde Caliente
8.66	0.037		0.0400	0.47	Dendrítica	Medio Ambiente
9.63		0.101	0.0275	0.33	Celular Dendrítica	Agua
16.00		0.101		0.15	Celular	Hielo
37.91		0.102		0.10	Celular	Hielo Seco + Acetona
50.00		0.103		0.04	Celular	Hielo Seco + Acetona

Nota:

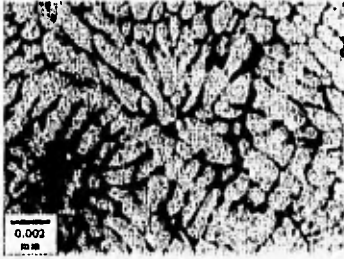
Condiciones del registrador: 50 mV y 30 cm/min.
Aumentos utilizados: 100 y 50 (Molde caliente).



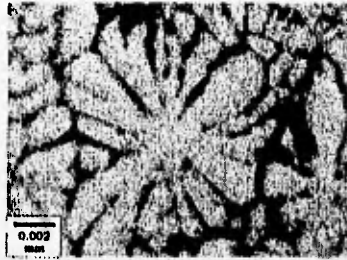
Gráfica 9

Efecto de la rapidez de enfriamiento sobre el tamaño de la microestructura.

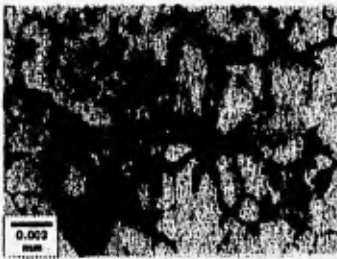
Mondolfo ⁽²⁴⁾ señala que "En varias aleaciones de aluminio el espaciamiento interdendrítico secundario, que es una función estricta del tiempo de solidificación, disminuye ligeramente cuando aumenta la rapidez de enfriamiento". En la gráfica 9 se observa que la tendencia del Grosor del Brazo Dendrítico Secundario y el Espaciamiento Interdendrítico Secundario es de disminuir a medida que aumenta la Rapidez de Enfriamiento. El tamaño de célula no se ve afectado por la Rapidez de Enfriamiento.



(a)



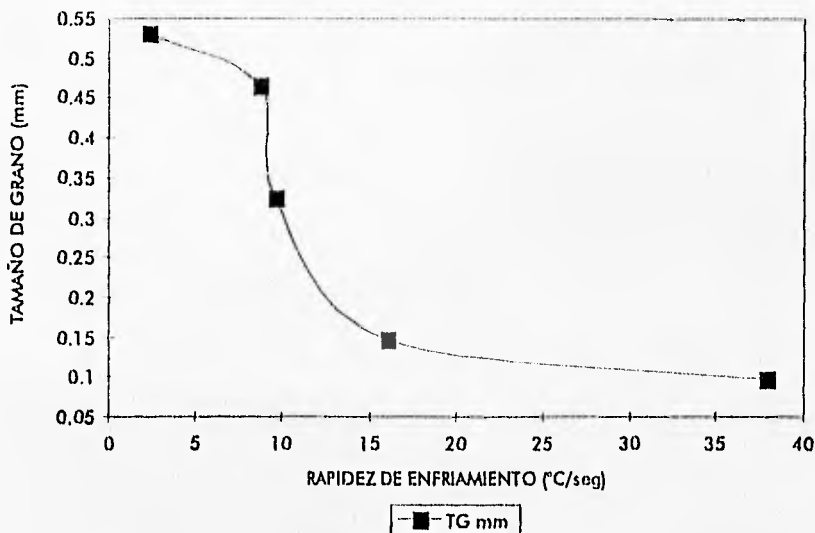
(b)



(c)

Las fotomicrografías muestran los diferentes tipos de microestructuras obtenidas:

- a) Dendrítica, b) Celular Dendrítica y c) Celular.
Después de un ataque con reactivo Keller.



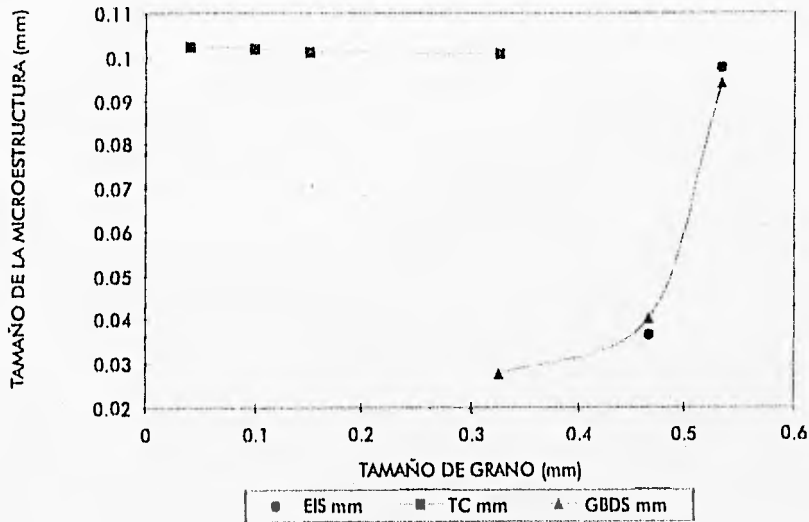
Gráfica 10

Efecto de la rapidez de enfriamiento en el tamaño de grano.

