



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

Facultad de Química

Estudio de una Aleación Al 13% Si, con
movimiento de Translación y Rotación con
Diferentes Angulos de Inclinación del Molde

TESIS MANCOMUNADA

Que para obtener el título de

Ingeniero Químico Metalúrgico

P r e s e n t a n :

José Antonio Cárdenas Salazar

Carlos Martín Torres Meza

FALLA DE ORIGEN

México, D. F.

1990



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 está 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.

INDICE

	PAGINA
1. RESUMEN.....	1
2. INTRODUCCION.....	3
3. RETROSPECTIVA BIBLIOGRAFICA.....	6
3.1. MORFOLOGIA DENDRITICA.....	7
3.1.1. SOLIDIFICACION DENDRITICA.....	8
3.1.2. SOLIDIFICACION DE LINGOTES.....	10
3.1.3. TAMAÑO DE GRANO EN LINGOTES.....	13
3.2. FORMACION DE POROSIDADES.....	18
3.2.1. ORIGEN DE LOS GASES.....	18
3.2.2. EL HIDROGENO EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO.....	19
3.2.3. DESGASIFICACION DE ALEACIONES DE ALUMINIO.....	23
4. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	26
4.1. DISEÑO DE EQUIPO.....	27
4.1.1. FUNCIONAMIENTO DEL EQUIPO.....	27
4.2. DISEÑO DEL EXPERIMENTO.....	28
4.2.1. EXPERIMENTACION COMPLEMENTARIA.....	33
4.2.1.1. EXPERIMENTO CON AGUA MINERAL.....	33
4.2.1.2. EXPERIMENTO AGUA-TINTA.....	35

5.	DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	37
6.	CONCLUSIONES.....	41
7.	ANEXOS.....	44
	ANEXO A. GRAFICAS.....	45
	ANEXO B. TABLAS DE RESULTADOS.....	53
	ANEXO C. FOTOMACROGRAFIAS.....	61
	ANEXO D. CALCULO DEL VOLUMEN DE GAS.....	66
	ANEXO E. PREPARACION METALOGRAFICA.....	68
8.	BIBLIOGRAFIA.....	72

1.-RESUME

1.- RESUMEN

El presente estudio tiene como objetivo entender la posible desgasificación y el análisis de la macroestructura de una aleación de Al-3.5% Si, sometida a un movimiento de rotación-translación. Teniendo una inclinación del molde y una base chill.

Se utilizaron velocidades de rotación de 7, 17 y 28 r.p.m. y de translación de 0.5, 1 y 1.5 r.p.m.

La inclinación del molde fue de 0, 1, 3, 6, 7, 18, 25, 35 y 45 grados.

Se encontró una variación en el número y tamaño de porosidades; así como también un cambio en el número y tamaño de granos, con respecto a las muestras obtenidas estáticamente.

Paralelamente, se hicieron dos experimentos complementarios: el primero para entender el comportamiento de las burbujas de gas sometidas a una velocidad de rotación-translación con una inclinación del molde, usando agua mineral. El segundo se realizó para comprender el movimiento del fluido, utilizando un molde agua-tinta en un molde cilíndrico transparente bajo las mismas condiciones de movimiento.

2.-INTRODUCCION

2.- INTRODUCCION

Uno de los problemas que se presentan en la solidificación de aleaciones de aluminio, entre otros, es la aparición de porosidades. Su presencia altera significativamente las propiedades mecánicas de la aleación.

Otra característica que influye igualmente en las propiedades mecánicas es el tamaño de grano.

Existen técnicas en las cuales se funde un metal y se vierte en un molde que gira con una velocidad determinada hasta su total solidificación.

Es de esta manera como también se fabrican tubos, coronas dentadas, bujes largos para ejes de hélices de barcos, etc.

Las piezas obtenidas con esta técnica, tienen una estructura de grano más fino (5,6,7).

El presente trabajo tiene su origen en la técnica desarrollada por A. K. Sample y A. Hellawell (1) que utilizaron en el estudio de la disminución de canales dendríticos y en la obtención de una mayor homogenización, entre metales de gran diferencia de densidad.

La técnica que utilizaron en el estudio del sistema Pb-Sn, consistió de manera general, en aplicar durante la solidificación del sistema, los siguientes parámetros:

- 1.- Movimiento de rotación.
- 2.- Movimiento de translación.
- 3.- Inclinación del molde.

Esto fue precisamente lo que nos dió margen para--- pensar que, tal vez, una inclinación del molde permitiría una mejor desgasificación al variar la inclinación de los canales dendríticos; de igual manera se favorecería la--- desgasificación al tener una orientación los granos co--- lumnares, lograda por una base chill del molde.

Sin embargo, al comienzo de la solidificación se for mó una capa sólida en la parte superior del metal líquido, por lo que fue necesario la incorporación de un movimien- to de translación para retardar su formación; permitiendo una mayor salida de gases.

3.-RETROSPECTIVA BIBLIOGRAFICA.

3.1.- MORFOLOGIA DENDRITICA.

La evolución de la interfase sólido-líquido en aleaciones binarias, con crecimiento unidireccional, han sido extensamente estudiadas (2).

Precisando que la inestabilidad de la interfase sólido-líquido depende, esencialmente, de la cantidad de sobreenfriamiento constitucional, que existe enfrente de la interfase. Y caracterizándose por el parámetro (G/RCo), donde G es el gradiente de temperatura enfrente del líquido del avance de la interfase sólido-líquido, R es la velocidad de solidificación y Co es la composición de la aleación.

Siendo un valor mínimo el parámetro (G/RCo), para un crecimiento dendrítico. Correspondiéndole una condición extrema de sobreenfriamiento constitucional.

