

2 E. No. 16



# Universidad Nacional Autónoma de México

FACULTAD DE QUIMICA

EFFECTO DE LA VIBRACION DURANTE LA SOLIDIFICACION  
EN UNA ALEACION COMERCIAL DE ALUMINIO

T E S I S

Que para obtener el Título de  
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P r e s e n t a

LAURO PADILLA ROMERO



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.

## C O N T E N I D O

	Página
Sinopsis	
1.- Introducción.	1
2.- Retrospectiva Bibliográfica.	3
2.1 Solidificación.	4
2.1.1. Nucleación.	4
2.1.2. Nucleación Homogénea.	6
2.1.3. Velocidad de Nucleación.	9
2.1.4. Nucleación Heterogénea.	10
2.1.5. Crecimiento.	14
2.1.6. Estructura de la Interfase.	14
2.1.7. Crecimiento de la Interfase.	15
2.1.8. Crecimiento Dendrítico.	17
2.2. Solidificación Eutéctica.	19
2.2.1. Solidificación de Aleaciones de Aluminio.	26
2.3. Variables que Afectan el Proceso de Solidificación.	32
2.3.1. Introducción.	32
2.3.2. Influencia de los Elementos Aleantes.	32
2.3.3. Influencia de la Geometría en la Soli- dificación.	34
2.3.4. Tipo de Molde.	37
2.3.5. Temperatura de Colada.	37
2.3.6. Temperatura de Sobrecalentamiento.	38
2.3.7. Velocidad de Colada.	40
2.4. Variables Mecánicas que Afectan el Pro- ceso de la Solidificación.	42
2.4.1. Introducción.	42

2.5.	Perosidad.	47
2.5.1.	Introducción.	47
3.-	Desarrollo Experimental.	53
3.1.	Selección de Variables.	54
3.2.	Descripción de la Probeta.	54
3.3.	Equipo de Vibración.	55
3.4.	Horno de Fusión.	56
3.5.	Preparación de las Aleaciones.	56
3.6.	Fusión de la Carga.	58
3.7.	Descripción de las Variables Estudiadas.	60
3.8.	Preparación Metalográfica.	62
3.9.	Preparación de las Probetas.	62
3.9.1.	Análisis Químico de las Probetas.	63
4.-	Resultados Experimentales.	64
4.1.	Introducción.	65
4.2.	Variación en las R.P.M.	65
4.2.1.	Variación de la Temperatura de Colada.	67
4.2.2.	Variación de la Temperatura del Molde.	69
4.2.3.	Microestructuras.	69
4.3.	Aleación Eutéctica.	72
4.3.1.	Microestructuras.	74
4.4.	Aleación Hipereutéctica.	76
4.4.1.	Microestructuras.	78
5.-	Discusión.	80
5.1.	Introducción.	81
5.2.	Aleaciones Hipoeutécticas.	81
5.2.1.	Variación en las R.P.M.	81
5.2.2.	Variación de la Temperatura de Colada.	82
5.2.3.	Variación de la Temperatura del Molde.	83
5.2.4.	Microestructuras Hipoeutécticas.	83
5.3.	Aleaciones Eutécticas.	83

5.4.	Aleaciones Hipereutécticas.	84
5.5.	Microestructuras Eutécticas e Hipereutécticas.	84
6.-	Conclusiones.	86
	Apéndice.	88
	Referencias.	89

## S I N O P S I S

En este trabajo se describe el efecto de la vibración durante la solidificación en aleaciones hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas de aluminio.

Se partió de un lingote comercial de aluminio tipo A356 para las aleaciones hipereutécticas, y para las aleaciones eutécticas e hipereutécticas se usó un lingote conteniendo 50% de silicio en combinación con el lingote A356.

Se estudiaron variables tales como: temperatura de colada, temperatura de molde, temperatura de sobrecalentamiento, revoluciones por minuto (aceleración), y se mantuvieron constantes el tiempo de vibración y la amplitud.

Usando el análisis metalográfico se evaluaron las macro y microestructuras.

Los resultados muestran que efectivamente la vibración es un refinador de grano y que actúa como un acelerador de la nucleación, ya que solidificaron un poco más rápido las muestras con vibración que aquellas no vibradas.

También se observó que las agujas y cristales primarios de silicio son aumentadas en grosor debido a la vibración, así como también se ocasiona un apilamiento de las dendritas.

En cuanto a la porosidad, se observó que tiende a reunirse en el centro o en la parte de arriba de la probeta en las muestras con vibración, ya que en las muestras sin vibración la porosidad tiende a distribuirse homogéneamente en toda la probeta.

**I.- INTRODUCCION**

## 1. INTRODUCCION

La aplicación de la vibración es una alternativa entre las diferentes técnicas de refinamiento de grano. Se prefiere usualmente el refinamiento de grano, ya que este provee la mejor combinación de las propiedades mecánicas a las temperaturas normales de trabajo.

La técnica de la vibración no ha sido explotada aún comercialmente, ya que no se ha hecho mucho trabajo en esta dirección y además, los resultados han sido hasta ahora muy ambiguos.

La vibración tanto sónica como ultrasónica, se sabe que imparte un número de efectos notables a los metales cuando se aplica durante el estado inicial de la solidificación, dando como resultado una mejora en las propiedades mecánicas.

Las vibraciones pueden ser también de bajas y medianas frecuencias, las cuales pueden efectuarse por medios mecánicos muy simples como un motor eléctrico con un excéntrico, dando como resultado buenas refinaciones de grano.

La vibración puede efectuarse en la colada, en el coque, en el líquido y en el molde, siendo éste último el más efectivo.

Existen otras técnicas de refinación de grano tales como la agitación, oscilación, rotación y translación.

## II.- RETROSPECTIVA BIBLIOGRAFICA

## 2.1 SOLIDIFICACION

El fenómeno de la solidificación se basa en la transformación del estado líquido al estado sólido de algún determinado material.

Es muy importante conocer cómo se efectúa la solidificación, ya que de acuerdo a la forma como se lleve a cabo, serán las propiedades mecánicas finales.

### 2.1.1. NUCLEACION

La nucleación, es el primer paso hacia la solidificación, y puede ser definida como la formación de una fase en una región distinta separada de los alrededores por un límite distinto. Durante la solidificación, el núcleo sólido se forma y subsecuentemente crece hasta que todo el material está sólido.

Una fuerza impulsora es la responsable de un cambio de posición de equilibrio estable ó metaestable a otro. La existencia de esta fuerza impulsora, especialmente decrece la energía libre del sistema y hace que la transformación sea favorable. Esta fuerza impulsora es un requerimiento necesario pero no suficiente. Si la transformación es llevada a cabo o no, será determinada por factores cinéticos.

Cuando consideramos el desarrollo de una microestructura, nos llevará a un equilibrio heterogéneo.

La energía libre,  $G$ , de una fase componente está definido por:

$$G = H - T S \quad \dots\dots(1)$$

donde:  $H$  es la entalpía,  $T$  temperatura absoluta, y  $S$  la entropía.

Para la mayoría de los sistemas metalúrgicos, la presión puede ser considerada constante, y por lo tanto, tendremos:

$$\left(\frac{\partial F}{\partial T}\right)_{p, \text{cte.}} = -S$$

Esto nos indica, que la energía libre decrece con el incremento de la temperatura.

La fig. 1 muestra un esquema de las diferentes fases de un metal puro.

El cambio de la energía libre en la transformación de una fase a otra a temperatura constante, está dado por:

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S$$

Dos fases se encuentran en equilibrio cuando  $\Delta G=0$ , y esto define el equilibrio del punto de fusión  $T_f$ , y el punto de ebullición  $T_e$ . A otras temperaturas, la fase en equilibrio es aquella la cual tiene la mínima energía libre; la diferencia entre las energías libres es la que provee la fuerza impulsora para la transformación de una fase a otra.

Con aleaciones binarias, la energía libre puede variar con la composición de muchas maneras. Las curvas de energía libre para las fases componentes, se mueven relativamente de acuerdo a los cambios de temperatura.

Para la transformación de un líquido a sólido, el cambio de la energía libre estará dado por:

$$\Delta G_v = G_l - G_s$$

donde  $G_l$  y  $G_s$  son las energías libres de el líquido y sólido respectivamente. Si sustituimos los términos anteriores en la ecuación (1), obtendremos:

$$\Delta G_v = (H_l - H_s) - T(S_l - S_s)$$

Si suponemos que la dependencia de la temperatura es pequeña en los cambios de entalpía y entropía, tendremos:

$$H_l - H_s = L_f$$

donde  $L_f$  es el calor latente de fusión. En el punto de fusión donde  $\Delta G$  es cero, la entropía de fusión estará dada por:

$$S_l - S_s = \frac{L_f}{T_f}$$

y, por consiguiente:

$$\Delta G_v = L_f \left( 1 - \frac{T}{T_f} \right) = \frac{L_f \cdot \Delta T}{T_f} \quad \dots(2)$$

$\Delta T$  es el intervalo de temperatura entre el punto de fusión y la temperatura de transformación que es conocida como sobreenfriamiento.

### 2.1.2. NUCLEACION HOMOGENEA

La teoría clásica de nucleación fue desarrollada por Volmer y Weber<sup>(1)</sup>, y más tarde Becker y Doring<sup>(2)</sup> continuaron con la condensación de un vapor puro para formar un líquido. Esta teoría considera la formación de una fase por la agregación de componentes de otra fase sin cambios de composición y sin estar influenciado por impurezas o por superficies externas.

Considere los cambios de energía libre que ocurren si un embrión esférico sólido está formado dentro de un líquido uniforme. Primero, habrá un cambio en la energía libre asociada con la diferencia en la energía libre de volumen de los átomos en el sólido y en el líquido. Segundo, habrá un término introducido debido a un número de átomos que se encuentran en la región de transición entre el líquido y el sólido.

Esos átomos estarán en un estado de alta energía y serán el origen de la energía libre de superficie del embrión.

Para un embrión esférico de radio  $r$ , el cambio total

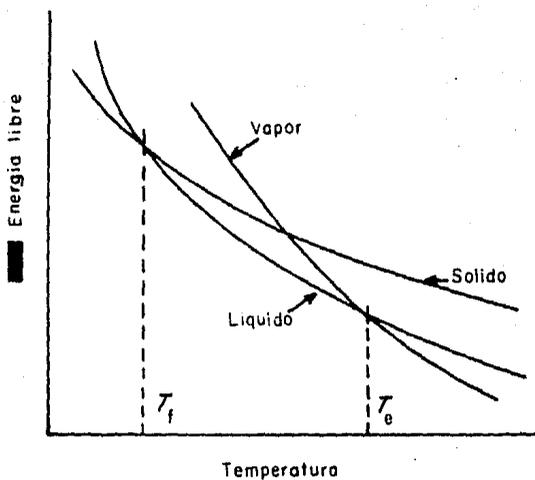


FIG.1 VARIACION DE LA ENERGIA LIBRE CON LA TEMPERATURA EN LAS FASES METALICAS

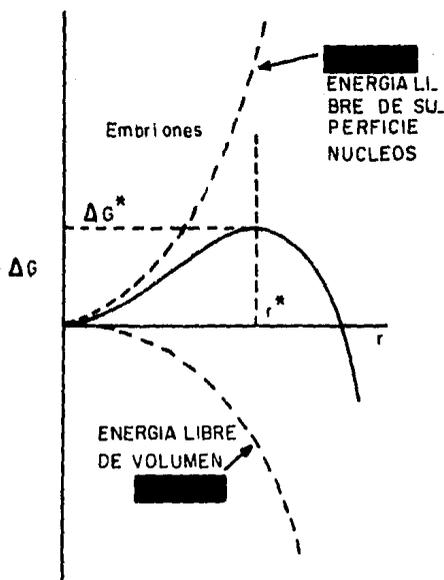


FIG.2 CAMBIO EN ENERGIA LIBRE DEBIDO A LA FORMACION DE UN CRISTAL ESFERICO

en la energía libre,  $\Delta G$ , estará dada por :

$$\Delta G = 4\pi r^2 \gamma_{lc} + \left( \frac{4}{3} \pi r^3 \right) \Delta G_v \quad \dots (3)$$

donde  $\gamma_{lc}$  es la energía libre de superficie ( erg cm<sup>-2</sup> ),  $\Delta G_v$  es el cambio en la energía libre de volumen ( erg cm<sup>-3</sup> ). Arriba del punto de fusión,  $\Delta G_v$  es positivo y abajo es negativo.

Cualquier embrión que se forme arriba de la  $T_f$  desaparecerá rápidamente, ya que la fase líquida será más estable que la fase sólida por tener menor energía libre, y por consiguiente  $\Delta G_v$  es positivo. Si la temperatura cae por abajo de  $T_f$  en un pequeño  $\Delta T$ , se encuentra que el embrión formado tiende a fundirse nuevamente a pesar que la energía libre del líquido es mayor que la del sólido y que  $\Delta G_v$  es negativo. La causa de lo anterior radica en la energía libre superficial adicional que poseen los cristales pequeños y de la cual carecen los cristales similares pero más grandes ( radios mayores a 10 u ).

Podemos decir, que la  $T_f$  de partículas pequeñas es menor que la de partículas grandes.

Por otro lado, abajo de  $T_f$  cuando el embrión posee un tamaño crítico con radio  $r^*$ , en el cual  $(\gamma (\Delta G) / r) = 0$  es igualmente probable que desaparezca o crezca como un núcleo estable. O sea, las partículas que para un  $\Delta T$  dado tengan menor a  $r$  menor a  $r^*$  se llamarán embriones, y las que tengan un  $r$  mayor a  $r^*$  se llamarán núcleos ( fig. 2 )

Una ecuación para  $r^*$  se obtiene diferenciando la ecuación (3) y tomando en cuenta el signo de  $\Delta G_v$ , encontramos :

$$r^* = \frac{2\gamma_{lc}}{\Delta G_v} \quad \dots (4)$$

sustituyendo (2) en (4)

$$r^* = \frac{2\gamma_{lc} \cdot T_f}{\gamma_f \cdot \Delta T} \quad \dots (5)$$

El cambio de energía libre  $\Delta G^*$ , puede ser determinada introduciendo  $r^*$  en la ecuación (3) :

$$\Delta G^* = \frac{16\pi r_c^3 \cdot T_f^2}{3 (L_f \cdot T)^2} \dots\dots(6)$$

La ecuación muestra que a mayores sobreenfriamientos, menor será la fluctuación en la energía libre necesaria para formar un núcleo de tamaño crítico.

### 2.1.3. VELOCIDAD DE NUCLEACION

La velocidad de nucleación  $I$  entendida como una combinación de la probabilidad de tener las fluctuaciones requeridas de energía y la probabilidad de tener un átomo que se agregue a los embriones-núcleos, fue estudiada por Turnbull y Fisher<sup>(3)</sup> quienes obtuvieron la siguiente ecuación:

$$I = \frac{NKT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G_a}{KT}\right) \exp\left(-\frac{16\pi r_c^3 T_f^2}{3 L_f^2 (\Delta T)^2 KT}\right) \quad (7)$$

donde  $N$  es el número total de átomos,  $h$  es la cte. de Planck,  $\Delta G_a$  es la energía de activación a través del límite de separación de fases,  $K$  es la cte. de Boltzmann, y los demás símbolos ya han sido definidos anteriormente. Esta ecuación nos indica que la velocidad de nucleación será extremadamente sensitiva al subenfriamiento  $\Delta T$ . Esta velocidad de nucleación será dependiente del tamaño del sistema que se esté estudiando.

Se encontró que hay una temperatura en la cual, la velocidad de nucleación se incrementa rápidamente (fig. 3).

La sustitución de los términos en la ecuación de  $I$ , indican que subenfriamientos de aproximadamente  $0.2 T_f$ , son los esperados para la nucleación homogénea de sólidos. Esto ha sido verificado experimentalmente para muchos metales.

En este subenfriamiento, el radio crítico es  $10^{-7}$  cm., y el núcleo deberá contener aproximadamente 200 átomos.

La nucleación homogénea en aleaciones, es un proceso más complejo, puesto que el diagrama de fase requiere un equilibrio entre un núcleo sólido y líquido de diferentes composiciones; no hay hasta el momento un tratamiento teórico para este problema. No obstante, observaciones experimentales en aleaciones Cu-Ni mostraron que el subenfriamiento requerido para la nucleación homogénea fue de 0.2 de la temperatura de liquidus. La estructura del líquido influencia la velocidad de nucleación primeramente a través del  $\Delta F^*$ , puesto que este término contiene el cambio de energía libre de volumen  $\Delta G_V$ . Si ocurre un agrupamiento en el líquido, ayudará a la nucleación.