En la siguiente página se muestran las fotomicrografías correspondientes al tipo de microestructura obtenido para cada rapidez de enfriamiento en esta aleación.

El comportamiento del Tamaño de Grano con respecto a la Rapidez de Enfriamiento se representa en la gráfica 10, se observa claramente que el Tamaño de Grano disminuye al Aumentar la Rapidez de Enfriamiento. Por otra parte, es importante observar que este comportamiento es más sensible entre los valores 8.66 y 16 °C/seg de rapidez de enfriamiento, lo cual coincide con la transición de microestructura dendrítica a celular.

La tendencia en la gráfica la consideramos normal en virtud de que Robert y colaboradores ⁽¹³⁾ clasifican al control de la rapidez de enfriamiento como uno de los principales métodos para el refinamiento de grano.



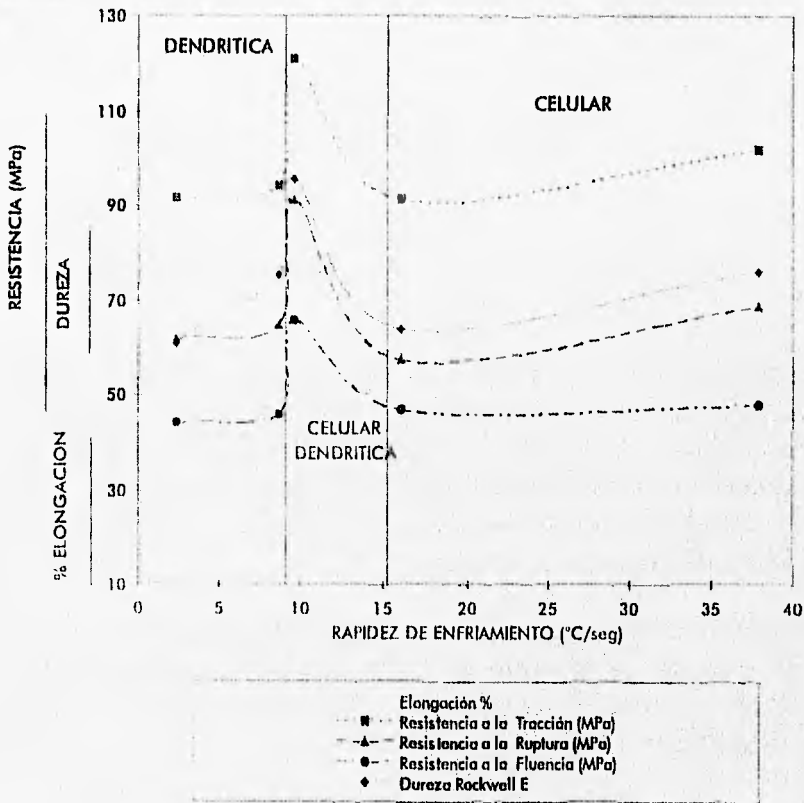
Gráfica 11

Relación entre el tamaño de grano y el tamaño de la microestructura.

De la gráfica 11 podemos decir que conforme aumenta el Tamaño de Grano aumentan el Grosor del Brazo Dendrítico Secundario y el Espaciamiento Interdendrítico Secundario debido a que se ven afectados por los mismos parámetros de Rapidez de Enfriamiento, no obstante el Tamaño de Célula permanece constante.

A continuación se presentan las gráficas obtenidas a partir del ensayo de tracción y en las cuales se representa la relación entre Rapidez de Enfriamiento, Estructura y Propiedades.

Rapidez de Enfriamiento (°C/seg)	Elongación %	Resistencia a la Tracción Ruptura (MPa)	Resistencia a la Fluencia (MPa)	Dureza Rockwell E	Porosidad %
2.32	29.03	91.70	61.90	44.22	61.00
8.66	17.64	94.15	64.84	46.18	75.50
9.63	31.94	121.00	91.33	65.83	95.50
16.00	20.83	91.33	57.66	47.15	64.00
37.91	18.75	101.78	68.77	48.05	76.00