Este tipo de crecimiento se obtiene, comúnmente, en diferentes tipos de aleaciones y, en general, se produce rápidamente durante la solidificación.

Originándose cuando existe un movimiento de la interfase sólido-líquido y una disminución de la temperatura enfrente de la interfase.

3.1.1.- SOLIDIFICACION DENDRITICA (3)

Por lo regular, muchos sistemas de aleación solidifi-
can con una intercara dendrítica, debido a que el sobreen-
friamiento constitucional provee la fuerza impulsora que-
genera el crecimiento dendrítico.

El estudio de la solidificación dendrítica, se desa-
rrolló de manera cualitativa dado que una relación cuanti-
tativa resulta demasiado difícil por la morfología tan---
compleja de las dendritas.

Si suponemos, primero, una región que contenga una--
interfase líquido-sólido, en donde a través del sólido se
esta removiendo el calor y, segundo, al mismo tiempo se--
ha obtenido un grado notable de sobreenfriamiento. De tal
manera que la temperatura del líquido se encuentra muy---
por debajo del punto de solidificación de equilibrio.

Por lo cual, la temperatura de la interfase se incre-
menta usualmente en la del líquido y la del sólido, como-
resultado del calor que se desprende en la interfase se--
gún dejan el líquido los átomos para unirse al sólido.

Bajo estas condiciones, la temperatura disminuye al-
movernos desde la interfase hacia el interior del sólido-

ya que ésta es la dirección del flujo de calor. También—
desciende dentro del líquido sobreenfriado porque existe—
un flujo de calor desde la interfase hacia el interior—
del líquido sobreenfriado.

Cuando la temperatura descende en el líquido adelan—
te de la interfase, la última se vuelve inestable y puede
saltar como puntas cristalinas disparadas desde la inter—
fase dentro del líquido.

La estructura resultante, puede volverse también muy
complicada. Con ramas secundarias formándose sobre las—
puntas primarias y, posiblemente, con ramas terciarias—
en las secundarias.

Cuando una sección pequeña de la interfase se encuen—
tra adelante de la superficie que lo rodea, estará en—
contacto con el metal líquido a una temperatura más baja.

Aumentando su velocidad de crecimiento en relación—
a la superficie que la rodea que se encuentra en contacto
con un líquido a una temperatura más elevada y solamente—
debe esperarse la formación de una punta.

Es de esta manera como se va desarrollando el creci—
miento ramificado de un cristal dentro de un líquido.

Al considerar el avance de una estructura a través—
de un líquido de composición C_0 , todo el soluto sufre un-

rechazo lateral en dirección hacia el líquido interdendrítico formándose una acumulación de soluto muy pequeño en la punta de la dendrita. Con esto inferimos que la temperatura de líquidos en las puntas de las dendritas se aproxima bastante a la temperatura de líquidos de la aleación de composición Co. Con lo cual la temperatura en la punta de las dendritas estaría próxima a la temperatura de líquidos correspondiente a Co.

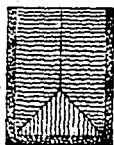
3.1.2.- SOLIDIFICACION DE LINGOTES

En la solidificación de lingotes se distinguen tres zonas diferentes de estructuras. Diferiendo por la forma de los cristales y sus dimensiones.

Cada zona se caracteriza por su tamaño y forma cristalina.

La primera zona, de solidificación rápida, se da en el contorno del molde constituido por diminutos cristales casi equiaxiales de ejes iguales. Creciendo en tamaño hasta que hacen contacto con los cristales vecinos. Esto es posible a la nucleación que se genera en sitios muy pequeños a lo largo de la pared del molde (Fig. 1).

La formación de una segunda zona, se suele llamar columnar y se forma de manera distinta a la anterior. Predominando el crecimiento de los cristales y la formación-



(a)



(b)



(c)

Fig. 1.- Estructuras de grano: (a) zona chill y columnar, (b) zona columnar y equiaxial, (c) zona completamente equiaxial.

de granos largos orientados cristalográficamente con sus direcciones paralelas a la del flujo de calor.

La zona columnar se desarrolla como producto de la disminución de la temperatura del líquido adelante de la intercara. Siendo esto la condición que promueve el crecimiento dendrítico y los cristales de la zona de enfriamiento rápido, que quedan sobre la intercara, proyectan brazos dendríticos del líquido sobreenfriado (véase Fig. 1b).

La última zona es la equiaxial y se localiza en el centro del lingote y representa el último metal en solidificar (véase Fig. 1c).

En el centro del lingote se forman diminutos granos equiaxiales suspendidos por todas partes. Creciendo juntos durante la solidificación del lingote, hasta que bloquean, finalmente, el crecimiento hacia dentro de los granos columnares. Esto se denomina transición columnar a equiaxial.

3.1.3.- TAMAÑO DE GRANO EN LINGOTES

Las aleaciones que presentan un grano fino, exhiben mejores propiedades mecánicas; siendo más duros que las aleaciones que presentan grano grueso. Por lo que se continúa estudiando procedimientos para obtener un grano fino (4,5).

El tamaño de grano de una aleación se puede disminuir con un incremento en el tamaño de la zona equiaxial. Se puede lograr con dos medios básicos:

- a) Aumento de la velocidad de nucleación.
- b) Rompimiento de las dendritas (multiplicación de grano).

El aumento de la velocidad de nucleación se consigue con un enfriamiento rápido; también por adición de refinaidores de grano denominados inoculantes (p. ej. B, Ti).

Estos inoculantes se consideran que reaccionan con el aluminio para producir partículas que actúan como catalizadores.

El aumento de la multiplicación de grano se puede explicar por el aumento de corrientes de convección.

Para aumentar la multiplicación de grano, existen métodos artificiales, cuya finalidad es la fragmentación de las dendritas en crecimiento con la inicial interfase-

líquido-sólido. Distribuyéndose por toda la masa fundida, mediante un flujo forzado.

