



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

Efecto de la Temperatura de Colada
en las Propiedades Mecánicas de una
Aleación Hipoeutéctica de Aluminio-
Silicio Solidificada Unidireccionalmente

T E S I S
Que para obtener el Título de:
Ingeniero Químico Metalúrgico
P r e s e n t a :
HUGO SALAZAR SALAZAR

MEXICO

1979



Universidad Nacional
Autónoma de México



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.

...AD TESIS 1979
...AD M.T. ~~316~~ ~~316~~
FECHA 316
...AD _____
...AD _____



J U R A D O A S I G N A D O

Presidente, Prof.: KURT H. NADLER GUNDESEHIMER
Vocal Prof.: M^a. EUGENIA NOGUEZ AMAYA
Secretario Prof.: FRANCISCO HERRERA CASTAÑEDA
1er. Suplente Prof.: HUMBERTO MALAGON ROMERO
2o. Suplente Prof.: TERESITA DE JESUS ROBERT NUÑEZ

Sitio donde se desarrolló el tema:

UNAM. CENTRO DE INVESTIGACION DE
MATERIALES. LABORATORIO DE
FUNDICION.

UNAM. FACULTAD DE QUIMICA
LABORATORIOS DE METALURGIA

Sustentante: HUGO SALAZAR SALAZAR 

Asesor del tema: M^a. EUGENIA NOGUEZ AMAYA 

Supervisor Técnico: ANDRES HERRERA VAZQUEZ 

A M I M A D R E

CONTENIDO

- Capítulo 1 **Introducción**

- Capítulo 2 **Principios de Solidificación**
 - 2.1 **Nucleación**
 - 2.1.1 **Nucleación Homogénea**
 - 2.1.2 **Nucleación Heterogénea**
 - 2.2 **Naturaleza de la Interface Sólido-Líquido**
 - 2.3 **Crecimiento Dendrítico**

- Capítulo 3 **Solidificación Unidireccional**

- Capítulo 4 **Mecanismo de Crecimiento del Eutéctico Al-Si**

- Capítulo 5 **Trabajo Experimental**
 - 5.1 **Aleación Usada**
 - 5.2 **Diseño del Equipo de Fusión y Dispositivo de Enfriamiento**
 - 5.3 **Procedimiento Experimental**
 - 5.3.1 **Obtención de los Lingotes de Prueba**
 - 5.3.2 **Metalografía y Microscopía**
 - 5.3.3 **Pruebas Mecánicas**

- Capítulo 6 **Resultados y Discusión**
 - 6.1 **Estructura**
 - 6.2 **Propiedades Mecánicas**

Capítulo 7 Conclusiones

Bibliografía

INTRODUCCION

La estructura de fundición tiene gran importancia en las propiedades de muchos materiales, especialmente en las propiedades mecánicas. El control de la estructura de fundición, es una de las técnicas más usadas por el metalurgista o el científico de materiales interesado en el desarrollo de microestructuras, con la intención específica de mejorar las propiedades de los materiales. Esto tiene gran importancia cuando el material es usado en la forma de colada o cuando es trabajado a otra forma final.

En años recientes, la solidificación unidireccional ha sido estudiada intensamente en varios laboratorios usando diversas técnicas. En aleaciones base Ni y base Co, se han desarrollado altas propiedades mecánicas a elevadas temperaturas por medio de la solidificación unidireccional, y se han probado satisfactoriamente como materiales para hélices o aspas en las turbinas de gas. Otro ejemplo lo constituyen los eutécticos InSb-NiSb, que solidificados unidireccionalmente se usan como magneto-resistencias y como materiales infrarrojos.

En general se ha encontrado un marcado aumento en las propiedades de un número de aleaciones solidificadas unidireccionalmente.

La elección de la aleación utilizada en el presente tra
bajo, obedece a la particular importancia comercial de las -
aleaciones de aluminio que contienen alrededor de 7% de sili-
cio y que comprenden una importante familia de aleaciones con
estructura de fundición de alta resistencia. Estas aleaciones
hipoeutécticas encuentran extensa aplicación como materiales
resistentes aún a altas temperaturas.

2 PRINCIPIOS DE SOLIDIFICACION

La solidificación es la transformación del estado líquido al estado sólido de algún material. Este proceso se lleva a cabo por la nucleación y crecimiento de una fase nueva.

En el campo de la metalurgia, la solidificación juega un papel de gran importancia, ya que la mayoría de los metales se refinan o recuperan en forma líquida y posteriormente son solidificados para ser usados. Las aleaciones se preparan por me - dio de fusión, lo que implica una solidificación posterior.

En la industria, resulta económicamente más adecuada la - fabricación de piezas por medio de fusión, moldeo y solidifica - ción, que por maquinado o deformación. Debido a que muchas de las piezas metálicas usadas deben soportar tensiones y esfuer - zos, la estructura de colada, tiene relevante importancia.

Cuando se trata de aleaciones, la solidificación involu - cra macro y micro-segregación, ya que el sólido formado tiene una composición distinta a la del líquido.

2.1 NUCLEACION

La nucleación comienza cuando en el metal líquido se for - ma un núcleo sólido como respuesta a una fuerza impulsora que provoca el cambio de una posición de equilibrio a otra. Esta - fuerza impulsora, es el cambio en la energía libre del sistema.

Cuando tenemos más de una fase en equilibrio se dice que existe un equilibrio heterogéneo. Por definición, la energía libre de una fase componente es

$$G = H - ST \quad (1)$$

donde H es la entalpía, T es la temperatura absoluta y S es la entropía. Si consideramos la presión constante (lo cual es posible para la mayoría de los sistemas metalúrgicos) tendremos

$$\left(\frac{\partial G}{\partial T}\right)_{P=C} = -S$$

es decir, que la energía libre decrece al aumentar la temperatura, como se muestra esquemáticamente en la figura 1 para las diferentes fases de un metal puro.

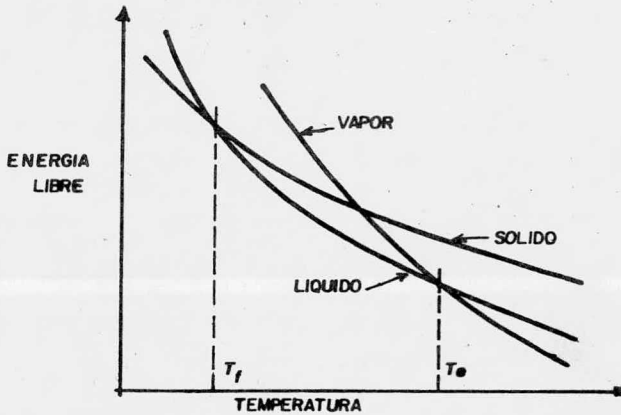


Fig. 1 VARIACION DE LA ENERGIA LIBRE CON LA TEMPERATURA EN LAS FASES METALICAS.

El cambio en la energía libre de una fase a otra, cuando la transformación se lleva a cabo a temperatura constante, está dada por

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

Dos fases se encuentran en equilibrio, cuando $\Delta G = 0$, lo cual ocurre a la temperatura de fusión y a la temperatura de ebullición. A otras temperaturas distintas a las de equilibrio, la fase que exista será aquella que presente menor energía li-

bre.

La fuerza impulsora que provoca la transformación de una fase a otra, es la diferencia de energía libre antes y después de la transformación. Para una transformación de líquido a sólido, el cambio en energía libre involucrado lo compone un término volumétrico y un término superficial. El primero es el cambio en la energía libre de volumen ΔG_v , que es la diferencia en energías libres por unidad de volumen entre el líquido y el sólido, o sea, $\Delta G_v = G_L - G_S$. El segundo es un término de energía libre superficial δ , el cual ha sido introducido debido a que hay una cantidad de átomos que ocurren a la región entre líquido y sólido. Estos átomos están en un estado de gran energía.

Dichas fluctuaciones de energía libre, causan el ordenamiento de un grupo de átomos del líquido, para formar un pequeño cristal de sólido.

Con base en la ecuación (1) tenemos que

$$\Delta G_v = (H_L - H_S) - T(S_L - S_S)$$

si suponemos que para los cambios de entalpía y de entropía la dependencia de la temperatura es pequeña, entonces

$$H_L - H_S = L_f$$

donde L_f es el calor latente de fusión. En el punto de fusión (equilibrio líquido - sólido) ΔG es cero, la entropía de fusión está dada por

$$S_L - S_S = \frac{L_f}{T_f}$$

Entonces

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

$$\Delta G_v = \frac{L_f \cdot \Delta T}{T_f} \quad (2)$$

donde ΔT es el intervalo de temperatura entre el punto de fusión y la temperatura de transformación y es conocido como subenfriamiento.

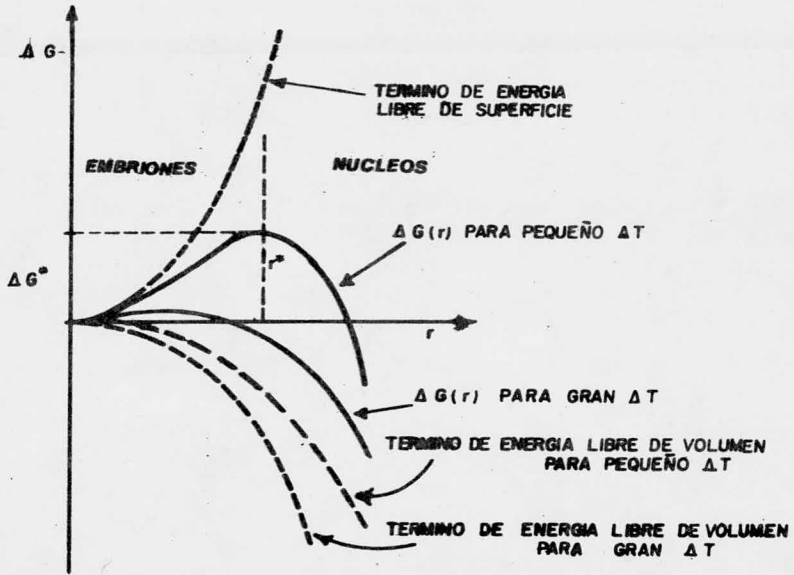


Fig. 2 CAMBIO EN ENERGIA LIBRE DEBIDO A LA FORMACION DE UN CRISTAL ESFERICO.