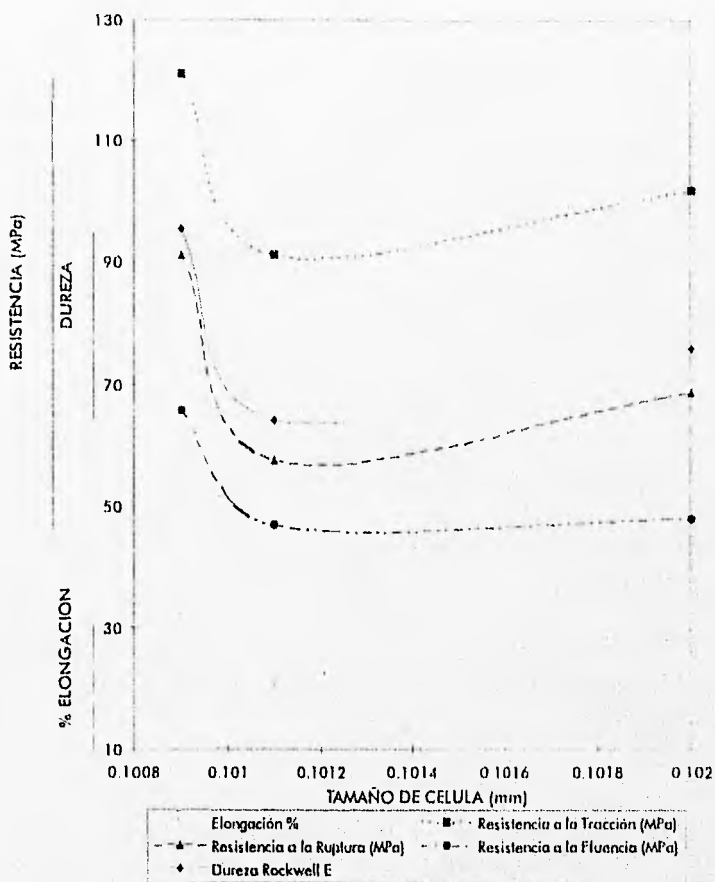
Gráfica 12

Valoración de las propiedades mecánicas con respecto a la rapidez de enfriamiento.

No hay duda de que con una refinación de grano por enfriamiento rápido las propiedades mecánicas se ven favorecidas (23-24-25). En la gráfica 12 podemos observar de forma general, una leve tendencia de la Dureza, el % de Elongación y las Resistencias a aumentar conforme aumenta la Rapidez de Enfriamiento; situación que concuerda con lo reportado en las referencias consultadas. Si consideramos el tipo de microestructura obtenido podemos hacer las siguientes observaciones:

- a) Mientras la Microestructura es de forma Dendrítica, tanto las Resistencias como la dureza aumentan conforme aumenta la Rapidez de Enfriamiento.
- b) Lo anterior sucede también para la Microestructura Celular.
- c) El punto máximo de las propiedades mecánicas evaluadas se presenta para la Microestructura Celular Dendrítica.

TC mm	Elongación %	Resistencia a la tracción (MPa)	Resistencia a la ruptura (MPa)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Dureza Rockwell E
0.1009	31.94	121.00	91.33	65.83	93.50
0.1011	20.83	91.33	57.66	47.15	64.00
0.1020	18.75	101.78	68.77	48.05	76.00



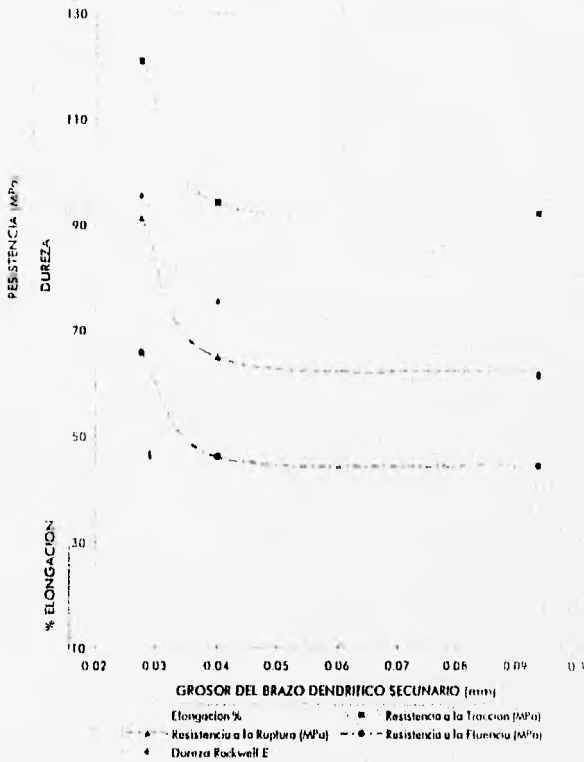
Gráfica 13

Modificación de las propiedades según el tamaño de célula.