En los estudios reportados por Stewart y Macaulay (6), se menciona el efecto que tiene la vibración sobre la estructura solidificada de metales y aleaciones.

El principal efecto reportado, ha sido la supresión del crecimiento columnar y la formación de pequeños granos equiaxiales en la aleación.

Para este fin, se han utilizado vibraciones, campos alternos, oscilación, centrifugación, etc. (7,8).

Estudios realizados por Johnston y Parr (5) en una aleación de Sn-15% Pb, mostraron el efecto de la fuerza de aceleración en el crecimiento dendrítico y estructura de grano, durante la solidificación de la aleación.

Usando fuerzas de aceleración de 10^{-4} G a 5G y para tres velocidades de enfriamiento, encontraron que con un incremento en el nivel de aceleración se incrementa el flujo del fluido; causando una refusión dendrítica, fragmentación y macrosegregación.

También han demostrado que la refusión dendrítica puede ocurrir por un recalentamiento local, producido por corrientes convectivas.

Independientemente del mecanismo preciso de fragmen-

tación, es aprobado que los fragmentos de las dendritas-- pueden, consecuentemente, servir como núcleos para fomentar la cristalización principal para obtener una estructura de grano más fino.

Otras investigaciones (7) efectuadas en una fundición de hierro gris, han verificado que tanto la rotación como la oscilación utilizada durante la solidificación-- del lingote, conduce a una diferencia estructural cuando son comparados con los lingotes fundidos estáticamente.

Estas diferencias pueden atribuirse a la fragmentación de la interfase sólido-líquido, durante la solidificación y la subsecuente acumulación del sólido fragmentado en el centro de la pequeña cantidad de líquido.

El mecanismo del movimiento del sólido fragmentado-- involucra probablemente una serie de colisiones entre--- sólido-líquido, la cual promueve las partículas cercanas fuera de la zona turbulenta; incorporándolas en el centro del lingote donde se genera un líquido sin agitación.

Con la oscilación del molde se obtiene una fina estructura equiaxial.

Similarmente, Cole y Bolling (9) obtuvieron una--- refinación de grano al aplicar, durante la solidificación del aluminio, un movimiento combinado de rotación y oscilación.

Por otra parte, para que se realice la transición del crecimiento columnar al equiaxial, se requiere que la nucleación de los granos equiaxiales, nucleados en el líquido, su gradiente de temperatura en la vecindad de la interfase sólido-líquido, sea lo suficientemente bajo. Es decir, hasta un valor decreciente crítico.

Bajo estas condiciones, cuando el tamaño y número de granos equiaxiales llegan a ser suficientemente grandes, la prolongación de los granos columnares es impedido por el crecimiento equiaxial.

El movimiento de rotación produce un líquido quieto, mientras que un movimiento de rotación-oscilación genera una fuerza resquebrajadora en la interfase sólido-líquido.

Las pequeñas partículas formadas en la interfase sólido-líquido, son removidas de su posición inicial y redistribuidas por todo el líquido. Estas pequeñas partículas sobreviven desde la fusión por enfriamientos más rápidos de la temperatura de solidificación de la aleación, bajo la inmediata transferencia de calor; debido a la acción de la oscilación.

No obstante, un estado de rotación firme abate el movimiento natural del fluido. Es así como el número de todas las partículas sólidas libres disminuyen.

Al mismo tiempo, una disminución en el flujo natural

deja gradientes de temperatura en la fusión, reduciendo— fuertemente la velocidad de nucleación del grano.

En otras investigaciones (4), se utilizaron tres— aleaciones de aluminio con 7, 12 y 16% en peso de silicio y modificadas por adición de sodio (0.05% en peso). Estas fueron estudiadas bajo el efecto de la vibración; a— baja frecuencia en la microestructura normal y modificada.

Las diferencias fueron completamente notadas. En las aleaciones solidificadas sin utilizar el modificador; las partículas de silicio fueron refinadas con un incremento— en la duración de la vibración.

Estudios recientes (1), han desarrollado una técnica que consiste en la combinación de un movimiento de rotación con uno de translación. Considerando una inclinación del molde. Dicha técnica la utilizaron en el estudio de dos sistemas: NH_4Cl y Pb-Sn.

Con velocidades menores de 5 r.p.m. y con un ángulo— de inclinación del molde de 20 a 30 grados.

Con este método se previno la formación de canales— dendríticos durante la solidificación. Esto se explica— con la existencia de un rompimiento dendrítico.

Con ángulos de 20 a 30 grados no encontraron una segregación radial significativa.

3.2.- FORMACION DE POROSIDADES

3.2.1.- ORIGEN DE LOS GASES

Las porosidades son algunos de los defectos que se pueden encontrar en piezas coladas. Y tienen su origen en el atrapamiento de gases durante la solidificación del lingote.

Produciendo pequeñas cavidades situadas en diferentes sitios de la pieza producida.

Numerosos investigadores han estudiado el origen de las porosidades.

Siendo Allen y Hewitt (11) los que comprobaron que la mayor parte del hidrógeno contenido en el aluminio se produce según la reacción química entre el vapor de agua y el aluminio fundido.



Este vapor de agua que entra en contacto con el aluminio fundido, puede proceder tanto de la atmósfera del horno como de la humedad del medio ambiente.

También la carga que constituye la aleación, puede contener posible grasa o productos hidratados de corrosión, produciendo similares efectos que el vapor de agua de la atmósfera del horno.

Entre los gases que absorbe el aluminio durante la fusión, sobresale principalmente el hidrógeno; sin embargo, otros de los gases que suelen presentarse en las aleaciones de aluminio son el oxígeno, nitrógeno, halógenos, etc.