2.1.1 Nucleación Homogénea -

(La teoría de nucleación homogénea, considera la formación de una fase por la agregación de componentes de otra fase, sin que se presenten cambios de composición y sin inicios influenciados por superficies externas o impurezas). (Está basada en la teoría de nucleación clásica, desarrollada para la formación de un líquido a partir de un vapor puro, publicada por Doring

y Becker y Volmer y Weber.⁽⁵⁾)

(Considerese una pequeña región esférica de radio r de un fundido metálico que solidifica formando un embrión. El cambio de energía libre total, ΔG , está dado por

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

donde γ_{LC} , es la energía libre de superficie (erg/cm²) y ΔG_v es el cambio en energía libre de volumen (erg/cm³).

La figura 2 incluye todos los cambios de energía libre - producidos por la formación de un embrión. Todos los embriones que se forman arriba de la temperatura de fusión, T_f , desaparecen rápidamente, ya que en éste caso la fase líquida es más estable que la fase sólida por tener menor energía libre, en estas condiciones ΔG_v es positivo. Si la temperatura del fundido cae por abajo de T_f en un pequeño ΔT , se encuentra que - el embrión formado tiende a fundirse nuevamente, apesar de que ahora la energía libre del líquido es mayor que la del sólido y que ΔG_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 (con radios mayores de 10μ). Con lo que podemos concluir que la temperatura de fusión de partículas pequeñas, es menor que la de partículas grandes.

En forma distinta, abajo de T_f , cuando el embrión posee un tamaño crítico con radio r^* , en el cual $(\partial(\Delta G)/\partial r) = 0$, - es igualmente probable que desaparezca o que crezca con un núcleo estable. Así, las partículas que para un ΔT dado tengan $r < r^*$ se llaman embriones y las que tengan $r > r^*$ se llaman núcleos.

Una ecuación para r^* , se obtiene diferenciando la ecua -

ción (3) y tomando en cuenta el signo de ΔG_v

$$r^* = \frac{2\delta_{LC}}{\Delta G_v} \quad (4)$$

si sustituimos ahora (2) en (4) nos queda

$$r^* = \frac{2\delta_{LC} \cdot T_F}{L_F \cdot \Delta T} \quad (5)$$

introduciendo (5) en (3) obtenemos la ecuación para el cambio en energía libre

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\delta^3 \cdot T^2}{3(L_F \cdot \Delta T)} \quad (6)$$

{La ecuación nos muestra que a mayores sub - enfriamientos, menor será la fluctuación en energía libre necesaria para formar un núcleo de tamaño crítico.}

La velocidad de nucleación I, entendida como una combinación de la probabilidad de tener las fluctuaciones requeridas de energía y la probabilidad de que un átomo se agregue a los embriones - núcleos, fué estudiada por Turnbull y Fisher⁽⁵⁾, quienes dedujeron la siguiente ecuación:

$$I = \frac{NKT}{h} \exp\left(-\frac{G_A}{KT}\right) \exp\left(-\frac{16\pi\delta_{LC}^3 \cdot T_F^2}{3L_F^2 (\Delta T)^2 KT}\right) \quad (7)$$

donde N es el número total de átomos, h es la constante de Planck, ΔG_A es la energía de activación por difusión através del límite de separación de fases, K es la constante de Boltzmann y los demás símbolos son los definidos anteriormente.

La ecuación 7 nos indica que la velocidad de nucleación, es extremadamente sensitiva al sub - enfriamiento, ΔT . La velocidad de nucleación también es dependiente del tamaño del sistema que se examina.

Se encontró que hay una temperatura en la cual la velocidad de nucleación aumenta rápidamente, como se muestra en la curva para nucleación homogénea de la figura 3. La sustitución de los términos de la ecuación de velocidad de nucleación por valores adecuados, indica que sub - enfriamientos de aproximadamente $0.2 T_f$ son los esperados para la nucleación homogénea de sólidos desde líquidos. Esto ha sido verificado experimentalmente para muchos metales.

(La nucleación homogénea en aleaciones es un proceso más complejo, ya que el diagrama de fase requiere de un equilibrio entre un núcleo sólido y el líquido con diferente composición, no hay actualmente un tratamiento teórico para este problema. Sin embargo, observaciones experimentales en algunas aleaciones, han demostrado que el sub - enfriamiento requerido para nucleación homogénea, fué aproximadamente 0.2 de la temperatura de líquidos.)

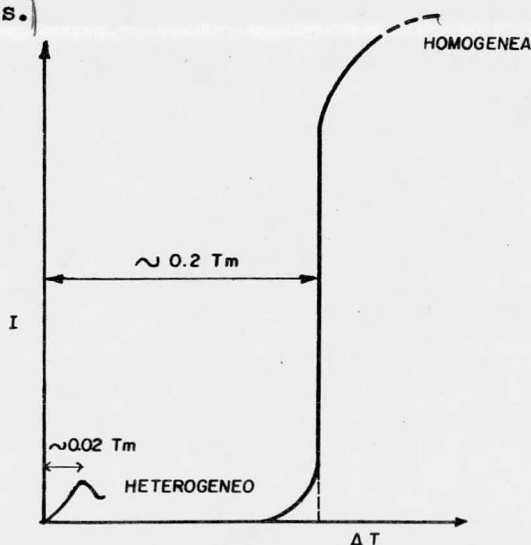


Fig. 3 DEPENDENCIA DE LA VELOCIDAD DE NUCLEACION EN EL SUB-ENFRIAMIENTO PARA NUCLEACION HETEROGENEA Y HOMOGENEA

2.1.2 Nucleación Heterogénea

En la práctica, la mayoría de los fenómenos de nucleación en líquidos se efectúan a sub - enfriamientos significativamente menores de los que predice la teoría de nucleación homogénea.

considerando la solidificación de metales puros, podrían esperarse sub-enfriamientos del orden de $0.2 T_f$ (aproximadamente 200°C para la mayor parte de los metales). Se ha encontrado experimentalmente, que la mayoría de los metales fundidos nuclean a temperaturas de solo muy pocos grados abajo del punto de fusión. Esta discrepancia es atribuida a la presencia de una superficie dispuesta en contacto con el líquido.

(La nucleación considerada heterogénea, toma lugar en la superficie del recipiente que contiene al metal fundido o en las partículas presentes en el sistema. La nucleación homogénea puede ocurrir en algunos sitios preferenciales existentes.)

(La teoría ha sido desarrollada por Turnbull y Volmer⁽⁵⁾ para el caso simple en el cual una capa esférica de sólido se forma en un sustrato planar. Un factor crítico es el ángulo de contacto, e .) Para una capa esférica como la mostrada, el volumen y la superficie están dadas por:

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

$$\text{area de la superficie} = 2\pi \cdot r^2 (1 - \cos e)$$

Bajo condiciones estables, el ángulo de contacto es una función de las energías de superficie de la interface líquido - cristal γ_{LC} , de la interface sustrato - cristal γ_{SC} y de la -

interface líquido sustrato γ_{LS} , es decir

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{LS} - \gamma_{CS}}{\gamma_{LC}} \quad (8)$$

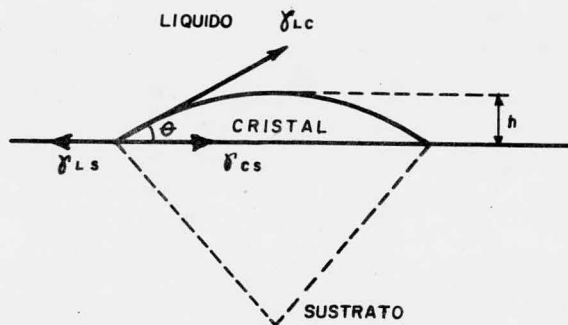


Fig. 4. CAPA ESFERICA DE SOLIDO FORMADA EN UN SUSTRATO PLANAR.

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

$$\Delta G = \frac{1}{3} \pi r^2 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) \Delta G_v + \gamma_{LC} \cdot 2 \pi r^2 (1 - \cos \theta) + (\gamma_{CS} - \gamma_{SL}) \pi r^2 (1 - \cos^2 \theta)$$

El último término aparece debido al cambio en energía resultante de que el sustrato este en contacto con el cristal, en vez de con el líquido. Diferenciando y haciendo que $[\partial(\Delta G / \partial r)] = 0$ y posteriormente sustituyendo en la ecuación 8, se obtiene

$$r^* = \frac{2\gamma_{LC}}{\Delta G_V}$$

y el cambio en energía libre es

$$\Delta G^* = \frac{4\pi\gamma_{LC}^3 (2 - 3 \cos \Theta + \cos^3 \Theta)}{3\Delta G_V^2}$$

esto difiere de valor obtenido, considerando 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 que para nucleación homogénea, pero para los demás casos en los cuales $0 \leq \Theta < 180^\circ$ la nucleación heterogénea es el proceso más energéticamente favorable.)

(Para aquellos sistemas en los cuales el ángulo de contacto es pequeño, es obvio que la barrera de nucleación es también pequeña y esto puede ser una razón satisfactoria para los bajos sub - enfriamientos observados en la práctica.)

La teoría puede ser modificada para núcleos con forma geométrica distinta, sin que se afecten sustancialmente los resultados. Se ha encontrado que la barrera de nucleación se reduce aún más, cuando se considera la formación de núcleos en cavidades.

(Se ha determinado que la fluctuación de energía para la nucleación heterogénea, ΔG^* , es mucho menor que para la nucleación homogénea. El pequeño valor de ΔG^* , permite una mayor rapidez de nucleación a menores sub - enfriamientos y reduce la severidad de la transición de baja velocidad de nucleación.)

(En suma, 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 hacia afuera a mayores sub - enfriamientos. La figura 3, resume esquemáticamente, la diferencia relativa entre las dos formas de nucleación.

2.2 NATURALEZA DE LA INTERFACE SOLIDO - LIQUIDO

Después de la nucleación, el primer paso es considerar el crecimiento de los núcleos. Para ello es necesario examinar la naturaleza de la interface entre el líquido y el sólido que crece.

La estructura y forma de esta interface influye en la morfología microestructural del sólido resultante, así como en la cantidad y distribución de imperfecciones en él. También afecta a los cambios térmicos y constitucionales en el líquido adyacente y la interacción entre estos efectos puede causar modificaciones en el crecimiento.