En los documentos consultados no se evalúan las propiedades mecánicas (Resistencia a la Tracción, Resistencia a la Fluencia, Resistencia a la Ruptura, % de Elongación y Dureza) en función del Tamaño de Célula, en nuestro caso, a pesar de que se presentó la estructura celular no fue posible establecer una relación entre esta y las propiedades de la aleación, lo anterior se puede observar en la gráfica 13. Es importante enfatizar que nuevamente el valor máximo alcanzado por las propiedades corresponde a la

microestructura Celular Dendrítica y que los otros dos puntos se mantienen dentro de un mismo rango por lo que podríamos considerarlos constantes y establecer que el Tamaño de Célula no es un parámetro muy conveniente para evaluar las propiedades.

Cell Size mm	Elongación %	Resistencia a la tracción (MPa)	Resistencia a la ruptura (MPa)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Dureza Rockwell E
0.0275	31.94	121.00	91.33	65.83	95.50
0.0400	17.64	94.15	64.84	46.18	75.50
0.0937	29.03	91.70	91.90	44.22	61.00

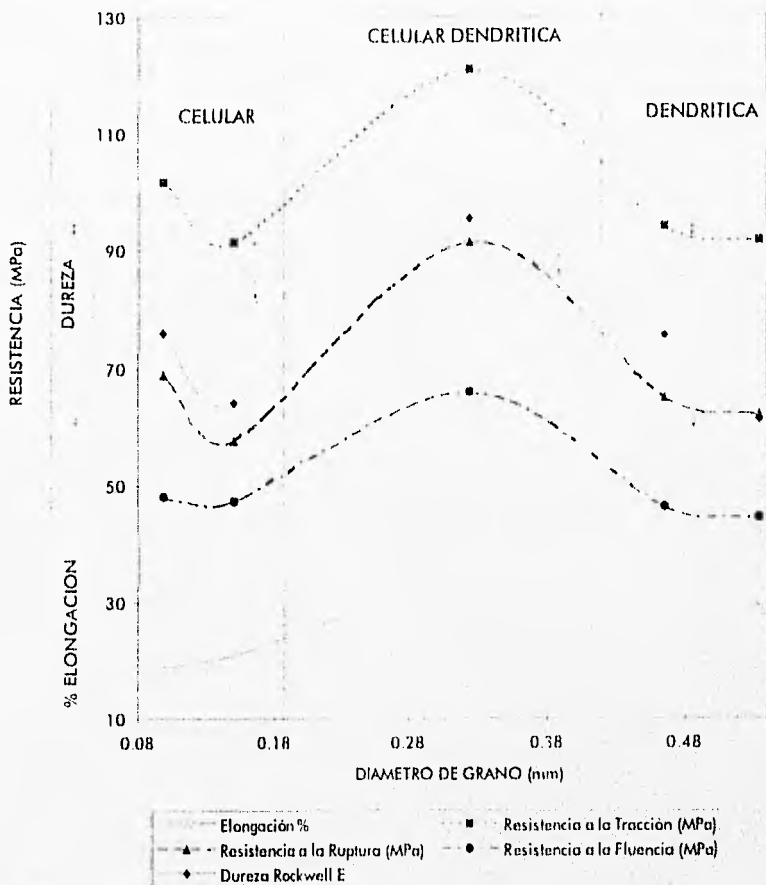


Gráfica 14

Modificación de las propiedades según el grosor del brazo dendrítico secundario.

De acuerdo con Spear y Gardner (2) "la resistencia a la tracción y la elongación disminuyen conforme el grosor de brazo dendrítico aumenta. La influencia de grosor de brazo dendrítico secundario sobre la resistencia a la tracción y la elongación es típica para las aleaciones de aluminio", lo cual observamos claramente en la gráfica 14. Una vez más la microestructura Celular Dendrítica está relacionada con las Propiedades Mecánicas más altas.

TG mm	Elongación %	Resistencia a la tracción (MPa)	Resistencia a la ruptura (MPa)	Resistencia a la fluencia (MPa)	Dureza Rockwell E
0.0983	18.75	101.78	68.77	48.05	76.00
0.1500	20.83	91.38	57.66	47.15	64.00
0.3250	31.94	121.00	91.33	65.83	95.50
0.4667	17.64	94.15	64.84	46.18	75.50
0.5333	29.08	91.70	61.90	44.22	61.00



Gráfica 15

Variación de las propiedades mecánicas seg n el diámetro de grano.

La gráfica 15 muestra que en esta aleación, no existe una relación entre las Propiedades Mecánicas y el Tamaño de Grano, esto confirma lo establecido por Robert y colaboradores (1) : el concepto de que al disminuir el tamaño de grano de colada se incrementan propiedades mecánicas no se cumplen en todos los casos.

Se confirma que la microestructura Celular Dendrítica proporciona los valores más altos en cuanto a Propiedades Mecánicas tanto para la aleación de aluminio como para la de magnesio.

En el Apéndice II se muestran las ecuaciones que en este caso representan los resultados obtenidos, cabe aclarar que algunas son aplicables únicamente dentro de cierto rango (polinomiales) y que para algunas curvas no se encontró ecuación.