No obstante, el hidrógeno, oxígeno y nitrógeno son los que se encuentran presentes en el aluminio. Todos los demás son prácticamente insolubles en él (12).

El nitrógeno forma nitruros de aluminio (AlN);— mientras que el oxígeno forma óxidos de aluminio (Al_2O_3)— dando origen a la formación de inclusiones y dado que son muy estables se entiende que no se desprendan al solidificar el lingote, inhibiendo la formación de porosidades.

3.2.2.- EL HIDROGENO EN LAS ALEACIONES DE ALUMINIO

Unicamente el hidrógeno es soluble en el aluminio— líquido. La solubilidad del hidrógeno en el aluminio fundido se acrecenta con el aumento de la temperatura. Como se aprecia en la Fig. 2.

Esto es muy importante, puesto que la cantidad de— hidrógeno absorbido por el metal líquido es una función— de la temperatura de trabajo. Y en la medida que va solidificando el metal, la solubilidad del gas decrece. Dando lugar a la formación de porosidades.

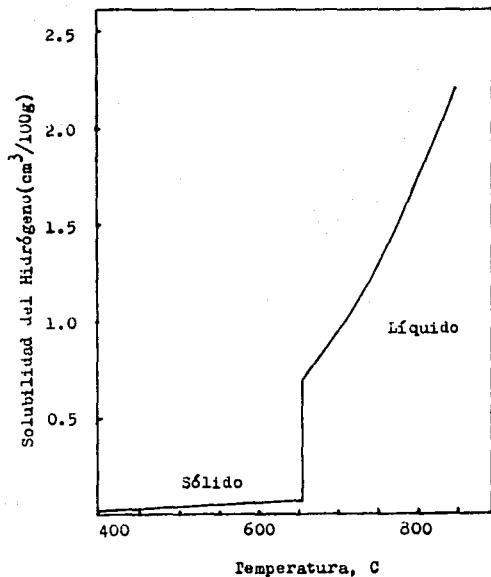


Fig. 2.-Efecto de la temperatura en la solubilidad del hidrógeno en el aluminio (13).

Otro factor que debemos considerar igualmente son los elementos aleantes del aluminio. Como son el silicio, cobre, estaño, etc. Que influyen en la solubilidad del hidrógeno.

En la Fig. 3, se aprecia que al aumentar el contenido de silicio, la solubilidad del hidrógeno disminuye.

La presión interna de la burbuja formada por el hidrógeno, la podemos definir con la siguiente expresión (16).

$$P_{\text{gas}} = \frac{2\sigma}{r} + P_l$$

Donde:

P_{gas} = presión interna en la burbuja, formada por el hidrógeno.

P_l = presión en el líquido.

σ = tensión superficial.

r = radio de la burbuja formada.

Al ir incrementando de tamaño la burbuja, se incrementa su radio, disminuyendo su diferencia de presión del hidrógeno y la del líquido. Existiendo un equilibrio con una concentración decreciente de átomos de hidrógeno del líquido que lo rodea y siendo absorbidos gran cantidad de átomos de hidrógeno.

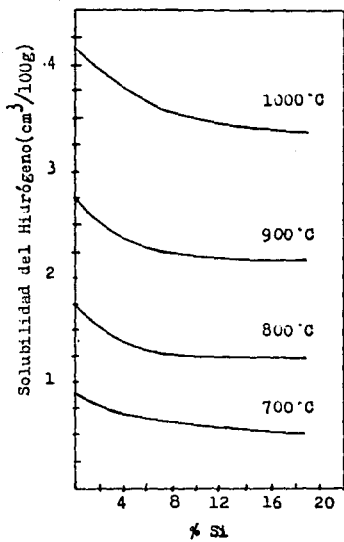


Fig. 3.-Solubilidad del hidrógeno en la aleación Al-Si (14) .

3.2.3.- DESGASIFICACION DE ALEACIONES DE ALUMINIO

En el inicio de la fabricación de aleaciones de aluminio, se pensó que las porosidades eran defectos inevitables de las piezas coladas. Sin embargo, con el paso del tiempo se han venido realizando investigaciones que han permitido desarrollar métodos óptimos de desgasificación.

Es así como se desarrolló un método sencillo y efectivo para remover el hidrógeno disuelto en las aleaciones de aluminio fundido.

Este proceso consiste en burbujear un gas no soluble en el aluminio. Usándose para este fin el cloro, productos a base de cloruros, fluoruros, nitrógeno, etc. Causando una ebullición artificial a través del metal fundido, lo que permite liberar el gas disuelto.

El cloro a pesar de ser considerado como un buen desgasificador tiene como inconveniente ser tóxico y corrosivo. Y usado en cantidades excesivas pueden destruir el efecto de refinadores de grano.

Es por eso que se prefiere realizar la desgasificación por adición de productos sólidos comerciales a base de hexacloroetano (C_2Cl_6).



También se han desarrollado métodos de desgasificación con vacío, fundentes, etc. En la actualidad se continúan investigando los métodos mecánicos (rotación, vibración, centrifugación, etc.) en la desgasificación de aleaciones.

Con respecto a los métodos de desgasificación mecánicos, cabe destacar los estudios efectuados por D. P. — Shukla (8) , con respecto al efecto de la vibración en la formación de porosidades en aleaciones de aluminio. En contrando pequeñas cantidades de porosidades en una aleación de Al- 5% Mg, aplicando 30 Hz. Pero al emplear una aleación de Al- 11.8% Si y utilizando ahora 50 Hz las porosidades se incrementaron. Esto fue consecuencia del aumento en la velocidad de solidificación. Concluyendo que la disminución de porosidades se consigue utilizando bajas energías de vibración, facilitando el escape del hidrógeno atrapado en las aleaciones de aluminio.