Oriani y Sandquist<sup>(4)</sup>, han estimado que para muchos metales sobreenfriados de más de  $10^\circ\text{C}$ , será suficiente para promover la formación de embriones con el arreglo de la estructura líquida. La estructura del líquido, también tiene un efecto directo sobre el  $\Delta G_a$ , la difusión y en la energía interfacial líquido-cristal  $\gamma_{lc}$ .

#### 2.1.4. NUCLEACION HETEROGÉNEA

La mayoría de los fenómenos de solidificación, prácticamente se llevan a cabo con subenfriamientos menores que aquellos predichos por la teoría de la nucleación homogénea. Por ejemplo, ya que subenfriamientos del orden de  $0.2 T_f$  (aprox.  $200^\circ\text{C}$  para muchos metales) deberían ser esperados en la solidificación de metales puros; se encontró experimentalmente, que muchos metales fundidos nuclean a temperaturas solo de muy pocos grados abajo del punto de fusión. Esta discrepancia es atribuida a la presencia de una super-

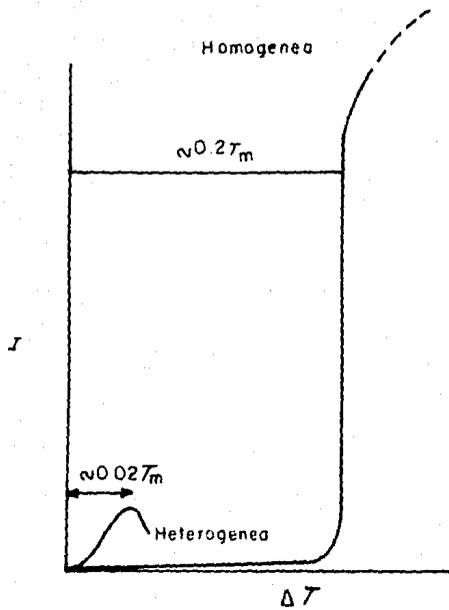


FIG. 3 DEPENDENCIA DE LA VEL. NUCLEACION EN EL SUBENFRIAMIENTO PARA NUCLEACION HETEROGENEA Y HOMOGENEA.

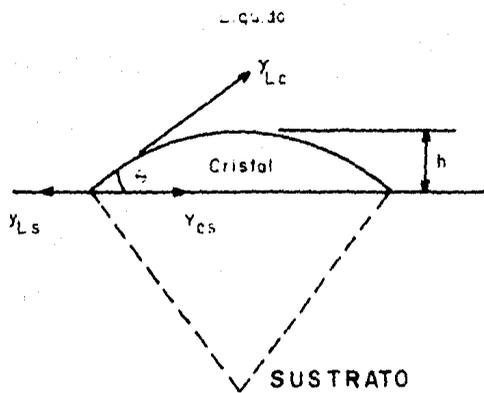


FIG. 4 CAPA ESFERICA DE SOLIDO FORMADA EN UN SISTRATO PLANAR.

ficie dispuesta en contacto con el líquido.

La nucleación es considerada heterogénea y se lleva a cabo sobre la superficie que contiene al metal fundido ó en las partículas presentes en el sistema; puede ocurrir la nucleación en algunos sitios preferenciales existentes. La teoría ha sido desarrollada por Turnbull<sup>(5)</sup> seguido por Volmer<sup>(6)</sup> para el caso simple en el cual, una capa esférica de sólido se forma sobre un sustrato planar (fig. 4).

Un factor crítico es el ángulo de contacto  $\theta$ . Para una capa esférica como la mostrada, el volumen y el área de superficie, estará dada por:

$$\text{Volumen} = \frac{1}{3} \pi h^2 (3r - h) = \frac{1}{3} \pi r^3 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)$$

$$\text{Área de la superficie} = 2\pi r h = 2\pi r^2 (1 - \cos \theta)$$

Bajo condiciones estables, el ángulo de contacto  $\theta$ , es una función de las energías de superficie de la interfase líquido-cristal  $\gamma_{lc}$ , la interfase cristal-sustrato  $\gamma_{cs}$ , y la interfase líquido-sustrato  $\gamma_{ls}$ , o sea:

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{lc} - \gamma_{cs}}{\gamma_{lc}} \quad \dots (3)$$

Siguiendo un procedimiento similar al de la teoría de nucleación homogénea, nos lleva a una ecuación análoga a la (3):

$$\begin{aligned} \Delta G = & \gamma_{lc} 2\pi r^2 (1 - \cos \theta) + \frac{1}{3} \pi r^2 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) \Delta G_v \\ & + (\gamma_{cs} - \gamma_{sl}) \pi r^2 (1 - \cos^2 \theta) \end{aligned}$$

Este último término, aparece debido al cambio en ener-

gía resultante del sustrato que está en contacto con el cristal, en vez de que esté con el líquido. Diferenciando y haciendo que  $(\partial(\Delta G)/\partial r) = 0$  y sustituyendo en la ecuación (8), tenemos:

$$r^* = \frac{2\gamma_{lc}}{\Delta G_v}$$

y, por lo tanto, el cambio en energía libre será:

$$\Delta G^* = \frac{4\pi\gamma_{lc}^3 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)}{3 \Delta G_v^2}$$

Esto difiere del valor obtenido en considerar nucleación homogénea por el factor:

$$\frac{1}{4} (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)$$

Para  $\theta=180^\circ$ , la fluctuación de energía requerida es la misma como para la nucleación homogénea, pero, para todos los otros casos en los cuales  $0 \leq \theta < 180$ , la nucleación heterogénea es un proceso energéticamente más favorable.

Para sistemas en los cuales el ángulo de contacto es pequeño, es claro que la barrera de nucleación es pequeña también, y esto puede ser una razón para los bajos subenfriamientos observados en la práctica.

La teoría, también puede ser modificada al admitir diferentes geometrías de núcleos (capas en forma de discos), sin que afecten sustancialmente los resultados. Si al sustrato se le es permitido tener curvatura, o si la formación de núcleos en las cavidades es considerable, se encontró que la barrera para la nucleación es reducida aún más.

Se ha establecido, que las fluctuaciones de energía requeridas para la nucleación heterogénea  $\Delta G^*$  es mucho más baja que para la nucleación homogénea; también se obtiene una ecuación similar a la de la nucleación homogénea.

El pequeño valor  $\Delta G^*$ , permite velocidades muy altas de nucleación a muy pequeños subenfriamientos y una transición mucho menos severa de bajas velocidades a altas velocidades de nucleación. Además, puesto que el proceso de nucleación heterogénea depende de la presencia de sitios disponibles, se concluye, que la velocidad de nucleación pasará a través de un máximo y mostrará un corte a mayores subenfriamientos.

#### 2.1.5. CRECIMIENTO

Después de la nucleación, tendremos el crecimiento del núcleo. Este requiere, pues, una examinación de la naturaleza de la interfase entre el crecimiento del sólido y el líquido.

La estructura y forma de esta interfase influyen en la morfología microestructural del sólido resultante, así como en la cantidad y distribución de imperfecciones en éste. También tiene un efecto sobre los cambios térmicos y constitucionales en el líquido adyacente, y la interacción entre estos efectos, puede causar modificaciones en el crecimiento.

#### 2.1.6. ESTRUCTURA DE LA INTERFASE

La interfase puede ser definida en forma general, como el límite entre el líquido y el sólido. Normalmente es descrito como liso cuando el límite es discreto, y rugoso cuando la transición se extiende sobre una cantidad de capas atómicas

Jackson<sup>(7)</sup> llevó a cabo una examinación de la estructura en equilibrio de una interfase sólida en contacto con un líquido. Fue mostrado, que al iniciarse con una superficie

atómicamente lisa y adicionar átomos al azar, el cambio relativo en la energía libre  $\Delta G_s$  estará dado por:

$$\frac{\Delta G_s}{NKT_f} = \alpha \cdot x(1-x) + x \ln x + (1-x) \ln(1-x) \dots (9)$$

donde N es el número de sitios posibles en la interfase, K es la cte. de Boltzmann,  $T_f$  es la temperatura de fusión, X es la fracción de sitios ocupados y  $\alpha = \frac{L_f E}{K T_f}$ ,  $L_f$  es el calor latente de solidificación y E es un factor cristalográfico, el cual es siempre menor que uno y es más grande para los planos del cristal más estrecho (fig. 5). Esta fig. muestra la ecuación (9) trazada contra X para algunos valores de  $\alpha$ . Dos tipos diferentes de interfases pueden ser deducidos de esta fig. Primero, para  $\alpha \leq 2$ , la interfase tiene una energía mínima cuando aproximadamente la mitad de los sitios están ocupados. Por otro lado, para  $\alpha = 5$ , la energía libre es mínima cuando hay solo pocos sitios ocupados o pocos sitios desocupados. El primer tipo de interfase fue clasificado como rugoso, y el segundo tipo como liso ó facetado; esto es mostrado en la fig. 6.

### 2.1.7. CRECIMIENTO DE LA INTERFASE

La velocidad de crecimiento de un cristal, depende de la diferencia entre la velocidad a la cual los átomos mismos se adicionan a la interfase y la velocidad a la cual ellos dejan la interfase.

Diferentes mecanismos de interfases pueden ser atribuidos a diferentes formas de interfases.

El procedimiento normal es definir un mecanismo y calcular la velocidad media del movimiento de la interfase como una función del subenfriamiento  $\Delta T$ .

Tres mecanismos serán considerados:

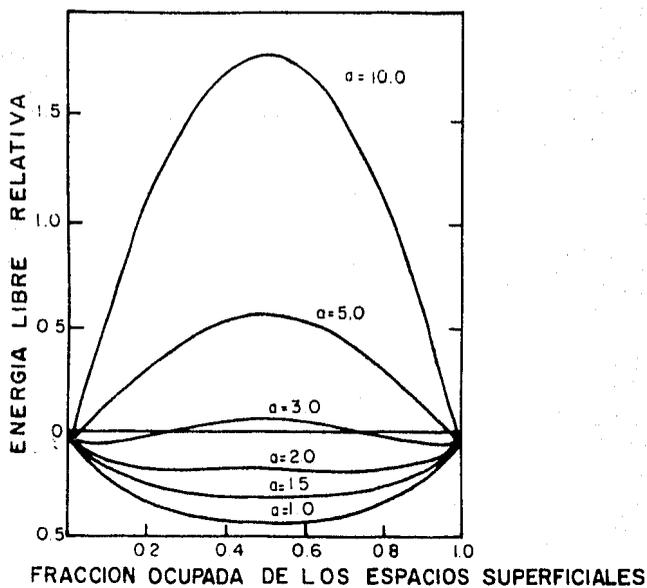
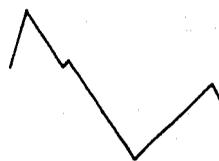


FIG.5 CAMBIO RELATIVO EN LA ENERGIA LIBRE DE SUPERFICIE COMO UNA FUNCION DE LA FRACCION DE SITIOS SUPERFICIALES



FIG.6 a) INTERFASE RUGOSA PLANAR



b) INTERFASE FORJADA EN FACETAS

a) Mecanismo del crecimiento normal.

En éste, todos los sitios sobre la interfase son considerados a ser equivalentes y el avance de la interfase por las continuas adiciones de átomos. Este es el mecanismo de crecimiento aplicable a muchos metales.

b) Crecimiento por nucleación de superficies repetidas.

Esta teoría<sup>(8)</sup> asume que la interfase del cristal es lisa (facetada), y que el crecimiento avanza por la nucleación homogénea de nuevas capas en forma de discos, los cuales crecen lateralmente hasta que una capa completa es formada.

c) Crecimiento sobre imperfecciones.

Se asume que algunas formas de crecimiento continuo existen en las cuales los átomos pueden ser adicionados. La forma más simple es aquella cuando una dislocación en espiral emerge en una interfase cristalográficamente lisa.

### 2.1.8. CRECIMIENTO DENDRITICO

Cuando la interfase líquido-sólido se mueve dentro de un líquido cuya temperatura cae o disminuye adelante de la intercara, ocurre un tipo importante de crecimiento cristalino: el crecimiento dendrítico.

Suponiendo una región que contenga una interfase líquido-sólido, en la cual, el calor está siendo removido a través del sólido. Al mismo tiempo, supongamos que se ha obtenido un grado considerable de sobreenfriamiento, de manera que la temperatura del líquido está bien por debajo del punto de solidificación de equilibrio. Como resultado del calor de fusión que se desprende en la interfase según dejan el líquido los átomos para unirse al sólido, la temperatura de la interfase se eleva usualmente tanto sobre la del líquido como sobre la del sólido. Bajo estas condiciones, la tempera-

tura desciende según nos movemos desde la interfase hacia el interior del sólido debido a que ésta es la dirección del flujo de calor. También desciende dentro del líquido sobreenfriado porque hay un flujo natural de calor desde la interfase dentro del líquido sobreenfriado. Cuando la temperatura desciende en el líquido adelante de la interfase, la última se vuelve inestable y puede saltar como puntas cristalinas disparadas desde la interfase dentro del líquido. La estructura resultante, puede volverse también muy complicada, con ramas secundarias formándose sobre las puntas primarias, y posiblemente con ramas terciarias sobre las secundarias. Al cristal ramificado se le conoce con el nombre de dendrita.

Las razones para el crecimiento ramificado de un cristal dentro de un líquido cuya temperatura desciende delante del sólido, no son difíciles de comprender.

Cada vez que una pequeña sección de la interfase se encuentra adelante de la superficie que la rodea, estará en contacto con metal líquido a una temperatura más baja. Su velocidad de crecimiento aumentará en relación a la superficie que la rodea que está en contacto con un líquido a temperatura más elevada y solamente debe esperarse la formación de una punta.

La solidificación dendrítica es un fenómeno común en muchos sistemas de aleación, solo que en este caso, el sobreenfriamiento que proporciona la fuerza generadora para el crecimiento dendrítico es esencialmente de un tipo diferente, y es debido a la falta de tiempo para lograr la difusión en la fase líquida del soluto rechazado por el sólido, originándose una acumulación de soluto frente a la interfase sólido-líquido, lo cual da origen al subenfriamiento constitucional.

## 2.2. SOLIDIFICACION EUTECTICA

En las aleaciones Al-Si, se lleva a cabo una solidificación eutéctica, y por esto, es muy importante hablar de ella ya que conoceremos con más detalle la estructura misma partiendo de la composición.

Al igual que en todos los casos de solidificación, la reacción eutéctica ocurre por un proceso de nucleación y crecimiento. Hay poca duda, de que los estados iniciales de la reacción sean controlados por la nucleación heterogénea sobre las partículas extrañas en el líquido o de una fase eutéctica sobre otra.

El entendimiento de la nucleación heterogénea como ya dijimos, es derivada de la teoría clásica Volmer-Weber, pero es inadecuada para admitir cualquier control preciso que sea ejercitado sobre la nucleación.

Se han hecho estudios recientes de la nucleación heterogénea de una fase eutéctica sobre otra por Chadwick y Hunter<sup>(9)</sup>.

Durante muchos años han sido distinguidos dos tipos de microestructuras eutécticas: normal y anormal.

Las estructuras normales muestran morfología laminar o de varillas, y ocurre en sistemas con un diagrama de fase simétrico, ya que las estructuras anormales como la del Al-Si, muestran morfología hojelar y han sido asociadas con un diagrama de fase asimétrico. Aunque las estructuras anormales Al-Si y Fe-C y sus modificaciones han formado las bases de las fundiciones por muchos años, la estructura normal laminar fue la primera en ser estudiada con detalle.

El criterio que se usó para diferenciar las estructuras normales de las anormales, fue la estructura granular y la orientación entre las fases.

La estructura anormal muestra un arreglo estructural irregular, en el cual, la fase menor domina cristalográficamente; los granos no son discernibles y no hay orientación preferencial.

Kraft y Albright<sup>(10)</sup> definieron un grano eutéctico como la percepción de un espécimen eutéctico, en el cual, la orientación cristalográfica de cada fase y la orientación microscópica ó metalográfica de las partículas de la fase, han establecido relaciones angulares entre uno y otro.