CAPÍTULO 7

CONCLUSIONES

Mg-2%Zn

1. El Grosor de Brazo Dendrítico Secundario (GBDS), el Tamaño de Célula (TC) y el Tamaño de Grano (TG) disminuyen conforme aumenta la Rapidez de Enfriamiento (RE).
2. El Grosor de Brazo Dendrítico Secundario y el tamaño de célula aumentan a medida que aumenta el Tamaño de Grano.
3. Al refinar el grano, es decir, disminuir su tamaño el % de porosidad es menor.
4. La única Propiedad Mecánica que se encontró relacionada con los parámetros microestructurales (GBDS y TC), tamaño de grano y rapidez de enfriamiento fue la Dureza: "Al aumentar la Rapidez de Enfriamiento y disminuir el Tamaño de Grano; la Dureza disminuye."

Al-5%Zn

1. Al aumentar Rapidez de Enfriamiento el Grosor de Brazo Dendrítico y el Tamaño de Grano disminuyen, el Tamaño de Célula permanece constante.

2. El Grosor del Brazo Dendrítico Secundario y el Espaciamiento Interdendrítico Secundario aumentan cuando aumenta el Tamaño de Grano.
3. No existe una relación entre el Tamaño de Célula y el Tamaño de Grano.
4. En general, al disminuir el Tamaño de la Microestructura, la tendencia de las Propiedades Mecánicas es a mejorar.

Generales

1. El método de Refinación de la Estructura mediante la variación de la Rapidez de Enfriamiento, proporciona diferentes tipos de microestructura: Dendrítica, Celular Dendrítica y Celular.
2. El Tamaño de Grano disminuye al aumentar la Rapidez de Enfriamiento.
3. En este trabajo, el Tamaño de Grano no siempre influyó en las Propiedades Mecánicas.
4. La dureza es la propiedad más sensible a la variación de rapidez de enfriamiento y microestructura.
5. Existe la tendencia general a que conforme la Rapidez de Enfriamiento aumenta se presente refinamiento en la microestructura.

SUGERENCIAS

1. Sería interesante obtener para la aleación de magnesio, probetas para tracción a partir de un lingote colado y solidificado bajo atmósfera inerte y mediante una olla con diseño especial para vaciado inferior; con el objeto de obtener piezas de mayor homogeneidad y evitar la oxidación.
2. Se sugiere realizar más investigaciones para determinar la transición entre las microestructuras y posteriormente enfocarlas únicamente a un tipo de estas.

APÉNDICE I

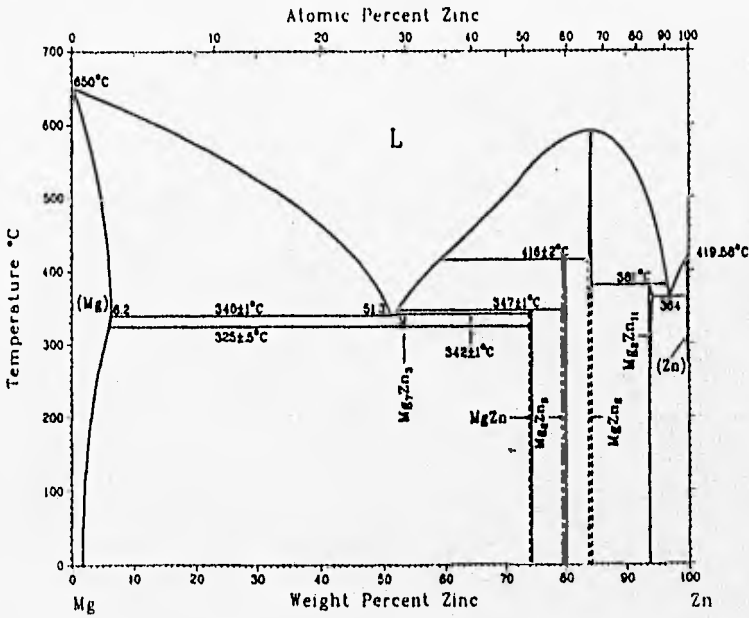


Diagrama de Fases Mg-2%Zn.