Análogamente, A. Couture (15) ha investigado el efecto que tiene la fuerza centrífuga en la solidificación de aleaciones de aluminio (Al- 4.5% Cu, Al- 10% Mg, Al- 5% Si) encontrando que en la medida que se incrementa la velocidad de rotación (25, 300, 600, 900 r.p.m) en la solidificación de los lingotes del aluminio, el número de porosidades se incrementó.

Esto se debe, probablemente, al incremento de la velocidad de enfriamiento y, consecuentemente, a las pérdi-

das de dirección de enfriamiento con velocidades de rotación altas.

En un trabajo previo al nuestro (16) , se coló una aleación de Al- 6% Si, usando diferentes velocidades de rotación, encontrando que al aumentar la velocidad de rotación, aparecían mayor cantidad de porosidades y una disminución de tamaño. Siendo el movimiento del molde la principal causa de ello.

La forma de las porosidades, de igual manera, fueron afectadas por los esfuerzos en el momento de estar girando el molde.

4.-DESARROLLO EXPERIMENTAL.

4.- DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1.- DISEÑO DE EQUIPO

En virtud de que requeríamos un equipo sencillo, pero con ciertas cualidades técnicas, fue menester diseñar y construir uno, con las siguientes características:

- a) Movimiento de rotación.
- b) Movimiento de translación.
- c) Variación del ángulo de inclinación del molde.

4.1.1.- FUNCIONAMIENTO DEL EQUIPO

- a) Movimiento de rotación.

Para generar este movimiento, se utilizó un motor--- con bajas revoluciones por minuto (86 r.p.m.).

La transmisión del movimiento se efectuó por medio-- de una banda de hule acoplada de la polea del motor a la polea de la flecha, Fig. 4.

En la parte superior de la flecha de transmisión se colocó una base metálica para sostener el molde.

- b) Movimiento de translación.

Este movimiento se logró poniendo una cubierta de--- madera forrada con asbesto en la parte superior del molde.

La cubierta se sujetó con dos bisagras a la estructura del equipo, con el fin de que al variar el ángulo de inclinación del molde, éste no impidiera el movimiento deseado.

c) Variación del ángulo de inclinación del molde.

Además del movimiento de rotación y translación, era preciso disponer de una gama de grados de inclinación del molde con respecto a la normal.

En la flecha de transmisión, Fig. 4, se colocó una base rectangular metálica que sirviera de soporte del molde.

Sin embargo, fue imprescindible disponer de una base de acople, entre la base rectangular y el molde.

En el extremo superior de la base de acople, se diseñó una ranura que coincidiera con el eje movable del molde. Por ella se introdujo un tornillo para graduar el ángulo deseado.

4.2.- DISEÑO DEL EXPERIMENTO

Se preseleccionaron tres velocidades de rotación; una alta, intermedia y baja con la finalidad de encontrar el intervalo de velocidades idóneo para nuestro estudio.

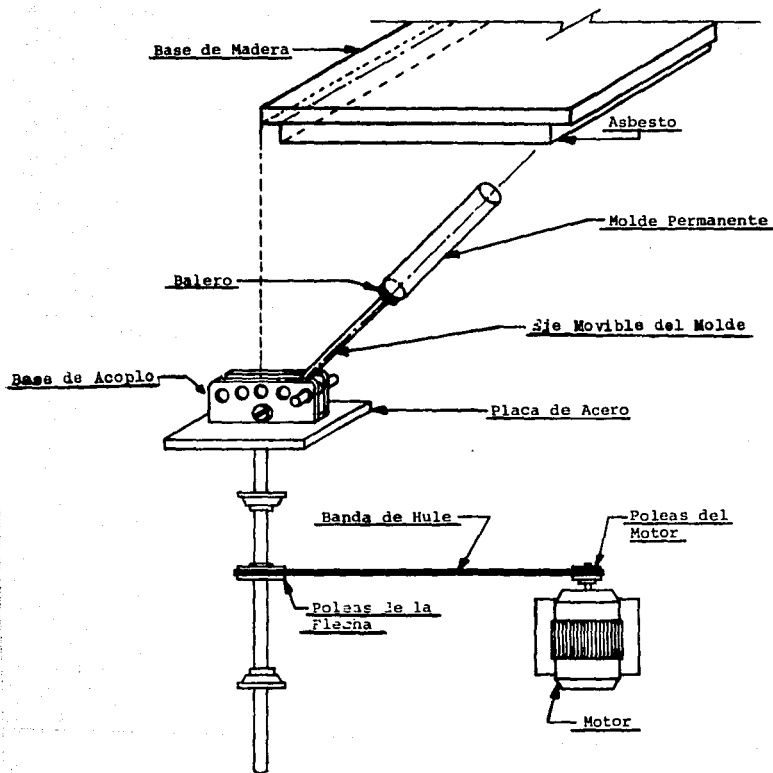


Fig. 4.- Dispositivo esquemático usado en la solidificación de la aleación Al-3.5% Si.