Las principales estructuras eutécticas que se forman son:

a) Estructuras normales:

i) Laminar.- Un arreglo de láminas, las cuales son espaciadamente arregladas sobre grandes distancias, pero, generalmente contienen fallas.

ii) Varillas.- Es como la estructura laminar, pero las varillas pueden ser poligonales en pequeñas secciones opuestas.

b) Estructuras anormales:

i) Irregular.- Los arreglos entre los espacios tales como láminas sin ramificar y ramificadas, no son regulares en grandes distancias. A bajas velocidades de crecimiento, éstas pueden incluir partículas sólidas facetadas.

ii) Láminas cortas.- Formación regular de láminas cortas muy cerca entre ellas.

iii) Fibrosa.- Una formación de fibras interconectadas de baja relación, la cual puede mostrar algunas microfacetadas.

iv) Compuesto regular.- Una formación de láminas o fibras, las cuales son regulares so-

bre áreas pequeñas, generalmente alrededor de una espina bien definida, y forma, como resultado del crecimiento con una delineación macrofacetada, la interfase sólido-líquido.

La estructura irregular Al-Si, es probablemente la más familiar de las estructuras anormales. Este sistema ha sido estudiado extensivamente debido a su importancia comercial, pero los estudios de Hellawell<sup>(11)</sup> sobre solidificación direccional en particular, han permitido un mucho mejor entendimiento de la formación de las diferentes estructuras anormales. La fig. 7 muestra un resumen de estas estructuras y enfatiza otra vez el papel que el mecanismo de crecimiento y la cristaleografía de la fase facetada juegan en determinada estructura anormal.

Las condiciones de solidificación en la región A, son tales que las dos fases crecen independientemente, y cristales de Si aparecen incrustados en la matriz no facetada de Al, la cual, solidifica con una interfase planar durante la solidificación direccional.

La baja relación G/V en la región B, causa el abatimiento de la interfase Al, y la fase Si forma varillas con una ordenación (100). La punta de la varilla está limitada por los planos (111), pero el crecimiento sobre estos planos está probablemente asegurado bajo las condiciones de solidificación que operan en la región C que compete a la fase Al. Las estructuras de la interfase enfriada, muestra que la fase facetada condujo a la solidificación en el frente. Sin embargo, un rasgo característico de los sistemas que presentan la estructura irregular, es su diagrama asimétrico y sus grandes distintos coeficientes de distribución; esto significa, que el subenfriamiento constitucional delante de la fase de Si, debido al rechazo de Al, es mucho mayor que delante de la fase de Al. Esta diferencia puede ser suficiente para permi-

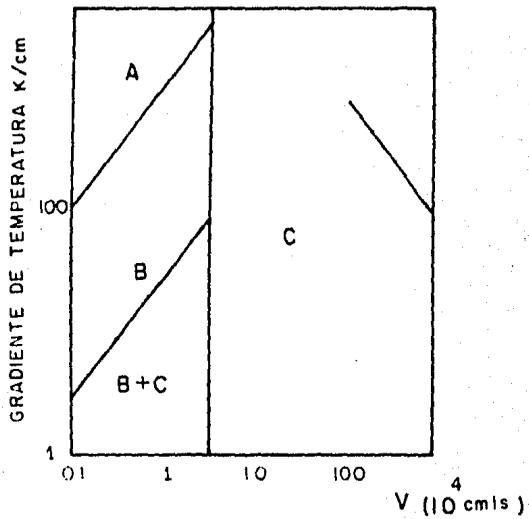


FIG.7 RANGO DE MICROESTRUCTURAS OBSERVADAS EN ALEACIONES EUTECTICAS Al-Si SOLIDIFICADAS DIRECCIONALMENTE

tir que la fase Si se conduzca al frente de crecimiento cuando haya una ventaja fácil de redistribución del soluto dentro del líquido, y un proceso de difusión de corto rango puede ser estabilizado, porque esta redistribución del soluto retardará a la fase Al forzándola a rechazar las puntas crecientes de la fase Si. McLeod<sup>(12)</sup> ha mostrado, que la acumulación de Si es suficiente para suprimir el crecimiento de Al hasta el punto donde ocurre la constante de renucleación, y por consiguiente, la matriz de Al será policristalina.

El sobrecrecimiento de la fase Si en la estructura tipo varilla Al-Si será rara bajo las condiciones mencionadas anteriormente.

La estabilidad de la estructura, dependerá de que la fase Al moje la fase Si sobre la triple unión, de otra manera la fase Si puede crecer lateralmente sobre cualquier plano (100). Esto es más común que ocurra bajo condiciones de estado no estables o como la relación G/V es reducida y la distancia entre las varillas se incrementa, realmente las varillas de Si desarrollan placas conforme nos aproximamos a la región B+C. En esta región, las hojuelas de Si se encuentran conectadas al lado de las placas, aumentándose el número hasta la región C, la cual corresponde a las condiciones de solidificación encontradas en muchos procesos de fundición; la dirección (100) se pierde, y el Si aparece como hojuelas irregulares interconectadas. Este cambio en la morfología es debido a un cambio en el mecanismo de crecimiento de la fase facetada.

Las hojuelas de Si contienen numerosas maclas múltiples cuando las velocidades de crecimiento se exceden en  $3 \times 10^{-4}$  cm/s. Un crecimiento significativo solo ocurre en los bordes de las hojuelas donde los planos de las maclas están

alineados a lo largo de los centros de las hojuelas en la dirección de crecimiento de cada hojuela, proporcionando por sí mismas dos sitios de nucleación dimensional. Los lados de las hojuelas son relativamente inertes.

Las fluctuaciones de crecimiento y la baja relación  $G/V$  encontradas en la región C, permite un constante sobrecrecimiento de la fase no facetada, pero la oclusión total es evitada debido a que el subenfriamiento en áreas entre las hojuelas, puede incrementarse suficientemente para que el Si responda con rompimientos de formación de maclas que permitan la ramificación, formando ángulos con la hojuela original la cual mantendrá la continuidad de la fase Si. Por consiguiente la interfase sólido/líquido, no es isotérmica (fig. 8) y su perfil fluctuará continuamente entre la dirección de crecimiento lateral y local, este es, que la fase diverge y converge con las hojuelas terminantes y ramificantes frecuentemente. Esta situación aparece, porque el crecimiento anisotrópico del Si es restrictivo, no solo en la dirección del crecimiento local sino también en los ajustes laterales de la fase Si que permitirían la optimización de las condiciones de difusión. De este modo, el crecimiento ocurre con un proceso de difusión fluctuante que es ineficiente, y por lo tanto, requiere de una gran fuerza impulsora.

Toloui y Hellawell<sup>(13)</sup> mostraron que aproximadamente el 95% de la interfase subenfriada, es usada para conducir el proceso de difusión.

El gradiente de temperatura en el líquido, debe influir este tipo de proceso interfacial, y se ha encontrado que tanto la interfase enfriada como el espaciamiento de las hojuelas depende del gradiente de temperatura.

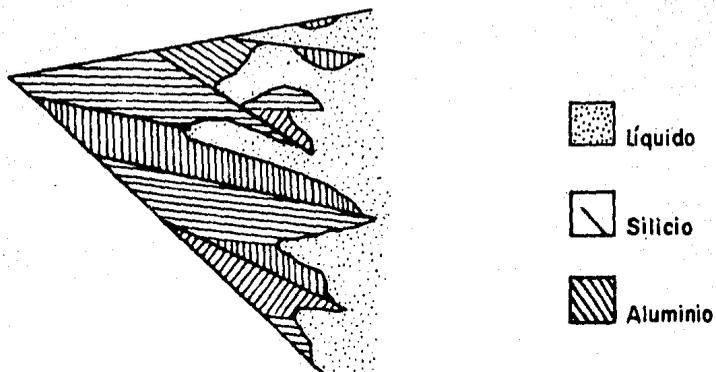


FIG. 8 DIAGRAMA ESQUEMATICO DE LA CONFIGURACION DE LA INTERFASE DURANTE LA SOLIDIFICACION DE LA ESTRUCTURA IRREGULAR DE HOJUELAS Al-Si

### 2.2.1. SOLIDIFICACION DE ALEACIONES DE ALUMINIO

De todas las fases ingenieriles envueltas en la manufactura de los metales, la que es menos apreciada y sin embargo la más importante, es el mecanismo por el cual el metal solidifica. El mecanismo de solidificación determina en gran parte los requerimientos de llenado de la pieza y es el principal factor en decidir características tales como la fluidez, grietas, etc.

Existen tres diferentes formas de comportamiento de la solidificación cuando son coladas en arena:

a) En aluminio puro (fig. 9) toda la contracción debido a la solidificación, aparece como un rechupe en la parte de arriba de la pieza.

b) En la fig. 10 hay muy poco rechupe, y la contracción se reperta primeramente como: i) Un decaimiento en la parte de arriba durante la etapa inicial de solidificación.

ii) Microporosidad en la parte de arriba y generalmente mínima en toda la fundición.

c) La fig. 11 muestra características intermedias de contracción entre la fig. 9 y 10.

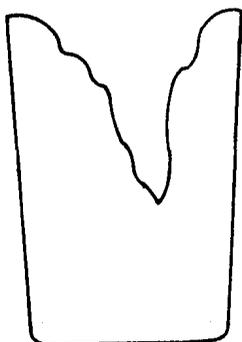


FIG. 9

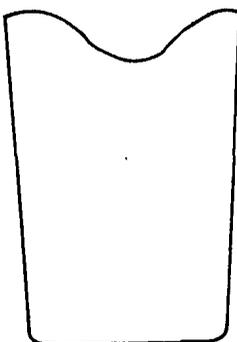


FIG. 10

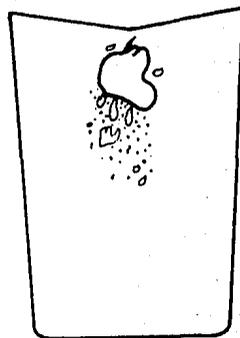


FIG. 11

Muchas aleaciones comerciales de aluminio muestran comportamientos de contracción similares a la fig. 10 u 11; la fig. 10 corresponde a una aleación Al-4.5% Cu, y la fig. 11 a una aleación Al-12% Si.

Métodos de enfriamiento.- Las fundiciones de aluminio puro, se enfrían con un profundo rechupe debido a que el modo de solidificación es tal, que se enfría desde la pared de la fundición hacia el centro, con un frente plano entre el líquido y el sólido; conforme progresa la solidificación, y la contracción ocurre, resultará un rechupe (fig. 12).

En la aleación Al-Cu (fig.13), la situación es completamente diferente. En este caso, la solidificación empieza cerca de la pared del molde, pero progresa rápido hacia el centro de la fundición; se forman granos finos cerca del centro anticipadamente en el proceso de la solidificación. El enfriamiento continúa con metal sólido formado tanto en el centro como en las paredes del molde. A este tipo de solidificación se le llama pastosa.

En la solidificación de las aleaciones de aluminio, la principal barrera al flujo de calor es la arena; como consecuencia, solo gradientes de temperatura ligeros están siempre presentes en el metal.

Durante la solidificación, es probable que la contracción esté alimentada por dos mecanismos completamente diferentes. En los estados iniciales de enfriamiento, cuando solo un pequeño aumento de sólido está presente, la contracción es alimentada por el movimiento de la masa líquida y sólida. Después, cuando una suficiente cantidad de sólido se ha formado, la contracción puede ser llenada por el flujo líquido del alimentador a través de canales angostos interdendríticos; si existe resistencia al flujo, resultará mucha microporosidad.

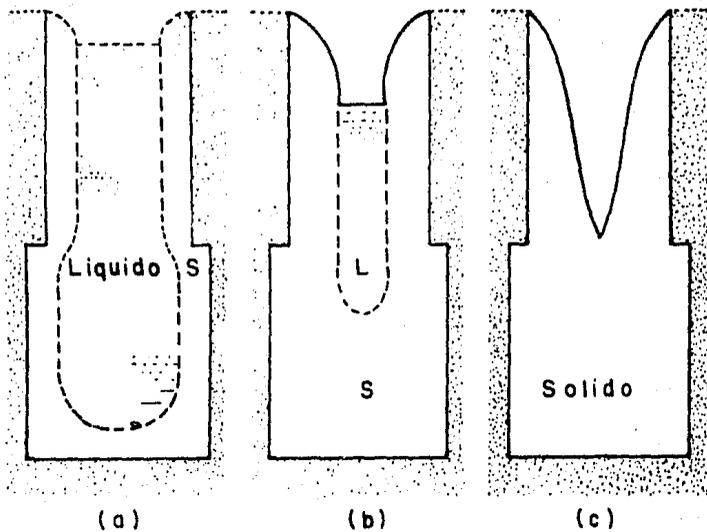


FIG.12 SOLIDIFICACION DE ALUMINIO PURO

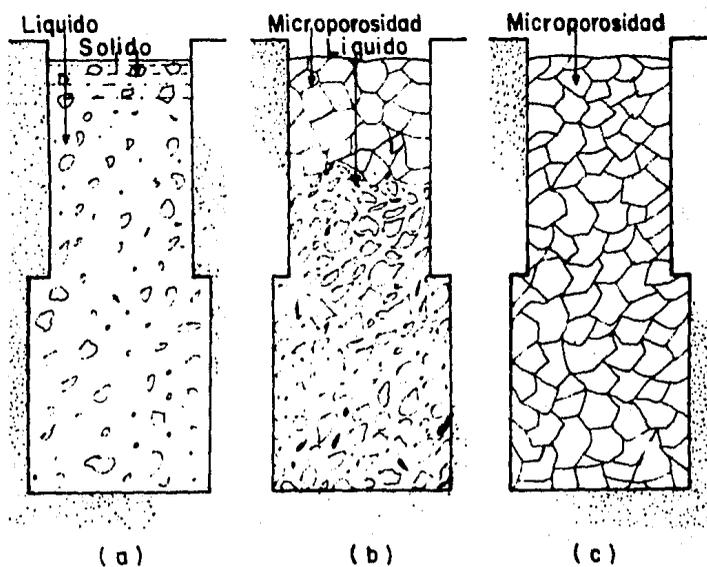


FIG.13 SOLIDIFICACION ALUMINIO - CU.

La microporosidad en aleaciones Al-Cu es acentuada por la presencia de gas disuelto, como el hidrógeno. Este gas es mucho más soluble en líquido que en sólido, y a pequeños aumentos de gas disuelto en el metal líquido, tienden a precipitar y formar microporos durante la solidificación.

Es difícil alimentar la contracción del último líquido a enfriar en aleaciones pastosas, debido a que la alimentación de los canales interdendríticos se vuelven angostos cerca del fin de la solidificación.

Se cambia marcadamente el modo de solidificación por los enfriamientos bruscos. La rápida extracción de calor causada por este enfriamiento, incrementa la velocidad de solidificación, y como resultado, refina el tamaño y distribución de microsegregaciones e impurezas en los límites de grano. También, el amplio rango de los gradientes térmicos causados por el enfriamiento brusco, hacen posible la alimentación completa de la fundición de aluminio. El uso de estos enfriamientos, en conjunto con otras técnicas, hacen posible garantizar buenas propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio coladas en moldes de arena.

Los varios modos de solidificación en las diversas aleaciones, son responsables de muchas diferencias en las características de éstas. La fluidez, la alimentación, desgarrar en caliente, son afectados por el modo de solidificación.

Se pueden crear situaciones especiales de solidificación tales como la formación de granos columnares que se obtienen en la ausencia de agentes refinadores de grano y con suficiente alta temperatura de colada. Otra situación especial, es la prevención de la formación de dendritas y se

hace con un refinamiento muy brusco, pero antes adicionando calor a la aleación fundida durante la solidificación; esto hace posible eliminar la zona líquida-sólida, y por consiguiente, se obtiene un frente plano de solidificación eliminando la formación de dendritas.

Spear y Gardner<sup>(14)</sup> investigaron también sobre la solidificación de las aleaciones de aluminio. La formación de la matriz y sus constituyentes, fueron observadas mediante técnicas metalográficas y microrradiográficas durante las varias etapas de solidificación. El procedimiento consistió de pequeños enfriamientos de los especímenes fundidos a velocidades relativamente bajas y a varias temperaturas dentro de la zona de solidificación, y después, templadas en agua.

Las conclusiones que obtuvieron fueron las siguientes: a) La matriz de las aleaciones fueron formadas por el crecimiento de las dendritas primarias, y por la deposición de material sólido alrededor de los constituyentes.

b) Las dendritas fueron refinadas considerablemente por el aumento en la velocidad de solidificación.

c) Las formas de las dendritas dependió del contenido de la aleación y velocidad de solidificación. Las aleaciones con grandes aumentos de material sólido, fueron aprovechados inmediatamente abajo de la línea líquidus formando dendritas compactas. Las aleaciones que contienen considerable material constituyente, formaron dendritas desarrolladas a través de los ramales primarios. Para todas las aleaciones, el aumento de troncos secundarios y terciarios se incrementó con la velocidad de solidificación.

d) El tamaño de grano fue establecido inmediatamente abajo del líquidus para todas las aleaciones. La influencia de la composición de la aleación sobre la forma de la den-

drita, también tendió a reducir el tamaño de los granos para soluciones sólidas comparadas con aleaciones que tienen solidificación apreciable cerca del solidus.

e) Los constituyentes que solidificaron cerca del líquido, tendieron a ser más grandes que aquellos que solidificaron cerca del solidus. Ellos cambiaron también más rápido de tamaño con la variación en la velocidad de solidificación.