La interface puede ser definida de manera general como el límite entre el líquido y el sólido. Normalmente es descrita como uniforme cuando el límite es discreto y rugosa cuando la transición se extiende sobre una cantidad de capas atómicas. La interface atómicamente rugosa no tiene carácter cristalográfico pero la interface uniforme está cristalográficamente forjada en facetas o facetada. La figura 5 muestra ejemplos de los diferentes tipos de interface

Jackson,⁽⁵⁾ logró demostrar que al adicionar átomos al azar a una superficie atómicamente uniforme, el cambio relativo de energía libre ΔG_s está dada por:

$$\frac{\Delta G_s}{NKT_F} = \alpha X (1-X) + \ln X + (1-X) \ln (1-X) \quad (9)$$

donde N es el número de sitios posibles en la interface, K es la constante de Boltzman, X es la fracción de sitios ocupada y $\alpha = \frac{L_F \xi}{KT_F}$ es el valor latente de solidificación, donde ξ es un factor cristalográfico.

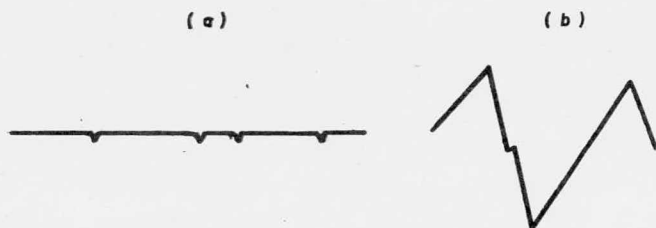


Fig. 5. (a) INTERFASE RUGOSA PLANAR. (b) INTERFASE FORMADA EN FACETAS.

La figura 6 muestra la expresión de la ecuación (9) trazada contra X para algunos valores de α . Dos distintos tipos de interface pueden ser deducidos de esta figura. Primero, para $\alpha \lesssim 2$ la interface tiene una energía mínima cuando aproximadamente la mitad de los sitios están ocupados. Por el contrario, para $\alpha \gtrsim 5$ la energía libre es mínima cuando hay sólo unos pocos lugares ocupados o pocos sitios desocupados. El primer tipo de interface es el clasificado como rugoso y el segundo tipo, como uniforme o facetado.

Existe un pequeño grupo de materiales entre los cuales está el silicio, que ocupan la mitad del crecimiento, o sea, $\alpha = 2 - 5$ para diferentes fases. Para estos materiales a menudo resulta una forma de crecimiento mixto.

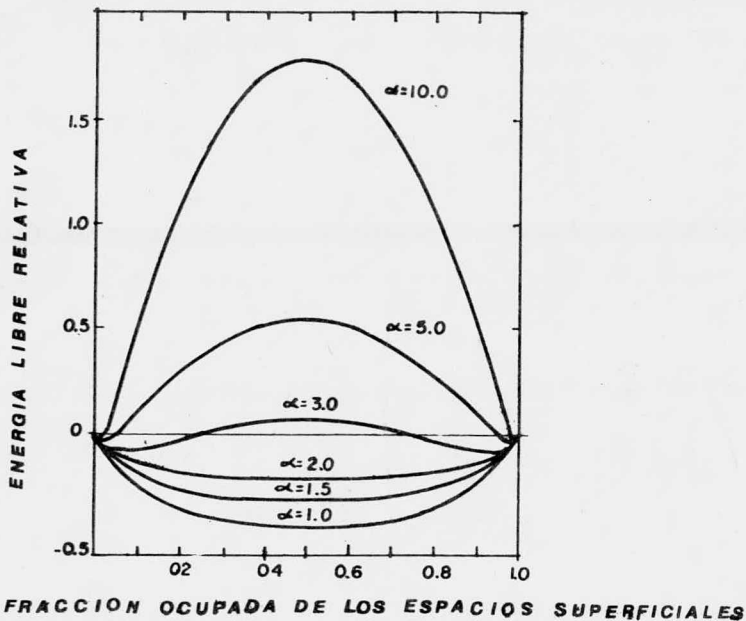


Fig. 6. CAMBIO RELATIVO EN LA ENERGIA LIBRE DE SUPERFICIE COMO UNA FUNCION DE LA FRACCION DE SITIOS SUPERFICIALES.

2.3 CRECIMIENTO DENDRITICO

Cuando la interface 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 interface 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 tempera

tura del líquido está bien por debajo del punto de solidificación de equilibrio. Como resultado del calor de fusión que se desprende en la interface según dejan el líquido los átomos para unirse al sólido, la temperatura de la interface se eleva - usualmente tanto sobre la del líquido como sobre la del sólido. Bajo estas condiciones la temperatura desciende según nos move mos desde la interface 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 interface dentro del líquido sobreenfriado.

Cuando la temperatura desciende en el líquido adelante de la interface, la última se vuelve inestable y puede saltar, co mo puntas cristalinas disparadas desde la interface 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 resultante 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 só lido, no son difíciles de comprender. Cada vez que una pequeña sección de la interface 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 re lación a la superficie que la rodea, que está en contacto con un líquido a temperatura más elevada y sólo debe esperarse la formación de una punta.

La solidificación dendrítica es un fenómeno común en muchos sistemas de aleación, sólo que en este caso el sobre-en-

friamiento 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 sub-enfriamiento constitucional.

3 SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL

La solidificación unidireccional es usada generalmente para producir estructuras columnares. Las altas propiedades de las estructuras columnares se deben a que estas presentan efectos favorables en la distribución de la microsegregación, tamaño y distribución de inclusiones y reducción de la microporosidad. Otro factor benéfico es el alineamiento de los límites de grano de fundición con la dirección de esfuerzo.

Todas las técnicas de solidificación unidireccional de aleaciones, normalmente mantienen un alto gradiente de temperatura, lo cual es debido a la importancia de la relación G/V , en donde G es el gradiente de temperatura y V es la velocidad de crecimiento del sólido. Esto generalmente ha involucrado la introducción de una eficiente fuente de enfriamiento en la proximidad inmediata de la fuente de calor.

Los efectos del tamaño de grano en las propiedades de un material de fundición, generalmente aparecen como resultado de la distribución de porosidad y microsegregación. A menudo estas heterogeneidades son particularmente severas y los caminos de fractura preferidos están presentes en las estructuras de grano grueso, resultando en bajas propiedades mecánicas. Un camino adecuado para mejorar las propiedades de los metales fundidos, consiste en disminuir el tamaño del grano, con lo cual directamente se reducen las heterogeneidades. Una forma efectiva de lograr esto, es por medio de un enfriamiento rápido y de

solidificación unidireccional. Las propiedades cerca del enfriador son superiores a las propiedades lejos de él, ya que cerca del enfriador hay baja microporosidad, fina distribución de segundas fases insolubles y baja cantidad de tales fases.

En años recientes se ha confirmado que el espaciamiento de las ramas dendríticas de estructuras de fundición, está mejor relacionado con las propiedades mecánicas que el tamaño de grano. El incremento de la velocidad de solidificación, siempre reduce el espaciamiento de las ramas dendríticas y un incremento en las propiedades mecánicas acompaña usualmente a esta reducción. La medida del espaciamiento de las ramas dendríticas se ha convertido en una importante herramienta metalúrgica de control cualitativo. Técnicas especiales de fundición han sido desarrolladas para conseguir finos espaciamientos de ramas dendríticas. Estas técnicas involucran una cuidadosa colocación de enfriadores en el molde para lograr un fino espaciamiento de ramas dendríticas, al mismo tiempo que se obtiene solidez y firmeza através de la solidificación unidireccional.

La mayoría de las aleaciones solidifican dentro de un rango de temperatura en vez de solidificar en un punto de fusión discreto T_f . En la figura 7 se muestra el perfil de temperatura de una aleación solidificando unidireccionalmente.

Muchas importantes aleaciones comerciales solidifican con un eutéctico como parte o como total de su estructura. En las composiciones no eutécticas, la reacción eutéctica está precedida por el crecimiento dendrítico de la fase primaria. La estructura resultante consiste de dendritas en una matriz eutéctica.

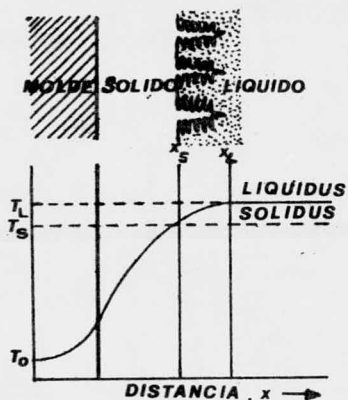


FIG 7

SOLIDIFICACION UNIDIRECCIONAL DE UNA ALEACION
CONTRA UNA PARED PLANA DEL MOLDE

La figura 8 ilustra tres formas de como la fase eutéctica se puede formar durante la solidificación unidireccional.

Suponiendo una aleación hipoeutéctica solidificando con un cociente G/V tan bajo, que las dendritas crecen con la temperatura de sus puntas cerca de la temperatura de líquidus. En una aleación binaria pura, el frente eutéctico en la fase de las dendritas podría ser planar, como se muestra en la figura 8a. Sin embargo, normalmente algunas impurezas están presentes y con cocientes suficientemente bajos en la relación G/V , el frente eutéctico se divide en colonias o células, como lo muestra esquemáticamente la figura 8b. Hasta con más de tres elementos, o bajo cociente G/V , las células de dos fases toman una apariencia dendrítica ó nuevos granos eutécticos nuclean, como se exhibe en la figura 8c.

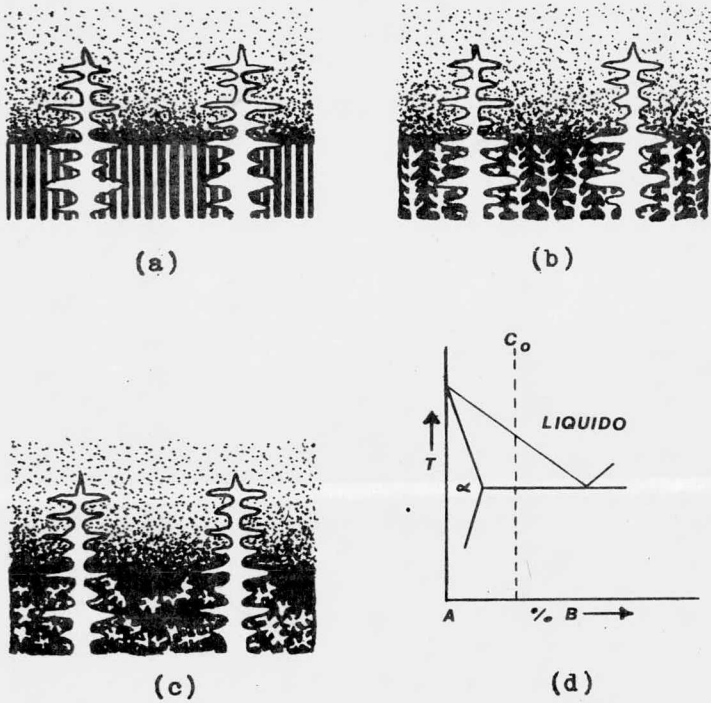


Fig. 8 Solidificación de la fase eutéctica en una aleación hipoeutéctica. (a) eutéctico de frente plano; (b) células eutécticas; (c) granos eutécticos. Las estructuras (b) y (c) resultan a bajos cosientes G/R cuando hay impurezas presentes. (d) diagrama de fase y composición.