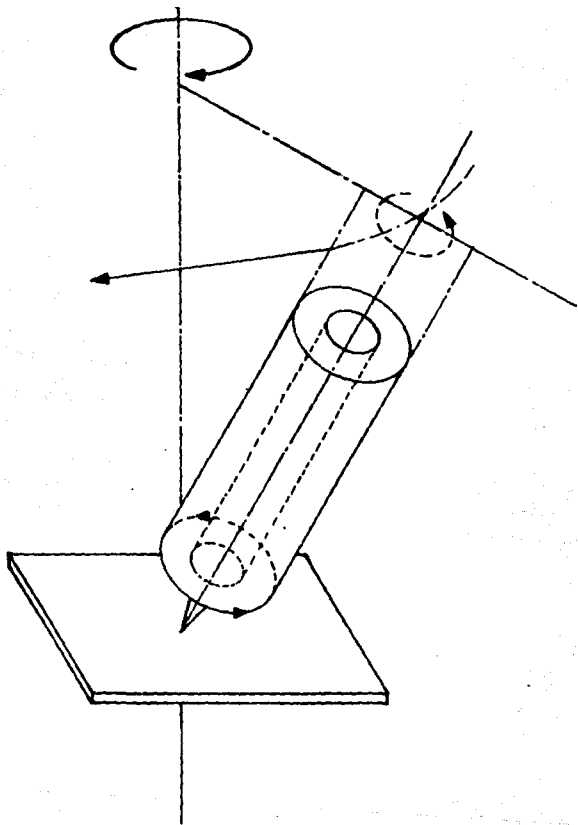


Fig. 5.- Diagrama esquemático de ensamble usado en la solidificación de la aleación.

Las velocidades de rotación determinadas fueron de—
7, 17 y 28 r.p.m.

Con respecto al ángulo de inclinación del molde, se-
utilizaron los valores presentados en la Tabla I.

Tabla I.—Ángulos de inclinación del molde.

Ángulos con respecto a la normal
0 1° 3' 6' 7° 15' 25' 35° 45'

Las pruebas se hicieron manteniendo constante los---
siguientes parámetros:

- a) Temperatura del molde (850°C).
- b) Temperatura del baño metálico (800°C).
- c) Manteniendo el chill en la base del molde.

Se corrieron tres pruebas por cada ángulo y se repitió lo mismo con cada velocidad (7, 17 y 28 r.p.m.).

Además se realizaron tres pruebas estáticas, manteniendo las mismas condiciones de fusión a las mencionadas anteriormente; con el propósito de comparar las muestras solidificadas con movimiento de rotación-traslación e--- inclinación del molde, con las obtenidas estáticamente.

Las características del molde se ilustran en la-----
Fig. 6.

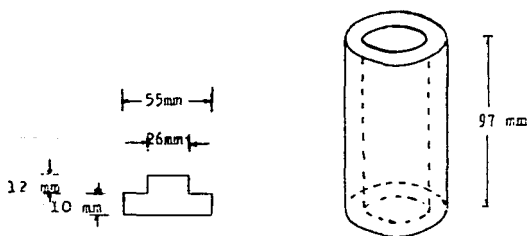


Fig. 6.- Características del molde
permanente.

4.2.1.- EXPERIMENTACION COMPLEMENTARIA

Este experimento complementario se realizó con el fin de tener una mejor comprensión del comportamiento del metal líquido, sometido al efecto del movimiento de rotación-traslación, durante su solidificación.

Para tal propósito, se uso agua mineral y un sistema constituido por agua-tinta.

4.2.1.1.- EXPERIMENTO CON AGUA MINERAL

1.- En un molde cilíndrico transparente se agregó, sin movimiento alguno, un volumen determinado de agua mineral, observándose una adherencia de las burbujas en las paredes del molde.

2.- Posteriormente se efectuó otro experimento, análogo al del inciso anterior, para entender lo que sucedía en nuestra aleación de aluminio, antes de iniciarse la solidificación; pero ahora con un movimiento de rotación-traslación a dos velocidades (7 y 28 r.p.m.) y teniendo dos ángulos de inclinación el molde (0° y 35° con respecto a la normal), observando un movimiento ascendente de las burbujas de gas, con 7 r.p.m.

Con una velocidad de 28 r.p.m. el comportamiento de las burbujas de gas se mantuvo ascendente. Desprendiéndose de las paredes del molde más rápidamente. El ángulo de inclinación de 35° favoreció al desprendimiento de las bur

oujas de gas.

3.- De la misma manera se desarrolló el siguiente--- experimento, pero incorporando una pared rugosa, construida con silicón, alrededor del molde; simulando el inicio de la solidificación del metal. Dando como resultado, la aparición de burbujas de gas más pequeñas al incrementar la velocidad de rotación-translación y el ángulo de inclinación del molde; favoreciendo, así, el desprendimiento-- de las burbujas de gas. Fig. 7.

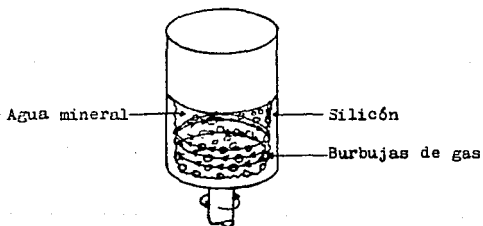


Fig. 7.- Comportamiento de las burbujas de gas en un molde cilíndrico, con paredes de silicón.

4.2.1.2.- EXPERIMENTO AGUA-TINTA

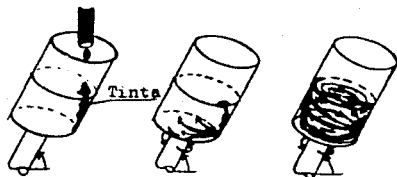
Similarmente se realizó otro experimento complementario con agua natural, a la cual se agregó una gota de tinta, con el objeto de entender el comportamiento del flujo del metal líquido durante el movimiento de rotación-
-traslación.

Se observó un desplazamiento de la tinta desde la parte superior hasta la base del molde y posteriormente a las paredes del mismo; de ahí ascendió hacia la superficie del molde conforme se fue incrementando tanto la velocidad de rotación-
-traslación (7, 17 y 28 r.p.m.) como el ángulo de inclinación del molde (0°, 6°, 35° y 45°).

Esto sucedió para los casos (a) y (b) de la Fig. 8.; en el caso (a) se simuló el inicio de la solidificación del metal líquido con una pared rugosa de silicón.