## 2.3. VARIABLES QUE AFECTAN EL PROCESO DE SOLIDIFICACION

### 2.3.1. INTRODUCCION

Las variables más importantes que afectan el fenómeno de la solidificación son:

- a) Influencia de los elementos aleantes.
- b) La geometría.
- c) Tipo de molde.
- d) Velocidad de colada.
- e) Temperatura de colada.
- f) Temperatura de sobrecalentamiento.

### 2.3.2. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS ALEANTES

Debido a que el aluminio puro posee propiedades mecánicas bajas, es necesario alearlo con ciertos elementos para darle mejor consistencia, aunque al hacerlo, bajará la conductividad eléctrica, ductibilidad, resistencia a la corrosión, y el ligero del metal.

La adición de ciertos elementos para el aluminio, tales como el cobre, produce aleaciones cuya estructura metalúrgica puede ser alterada por tratamientos térmicos con mejores resultados en cuanto a sus propiedades mecánicas.

Las aleaciones generalmente consideradas sin tratamientos térmicos, dependen del efecto de endurecimiento de elementos tales como el silicio y magnesio, ya que los constituyentes aleantes son los que determinan las variaciones en cuanto a propiedades y características de las piezas; por lo tanto, es necesario conocerlos como una guía del comportamiento y utilidad que vayan a tener.

**Silicio.**- Este elemento le da a la aleación consisten-

cia y fluidez, reduce la contracción de la solidificación, ayuda a la soldabilidad; sin embargo, reduce la maquinabilidad. Cuando el contenido de silicio supera el 8%, es necesario un rápido enfriamiento o una modificación por tratamiento para prevenir la formación de un eutéctico grueso el cual va en perjuicio de las propiedades mecánicas. El silicio decrece la plasticidad del aluminio.

Cobre.- Este elemento incrementa la dureza tanto en aleaciones tratadas térmicamente como en las no tratadas. Le da a la aleación mejor maquinabilidad, pero reduce la fluidez; la resistencia a la corrosión es disminuída. La dureza máxima se obtiene hasta un 12% de cobre, ya que arriba de este porcentaje, la aleación se hace quebradiza.

Magnesio.- La adición de este elemento produce un aumento gradual de la resistencia. El valor máximo se alcanza con un 6%, y la mayor dureza con un 10%. El magnesio dificulta el vaciado del metal debido a la tendencia de formar escoria; las aleaciones que forma son las más livianas del grupo del aluminio, poseen buena ductibilidad, y son fácil de maquinar; también poseen una alta resistencia a la corrosión.

Zinc.- Agregado con un contenido significativo de magnesio, estas aleaciones poseen alta dureza, buena resistencia al impacto y excelente ductibilidad. Al ser aleado el zinc con aluminio, le confiere la propiedad de superplasticidad y la ventaja es de que se pueden formar piezas muy complicadas; se puede deformar a temperaturas moderadas (200°C) con la ventaja de que al enfriarlo su resistencia mecánica será diez veces mayor que la de los plásticos. Este material presenta buena resistencia a la corrosión.

Estaño.- Este elemento produce excelentes características antifriccionantes y mejora la maquinabilidad. Esta aleación tiene buena resistencia a la corrosión.

Los siguientes elementos van en menor proporción:

**Berilio.**- Las adiciones al instante de este elemento, incrementa la resistencia a la oxidación en aleaciones con contenidos de magnesio. En aleaciones con silicio y magnesio las propiedades a la tensión pueden ser mejoradas.

**Cromo.**- Puede ser adicionado a las aleaciones con zinc para reducir el rompimiento por tensión ó para la corrosión.

**Manganeso.**- Mejora la moldeabilidad y propiedades mecánicas en aleaciones conteniendo apreciables cantidades de hierro.

**Hierro.**- Es considerado como la mayor impureza en las aleaciones de aluminio. El contenido de este elemento generalmente se restringe, puesto que altos contenidos, disminuyen las propiedades mecánicas.

**Sodio y Estroncio.**- Pequeñas adiciones de estos elementos, refinan las partículas de silicio.

**Titanio y Boro.**- Se usan como refinadores de grano, agregándose el titanio durante la colada un poco antes de verter el metal en el molde. Este aleante disminuye la conductividad térmica, mejora la resistencia a la tensión.

**Níquel.**- Incrementa la consistencia a elevadas temperaturas y da mejoría a la estabilidad dimensional.

### 2.3.3. INFLUENCIA DE LA GEOMETRIA EN LA SOLIDIFICACION

Es importante evaluar los tiempos de enfriamiento de las formas complejas de los moldes, en la cual, el contorno de la pared del molde tiene alguna influencia sobre el tiempo de solidificación. Por ejemplo, contrastes de flujo de calor de paredes convexas y cóncavas (fig. 14). El flujo de calor dentro de la superficie convexa es divergente, y por consiguiente, ligeramente más rápido que dentro del molde plano.

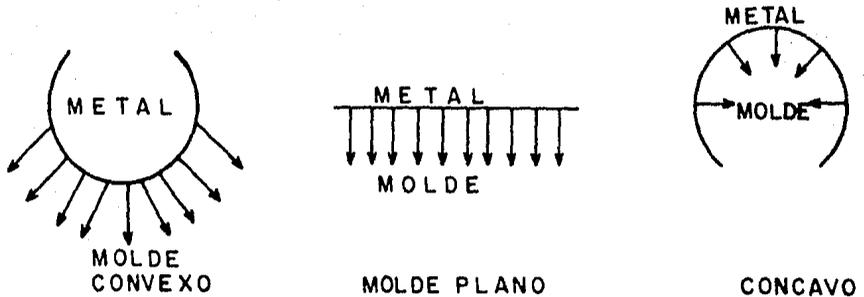


FIG.14 CONTRASTES DE FLUJO DE CALOR

En contraste, el flujo de calor dentro de la superficie cóncava es convergente y menos rápida que dentro de la pared del molde plano.

Como una primera aproximación, tales efectos son algunas veces despreciables debido a que la zona calentada en el molde es poco profunda, y la diferencia en flujo de calor entre una pared plana y una pared con contornos es pequeña. Se puede visualizar que el área superficial de un molde dado tiene la habilidad de absorber cierto aumento de calor en un tiempo dado. Per lo tanto, generalizando para todos los contornos y para una área superficial dada  $A$ , el molde absorbe un aumento de calor  $Q$  en un tiempo  $t$  :

$$Q = \frac{2 AK (T_m - T_o)}{\sqrt{\pi \alpha}} \sqrt{t} \quad \dots(1)$$

donde:  $\alpha$  = difusividad térmica,  $T_o$  = temperatura inicial,  $T_m$  = temperatura del molde.

Para un volumen dado  $V$  completamente solidificado, todo su calor latente debe ser removido; por consiguiente, el

calor latente total  $Q$  será:

$$Q = \rho \cdot V H_f \quad \dots(2)$$

La ecuación (1) y (2) son combinadas para dar el tiempo de solidificación de una fundición en términos de su volumen-área superficial:

$$t = C \left( \frac{V}{A} \right)^2 \quad \dots(3)$$

Esta ecuación se conoce como la regla de Chverinov<sup>(15)</sup> y permite comparaciones de tiempos de enfriamiento de fundiciones con diferentes formas y tamaños.

En algunas aplicaciones, cuando se requiere mucha precisión, es necesario tener en cuenta el efecto del contorno del molde en la solidificación. Para cuantificar algunos efectos del contorno, examinemos las tres diferentes formas básicas y que son: placas infinitas, cilindros infinitamente largos y esferas. Primero, definamos los dos parámetros  $\beta$  y  $\gamma$ :

$$\beta = \frac{V/A}{\sqrt{\alpha t}} \quad \gamma = \left( \frac{T_m - T_o}{\rho \cdot H_f} \right) \rho C_p$$

Con estos parámetros, los tiempos de enfriamiento para las tres formas básicas pueden ser comparadas:

$$\text{Placa infinita: } \beta = \gamma \left( \frac{2}{\sqrt{\pi}} \right) \quad \dots(4)$$

$$\text{Cilindro: } \beta = \gamma \left( \frac{2}{\sqrt{\pi}} + \frac{1}{4\beta} \right) \quad \dots(5)$$

$$\text{Esfera: } \beta = \gamma \left( \frac{2}{\sqrt{\pi}} + \frac{1}{3\beta} \right) \quad \dots(6)$$

Estas expresiones muestran el error de Chverinov al no considerar los contornos del molde, ya que puede llevarnos a una diferencia de un 40 o 50% en el tiempo de enfriamiento. La ecuación (6) (solidificación de una esfera), puede ser usada para otras formas ciertas tales como cubos. Si-

ilarmente, para el tiempo de solidificación de un cilindro, puede ser usado para aproximar el tiempo de enfriamiento.

#### 2.3.4. TIPO DE MOLDE

Puede ser esperado que el número de núcleos en la superficie del molde se incremente con el aumento del sobreenfriamiento, puesto que el máximo cambio en la energía libre para la nucleación  $\Delta G_{\text{max}}$ , decrece inversamente en proporción al cuadrado del grado de sobreenfriamiento  $\Delta T^2$ .

Cuando un metal es colado dentro de un molde con baja capacidad de enfriamiento, por ejemplo, en un molde de arena, el número de núcleos sobre la pared del molde será mucho más pequeño que en el caso de un molde con alta capacidad de enfriamiento, por ejemplo, un molde metálico o de grafito. Por otro lado, en el caso del molde con alta capacidad de enfriamiento, muchos cristales pueden nuclearse estrechamente con cada otro sobre la pared del molde y entonces formar la capa sólida estable. Una vez formada, puede crecer formando zona columnar aún si la convección violenta existe en el líquido. Sin embargo, si los cristales libres los cuales son formados en cualquier otra parte son llevados hacia el molde, éste, con alta capacidad de enfriamiento producirá estructura de grano fino sobre sus paredes, porque muchos cristales libres pueden precipitar sin que estén refundidos en la masa líquida. Esto ha sido corroborado experimentalmente<sup>(16)</sup>.

#### 2.3.5. TEMPERATURA DE COLADA

Es bien sabido que el tamaño de grano en la estructura solidificada del lingote generalmente se incrementa cuando la temperatura de colada del metal fundido se aumenta. La explicación clásica, es que las partículas fundidas se diluyen en la masa líquida cuando el metal es calentado por largo

tiempo a alta temperatura. Atsumi Ohno<sup>(17)</sup> mostró resultados experimentales simples que contradicen este viejo concepto.

Los cristales libres separados de la pared del molde o suspendidos en el líquido, dependen de la temperatura del metal líquido, y esto explica porqué la temperatura de colada tiene un efecto en el tamaño de grano.

Si un metal fundido es colado a alta temperatura dentro de un molde frío, los cristales que se forman en las paredes del molde durante la colada y en el estado inicial de la solidificación son arrastrados dentro de la región caliente hacia el centro por el flujo y convección térmica.

Cuando la temperatura del metal fundido es más baja, la convección y turbulencia, las cuales, son esperadas para promover la separación de cristales de las paredes del molde, decrece porque el gradiente de temperatura también decrece. Los cristales que no se separan, forman la capa sólida, y entonces crecen para formar la zona columnar.

Por otro lado, si la separación de cristales se lleva a cabo violentamente, por ejemplo, con baja temperatura de colada, entonces la región será pequeña. Por consiguiente, si un lingote es deseado con granos equiaxiales, la temperatura de colada deberá ser lo más baja posible para prevenir el refundido de los cristales separados.

### 2.3.6. TEMPERATURA DE SOBRECALENTAMIENTO

Previos trabajos<sup>(18)</sup> habían mostrado, que cuando las aleaciones de aluminio fueron sobrecalentadas, el tamaño de los constituyentes y los espacios interdendríticos fueron más pequeños que en fundiciones no sobrecalentadas. Esto fue atribuido a la denucleación, que es la remoción de nucleantes, los cuales forzan la solidificación a muy altos subenfriamientos, y por consiguiente a una velocidad rápida.

El trabajo realizado por Mendelfe y Barlock<sup>(19)</sup> intenta establecer el mecanismo exacto y otras características de refinamiento de la estructura por el sobrecalentamiento. Las variables con las cuales trabajé fueron: diferentes tipos de enfriamiento, diferentes tipos de moldes, y diferentes temperaturas de celada. El tiempo total de solidificación para todas las muestras, fue medido desde el momento que éstas fueron celadas dentro del molde, hasta que enfriaron completamente. Con lo anterior, fueron obtenidas curvas típicas de enfriamiento para la mayoría de las muestras.

Inicialmente Mendelfe usó la aleación 3003 para el experimento, aunque después se le sumaron otras aleaciones.

A las conclusiones que llegaron son: el sobrecalentamiento en aleaciones de aluminio aumenta el tiempo de enfriamiento y de solidificación, pero resulta en una velocidad total de solidificación alta. El tamaño de grano y el espacio interdendrítico, decrece cuando se incrementa el sobrecalentamiento, a pesar del aumento del tiempo de solidificación.

Comparaciones con resultados obtenidos en la nucleación del plomo y cobre, indican que en las aleaciones de aluminio hay un nucleante que actúa al punto más bajo de subenfriamiento, el cual, no es completamente destruido por el sobrecalentamiento arriba de los 500°C con respecto a la temperatura de solidificación.

Aparentemente, el efecto del sobrecalentamiento es debido posiblemente a una reducción en el tamaño y en el número de partículas nucleantes, el cual, fuerza el crecimiento anticipado de el núcleo a subenfriamientos aumentados, tal que el espaciamiento interdendrítico permanece más pequeño a pesar del grosor adicional debido al incremento del tiempo de solidificación.

El efecto del decrecimiento de sitios nucleantes, es despreciable a velocidades de enfriamiento muy bajas, ya que habrá poca o no habrá refinación de la estructura; por el contrario, a velocidades muy altas de enfriamiento, habrá refinación de estructura muy pronunciada.

### 2.3.7. VELOCIDAD DE COLADA

Es relevante considerar que en un momento determinado puede aumentar la porosidad de la pieza debido al atrapamiento de aire, ya que, al vertir muy rápido el metal líquido, se crea una turbulencia no deseada. Otro inconveniente, es que la turbulencia creada al vertir el metal líquido, tenderá a erosionar porciones del molde, así como también atrapamientos de óxidos metálicos en la fundición misma.

En la colada de aceros y hierros, la erosión del molde es generalmente el problema más severo excentrado después de la turbulencia.

Los metales más oxidables, tales como el aluminio y el magnesio, los óxidos metálicos y el atrapamiento de aire debido a la turbulencia, son los problemas más frecuentes, y por lo tanto, el colar (fig. 15) grandes cantidades de metal no es recomendable. Su uso, generalmente es limitado para moldes pequeños y de simple diseño o para grandes coladas haciendo el molde con materiales resistentes a la erosión. Para sistemas o piezas más complicadas, es necesario tomar en cuenta variables como por ejemplo, el número de Reynolds que es el que determinará si habrá flujo turbulento o no.

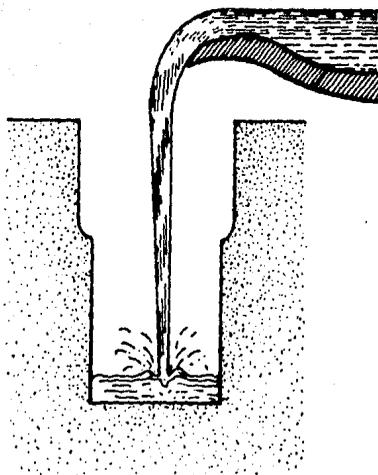


FIG. 15

## 2.4 VARIABLES MECANICAS QUE AFECTAN EL PROCESO DE LA SOLIDIFICACION.

### 2.4.1. INTRODUCCION

Es importante conocer las diferentes variables mecánicas que afectan la solidificación.

Existen varias técnicas consideradas como refinadoras de grano tales como: vibración, agitación, rotación, oscilación y translación. Estas técnicas no han sido explotadas aún comercialmente, así como tampoco se han hecho muchos trabajos en esta dirección, y aquellos que se han realizado, sólo proveen de resultados ambiguos.