4 MECANISMO DE CRECIMIENTO DEL EUTECTICO

Al - Si

Al igual que en todos los casos de solidificación, la reacción eutéctica se realiza por un proceso de nucleación y crecimiento. Existe aún la duda de que las etapas iniciales de la reacción sean controladas por nucleación heterogénea de partículas extrañas en el líquido o por nucleación de una fase en otra.

Las microestructuras eutécticas han sido clasificadas durante muchos años en normales y anormales. Las estructuras normales poseen morfología laminar o de varillas y se presentan en sistemas que tienen un diagrama de fase simétrico. Las estructuras anormales (como las del eutéctico aluminio - silicio en forma de hojuelas) han sido asociadas con un diagrama de fase asimétrico. La figura 9 muestra el diagrama de fase Al - Si

El criterio usado para diferenciar las estructuras normales de las anormales, se basa en la estructura de grano y en la relación de orientación que existe entre las fases. La estructura anormal muestra un arreglo estructural en el cual la fase menor domina cristalograficamente; los granos no son discernibles y no hay una relación de orientación preferencial.

La estructura eutéctica de Al - Si, es probablemente la más familiar de las estructuras irregulares. Este sistema ha sido extensamente estudiado debido a su importancia comercial,

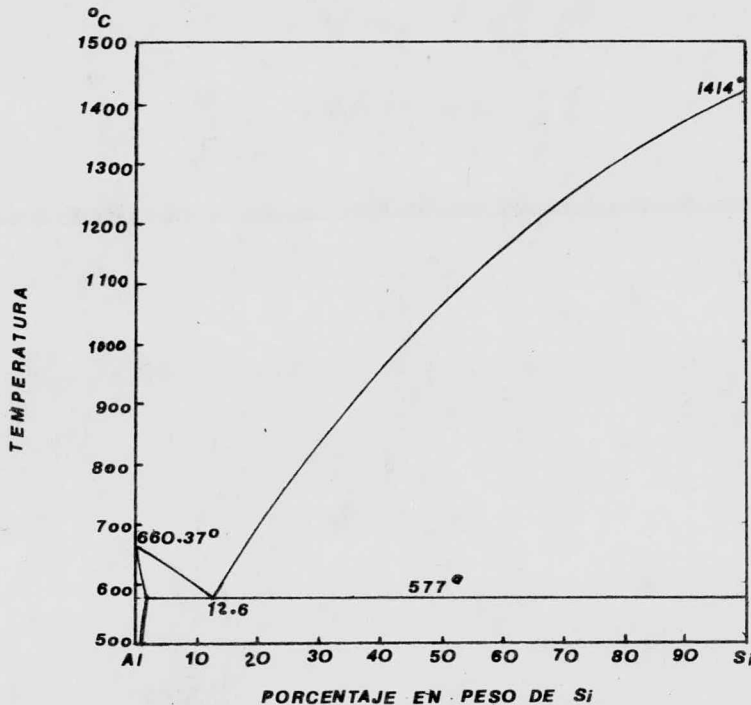


Fig. 9 Diagrama de fase Al-Si

pero los estudios que han aportado un mejor entendimiento de este sistema eutéctico, son los realizados por Hellawell y sus colaboradores.^(1,14)

La figura 10 muestra una síntesis de estos descubrimientos y hace énfasis en el papel que el mecanismo de crecimiento y la cristalografía de la fase facetada juega en la determinación de la estructura irregular.

Las condiciones de solidificación en la región A, son tales que las dos fases crecen independientemente y los cristales facetados de silicio ocurren embebidos en la matriz no fa-

cetada de aluminio, la cual solidifica con una interface planar durante la solidificación unidireccional.

La baja relación G/V en la región B, causa un trastorno en la interface aluminio y la fase silicio forma varillas con dirección $\langle 100 \rangle$. Las puntas de las varillas estan limitadas por planos (111), pero el crecimiento en estos planos está probablemente asegurado bajo las condiciones de solidificación que operan en la región C que compete a la fase aluminio. Las estructuras de la interface de enfriamiento muestran la dirección de la fase facetada en el frente de solidificación.

Un rasgo característico de los sistemas que presentan estructura irregular, es su diagrama de fase asimétrica y sus ampliamente distintos coeficientes de distribución. Por ejemplo, 0.13 y 10^{-5} en el sistema Al - Si. Esto significa que el subenfriamiento constitucional al frente de la fase silicio, debido al rechazo de aluminio, es mucho mayor que al frente de la fase aluminio. Esta diferencia puede ser suficiente para permitir que la fase silicio se dirija al frente de crecimiento -- cuando exista una fácil redistribución de soluto en el líquido y puede establecerse un rango relativamente corto en el proceso de difusión, ya que esta redistribución de soluto retardará a la fase aluminio (que es la fase cineticamente más móvil), forzandola a rechazar las puntas crecientes de la fase silicio. Mcleod⁽¹⁴⁾ ha demostrado que la acumulación de silicio es suficiente para suprimir el crecimiento de aluminio hasta el punto donde ocurre la constante de renucleación, entonces la matriz de aluminio se vuelve policristalina.

El sobrecrecimiento de la fase silicio en la estructura de varillas del eutéctico Al - Si es poco frecuente bajo estas

condiciones. La estabilidad de la estructura dependerá de que la fase aluminio moje a la fase silicio sobre la triple unión. De otra manera la fase silicio puede estar dispuesta a crecer lateralmente en otra fase presente del conjunto de planos - - $\{100\}$. Esto es más fácil que ocurra bajo condiciones de estado estable o conforme la relación G/V se reduce y la distancia entre las varillas se incrementa, entonces las varillas de silicio desarrollan dimensiones de placas conforme nos aproximamos a la región B + C. En esta región las hojuelas de silicio se encuentran al lado de las placas, aumentando el número hasta la región C, la cual corresponde a las condiciones de solidificación encontradas en la mayor parte de los procesos de fundición. La dirección $\langle 100 \rangle$ se pierde y el silicio se presenta como hojuelas irregulares interconectadas. Este cambio en la morfología es debido a un cambio en el mecanismo de crecimiento de la fase facetada.

Cuando la velocidad de crecimiento es mayor de 3×10^{-4} cm/s, Las hojuelas contienen numerosas maclas múltiples - - $\{111\}$. El crecimiento importante 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, proporcionándose así mismo dos sitios de nucleación dimensional. Los costados de las hojuelas son relativamente inertes.

Las fluctuaciones de crecimiento y los bajos cocientes G/V encontrados en la región C involucran un constante sobrecrecimiento de la fase no facetada, pero la oclusión total es anulada debido a que el sub-enfriamiento en las áreas existentes entre hojuelas puede incrementarse suficientemente para -

que el silicio responda con explosiones de formación de maclas que propician la ramificación formando ángulos con la hojuela original, lo cual permite mantener la continuidad de la fase - silicio. Así, la interface sólido-líquido no es isotérmica, como se presenta en la figura 11, y su perfil fluctuará continuamente entre la dirección de crecimiento lateral y la dirección de crecimiento local. Es decir, que la fase silicio diverge y converge con las hojuelas de silicio, terminando y ramificando con frecuencia. Esta situación se origina porque el crecimiento anisótropo del silicio es restrictivo, no solo en la dirección del crecimiento local sino también en la dirección del ajuste lateral de la fase silicio que podría proporcionar las condiciones óptimas de difusión. Así, el crecimiento ocurre con un proceso de difusión fluctuante y por lo tanto requiere de una gran fuerza directriz.

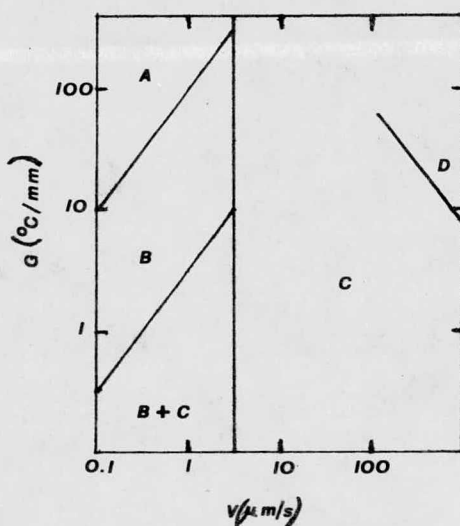


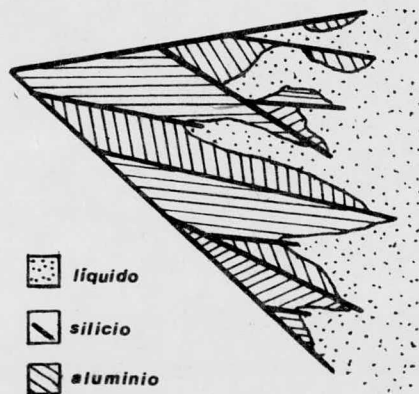
Fig. 10 Rango de microestructuras observado en aleaciones eutécticas Al-Si solidificadas unidireccionalmente

Hellawell y Toloui⁽¹⁴⁾, mostraron con argumentos simples que aproximadamente el 95% de la interface sub-enfriada es usada para dirigir el proceso de difusión. El gradiente de temperatura en el líquido influye en este tipo de proceso interfacial y se ha encontrado que tanto la interface enfriada como el espaciamiento entre hojuelas dependen del gradiente de temperatura.

Steen y Hallawel⁽¹²⁾ han sugerido que la fase silicio está interfacetada aún en la región D pero en este caso ocurre como una ordenación fibrosa irregular, que es similar en naturaleza a la aleación modificada con sodio.

La modificación por sodio de la aleación Al - Si ha sido una práctica comercial por muchos años. El incremento en la velocidad de enfriamiento en la fundición moldeada con enfriadores, es suficiente para inducir la modificación, pero las adiciones de Na o Sr deben ser hechas a las fundiciones que solidifican a baja velocidad, con objeto de inducir la transición de hojuelas a fibras. La estructura de fibras tiene la conducta de un compuesto y eleva las propiedades mecánicas de la fundición.