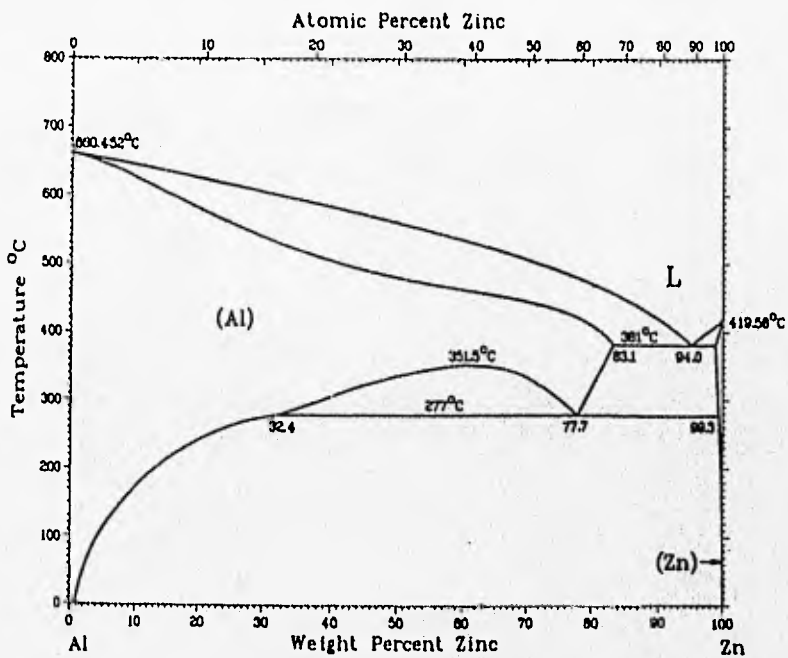
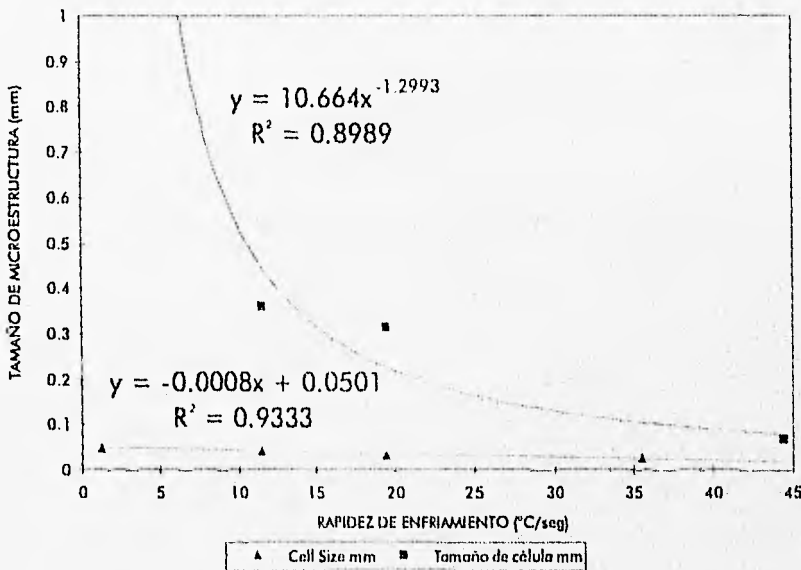


Diagrama de Fases Al-5%Zn.

APÉNDICE II

Ecuaciones que representan el comportamiento de las curvas obtenidas experimentalmente.