Se han propuesto muchas teorías para explicar el mecanismo de refinación de granos, pero hasta ahora, ninguna teoría ha sido satisfactoriamente aceptada ya que todos los efectos metalúrgicos como: temperatura de solidificación y subenfriamiento, tiempo de solidificación, degasado de la fundición, porosidad debido a la contracción y gases disueltos, - fluidez, segregación, etc., no son incluidos en los estudios de la vibración previamente llevados a cabo.

De las diferentes teorías propuestas, la fragmentación de las ramas dendríticas debido al flujo de fluido, parece tener buen soporte experimental.

J. Campbell<sup>(20)</sup> básicamente contra el efecto de la vibración en la solidificación en términos de una representación gráfica frecuencia-amplitud, y por medio de modelos teóricos.

Frecuencias bajas y medianas arriba de 1000 Hz., pueden ser implementadas por medios mecánicos. Uno de los más comunes, es un motor eléctrico con un excéntrico. Esto puede tener una eficiencia excelente de refinación de granos debido a su movimiento no lineal.

Los métodos de aplicación de la vibración, se pueden llevar a cabo en: el molde, en el líquido, en el corredor, en la colada. La vibración en el molde, quizás es la mas conveniente de todas las formas de influir en el proceso de solidificación. Sin embargo, su efectividad está limitada a frecuencias bajas y amplitudes grandes. Normalmente, solo los moldes metálicos han sido usados para transmitir vibración e para contener una fundición que es sujeta a vibración en alguna otra forma.

Los moldes de arena tienden a desintegrarse, pero se ha logrado transmitirles buena vibración recubriendo con una buena proporción de silicato de sodio estos moldes.

Los efectos estructurales debido a la vibración en el material de los cuales, el tamaño y el espaciamiento de las dendritas están controlados por la difusión del soluto en el líquido, parece que son engrosados como un resultado de la velocidad acelerada del transporte de soluto.

En materiales que solidifican de una manera planar e celular, el mecanismo por el cual el tamaño de grano es refinado, se observa que es mediante la erosión del frente de solidificación debido a las burbujas cavitadas.

El inicio del refinamiento del grano coincide cercanamente con el umbral de la cavitación predicha. Algunas observaciones ocasionales sin refinamiento de grano aún no han sido entendidas, pero las condiciones de la cavitación puede ser un importante factor.

En materiales que solidifican dendríticamente, el refinamiento de grano ocurre mediante la fragmentación de la dendrita. El mecanismo puede ser el del doblado de los ramales y la subsecuente recristalización. Esto es, se llega a un ángulo máximo de doblado del ramal que, se desprende e fragmenta

y posteriormente, con una penetración del líquido debido a una fuerza impulsora de energía, se recristaliza.

La porosidad, es generalmente reducida por la vibración durante la solidificación; sin embargo, puede ser incrementada si el umbral de la cavitación es excedida.

Las ventajas importantes de la aplicación de la vibración, son: refinamiento de grano, homogenización de la estructura y propiedades, reduce la microsegregación, mejora todas las propiedades mecánicas, incrementa la producción de lingotes mediante la modificación de la forma de la contracción en la cabeza del lingote.

R. Burbure y Murthy<sup>(21)</sup> clasifican las vibraciones en ultrasónicas y de baja frecuencia. Encontraron que el efecto de las mismas es dependiente de su frecuencia.

El trabajo consistió en aplicar vibraciones de baja frecuencia con diferentes pices de aceleración, con precalentamiento del molde metálico, y una amplitud máxima de 5 mm.

El estudio de las macroestructuras indicaron que la aleación Al-12% Si que normalmente presenta estructura equiaxial bajo condiciones estáticas de solidificación, mostró refinamiento de grano cuando solidificó con vibración. Este refinamiento es más pronunciado con aumentos en el tamaño de la fundición y a temperaturas iniciales muy bajas en el molde.

El tamaño de la celda eutéctica es decrecida por la vibración; estas celdas eutécticas son más finas a temperaturas bajas iniciales del molde que a temperaturas altas.

Las agujas de silicio son engrosadas por la vibración; el grado de engrosamiento se incrementa con el tamaño de la fundición y con el aumento de la temperatura inicial del molde. Por consiguiente, las propiedades mecánicas son grandemente afectadas por las vibraciones.

Por último, concluyen que las vibraciones a bajas frecuencias no pueden ser usadas para fundiciones coladas en mol

des metálicos precalentados a temperaturas iniciales muy altas.

N. Pillai<sup>(22)</sup> realizó también experimentos con vibraciones a bajas frecuencias pero con estructuras normales y estructuras modificadas mediante sodio en aleaciones eutécticas Al-Si. Usó una amplitud de 10 mm., una frecuencia de 720 oscilaciones por minuto, precalentó el molde, y varió el tiempo de vibración.

En las aleaciones normales (sin modificadores), las partículas de silicio fueron refinadas con el incremento en la duración de la vibración. Por otro lado, en las aleaciones modificadas con sodio, las partículas de silicio fueron engrosadas también con el incremento de la duración de la vibración.

Atsumi Ohno considera dos efectos importantes de la vibración en las estructuras solidificadas. Primero, las vibraciones promueven la humedad del metal fundido en la superficie del molde lo cual ayuda a la extracción del calor a través de las paredes del molde. Puesto que la superficie fundida está generalmente cubierta con una capa de óxido, es difícil bajo condiciones estáticas esperar un contacto uniforme entre el metal fundido y la pared del molde. Las vibraciones rompen esta capa de óxido y promueven la humedad del líquido sobre la superficie del molde. Consecuentemente, la velocidad de enfriamiento se aumenta. En otras palabras, la nucleación de cristales sobre la pared del molde es promovida, y como resultado, la superficie de los lingotes generalmente se vuelve más fina con la ayuda de la vibración. Segundo, las vibraciones promueven las separaciones de cristales en forma de cuello de las paredes del molde. Para metales que crecen con interfase planar (un metal puro), la separación de cris-

tales en la pared del molde puede no ser esperada. Sin embargo, si un metal contiene bastante soluto para la formación de cristales dendríticos, la obtención de cristales equiaxiales pueden ser promovidos mediante las vibraciones.

Los resultados experimentales señalan que, el dar vibración en el estado inicial de la solidificación es más efectivo para la separación de cristales. Debido a que éstos cristales separados pueden refundirse si la temperatura de colada es muy alta, la acción de la vibración debe ser continuamente aplicada hasta que la temperatura del metal baje lo suficiente para que los cristales separados sobrevivan.

En la unión de la superficie fundida y la pared del molde, los cristales son altamente inestables en los inicios de la solidificación, y pueden ser separados más efectivamente mediante agitaciones; éstas, pueden efectuarse por medio de una varilla sumergida en el baño metálico o mediante burbujas de gas durante la solidificación.

Los trabajos realizados por Cole y Bolling<sup>(23)</sup> reportan que una combinación de la rotación y la oscilación dentro del mismo lingote, se obtienen refinaciones de grano.

La transición de granos columnares a granos equiaxiales puede ocurrir cuando el gradiente de temperatura decrece a un valor crítico o puede también ser inducido mediante fuerzas externas de origen físico o químico. Los autores explican cómo las fuerzas físicas (rotación y oscilación) pueden alterar la eficacia de las fuerzas químicas. La rotación, la cual produce un líquido sin agitación, o la oscilación, la cual produce una fuerza rajante en la interfase sólido-líquido; partículas de esta interfase son removidas de su posición inicial y redistribuidas por todo el líquido. Estas partículas sobre-

viven puesto que la fundición también se enfría más rápidamente que a la temperatura de solidificación de la aleación bajo la rápida transferencia de calor causada por la acción de la oscilación. La rotación, por otro lado, abate el movimiento natural del fluido y de este modo reduce el número de partículas sólidas libres; al mismo tiempo, una reducción en el flujo natural permite que los gradientes de temperatura en la fundición permanezcan muy altos, los cuales reducen directamente la velocidad de nucleación del grano.

Los resultados de los experimentos, señalan que, los tratamientos por rotación y oscilación pueden afectar la velocidad de crecimiento de los núcleos mediante el cambio de los gradientes de temperatura locales y la distribución natural del núcleo, puesto que las partículas son llevadas a otro lado por la fundición mediante cualquier movimiento del metal líquido de la interfase avante. Finalmente, tanto la rotación como la oscilación, refinan la estructura pero ésta última es la que le da mayor efecto.

## 2.5 POROSIDAD

### 2.5.1. INTRODUCCION

Las condiciones que favorecen el desarrollo de un poro en un metal que está solidificando, es descrita por la siguiente ecuación :

$$P_g + P_s = P_{atm.} + P_{s-t} + P_h$$

donde:

$P_g$  = presión de equilibrio de los gases disueltos dentro de la fundición

$P_s$  = presión negativa debido a la contracción causada por dificultades en la alimentación.

$P_{atm.}$  = presión atmosférica.

$P_{s-t}$  = presión requerida para vencer la tensión superficial en la interfase poro/líquido.

$P_h$  = presión debida a la cabeza metalostática sobre el poro.

Los dos factores que promueven la formación de poros son: gases disueltos y la contracción debido a la solidificación. Estos dos factores se interactúan y en muchos casos es difícil establecer cual es el predominante en causar porosidad.

Es importante conocer la manera como está localizada la porosidad, y también sobre cómo la distribución y el aumento varían con las condiciones de solidificación y contenido de gas.

De los trabajos llevados a cabo por Gruzleski y Thomas<sup>(24)</sup>, se desprende que la porosidad dentro de un lingote generalmente sigue un modelo definido, el cual en muchos casos puede ser interpretado en términos del modelo de enfriamiento del lingote. El modelo de la porosidad, sin embargo, desaparece a altas concentraciones de gas cuando los poros formados por gases liberados se generan durante la solidificación y también a muy bajas concentraciones de gas. Los resultados experimentales indican que sobre un cierto rango de concentraciones de hidrógeno, el contenido del gas disuelto no es una importante variable en determinar la distribución de la porosidad. Si el contenido de gas es alto, la contracción es de poca importancia en determinar la formación de la porosidad; si el contenido es bajo, la contracción misma es inefectiva en producir poros. En ciertos rangos, el gas disuelto y la contracción se combinan para formar microporosidades.

En rangos intermedios, aunque ambos actúan juntos, es aparentemente la contracción la que determina dónde se formaron los poros y su volumen total.

Estudios realizados por Shukla y Geel<sup>(25)</sup> sobre el efecto de la vibración en la formación de poros, indican que en la aleación Al-11.3% Si a medida que aumentan las oscilaciones por minuto, aumenta la porosidad. También dicen que con las combinaciones de parámetros como frecuencia, aceleración, etc., facilitan el escape o atrapamiento del hidrógeno durante la solidificación. A bajas energías de vibración, se reduce la porosidad en aleaciones Al-Mg-Cu mediante el desplazamiento de las partículas sólidas que obstruyen la salida de los gases. En vibraciones de alta energía, se desenvuelve una presión negativa de considerables magnitudes, y como resultado, las burbujas de gas en el metal fundido tendrán una tendencia a empujar hacia la parte baja del molde donde la presión negativa es máxima; ésto, por consiguiente, causa incremento en la porosidad y tamaño. También, a muy altas oscilaciones por minuto, las cavidades son formadas sobre la presión negativa; si estas cavidades no son llenadas con suficiente gas, generalmente se colapsarán sobre la parte de la presión positiva generando grandes presiones locales. Se cree que con estas presiones altas se romperán las burbujas existentes en la cercanía de cavidades colapsadas, y como resultado, habrá pequeños huecos distribuidos en la colada.

La vibración también afecta la porosidad debido a la contracción, ya que el metal líquido pasa a través de los canales interdendríticos.

Los trabajos llevados a cabo por Kondic y Davies<sup>(26)</sup> sobre el mecanismo de la formación de cavidades por contracción

nos dicen que el tipo de enfriamiento depende primeramente sobre el rango de congelamiento de la aleación y del gradiente de temperatura; el mecanismo de la formación de cavidades es afectada por el tipo de enfriamiento. Las cavidades internas, las cuales son causadas por contracciones volumétricas durante el enfriamiento, pueden ser iniciadas mediante concavidades micro y macro en la superficie inicial de la fundición en el momento de la solidificación.

Las presiones negativas producidas en el líquido, pueden ser relevadas mediante la deformación plástica de la piel interna, pero, cuando la piel se vuelve rígida, la presión negativa es frecuentemente relevada por la concavidad de la piel bajo la presión atmosférica. Las aleaciones que se enfrían en forma pastosa, no producen frecuentemente una piel sólida, y la presión negativa en los remanentes líquidos entre los brazos dendríticos pueden ser reemplazados mediante el mecanismo de microconcavidades.

De todos los gases que normalmente están en contacto con el aluminio, solamente el hidrógeno es soluble a cualquier grado<sup>(27)</sup>. El nitrógeno reacciona con el aluminio formando nitruro de aluminio ( $AlN$ ), y el oxígeno reacciona formando óxido de aluminio ( $Al_2O_3$ ). Como regla general, la solubilidad se incrementa o disminuye de acuerdo a la habilidad de los elementos aleantes para disolver el hidrógeno. La oxidación se incrementa con un aumento en la temperatura y forma en el aluminio fundido una capa densa de óxido inmediatamente. Este óxido, principalmente es formado por la reacción del vapor de agua existente en la atmósfera.

Tres tipos de porosidad principales fueron encontradas de acuerdo a la concentración de hidrógeno y condiciones de enfriamiento:

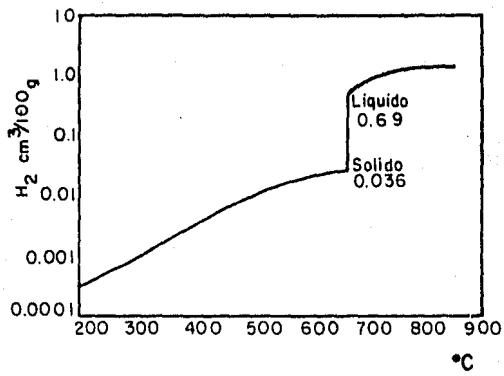


FIG. 16 SOLUBILIDAD DEL H<sub>2</sub> EN ALUMINIO SOLIDO Y LIQUIDO

- a) Lingotes con granos finos y bajos aumentos de porosidad, se encontró una porosidad interdendrítica.
- b) A concentraciones altas de hidrógeno, los poros son de forma esférica.
- c) Microporosidad.- Hay cierta interacción entre el pre y la dendrita; ésta, se produce por dificultades en la alimentación y en cierto rango de condiciones.

### III.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 SELECCION DE VARIABLES

Se desean examinar los efectos de la vibración con sus diferentes variables en el proceso de la solidificación de varias aleaciones comerciales de aluminio. Las variables consideradas son las siguientes:

- a) Amplitud
- b) Temperatura de colada
- c) Temperatura de sobrecalentamiento
- d) Temperatura del molde
- e) Oscilaciones por minuto (aceleración)
- f) Tiempo de vibración

Se diseñaron los experimentos de tal forma que se variaron las oscilaciones por minuto, la temperatura de colada, la temperatura de sobrecalentamiento, y la temperatura del molde; esto fué exclusivamente para las aleaciones hipoeutécticas. Durante los experimentos, la amplitud se mantuvo constante en todas las fundiciones, y el tiempo de vibración se dejó hasta que se observara que la muestra estuviera completamente solidificada.

Para las aleaciones eutécticas e hipereutécticas, se mantuvieron constantes tanto la amplitud, tiempo de vibración y las oscilaciones por minuto; o sea, se varió la temperatura del molde, la temperatura de sobrecalentamiento, y por consiguiente la temperatura de colada.

#### 3.2. DESCRIPCION DE LA PROBETA

La obtención de las probetas fué a partir de un molde de grafito previamente recubierto con una pintura aislante. Las dimensiones del molde de grafito son: diámetro igual a 62 mm. y longitud igual a 104 mm.

La fig. 17 muestra las dimensiones y el tipo de pro-

beta. que se obtuvo de las fundiciones efectuadas.