La única diferencia que existió, entre ambos casos, fue que la homogenización de la tinta en el agua fue mayor en el caso (b).

a) PARED LISA



b) PARED RUGOSA

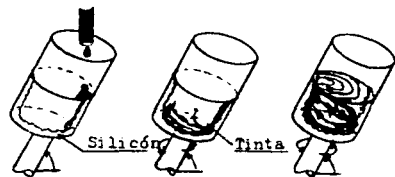


Fig. 8.-Comportamiento de la tinta en el agua

5.- DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES.

5.- DISCUSION DE RESULTADOS EXPERIMENTALES

El estudio de los lingotes obtenidos se desarrolló con los resultados del corte longitudinal de las muestras solidificadas. Mostrando la influencia que tiene la velocidad de rotación-traslación y la inclinación del molde en comparación con los lingotes obtenidos estáticamente. Presentando grandes diferencias en el número y tamaño de porosidades.

Este número de porosidades se incrementó con el aumento de la inclinación del molde y la velocidad de rotación-traslación. Como se puede apreciar en la gráfica (1).

No siendo así para el tamaño de porosidades, las cuales decrecieron. Gráfica (2).

Consideramos que estos resultados son producto de la precipitación del hidrógeno durante la solidificación del lingote, debido a que la solubilidad de este gas es más alta en el metal fundido que en el sólido (13).

Sin embargo, al ir variando la inclinación del molde, provocamos que la orientación de las dendritas, de acuerdo a la inclinación del molde favoreciera de esta manera la salida de burbujas de gas por los canales interdendríticos.

En base a la ley de Sievert (17) pensamos también que el comportamiento anterior, aunado con el incremento de la velocidad de rotación-traslación, ocasiona una disminución en la presión parcial del gas, disminuyendo la evolución del gas en el lingote.

Dentro del estudio del volumen de gas atrapado durante la solidificación de la aleación, se observó que a mayor velocidad de rotación-translación y ángulo de inclinación del molde, la cantidad de burbujas atrapadas aumentaban en cantidad y a su vez disminuían de tamaño, véase Gráfica (3), dando como resultado una disminución de volumen de gas atrapado en el lingote.

Esto nos conduce a suponer que el movimiento de rotación-translación acelera la velocidad de solidificación del metal líquido (8,15,16), quedando atrapadas las burbujas de gas en la parte superior del lingote.

De igual manera se realizó el estudio del comportamiento del grano, observándose que para las tres velocidades de rotación-translación (7, 17 y 28 r.p.m.) el comportamiento es similar; es decir, al incrementar el movimiento de rotación-translación y la inclinación del molde, la cantidad de granos aumenta, Gráfica (3).

Para entender este comportamiento, es menester referirnos nuevamente a nuestro modelo hidrodinámico, en el cual se simuló el inicio de la solidificación del lingote mediante una pared rugosa de silicón colocada en las paredes del molde. Fig. 3. Notando que la tinta sufre un desplazamiento hacia las paredes del molde cuando se aplica un movimiento de rotación-translación.

Trasponiendo este resultado a nuestro experimento original, podemos suponer que existe una refusión de granos columnares (5); ya que el metal caliente que se encuentra en el centro del lingote tiende hacia la pared-

del molde, producto del movimiento de rotación-transla-
ción, causando la refusión de los granos columnares.

Probablemente de manera parcial, debido a la lenti-
tud de dicho movimiento. No obstante, al variar la incli-
nación del molde, el movimiento del metal líquido que se
localiza en el centro del líquido sufre un mayor despla-
zamiento ascendente tendiendo a incrementar la refusión y--
el desprendimiento del grano columnar; provocando, de es-
ta forma, un aumento de la zona equiaxial, ver Gráfica (-
6), y granos más pequeños. Gráfica (5).

Con respecto a la distancia del brazo secundario de-
las dendritas, se observó una disminución del mismo al---
incrementar la velocidad de rotación-translación y el---
ángulo de inclinación del molde. Gráfica (7).

Esta disminución de la distancia del brazo secunda-
rio de la dendrita, esta estrechamente ligada con la re-
fusión del grano columnar y es muy probable que se dé por
el transporte del metal líquido refundido. Dando lugar a-
la formación de dendritas más pequeñas pero en la medida-
que va progresando la solidificación del metal líquido,--
se va depositando poco a poco partículas sólidas (prove-
nientes de las dendritas fragmentadas) en las dendritas-
formadas, ocasionando un engrosamiento de los brazos se-
cundarios de éstas y disminuyendo, por lo tanto, su dis-
tancia.

6.- CONCLUSIONES.

6.- CONCLUSIONES

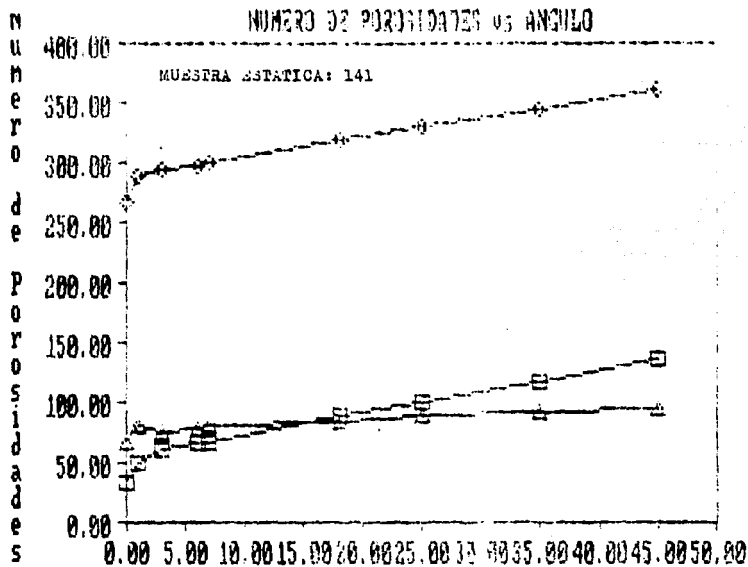
El movimiento de rotación-traslación, en combinación con el ángulo de inclinación del molde usado durante la solidificación de la aleación de aluminio, influye en la macroestructura final de los lingotes, en comparación con la macroestructura presentada en la muestra estática.