Fig. 11 Diagrama esquemático de la configuración de la interface durante la solidificación de la estructura irregular de hojuelas Al-Si.



5 TRABAJO EXPERIMENTAL

5.1 ALEACION USADA

La aleación utilizada para obtener los lingotes que fueron estudiados en este trabajo, fué una aleación comercial de aluminio-silicio. El análisis químico reportó el siguiente contenido de silicio e impurezas:

Silicio (Si)	-	0.29%
Fierro (Fe)	-	0.47%
Magnesio (Mg)	-	0.26%

Esta aleación cae dentro del rango de las aleaciones hipoeutécticas, que constituye una importante familia de aleaciones con estructura de fundición de alta resistencia.

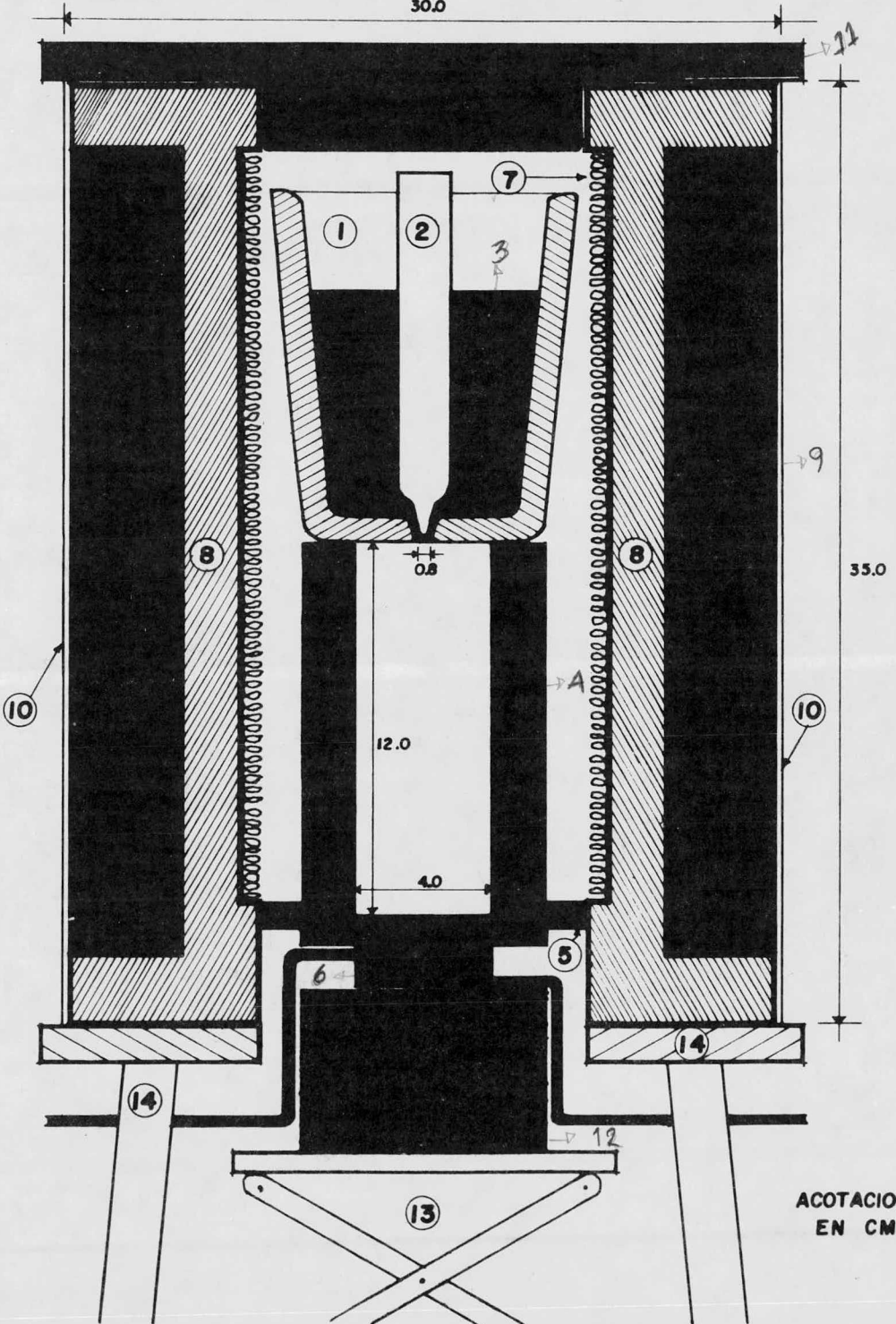
5.2 DISEÑO DEL EQUIPO DE FUSION Y DISPOSITIVO DE ENFRIAMIENTO

Con el propósito de obtener lingotes solidificados unidireccionalmente de la aleación antes mencionada, fué necesario diseñar un equipo que pudiera ser construído en el laboratorio y que reuniera las características de funcionalidad que de él se requerían.

La figura 12 muestra el diagrama del equipo de fusión y enfriamiento utilizado. El horno fué construído con cemento refractario y el calentamiento se llevó a cabo por medio de una

Fig. 12

DIAGRAMA DEL EQUIPO EXPERIMENTAL



ACOTACION :
EN CM.

Fig. 12

COMPONENTES DEL EQUIPO EXPERIMENTAL

- 1 CRISOL**
- 2 TAPON DE GRAFITO**
- 3 METAL FUNDIDO**
- 4 LINGOTERA DE GRAFITO**
- 5 DISCO DE ASBESTO**
- 6 ENFRIADOR DE COBRE**
- 7 RESISTENCIA**
- 8 CEMENTO REFRACTARIO**
- 9 AISLANTE TERMICO**
- 10 CAMISA DE ACERO**
- 11 TAPA DE ASBESTO**
- 12 BASE DE TABIQUE AISLANTE**
- 13 ELEVADOR DEL DISPOSITIVO INTERIOR**
- 14 SOPORTE DEL HORNO**

resistencia de alambre kantál, dispuesta longitudinalmente en la pared interna del horno. En la pared externa se colocó una capa de material aislante térmico con el propósito de evitar al máximo la fugas de calor através de las paredes, todo lo anterior contenido en una camisa de lámina de acero.

Al crisol usado, se le realizó un orificio en el fondo de 9 mm de diámetro, tapándose éste perfectamente con un tapón largo de grafito, como se muestra en la figura 13.

El crisol fué colocado sobre la boca de la lingotera cilíndrica de grafito, cuyo fondo o piso lo constituye un enfriador de cobre conectado a una toma de agua. El enfriador se situó sobre una base cilíndrica de material aislante térmico poroso, cuyo diámetro es el mismo que el diámetro interior del horno (11 cm), ambos sostenidos por un elevador mecánico manual, el cual permitió subir o bajar todo el dispositivo mencionado, para así, respectivamente introducirlo o sacarlo del interior del horno por la parte inferior, como puede verse en las figuras 14 y 15.

Con el fin de evitar pérdidas de calor por la parte superior del horno, se tapó éste con una placa de asbesto de la misma dimensión y forma de la sección del horno circular.

Un termopar de cromel-alumel fué (calibrado en grados centígrados) utilizado para la medición de temperatura.

5.3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

5.3.1 Obtención de los Lingotes de Prueba

El material a fundir (Aleación de aluminio-silicio, corta

do en trozos regulares, se colocó dentro del crisol dispuesto en el horno con todos los dispositivos antes mencionados. El horno se conectó a la energía eléctrica y se esperó a que la carga (325 gr) fundiera.

Para eliminar los gases que pudieran contener el metal fundido, se inyectó nitrógeno gaseoso al baño metálico. La inyección de nitrógeno en todas las pruebas, se realizó cuando el metal fundido se encontraba en un rango de temperatura de 740 a 760°C.

El tiempo de inyección empleado, fué de cinco minutos, manteniendo un pequeño flujo de gas, que era introducido al baño metálico através de un tubo de acero inoxidable de 3 mm de diámetro interior. Esta operación de degasificación fué realizada en cada prueba, antes de colar el metal.

Cuando el metal fundido alcanzó la temperatura de colada fijada para las distintas pruebas, se destapó el horno y con unas pinzas adecuadas se procedió a destapar el crisol, permitiendo que el metal fluyera hacia la lingotera. El enfriamiento dio principio de inmediato, ya que através del enfriador de cobre (piso de la lingotera), fluía agua a temperatura ambiente, la cual extrajo el calor del metal contenido en la lingotera.

Después de sacar el tapón del crisol, se tapó inmediatamente el horno, para evitar las pérdidas de calor por la parte superior. Posteriormente se desconectó el horno y se permitió que el agua fluyera por el enfriador de cobre durante cuatro horas antes de hacer descender la lingotera para obtener el lingote solidificado unidireccionalmente en la dirección del flu-

jo de calor.



Fig. 13 Crisol y tapón de crisol

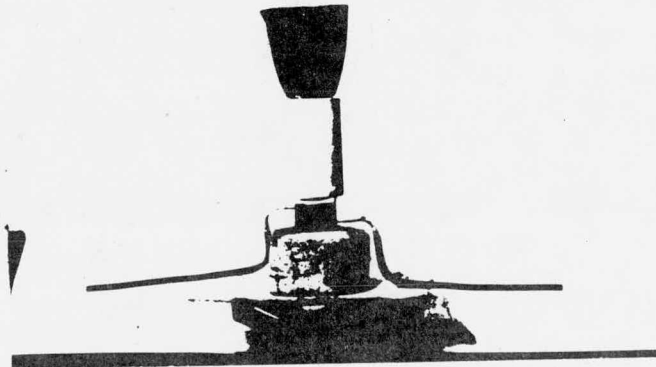
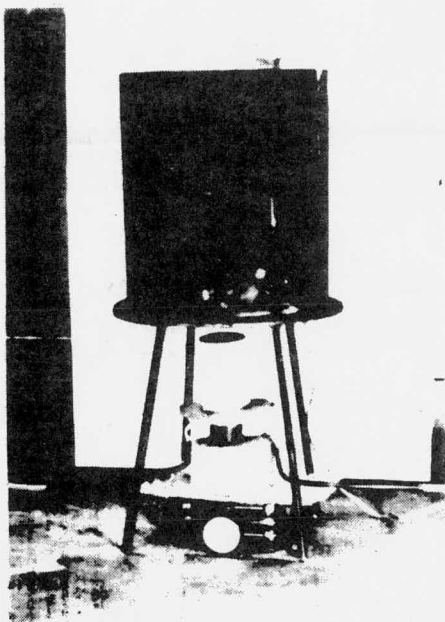


Fig. 14 Crisol, lingotera, enfriador, base cilíndrica y elevador mecánico, -
dispuestos en el mismo orden como se -
encuentran dentro del horno.