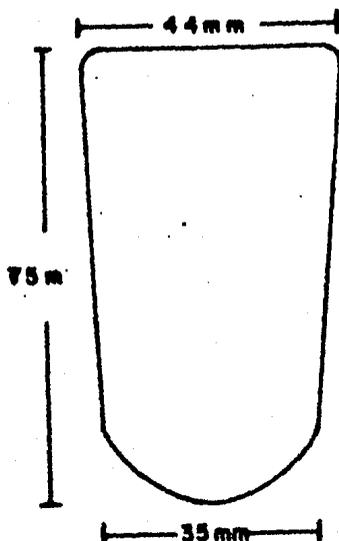


FIG. 17 DIMENSIONES DE LA PROBETA

### 3.3 EQUIPO DE VIBRACION

Se diseñó y construyó un sistema vibratorio por medio de energía mecánica, el cual consiste de un motor eléctrico de 1/4 H.P., con una flecha extendida y a su vez, conectada a un excéntrico con una amplitud de 3.5 mm. ; sobre éste excéntrico reposa un bote de lámina de dimensiones de diámetro igual a 101 mm. y longitud de 119 mm., y dentro del mismo el molde de grafito (las dimensiones ya fueron mencionadas anteriormente) el cual contenía el metal fundido; entre el bote y el molde se interpuso un aislante llamado - Kaowl y se hizo con el fin de evitar que el molde de grafito estuviera suelto en el interior del bote.

Se pusieron resortes de alambre en cada varilla que sostenían al bote con el propósito de amortiguar un poco el peso, y también tratando de prevenir el desgaste prematuro tanto del excéntrico como del bote (fig. 18). Por medio de un reóstato se controlaron las diferentes oscilaciones por minuto; se usó un tacómetro para medir estas oscilaciones.

#### 3.4. HORNO DE FUSION

Se usó un horno de resistencias para fundir las diferentes aleaciones de aluminio.

Se construyó un controlador de temperatura con su respectivo termopar cromel-alumel para medir la temperatura del horno. También se utilizó un termopar cromel-alumel para medir la temperatura del baño metálico (fig. 18).

Se usó una mufla para efectuar precalentamientos del molde.

#### 3.5. PREPARACION DE LAS ALEACIONES

Para la obtención de las diferentes muestras, se escogió la aleación comercial A356 ya que es muy utilizada tanto en la industria automotriz (fabricación de pistones) como en la aeronáutica; ésta aleación se utilizó para las muestras hipoeutécticas.

Para las aleaciones eutécticas e hipereutécticas, se usó también la aleación comercial A356 en combinación con otro lingote comercial que contenía 50% de silicio. Para efectuar ésta combinación, se necesitó de un balance de carga para saber el peso de cada lingote para obtener el porcentaje deseado. El balance de carga se hizo de la siguiente forma para la aleación eutéctica:

$$(0.5) X + (0.071) Y = (0.117) (1200) \quad \dots\dots(1)$$

$$X + Y = 1200 \quad \dots\dots(2)$$

Despejando X de (2) y sustituyendo en (1)

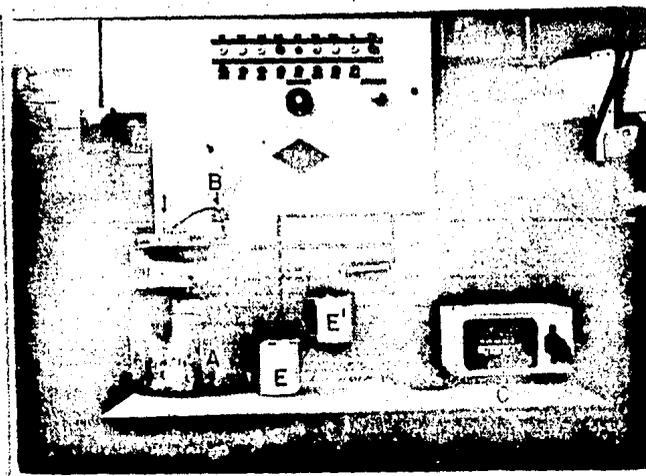


Fig. 18 Dispositivo experimental vibratorio

En el lado izquierdo de la figura, se encuentra el horno de resistencias (A) para la fusión del material y conectado a este horno, hay un termopar cromel-alumel (B), el cual está conectado a un controlador de temperatura (C). En la parte central se encuentra el dispositivo vibratorio (D) con dos recipientes (E y E') los cuales contienen a los moldes de grafito para la obtención tanto de la muestra estándar como de la vibrada respectivamente.

$$(0.5)(1200-Y) + (0.071) Y = 140.4$$

$$600 - 0.5 Y + (0.071) Y = 140.4$$

$$-0.429 Y = -459.6$$

$$Y = 1071.32 \text{ gramos}$$

$$X = 128.68 \text{ gramos}$$

Este mismo balance de carga se hace para las aleaciones hipereutécticas pero variando la composición, en este caso de 11.7% a 17.5%. Cabe mencionar que varios autores como Mondolfo y M. Lajtin<sup>(28)</sup>, reportan que la composición del punto eutéctico se encuentra en el rango de 11.7% a 14%; se consideró el punto eutéctico para el presente trabajo de 11.7% tal y como se muestra en el diagrama de equilibrio aluminio-silicio de M. Lajtin (fig. 19).

### 3.6. FUSION DE LA CARGA

Para la fusión, se pesaban 450 gramos de la aleación deseada de aluminio, y se colocaban en un molde de grafito de 114 mm. de diámetro por 145 mm. de longitud, que previamente había sido recubierto con una pintura aislante. Se procedía a fundir la carga, y una vez fundida, reuniendo las características deseadas, se sacaba rápidamente del horno, se escoriaba y se vaciaba en el molde de grafito, el cual se encontraba en el sistema vibratorio; inmediatamente después de vaciar el metal fundido, se aplicaba la vibración y no cesaba hasta que se observaba que el metal estaba completamente solidificado. En otro molde de grafito con las mismas características, se obtenía la muestra estándar o sin vibración. Previamente, los moldes eran precalentados en una mufla y justo antes de colar se sacaban de

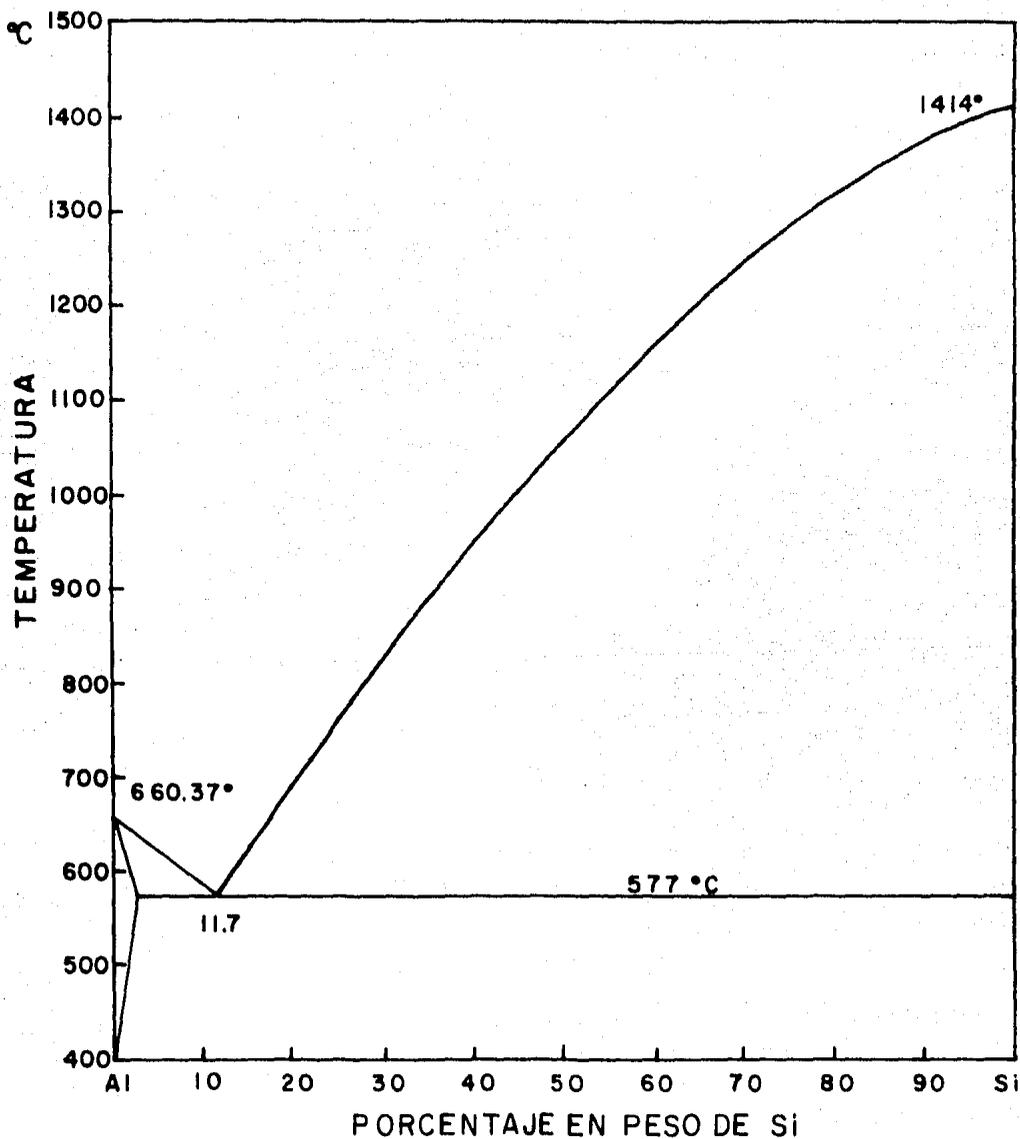


FIG. 19

DIAGRAMA DE FASE Al-Si

la misma y se acomodaban en sus respectivos recipientes.

### 3.7. DESCRIPCION DE LAS VARIABLES ESTUDIADAS

La tabla I muestra las variables estudiadas durante los experimentos en las aleaciones hipoeutécticas:

TABLA I.- VARIABLES ESTUDIADAS.

TIPO DE ALEACION	T FUSION °C	VIBRACION REV/MIN	T COL. °C	T SOB. °C	T MOLDE °C
	620	0	680	60	450
	620	7200	680	60	450
H	620	7600	680	60	450
I	620	8000	680	60	450
P	620	8400	680	60	450
O	620	0	700	80	450
E	620	7800	700	80	450
U	620	0	720	100	450
T	620	7800	720	100	450
E	620	0	740	120	450
C	620	7800	740	120	450
T	620	0	760	140	450
I	620	7800	760	140	450
C	620	0	720	100	AMB.
A	620	7800	720	100	AMB.
	620	0	720	100	100
	620	7800	720	100	100

Como se podrá observar en las tablas II y III, la temperatura de sobrecalentamiento no rebasa más de 145°C, y esto se debe a que va en aumento la disolución de gases y por lo

tanto, se incrementa la porosidad en la muestra.

En las tablas II y III se da una descripción de las variables estudiadas durante la solidificación de las aleaciones eutécticas e hipereutécticas:

TABLA II.- VARIABLES ESTUDIADAS.

TIPO DE ALEACION	T FUSION °C	VIBRACION REV/MIN	T COL. °C	T SOB. °C	T MOLDE °C
E	577	0	660	83	100
U	577	7800	660	83	100
T	577	0	685	108	150
E	577	7800	685	108	150
C	577	0	720	143	100
T	577	7800	720	143	100

TABLA III.- VARIABLES ESTUDIADAS.

TIPO DE ALEACION	T FUSION °C	VIBRACION REV/MIN	T COL. °C	T SOB. °C	T MOLDE °C
H	660	0	740	80	100
I	660	7800	740	80	100
P	660	0	775	115	150
E	660	7800	775	115	150
R	660	0	800	140	100
E	660	7800	800	140	100

### 3.8. PREPARACION METALOGRAFICA

Después de haber sido obtenidas las dos muestras, tanto la estándar como con vibración, se procedió a la preparación metalográfica. Para iniciar esta preparación, primero se cortaban las muestras a la mitad en forma longitudinal para su análisis metalográfico tanto macroscópico como microscópico ( fig. 20 ).

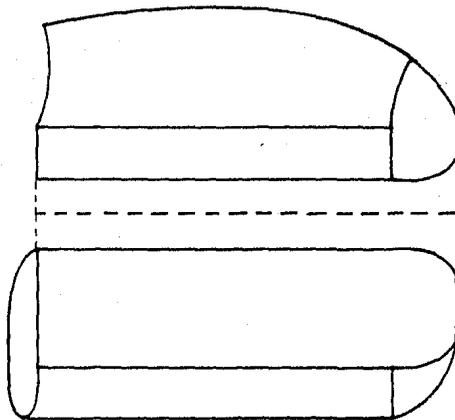


FIG.20 CORTE LONGITUDINAL DE LA PROBETA

### 3.9. PREPARACION DE LAS PROBETAS

Siguiendo las diferentes técnicas de pulido, se dejaron listas las muestras para el ataque químico el cual fue llevado a cabo de la siguiente manera:

<u>ESTRUCTURA</u>	<u>COMPOSICION</u>	<u>OBSERVACIONES</u>
MACRO	HF- 10 ml. HCl- 25 ml. HNO <sub>3</sub> - 15 ml. H <sub>2</sub> O- 50 ml.	Se moja un algodón con el reactivo y se frota varias veces la superficie de la probeta enjuagando inmediatamente con agua.

MICRO                      HF - 0.5 ml.                      Ataque por inmersión  
                                  H<sub>2</sub>O - 99.5 ml.                      durante 10 segundos.

Estando ya las muestras atacadas, se procedían a sacar las fotografías de la macro y microestructura, empleando la respectiva técnica fotográfica.

### 3.9. ANÁLISIS QUÍMICO DE LAS PROBETAS

El análisis químico de las aleaciones de aluminio reportaron lo siguiente:

<u>TIPO DE ALEACION</u>	<u>Si</u>	<u>Mg</u>	<u>Fe</u>	<u>Cu</u>	
HIPOEUTECTICA	7.1	0.3	0.93	0.19	%
EUTECTICA	11.9	0.047	1.81	0.13	%
HIPEREUTECTICA	17.8	0.048	2.25	0.14	%

**IV.- RESULTADOS EXPERIMENTALES**

#### 4. RESULTADOS EXPERIMENTALES

##### 4.1. INTRODUCCION

A continuación serán descritos los resultados obtenidos de las diferentes aleaciones hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas de aluminio, teniendo como variables las r.p.m., temperatura de colada, temperatura de sobrecalentamiento, y temperatura del molde.

A su vez, también serán mencionados subsecuentemente los efectos de la vibración llevados a cabo en la formación del rechupe, en la formación y/o eliminación de la porosidad tanto por gases disueltos como por contracción en la refinación de grano, y por consiguiente, en la microestructura.

##### 4.2 VARIACION EN LAS R.P.M.

Los experimentos se iniciaron con las aleaciones hipoeutécticas. Se escogieron cuatro diferentes r.p.m. las cuales variaron en un rango de 7200, 7600, 8000 y 8400.

Debido a ciertas restricciones en el dispositivo experimental en el sentido de que con pocas r.p.m., el motor eléctrico no proporcionaba buena eficiencia y también de que se creaba mucha turbulencia en el baño líquido a bajas r.p.m., se decidió trabajar con altas r.p.m. espaciando entre cada una de ellas 400 r.p.m..

Así pues, se llevó a cabo la primera serie de experimentos y a continuación se describen los resultados obtenidos :

La fig. 21 corresponde a la muestra estándar ( 0 r.p.m) en la cual hay una desuniformidad estructural y también un tamaño de grano un poco grande.