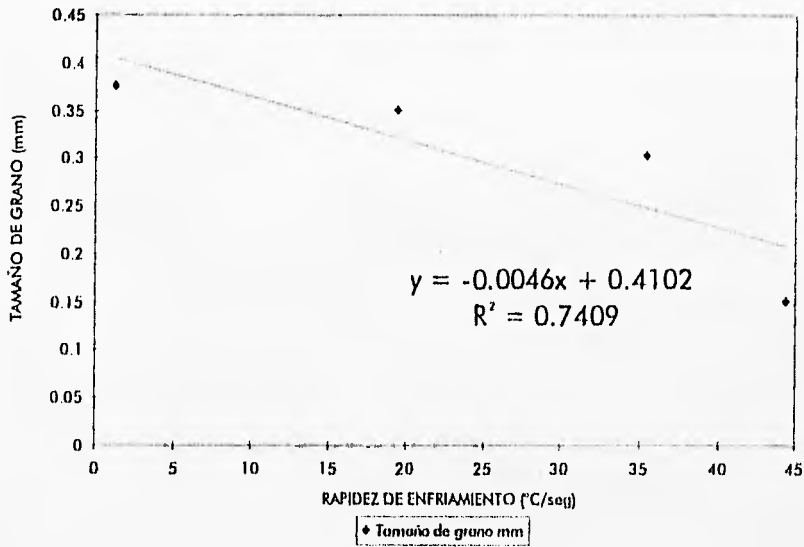
Mg-2%Zn



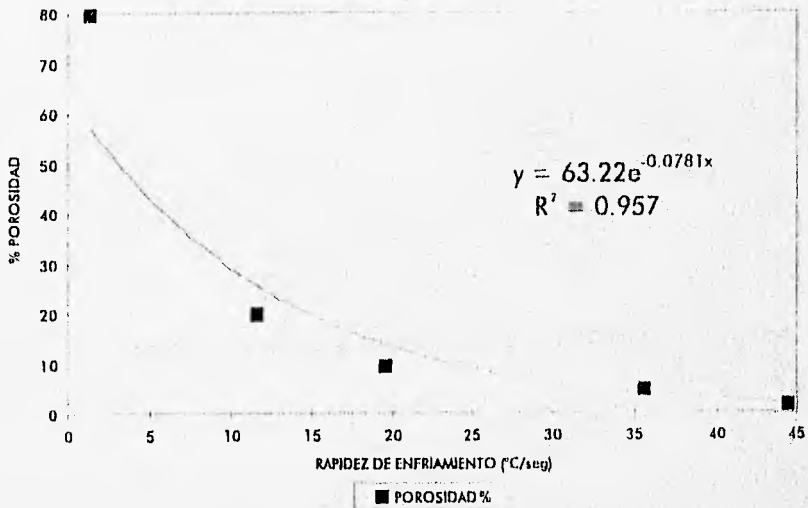
Relación entre tamaño de microestructura y rapidez de enfriamiento.

Nota:

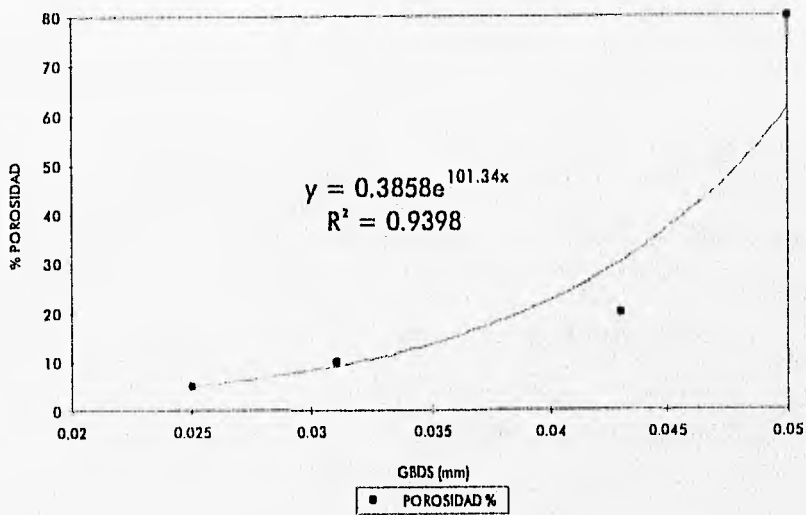
Estas gráficas fueron realizadas con ayuda del paquete Excell en su opción de líneas de tendencia, eligiendo aquellas en las que el índice de correlación "R" fuera más cercano al valor de 1.



Relación entre tamaño de grano y rapidez de enfriamiento.

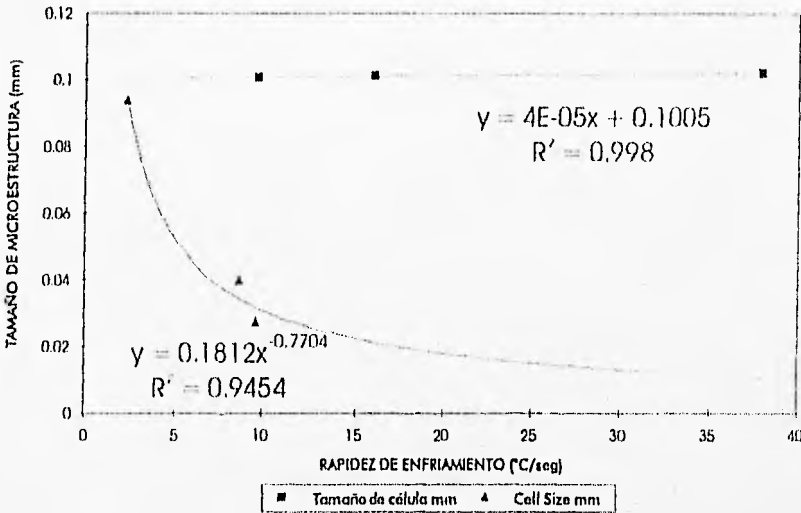


Relación entre porosidad y rapidez de enfriamiento.

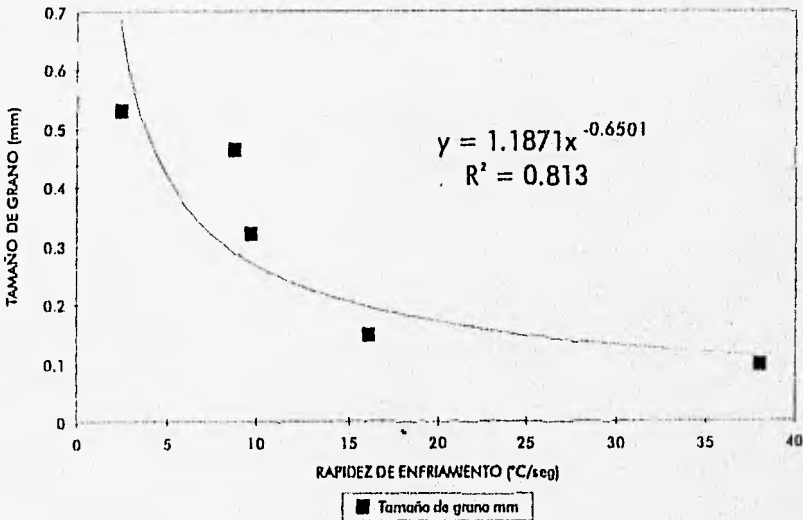


Relación entre grozor del brazo dendrítico (GBDS) y porosidad.