Fig. 15 Horno con el dispositivo de enfriamiento afuera.



Se realizaron varias pruebas a cinco distintas temperaturas de colada: 680, 710, 740, 770 y 800 °C.

También se efectuaron coladas en la forma convencional para obtener lingotes solidificados no unidireccionalmente y poder hacer comparación con los solidificados unidireccionalmente.

Las dimensiones de los lingotes cilíndricos obtenidos son 4 cm de diámetro y 9 cm de longitud. Las figuras 16 y 17 muestran distintos aspectos del dispositivo experimental.

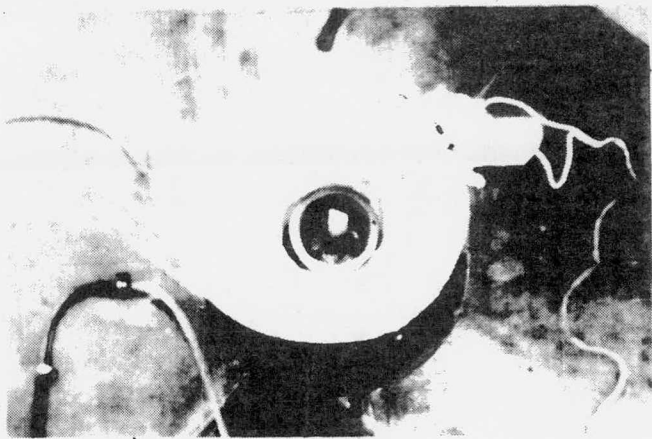


Fig. 16 Horno visto desde arriba mostrando el crisol con metal fundido.

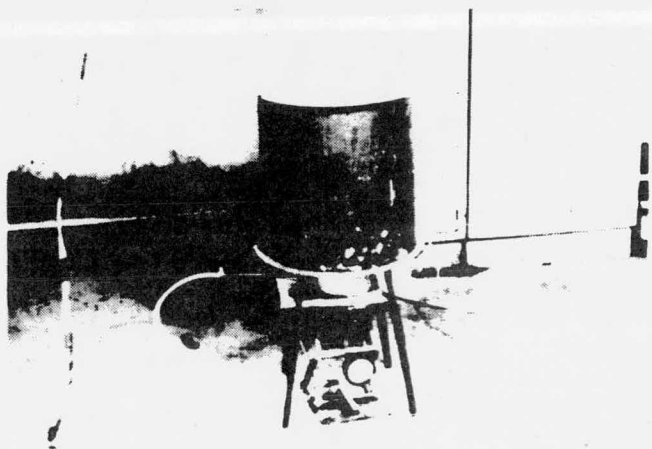


Fig. 17 Vista del horno tapado en operación.

5.3.2 Metalografía y Microscopía

Los lingotes fueron cortados longitudinalmente por la mitad (como muestra la figura 18) y examinados macroscópicamente.

Se tomaron muestras de la parte media e inferior del lingote, esta última es el extremo que estuvo en contacto directo con el enfriador de cobre, también se tomaron muestras de la sección longitudinal através de la superficie de fractura de las probetas sometidas a la prueba de tensión, para ser observadas al microscopio.

La microscopía óptica se realizó, precedida de la preparación adecuada de las superficies transversal y longitudinal. El desvaste se llevó a cabo, en lijas de carburo de silicio impregnadas con parafina disuelta en kerozeno, para evitar la incrustación de partículas de abrasivo en la superficie metálica.

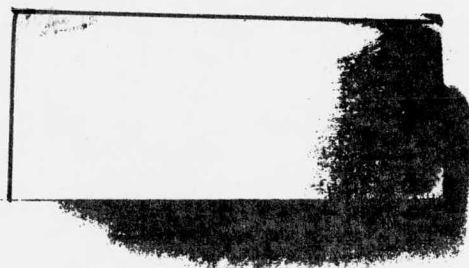


Fig. 18 Corte longitudinal de un lingote solidificado unidireccionalmente preparado para el examen macroscópico

El pulido preliminar se realizó con alúmina y el pulido final, con óxido de magnesio calcinado y pulverizado.

El reactivo de ataque usado, fué una solución de ácido fluorhídrico (HF) al 0.5% en agua.

5.3.3 Pruebas Mecánicas

De los lingotes se descartaron 15 mm en cada extremo, las probetas para las pruebas de tensión y dureza fueron cortadas del remanente.

Las probetas para los ensayos de tensión se maquinaron en torno, Según el diseño mostrado en la figura 19. Todas las pruebas de tensión se realizaron a temperatura ambiente (aproximadamente 25°C), con el eje de esfuerzos paralelo al eje de crecimiento (tracción uni-axial). Las pruebas de tracción se realizaron en una máquina Instron con una velocidad de plataforma de 0.5 cm/min, en todos los experimentos

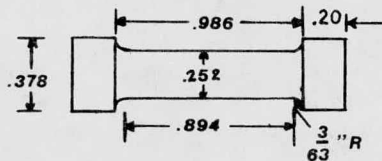


Fig. 19 Diseño de la probeta usada para las pruebas de tracción.

Para las pruebas de dureza, las muestras también fueron cortadas de la parte central de los lingotes y se ensayaron en

una máquina universal de dureza, usando el método del número de Brinell y midiendo la huella dejada por el penetrador con un ocular graduado montado en un microscopio metalúrgico. La carga utilizada fué de 31.25 kg durante un tiempo de 20 segundos con un penetrador de 2.5 mm de diámetro.

6 RESULTADOS Y DISCUSION

6.1 ESTRUCTURA

En el examen macroscópico de la superficie longitudinal - de los lingotes solidificados unidireccionalmente, fué posible a simple vista apreciar una bien definida y clara estructura - columnar dendrítica. Las dendritas columnares de aluminio primario siguen la dirección del flujo de calor, es decir, que se observan aliniadas a lo largo del lingote.

Las figuras 20 y 21 muestran comparativamente el efecto de la solidificación unidireccional en la aleación hipoeutética de Al-Si.

La figura 20 muestra la orientación al azar de las dendritas de aluminio cuando la solidificación no es unidireccional y el calor es extraído en todas direcciones. En la figura 21, se puede ver la alineación de las dendritas de aluminio en la misma aleación pero ahora solidificada unidireccionalmente, es decir, cuando el calor fluye únicamente através del enfriador colocado en la parte inferior de la lingotera y el crecimiento se realiza verticalmente en toda la longitud del lingote.

Las dendritas de aluminio crecen antes de que suceda la reacción eutéctica. La estructura resultante que se observa, - consiste de dendritas de la fase primaria de aluminio en una matriz eutéctica de Al-Si.

Todos los brazos de las dendritas de aluminio, se encuentran en ángulo recto con respecto a sus ramificaciones.

La observación microscópica a mayores aumentos, reveló - que la matriz eutéctica tiene una fase angular de silicio cuya

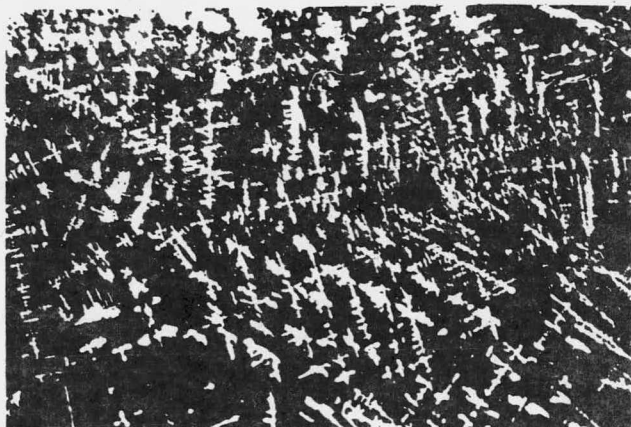


Fig. 20 Macrofotografía de la aleación Al-6.29% Si solidificada no unidireccionalmente. (X 15)

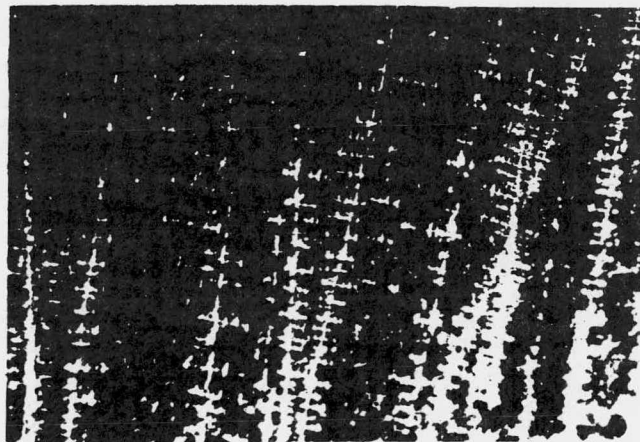


Fig. 21 La misma aleación de la fig. 9 pero solidificada unidireccionalmente. (X 15)

orientación es esencialmente al azar, tanto en los lingotes solidificados unidireccionalmente como en los solidificados no unidireccionalmente. Esta matriz puede ser observada en la figura 22, llenando los espacios dejados por las dendritas columnares de aluminio que solidificaron primero y puede clasificarse como una estructura eutéctica acicular. También fueron observados algunos cristales libres de silicio, distribuidos escasamente en la superficie pulida del lingote.