En la fig. 22 con 7200 r.p.m. se observan granos un poco finos en una tercera parte de la probeta y que corres -



Fig. 21 Probeta estándar

$T_c = 680^\circ\text{C}$ ,  $T_s = 60^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
rpm = 0, React. Keller

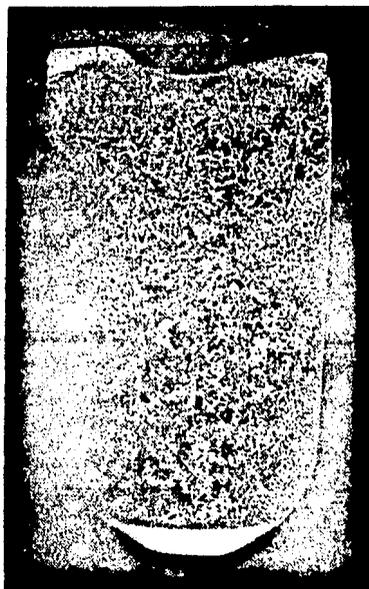


Fig. 22 Probeta vibrada

$T_c = 680^\circ\text{C}$ ,  $T_s = 60^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
rpm = 7200, React. Keller

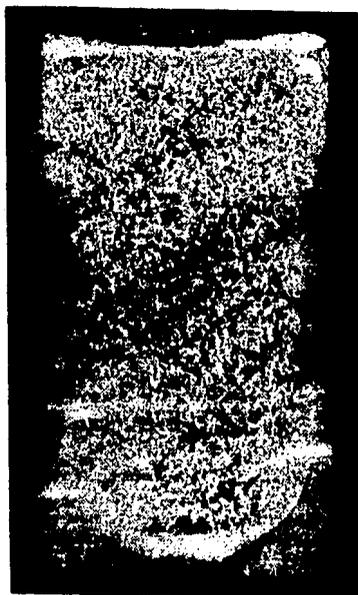


Fig. 23 Probeta vibrada

$T_c = 680^\circ\text{C}$ ,  $T_s = 60^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
rpm = 7600, React. Keller

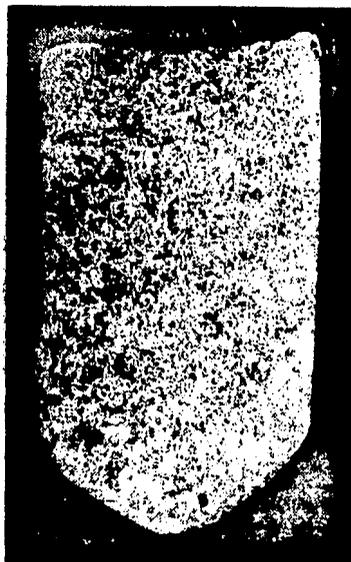


Fig. 24 Probeta vibrada

$T_c = 680^\circ\text{C}$ ,  $T_s = 60^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
rpm = 8000, React. Keller

ponde a la que está en la superficie. El resto de los granos se asemejan en tamaño a la probeta estándar.

En la fig. 23 en la cual se le dieron 7600 r.p.m. a la probeta, se aprecia un refinamiento de grano completo, o sea, en toda la probeta se tiene una uniformidad estructural bastante buena.

En la fig. 24 con 8000 r.p.m., también se observa un refinamiento de grano bastante aceptable, pero el inconveniente es de que aumentó la porosidad, característica que no es deseada en lo absoluto, dado que disminuyen las propiedades mecánicas del material.

Como se encontró que el refinamiento de grano es bueno entre 7600 y 8000 r.p.m., se establecieron 7800 r.p.m. para los experimentos subsiguientes de una manera permanente.

#### 4.2.1. VARIACION DE LA TEMPERATURA DE COLADA

Para observar el efecto de la vibración en la variación de la temperatura de colada, se escogió un rango entre  $80^{\circ}\text{C}$  como mínimo y  $140^{\circ}\text{C}$  como máximo de la temperatura de sobrecalentamiento.

La razón de no efectuar experimentos arriba de  $140^{\circ}\text{C}$  de temperatura de sobrecalentamiento fué porque de esa manera se disminuyen los riesgos de estimular la porosidad.

Los resultados que se observan en la fig. 26 que provienen de la probeta vibrada con respecto a la fig. 25 que corresponde a la muestra estándar, indican una refinación de grano buena y una uniformidad estructural.

La fig. 27 muestra a la probeta estándar con  $120^{\circ}\text{C}$  de sobrecalentamiento, y se aprecia un tamaño de grano mayor que a la de la fig. 28.

La fig. 28 la cual corresponde a la probeta vibrada, se observa una refinación de grano únicamente en el centro,

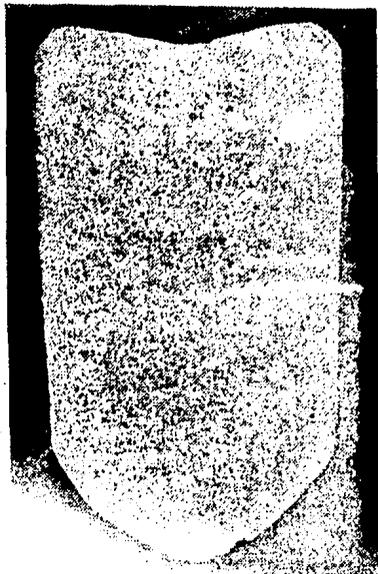


Fig. 25 Prebeta estándar  
 $\text{rpm} = 0$ ,  $T_B = 80^\circ\text{C}$ ,  $T_M = 450^\circ\text{C}$   
 $T_C = 700^\circ\text{C}$ , React. Keller

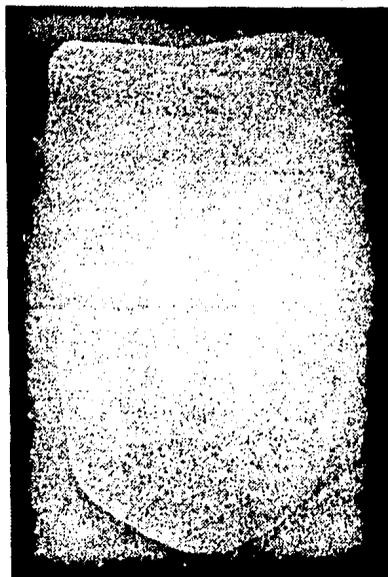


Fig. 26 Prebeta vibrada  
 $\text{rpm} = 7800$ ,  $T_B = 100^\circ\text{C}$ ,  $T_M = 450^\circ\text{C}$   
 $T_C = 720^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 27 Prebeta estándar  
 $\text{rpm} = 0$ ,  $T_B = 120^\circ\text{C}$ ,  $T_M = 450^\circ\text{C}$   
 $T_C = 740^\circ\text{C}$ , React. Keller

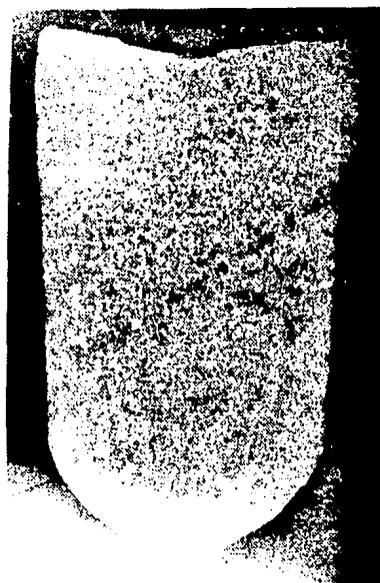


Fig. 28 Prebeta vibrada  
 $\text{rpm} = 7800$ ,  $T_B = 120^\circ\text{C}$ ,  $T_M = 450^\circ\text{C}$   
 $T_C = 740^\circ\text{C}$ , React. Keller

lo cual indica que la vibración no hizo buen efecto.

Se observó también que el efecto de la vibración fue muy deficiente en el caso de la probeta vibrada con un sobrecalentamiento de 140°C.

Se puede decir que la mejor refinación de grano se obtuvo con un sobrecalentamiento de 100°C .

#### 4.2.2. VARIACION DE LA TEMPERATURA DEL MOLDE

En las dos series de experimentos anteriores, se trabajó con una temperatura del molde de 450°C . Para esta tercera serie de experimentos, las temperaturas del molde fueron la ambiental ( 20°C ) y de 100°C, manteniendo constantes las r.p.m. ( 7800 ) y la temperatura de sobrecalentamiento que fue de 100°C .

El haber escogido éstos rangos de temperatura del molde ( ambiente y 100°C ), se debió a que se deseaba aumentar el gradiente de temperatura, y por consiguiente, aumentar la refinación de grano.

En la fig. 29 se tiene la muestra estándar con el molde a temperatura ambiente, y podemos apreciar un incremento en el tamaño de grano con respecto a la fig. 30 que es la muestra vibrada y en la cual se observan granos mucho más finos.

La fig. 31 corresponde a la probeta estándar, con una temperatura del molde igual a 100°C y en la cual se observa también un tamaño de grano mayor con respecto a la probeta vibrada ( fig. 32 ).

#### 4.2.3 MICROESTRUCTURAS

La microestructura de la fig. 33 corresponde a la muestra estándar variando la temperatura de sobrecalentamiento en un rango de 140°C . En la misma se puede apreciar una cierta orientación de las dendritas.



Fig. 33 Prebeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
 $T_c = 760^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 34 Prebeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 450^\circ\text{C}$   
 $T_c = 760^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X

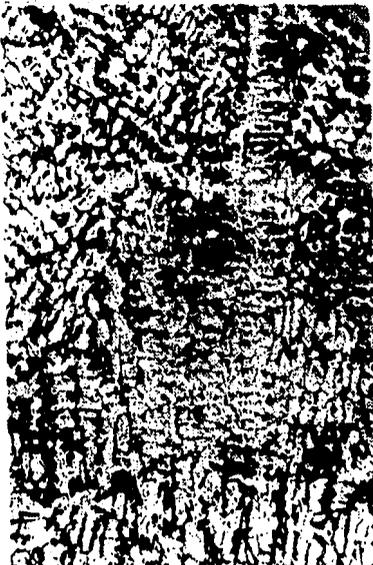


Fig. 35 Prebeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 100^\circ\text{C}$ ,  $T_c = 720^\circ\text{C}$   
 $T_m = \text{Amb.}$ , React. 0.5%HF, 50X

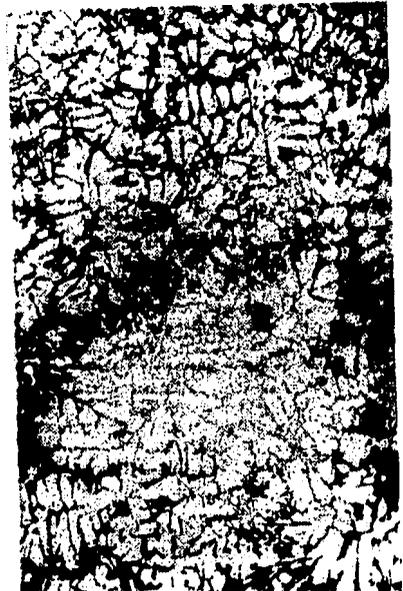


Fig. 36 Prebeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 100^\circ\text{C}$ ,  $T_c = 720^\circ\text{C}$   
 $T_m = \text{Amb.}$ , React. 0.5%HF, 50X

La fig. 34 corresponde a la muestra vibrada también con  $140^{\circ}\text{C}$  de sobrecalentamiento. En esta microestructura se observa que hubo una fragmentación de los ramales dendríticos, y que con el movimiento ocasionado por la vibración, se efectuó un apilamiento de las dendritas.

La fig. 35 corresponde a la muestra estándar haciendo la temperatura del molde igual a la ambiental. Con respecto a la fig. 33 se aprecian que las dendritas son más pequeñas y esto podría explicarse debido al mayor gradiente de temperatura que se dió ; también se observa en esta fig. 35 una cierta orientación dendrítica.

De una manera similar ocurre con la fig. 36 que es la muestra vibrada con respecto a la fig. 31, en el sentido de que hay un apilamiento dendrítico observable; la diferencia entre ambas microestructuras vibradas es de que en la fig. 36 hubo un mayor gradiente de temperatura, lo cual motivó que las dendritas se distribuyeran un poco más homogéneamente.

#### 4.3. ALEACION EUTECTICA

Debido a los resultados obtenidos con las variables mencionadas anteriormente para las aleaciones hipoeutécticas, que sirvieron de base en los experimentos iniciales, se efectuaron éstos para las aleaciones eutécticas siendo mucho más selectivos las temperaturas de sobrecalentamiento y la del molde únicamente, manteniendo constantes las r.p. m. (  $7800^{\circ}$  ).

La fig. 37 corresponde a la muestra estándar con la temperatura del molde a  $100^{\circ}\text{C}$  y una temperatura de sobrecalentamiento de  $83^{\circ}\text{C}$  . En esta probeta podemos apreciar la porosidad por contracción y en mínima parte la porosidad por gases disueltos. También el tamaño de grano es un poco grande; el rechupe es clásico de este tipo de aleación.

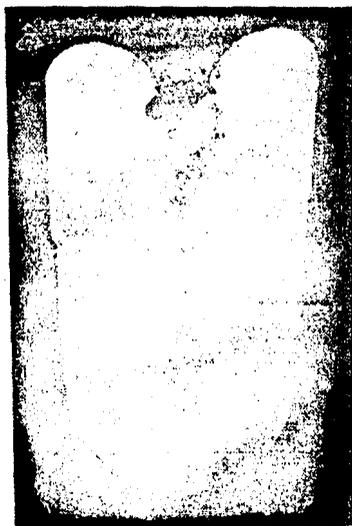


Fig. 37 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 83^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 660^\circ\text{C}$ , React. Keller

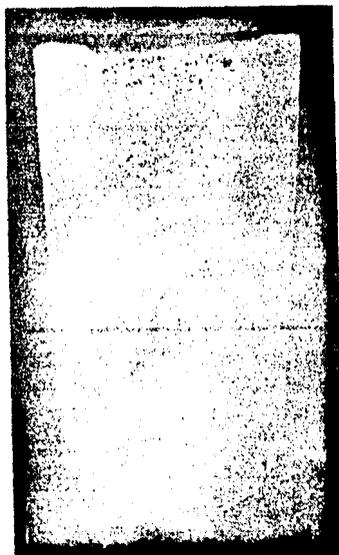


Fig. 38 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 83^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 660^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 39 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 108^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 685^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 40 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 108^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 685^\circ\text{C}$ , React. Keller

La fig. 38 corresponde a la muestra vibrada con las mismas variables que en la fig. anterior. Se puede observar en la fig. 38 cómo la vibración ha actuado para eliminar en gran parte la porosidad por contracción dándole un asentamiento al metal líquido para llenar las cavidades. Esto también se puede observar por la forma del rechupe al finalizar el proceso de solidificación. Se nota la gran refinación de grano existente en la probeta.

La fig. 39 muestra la probeta estándar donde el molde se mantuvo a  $150^{\circ}\text{C}$  y a una temperatura de sobrecalentamiento de  $108^{\circ}\text{C}$ . Se observa un tamaño de grano grande y el rechupe no es muy grande.

La fig. 40 corresponde a la probeta vibrada, teniendo las mismas características de la fig. 39. A pesar de haber incrementado las temperaturas de sobrecalentamiento y del molde, se aprecia una refinación de grano bastante buena y una uniformidad estructural completa. En ésta probeta también se observa cómo la vibración ha llenado los huecos debido a la contracción.

En las probetas sometidas a un sobrecalentamiento de  $143^{\circ}\text{C}$ , y a una temperatura del molde de  $100^{\circ}\text{C}$ , se puede decir que la vibración perdió su efecto ya que únicamente existe refinación de grano en la parte central de la probeta. En la muestra estándar, el tamaño de grano es bastante grande e incluso se llegaron a ver varios granos columnares. También aumentó la porosidad debido a gases disueltos. En la muestra vibrada, la porosidad por gases disueltos tendió a irse hacia la parte de arriba de la probeta.

#### 4.3.1. MICROESTRUCTURAS

La fig. 41 muestra la microestructura de la probeta obtenida a una temperatura de sobrecalentamiento de  $83^{\circ}\text{C}$



Fig. 41 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 83^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 660^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 42 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 83^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 660^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 43 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 108^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 685^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 44 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 108^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 685^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X

y el molde a una temperatura de  $100^{\circ}\text{C}$ . Se observa un desordenamiento dendrítico, y las dendritas son un poco más gruesas con respecto a la fig. 42 la cual muestra a la probeta vibrada.

En la fig. 42 se observan algunas dendritas delgadas en una formación de apilamiento. También se aprecia un aumento de cristales primarios y agujas de silicio. A su vez, se disciernen microporosidades en el espaciamiento interden-  
drítico.

En la fig. 43 también se observa un desordenamiento dendrítico con respecto a la fig. 44 que corresponde a la probeta vibrada en la cual existe un apilamiento de las dendritas y un aumento en el tamaño de los cristales primarios y agujas de silicio.

#### 4.4 ALEACION HIPEREUTECTICA

Se siguió el mismo procedimiento con respecto a las variables estudiadas en las aleaciones eutécticas en vista de que la metodología experimental resultó ser funcional.

Los resultados obtenidos para estas aleaciones hipereutécticas fueron los siguientes:

La fig. 45 corresponde a la muestra estándar sometida a un sobrecalentamiento de  $80^{\circ}\text{C}$  y el molde a  $100^{\circ}\text{C}$  de temperatura. Se puede apreciar la porosidad debido a gases y también un tamaño de grano un poco grande.

La fig. 46 corresponde a la muestra vibrada con las mismas variables a las que fue sometida la probeta estándar. Se observa que la vibración no tuvo un efecto muy fuerte en la refinación de grano, pero en cambio sí la tuvo para eliminar la porosidad debido a los gases disueltos.