Al-5%Zn



Relación entre tamaño de microestructura y rapidez de enfriamiento.



Relación entre tamaño de grano y rapidez de enfriamiento.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

BIBLIOGRAFÍA

- 1) Robert, T. y Salas, G. *La refinación de grano en la fundición y su influencia en las propiedades mecánicas* Moldeo y fundición Revista Técnica de la Sociedad Mexicana de fundidores A. C. año XIII Agosto 1991, No. 76 pp. 51-56
- 2) Spear, R. E. y Gardner G. R. *Dendrite Cell Size*. Spear R.E. y Gardner G.R. Trans. AFS,71:209,1963.
- 3) De Ross, A.B. & MONDOLFO L.F. *Metallurgical Aspects of Casting Aluminium Alloys* ASM, USA, 1989. pp. 274
- 4) Garcia, J. A. *Proceso de Refinamiento de grano en el Molde para Aleaciones Base Aluminio* Tesis de Maestría. Facultad Química, UNAM, México, 1990.
- 5) Chalmers, B. *Principles of Solidification*. John Wiley and Sons, USA, 1977. pp. 319
- 6) Askeland, Donald R. *La Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Gpo. Editorial Iberoamérica, México 1987 pp. 556
- 7) Herenge, J. *Metalurgia Especial Tomo I. El Al y sus Aleaciones* El Mg y sus Aleaciones. Urmo S.A., España, 1976.
- 8) Hufnagel, W. *Manual del Aluminio*. Ed. Reverte, 2a Ed., España, 1992
- 9) Keyser, Carl A. *Ciencia de Materiales para la Ingeniería*. Limusa, México, 1982. pp. 460
- 10) Reed Hill, R. E. *Principios de Metalurgia Física*. Cía. Editorial Continental, México, 1986. pp. 313

- 11) Trivedi, R. y Sekhar, J. A. *Principles of Solidification and Materials Processing*. Volumen Y Trans Tech Publications, India, 1990. pp. 81
- 12) Avinoam, T. *Structure of Metals Through Optical Microscopy* ASM International, USA, 1991. pp. 265
- 13) Robert, T. y Noguéz, M. *Influence of Grain Refinement on Some Mechanical Properties of Non ferrous Cast Alloys*. Acta Metall. mater. Vol. 40 No.4 Great Britain 1992 pp. 771-777
- 14) Leco Corporation. *Metallography Principles and Procedures* USA, 1993
- 15) ASM Metals Handbook. Ohio, U. S. A., 1985 Vol. II 9a. Edición.
- 16) Petzow, G. *Metallographic Etching* American Society for Metals, U.S.A, 1978.
- 17) Greaves, R. H. *Metalografía Microscópica Práctica*. URMO, España, 1979.
- 18) Kehl, G. *The Principles of Metallographic Laboratory Practices* McGraw Hill Book Co., New York, 1949.
- 19) Meites, L. *Handbook of Analytical Chemistry*. McGraw Hill Book Co., 1a Ed, U.S.A., 1963.
- 20) Trons Tech Publications. *Rapidly Solidified Metals* USA, UK, Switzerland, Germany, 1987. pp. 260
- 21) Gressen, B. C. *Rapidly Solidified Alloys and Their Mechanicals and Magnetic Properties*. Symposium held December 2-4, 1985, Boston Massachusetts, USA Materials Research Society, Pittsburgh, Pnnsylvania, USA 1986 pp. 463

- 22) Jones, H. *Rapid Solidifications of Metals and Alloys*.
Monograph No. 8 The Institution of Metallurgist, London,
1980. pp. 83
- 23) Noguéz, M. et al. "Grain Refining Method, GS, DAS and
Properties in Non Ferrous Alloys".
- 24) Mondolfo, L. F. "Grain Refinement in the Casting of Non
Ferrous Alloys" Grain Refinement in Casting and Welds.
De. G. V. Abbaschian C.S.A., The Metallurgical Society of
AIME, 1983. pp. 3-50
- 25) Fleming "Dendrite Arm Spacing in Alluminum Alloys"
AFS Transactions, 91:176, 1991 pp. 501-506
- 26) Gruzleski "Aluminum Technology"
U. S. A., AFS, 1990 pp. 501
- 27) Kanicki D. P. "Processing Mollen Aluminum - Part 2:
Cleaning Up Your Metal" Modern Casting, February
1990 pp. 55-58