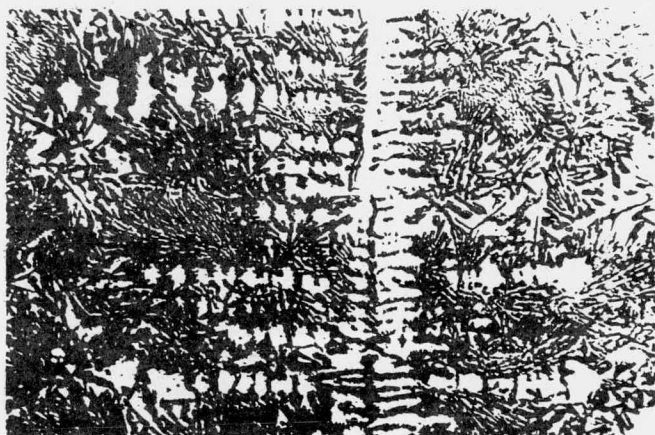


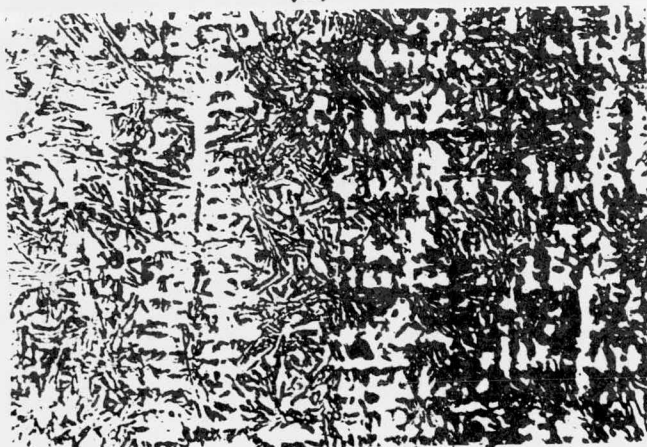
Fig. 22 Fotografía a 50 aumentos de la aleación comercial de Al-Si solidificada unidireccionalmente.

La estructura obtenida en todos los lingotes solidificados unidireccionalmente en el rango de temperaturas de colada usado en el presente trabajo, no presenta diferencias importantes excepto en la escala, ya que los lingotes colados a mayor temperatura mostraron un sensible incremento del espesor de los brazos dendríticos y por consiguiente, un incremento del tamaño de la celda dendrítica.

Las figuras 23, 24, y 25, muestran una serie de estructuras tomadas con la misma amplificación ($\times 50$) y que corresponden a la parte media (4.5 cm de los extremos) de tres lingotes solidificados unidireccionalmente y colados a distintas temperaturas, en donde se observa el efecto descrito anteriormente.

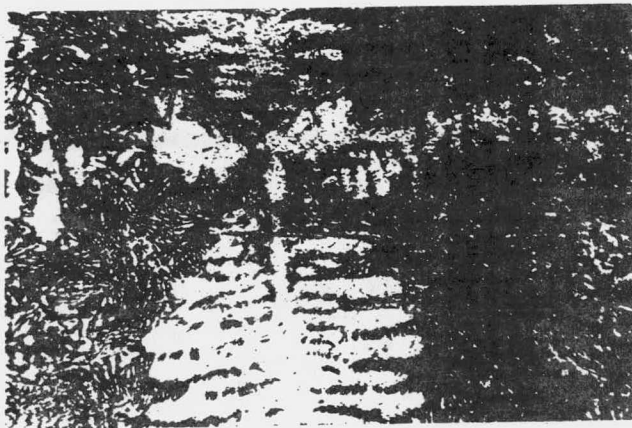


(a)

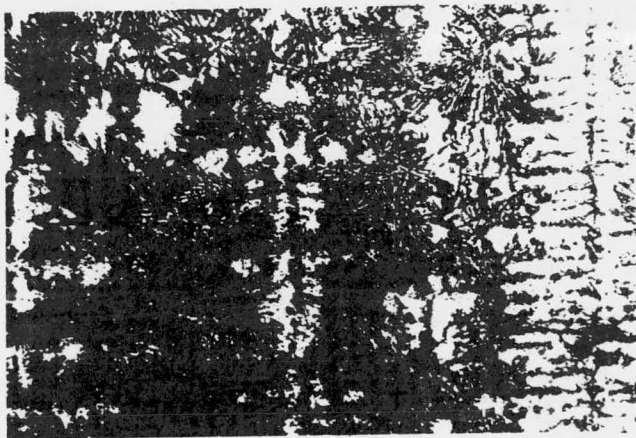


(b)

Fig. 23 Fotografías de la parte media del lingote solidificado unidireccionalmente y colado a 680°C . (a) sección transversal, (b) Sección longitudinal. amplificación $\times 50$



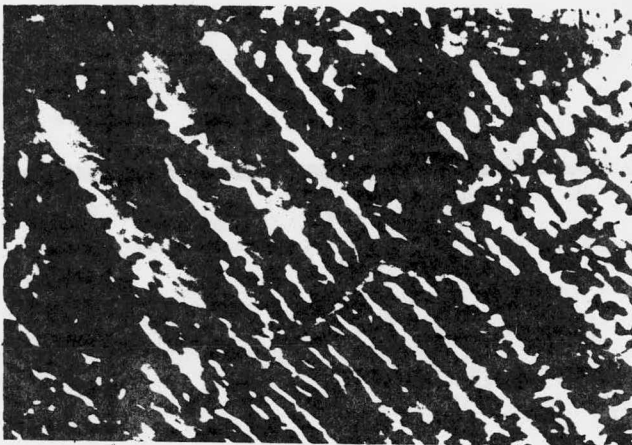
(a)



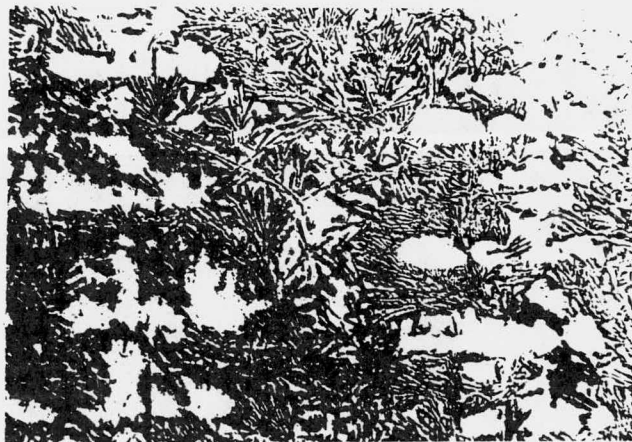
(b)

Fig. 24 Estructura de la parte media del lingote solidificado unidireccionalmente y colado a 710 °C. (a) Sección transversal, (b) Sección Longitudinal.

Amplificación X 50



(a)



(b)

Fig. 25 Estructura de la parte media del lingote solidificado unidireccionalmente y colado a 800°C. (a) Sección transversal, (b) sección longitudinal.

Amplificación X 50

La microestructura de la fase eutéctica es tosca e irregular y es similar a la obtenida en las fundiciones coladas en arena. Comparando con las estructuras eutécticas que obtuvieron Sahoo y Smith.⁽²⁾ la fase eutéctica lograda aquí, es similar a la que se observó en sus investigaciones, cuando solidificaron unidireccionalmente una aleación eutéctica de Al-Si con una velocidad de 160 mm/h. Tomando este criterio podría pensarse que se operó en un rango cercano a este valor.

Day y Hellawell⁽¹⁾ afirman que una estructura de la fase eutéctica, como la que se obtuvo en este trabajo, es típica de fundiciones de aleaciones enfriadas dentro del horno.

6.2 PROPIEDADES MECANICAS

El hecho de haber eliminado los extremos de los lingotes para obtener las probetas de tensión de la parte media, tiene como propósito evitar la zona de enfriamiento rápido que se encuentra inmediata al enfriador, y así la zona media del lingote es la más representativa de la prueba realizada.

Los resultados obtenidos en las pruebas de resistencia a la tensión demuestran una mayor resistencia para todos los lingotes solidificados unidireccionalmente, con respecto a los solidificados no unidireccionalmente. El valor medio de la resistencia a la tensión para los lingotes solidificados no unidireccionalmente, fué de 14.14 kg/mm^2 y es menor que cualquiera de los valores medios obtenidos para los lingotes solidificados unidireccionalmente. Lo anterior es consecuencia de la estructura columnar que presentan los lingotes solidificados unidireccionalmente, a diferencia de los lingotes solidificados -

no unidireccionalmente que producen estructuras equiaxiadas. - El incremento en las propiedades de los lingotes con estructura columnar, se debe a que ésta estructura reduce la microporosidad y hace más uniforme la distribución de la segregación y de las inclusiones, que la estructura obtenida de materiales enfriados no unidireccionalmente. Otro factor importante, es la alineación de los límites de grano con la dirección del eje de esfuerzos.

La figura 26, muestra la curva obtenida al graficar los valores medios de la tensión de ruptura de las pruebas efectuadas con los lingotes solidificados unidireccionalmente, contra las distintas temperaturas a las cuales fueron colados. Puede verse como la resistencia a la tensión disminuye al incrementarse la temperatura de colada.

La inspección de las superficies de fractura, mostró evidencia de ruptura frágil en todas las probetas solidificadas unidireccionalmente. Algunas de las probetas solidificadas no unidireccionalmente, presentan una ruptura dúctil, precedida por la formación de un cuello en la probeta.

No fué posible medir la elongación, debido a que la mayoría de las probetas rompieron fuera de marca. La superficie de ruptura en las probetas solidificadas unidireccionalmente, fué siempre normal al eje de esfuerzos.

En las pruebas de dureza, los valores más altos se obtuvieron en los lingotes solidificados no unidireccionalmente, cuyo valor medio fué de 60.38 NDB. La gráfica construída con los valores medios de dureza de los lingotes solidificados unidireccionalmente, contra la temperatura de colada de los lingo

RESISTENCIA A LA
TENSION (Kg/mm²)

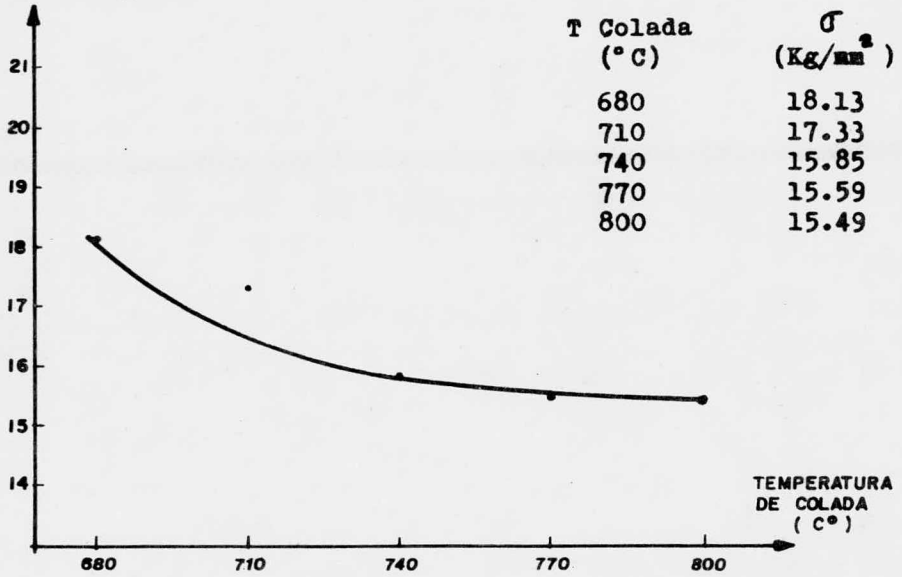


Fig. 26

DUREZA
BRINELL (HB)