La fig. 47 corresponde a la muestra estándar que se sometió a una temperatura de sobrecalentamiento de  $140^{\circ}\text{C}$  y

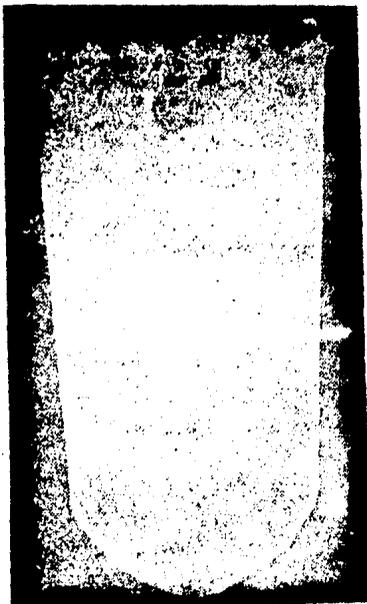


Fig. 45 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 115^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 775^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 46 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 115^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 150^\circ\text{C}$   
 $T_c = 775^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 47 Probeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. Keller



Fig. 48 Probeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. Keller

una temperatura de molde igual a  $100^{\circ}\text{C}$  . Se pudieron apreciar características similares a los probetas anteriores: porosidad debido a gases y un tamaño de grano un poco grande.

La fig. 48 corresponde a la probeta vibrada con iguales condiciones de sobrecalentamiento y de molde al de la fig. 47 . En esta probeta se observó una refinación de grano en la parte central de la probeta y también una eliminación en parte de la porosidad tanto por gases como por contracción.

#### 4.4.1 MICROESTRUCTURAS

La fig. 49 muestra la probeta estándar con un sobrecalentamiento de  $140^{\circ}\text{C}$  y una temperatura de molde de  $100^{\circ}\text{C}$ . Se observan cristales primarios de silicio pequeños, así como también, cristales más grandes en forma de agujas.

Las figuras 50, 51 y 52 corresponden a la misma probeta vibrada con los parámetros de temperatura de la fig. 46. En la fig. 52 principalmente se observa cómo los cristales primarios de silicio se unen para formar un nuevo cristal más grande debido al movimiento del líquido ocasionado por la vibración. Igual ocurre con las agujas de silicio, y el resto de las dendritas que según se observa se apilan entre sí.

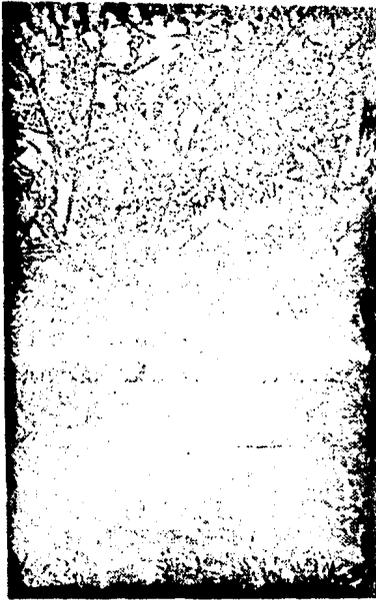


Fig. 49 Prebeta estándar

rpm = 0,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X

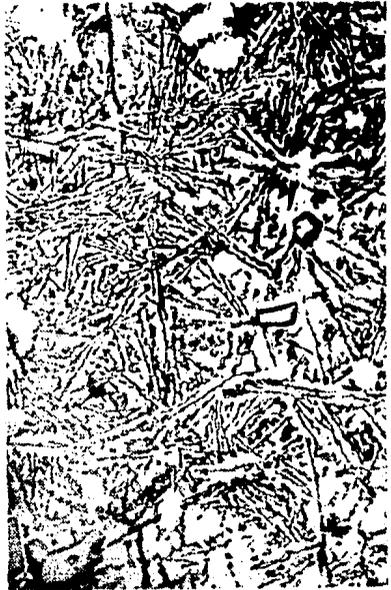


Fig. 50 Prebeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 51 Prebeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X



Fig. 52 Prebeta vibrada

rpm = 7800,  $T_s = 140^\circ\text{C}$ ,  $T_m = 100^\circ\text{C}$   
 $T_c = 800^\circ\text{C}$ , React. 0.5%HF, 50X

**V.- DISCUSSION**

## 5. DISCUSION

### 5.1. INTRODUCCION

En la mayoría de las probetas vibradas hubo de alguna forma refinamiento de grano, aunque no se observó muy claramente en varias de ellas.

Se ha considerado, que el refinamiento de grano se efectúa mediante la fragmentación de los ramales dendríticos y su subsecuente recristalización. Esta fragmentación se lleva a cabo mediante un doblado de los brazos secundarios y terciarios principalmente, en los cuales se llega a un ángulo crítico de doblez, lo cual origina el desprendimiento o fragmentación del ramal; éste es el mecanismo de refinación de grano aceptado.

Otros tipos de comportamientos en la refinación de grano están fijados por:

a) Los materiales que solidifican sobre un frente planar o muy parecido al planar ( tal como un frente celular ).

b) Los materiales que solidifican dendríticamente.

Los resultados experimentales muestran que es mucho más fácil la refinación de granos en materiales los cuales crecen con morfología dendrítica.

### 5.2. ALEACIONES HIPOEUTECTICAS

#### 5.2.1. VARIACION EN LAS R.P.M.

Como se observó en la tabla I, la variación en las r.p.m. se hizo para las aleaciones hipoeutécticas.

En las figs. 22, 23, y 24 que corresponden a las probetas vibradas variando las r.p.m., se observó que a ciertas r.p.m. ( 7200 en este caso ), el movimiento del líquido originado por la vibración no fué lo suficientemente

fuerte como para ocasionar una fragmentación de los ramales dendríticos y llevarse a cabo así una nucleación de nuevos granos aunque este fenómeno se manifestó en una mínima parte. Al incrementar las r.p.m. a 7600, se apreció que el efecto de la vibración era ya muy marcado. Al incrementar de nuevo las r.p.m. a 8000, también se aumentaba la refinación de grano, pero a su vez se estimulaba la cavitación<sup>(20)</sup>, fenómeno que aún no ha sido bien entendido.

De los resultados que se observaron en las figuras mencionadas anteriormente, se desprende que cuando se practica la vibración sobre una aleación líquida se llega a ciertas r.p.m. en las cuales el movimiento del líquido metálico se vuelve un poco agitado, ocasionando la fragmentación de los ramales dendríticos y efectuándose así una multiplicación de granos.

#### 5.2.2. VARIACION DE LA TEMPERATURA DE COLADA

En varias probetas, de las cuales es representativa la fig. 28 en la que se varió la temperatura de colada, se observó una refinación de grano exclusivamente en el centro de la probeta; para explicar lo anterior, se podría decir que el gradiente de temperatura establecido no fué muy grande dentro de la probeta, razón por la cual la solidificación se inició en las paredes del molde y en la superficie de la probeta líquida que estaba en contacto con el medio ambiente. Como consecuencia del pequeño gradiente térmico se aumentó el tiempo de solidificación dando lugar a una nucleación equiaxial en el centro de la probeta, generando así una gran cantidad de granos finos pequeños durante las últimas etapas de la solidificación.

### 5.2.3. VARIACION DE LA TEMPERATURA DEL MOLDE

Al variar las temperaturas del molde (  $20^{\circ}$  y  $100^{\circ}\text{C}$  ) se produjo un incremento del gradiente térmico interno en el molde mantenido a  $20^{\circ}\text{C}$ , reduciéndose el tiempo de solidificación, ocasionando que los ramales dendríticos en las probetas vibradas fueran más fácil de fragmentarse, reduciéndose de esta manera las posibilidades de un mayor crecimiento. En el caso del molde que se mantuvo a  $100^{\circ}\text{C}$ , el tiempo de solidificación aumentó ligeramente, y aún así, los resultados estructurales fueron muy parecidos ( figs. 29, 30, 31 y 32 ).

### 5.2.4. MICROESTRUCTURAS HIPOEUTECTICAS

Las figs. 33 y 35 corresponden a las microestructuras estándares, y se observa una diferencia muy marcada en el tamaño de las dendritas, ya que como se había explicado previamente, una de las causantes de esta diferencia podría ser el gradiente térmico interno.

En las figs. 34 y 36, el apilamiento de las dendritas se podría explicar en términos de que cuando empieza el movimiento vibratorio, las dendritas fragmentadas chocan entre sí originando de esta manera un agrupamiento de las mismas.

### 5.3. ALEACIONES EUTECTICAS

En las figs. 37 y 39 se observa una porosidad por contracción muy notoria, y un tamaño de grano grande. En las probetas vibradas ( figs. 38 y 40 ), la porosidad por contracción tendió a eliminarse, y esto se podría explicar en términos de que al ir solidificando el metal líquido, los canales interdendríticos se ven obstruidos, pero

con la vibración, éstas partículas sólidas que obstruyen el paso del líquido se ven removidas permitiendo el llenado completo ó en parte de estas cavidades ocasionadas por la contracción.

#### 5.4. ALEACIONES HIPEREUTECTICAS

En las figs. 45 y 47, se observa que la porosidad por gases disueltos se encuentra distribuida homogéneamente en toda la probeta. En las figs. 46 y 48, se tiene que la porosidad por gases disueltos tendió a fluir hacia la superficie, y esto podría ser explicado de la siguiente manera: como resultado de la presión metalostática aunado a la vibración, los gases encuentran la salida más fácilmente ya que el movimiento vibratorio va asentando la masa metálica, y por consiguiente va aumentando la presión de la burbuja de gas, la cual tenderá a ascender. El refinamiento de grano no fué muy marcado, ya que la solidificación se efectúa de una manera pastosa y por lo tanto dificulta el efecto de la vibración.

#### 5.5. MICROESTRUCTURAS EUTECTICAS E HIPEREUTECTICAS

Como se ha visto en las microestructuras de las figs. 42, 44, 50, y 51, las agujas y cristales primarios de silicio se ven incrementadas en tamaño. La razón de este engrosamiento se podría explicar en términos de el efecto de la vibración sobre el movimiento del líquido adyacente al frente de solidificación. Se puede decir que la difusión en la capa limitante es reducida en espesor, de tal manera que el soluto es transportado más rápidamente hacia el frente mediante el movimiento del líquido, lo cual provoca un apareamiento de varios cristales y agujas de mayor tamaño, produciéndose el fenómeno de engrosamiento de los

mismos.

En algunas probetas vibradas se observó también, cómo va en aumento la porosidad de acuerdo al incremento de la temperatura de sobrecalentamiento.

Cuando la pieza ha tenido un rechupe grande, significa que ha habido un exceso de gases disueltos, y con lo cual se piensa que la vibración ha actuado de una manera notable facilitando el escape de estos gases.

Diferentes autores<sup>(20)</sup> han reportado que la segregación en gran parte es suprimida por la vibración, ya que altera el mecanismo de formación de ésta.

#### AFORTACION DEL TRABAJO AL ESTADO DE LA MATERIA Y PERSPECTIVAS A FUTURO

Tal y como se mostró en el transcurso del trabajo, la vibración es efectivamente una técnica refinadora de grano, conectada directamente con el mejoramiento de las propiedades mecánicas de las piezas.

La vibración se plantea como un método substitutivo para la refinación de grano en sistemas de moldeo rígido, tal y como se usó durante la experimentación.

Para un trabajo posterior, sería interesante llevar a cabo una evaluación de las propiedades mecánicas de las probetas sometidas a vibración, así como el de realizar investigación de otro tipo de fenómenos mecánicos tales como: translación, la rotación, la cavitación, etc., en el proceso de la solidificación de metales.

**VI.- CONCLUSIONES**

## 6. CONCLUSIONES

- a) Existe un rango de r.p.m. en las cuales la refinación de grano es máxima ( 7800 r.p.m. ).
- b) A cierta temperatura de sobrecalentamiento, la refinación de grano es óptima ( 100°C ).
- c) A bajas temperaturas iniciales del molde, la refinación de grano alcanza su valor máximo ( 20°C ).
- d) La porosidad por contracción y por gases disueltos, se ve disminuída debido al efecto de la vibración.
- e) El rechupe en las piezas vibradas es bastante notable si hay un aumento en la disolución de gases debido a una temperatura de sobrecalentamiento alta.
- f) Las agujas y cristales primarios de silicio son aumentadas en grosor debido a la vibración, así como también se ocasiona un apilamiento de las dendritas.
- g) La nucleación se promueve debido a la vibración y por lo tanto, aumenta un poco la velocidad de solidificación.

APENDICE

## Lista de símbolos:

$T_c$  = temperatura de colada

$T_m$  = temperatura del molde

$T_s$  = temperatura de sobrecalentamiento

rpm = revoluciones por minuto

REFERENCES

- 1.- Velmer, M. and Weber, A., Z. Phys. Chem., 119, 227, 1926.
- 2.- Becker, R. and Döring, W., Ann. Phys., 24, 719, 1935.
- 3.- Turnbull, D. and Fisher, J.C., J. Chem. Phys., 17, 71, 1949.
- 4.- Oriani, R.A. and Sundquist, B. E., J. Chem. Phys., 36, 2604, 1962.
- 5.- Turnbull, D., J. Chem. Phys., 18, 198, 1950.
- 6.- Velmer, M., Z. Electrochem., 35, 555, 1929.
- 7.- Jackson, K.A., Liquid Metals and Solidification, ASM, Cleveland, 174, 1958.
- 8.- Velmer, M. and Mander, M., Z. Physik. Chem., A154, 97, 1931.
- 9.- Hunter, M.J. and Chadwick, G.A., J. Iron Steel Inst., 210, 707, 1972.
- 10.- Kraft, R.W., and Albright, D.L., Ibid., 224, 1176, 1962.
- 11.- Steen, H.A.H. and Hellowell, A., Acta Metall., 20, 363, 1972.
- 12.- Mc Lead, A.J., J. Cryst. Growth, 19, 301, 1973.
- 13.- Teloui, B. and Hellowell, A. : Ibid., 24, 565, 1976.
- 14.- Spear, R.E. and Gardner, G.R., Solidification of Aluminum Casting Alloys, Transactions of the American Foundryman's Society, 36-44, 1960.
- 15.- Geiger, G.H. and Peirier, D.R., Transport Phenomena

- in Metallurgy, Addison-Wesley Publishing Company, 329-335, 1973.
- 16,17.- Atsumi, O., The Solidification of Metals, Chijin Shekan Co. Ltd. Tokyo, 1976.
- 18,19.- Mendolfo, L.F. and Barlock, J.G., Effect of Superheating on Structure of Some Aluminum Alloys, Metallurgical Transactions B, 6B, 565-572, 1975.
- 20.- Campbell, J., Effects of Vibration During Solidification, International Metals Reviews, 2, 71-108, 1981.
- 21.- Burbure, R.R., Hareesha, I., Influence of Low Frequency Vibrations on Aluminum Eutectics, The British Foundryman, 34-38, 1979.
- 22.- Pillai, N.R., Effect of Low Frequency Mechanical Vibration on Structure of Modified Aluminum-Silicon Eutectic, Metallurgical Transactions, 3, 1313-1316, 1972.
- 23.- Cole, G.S. and Bolling, G.F., The Solidification of Inoculated Aluminum Ingots, Metallurgical Transactions, 1, 1413-1416, 1970.
- 24.- Gruzleski, J.E., and Thomas, P.M., Development of Porosity in Aluminum-Base Alloys, International Conference on Solidification, University of Sheffield, 345-349, 1977.
- 25.- Shukla, D.P., Goel, D.B., Effect of Vibration on the Formation of Porosity in Aluminum Alloy Ingots, Metallurgical Transactions B, 11B, 166-168, 1980.
- 26.- Strauss, K., Applied Science in the Casting of Metals, Reseco International Ltd. Birmingham, 241-253, 1970.
- 27.- Taylor, H.F., Flemings, M.C., Foundry Engineering,

John Wiley and Sons, Inc., 172-201, 1959.

- 28.- Aluminum Technology, Book 6: Casting Aluminium, Aluminium Development Council of Australia (Ltd.), 14-16, 1974.
- 29.- American Society For Metals, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys, Metals Handbook, 7, 256-259, 1972.
- 30.- Kehl, G.L., Metallographic Laboratory Practice, McGraw-Hill Book Company, New York, 1949.
- 31.- Bailey, A.R., Samuele, L.E., Foundry Metallography, Surrey England, 30-41, 1971.
- 32.- Davies, G.J., Solidification and Casting, Applied Science Publishers Ltd, London, 13-39, 1973.
- 33.- Elliot, R., Eutectic Solidification, International Metals Reviews, 161-186, 1977.
- 34.- Flemings, M.C., Taylor, H.F., Solidification of Aluminum Castings, American Foundryman's Society (AFS) Transactions, 68, 670-684, 1960.