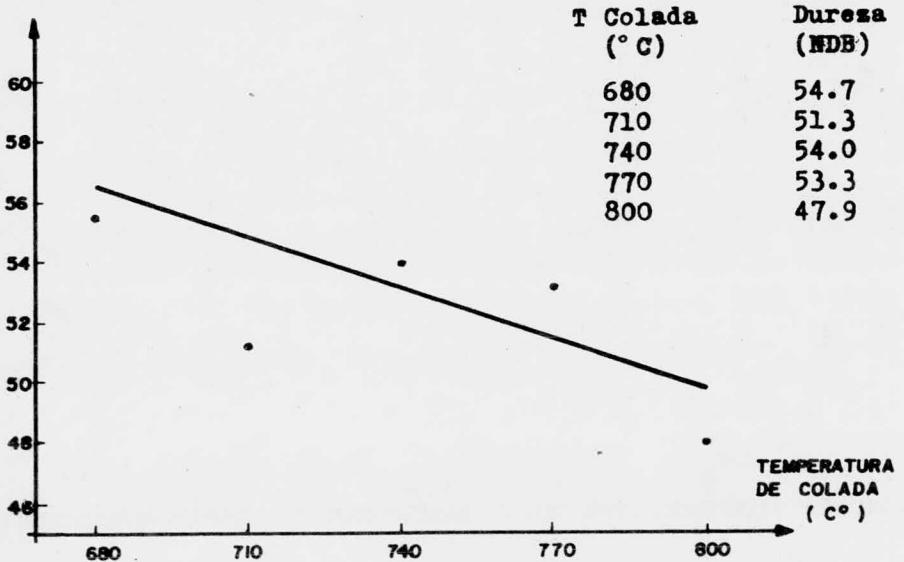


Fig. 27

tes, se muestra en la figura 27, en donde puede observarse que cuando la temperatura de colada aumenta, la dureza tiende a ser menor.

Teniendo en cuenta los resultados obtenidos en las pruebas de resistencia a la tensión, los obtenidos en las pruebas de dureza pueden parecer contrarios a los esperados, ya que generalmente los metales con mayor resistencia a la tensión son también los más duros. La más elevada dureza obtenida en los lingotes solidificados no-unidireccionalmente con respecto a los lingotes solidificados unidireccionalmente, puede explicarse tomando en consideración que en la estructura equiaxiada de los lingotes solidificados no-unidireccionalmente las dendritas de la fase primaria se encuentran en distintas direcciones cruzandose unas con otras, y ésta textura presenta una mayor oposición a la penetración que la estructura columnar de la solidificación unidireccional.

Para obtener cada uno de los valores que aparecen en las gráficas 26 y 27 se realizaron tres pruebas por el método de crecimiento unidireccional para cada temperatura de colada. Para los lingotes solidificados no-unidireccionalmente se efectuaron tres coladas a distintas temperaturas, observandose que en el rango de temperatura en que se trabajó (680 a 800°C) - la variación en dureza y resistencia a la tensión fué poco significativa.

En la presente investigación pudo observarse que en los lingotes solidificados unidireccionalmente, el espaciamiento de las ramas de dendrita se redujo conforme disminuyó la temperatura de colada del metal como se muestra en las figuras 23, 24 y 25. La influencia del espaciamiento de las ramas dendrític

cas fué evidente, ya que a menor espaciamento se observó mayor resistencia a la tensión.

Con respecto a la fase eutéctica Al-Si, el aluminio siempre fué visto como una matriz que contenía una amplia variedad y distribución de partículas de silicio.

De acuerdo con la literatura ⁽²⁾ los cristales irregulares de silicio son hojuelas y agujas relacionadas mutuamente por medio de maclas múltiples de dirección $\langle 111 \rangle$.

Sahoo and Smith ⁽²⁾ mencionan que probablemente algunas fracturas de las partículas de silicio se incrementan con el aumento del tamaño de la partícula y que el agrietamiento de alguna partícula de silicio en una matriz de aluminio ocurre progresivamente sobre el rango de deformación plástica de la aleación. En base a ello, si el silicio se hace cada vez más fino con la disminución de la temperatura de vaciado, podría anticiparse - que la resistencia de la fase eutéctica aumenta al disminuir - la temperatura de colada.

Una posible explicación ha sido propuesta por Steen y Hellawell ⁽¹²⁾, quienes hacen notar que los planos $\{111\}$ de las hojuelas de silicio contienen maclas paralelas múltiples y la forma escamosa del silicio permite la relativamente fácil propagación de las grietas.

En la fase eutéctica Al-Si, los módulos de elasticidad (pendiente de la curva que resulta de graficar la tensión contra la deformación en la región elástica) para aluminio y silicio son respectivamente 7.17×10^3 Kg/mm² y 17.61 Kg/mm². Por lo tanto se espera que las placas de silicio proporcionen cierto reforzamiento a la matriz de aluminio. Parece probable que

alguna pequeña cantidad de carga sea transferida de la matriz de aluminio a las hojuelas de silicio, dando ese reforzamiento esperado, el cual es quizás reducido por la falta de alineamiento de las placas discontinuas de silicio en la matriz de aluminio.

Al examinar microscópicamente la sección longitudinal a través de la superficie de la fractura de las probetas sometidas a la prueba de tensión, se encontró que las agujas y hojuelas de silicio presentaban fracturas en muchas secciones, en la cercanía inmediata de la superficie de ruptura. Tales grietas se hicieron menos numerosas conforme se encontraban más lejos de la superficie de ruptura.

Estas numerosas fracturas en las partículas de silicio, - que fueron producidas durante la prueba de tensión, demuestran que hay alguna transferencia de carga de la matriz aluminio a la fase silicio.

Todos los lingotes solidificados unidireccionalmente, presentaron menor microporosidad que los solidificados no-unidireccionalmente.

Los lingotes solidificados unidireccionalmente, presentaron una gradual disminución de la microporosidad, conforme nos acercamos hacia la parte inferior del lingote, que se encontraba en vecindad inmediata con el enfriador. Esto se debe a que la velocidad de enfriamiento es mayor, cuando mayor es la cercanía con el enfriador.

tran que hay alguna transferencia de carga de la matriz aluminio a la fase silicio.

Todos los lingotes solidificados unidireccionalmente, presentaron menor microporosidad que los solidificados no unidi--reccionalmente.

Los lingotes solidificados unidireccionalmente, presentaron una gradual disminución de la microporosidad, conforme nos acercamos hacia la parte inferior del lingote, que se encontraba en vecindad inmediata con el enfriador. Esto se debe a que la rapidez de enfriamiento es mayor, cuando mayor es la cercania con el enfriador.

7 CONCLUSIONES

De acuerdo con el análisis de los resultados obtenidos en el presente trabajo, se ha llegado a las siguientes conclusiones para el sistema Al-Si estudiado.

- 1.- En los lingotes solidificados unidireccionalmente, la resistencia a la tensión aumenta al disminuir la temperatura de colada.
- 2.- En los rangos de temperatura empleados, el tamaño de celda dendrítica aumenta cuando se incrementa la temperatura de colada.
- 3.- Los lingotes solidificados unidireccionalmente presentan menos microporosidad que los solidificados no-unidireccionalmente. Esta propiedad se acrecenta conforme nos acercamos a la zona de enfriamiento rápido.
- 4.- Los lingotes solidificados unidireccionalmente tienen mayor resistencia a la tensión que los lingotes solidificados no-unidireccionalmente.
- 5.- Las piezas solidificadas no-unidireccionalmente tienen mayor dureza que las solidificadas unidireccionalmente.

BIBLIOGRAFIA

- 1 M.G. DAY y A. HELLAWELL, Proc. Roy. Soc.,
"The Microstructure and Crystallography of Aluminium-Silicon Eutectic Alloys" , Vol. 305, p.473-491, 1968.
- 2 M. SAHOO y R.W. SMITH, Metal Science J.,
"Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Si Eutectic Alloys," Vol. 9, n.5, p.217-222, Mayo 1975.
- 3 J.D.LIVINGSTON, Journal of Crystal Growth,
"Unidirectional Solidification of Eutectic and Eutectoid Alloys ", 24/25, p.94-101, Oct. 1974.
- 4 M.C. FLEMINGS y G.E. NEREO, Trans. Tms-Aime,
" Microsegregación, Part III ", Vol. 242, p.50-55, Enero 1968.
- 5 G.J. DAVIES, Solidification and Casting,
" Capítulos 2,3,4, y 5", Applied Science Publishers Ltd. Inglaterra, 1973.
- 6 B. CHALMERS Principles of Solidification,
" Capítulos 3 y 6, Ed. J. Wiley & Sons, Inc., E.U.A., 1967.
- 7 M.C. Flemings, Solidification Processing,
Ed. McGraw-Hill, E.U.A., 1974.

- 8 V. ZOLOTOREVSKI, Pruebas Mecánicas y Propiedades de los Metales, " Capítulos IV y V " Ed. Mir Moscú, URSS, 1976.
- 9 G.L. KEHL, Principles of Metallographic Laboratory Practice, " Capítulos 1 y 2 ", Ed. McGraw-Hill, 3a Edición, E.U.A., 1949.
- 10 AMERICAN SOCIETY FOR METALS, Metals Handbook Vol. 7 " Metallography (in Preparation)" Vol. 8 Failure Análisis " (in Preparation), E.U.A., 8a Edición, 1973.
- 11 A.S.T.M., Especificaciones y Pruebas Físicas, " Volumenes Anuales ", 1970.
- 12 H.A.H. STEEN y A. HELLAWELL, Acta Metalúrgica, " Vol. 20 ", p.363-370, 1972.
- 13 P.R. BEELEY, Foundry Technology, " Capítulo 2 Solidificación ", London Butterworths, 1972.
- 14 R. ELIOTT, International Metals Reviews, " Review 219: Eutectic Solidification ", p. 161-186, Sept. 1977.
- 15 R.H. GREAVES y H. WRIGHTON, Metalografía Microscópica Práctica, " Capítulo XV ", Ediciones Urmo, España, 1966.