- 1.- El tamaño de las porosidades disminuyó al incrementar la inclinación del molde y la velocidad de rotación-traslación.
- 2.- El número de porosidades presentes en las muestras, aumentaron al variar la inclinación del molde. De igual manera sucedió al incrementar la velocidad de rotación-traslación.
- 3.- Al aumentar la velocidad de rotación-traslación y la inclinación del molde, durante la solidificación del lingote, se incrementó el número de granos por área. Disminuyendo, por ende, su tamaño.
- 4.- La longitud del brazo secundario de las dendritas decrece con el aumento del ángulo de inclinación del molde y con el aumento de la velocidad.

5.- El volumen del gas disuelto en el lingote, disminuye al incrementar el ángulo de inclinación del molde.

7.- ANEXOS.

ANEXO A.- GRAFICAS.

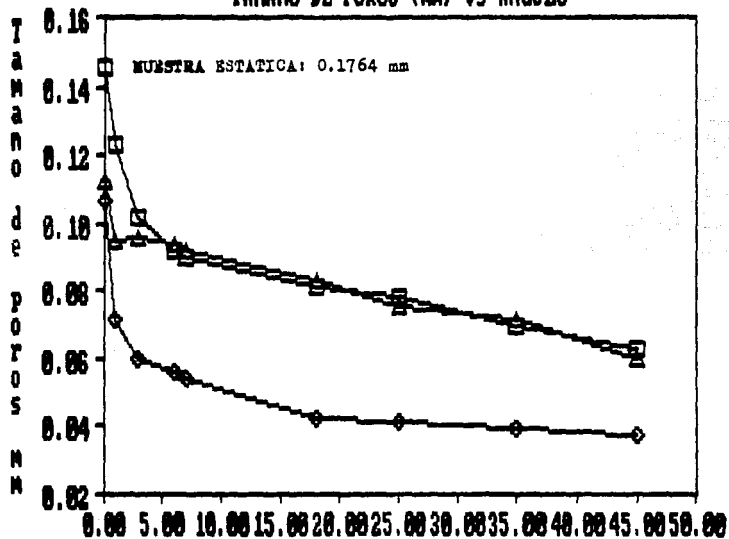


Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. △ 17 R.P.M. ◇ 28 R.P.M.

GRAFICA (1)

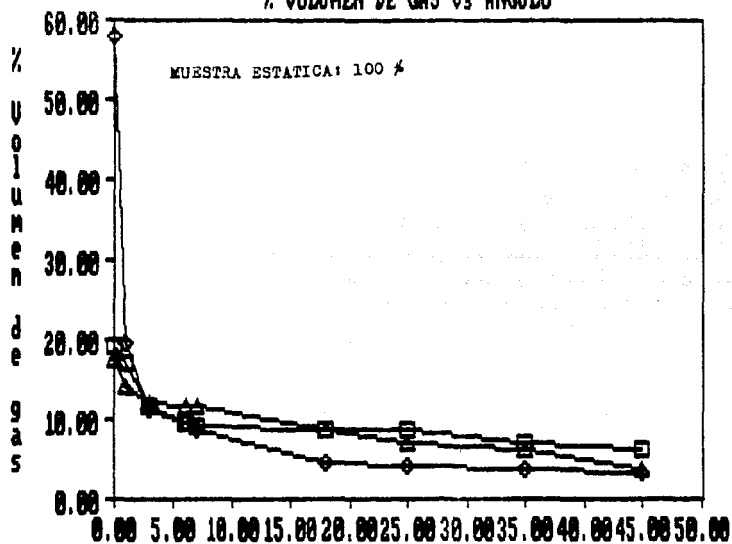
TAMANO DE POROS (mm) VS ANGULO



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. △ 17 R.P.M. ◇ 28 R.P.M.

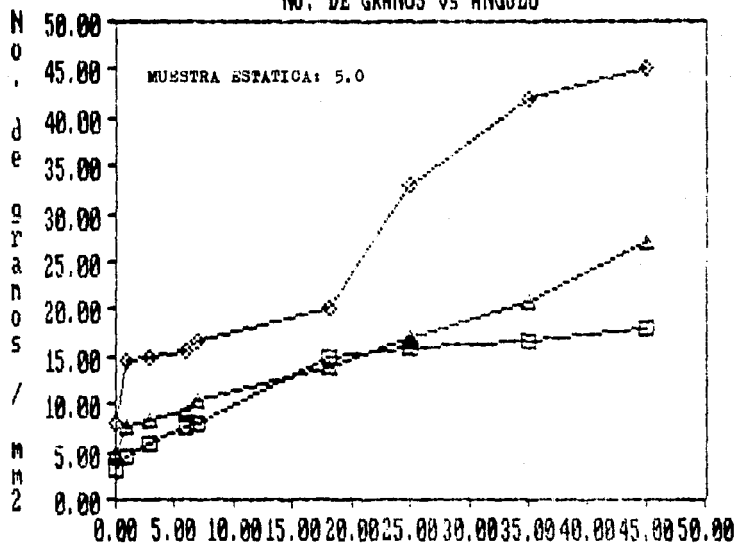
% VOLUMEN DE GAS VS ANGULO



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. △ 17 R.P.M. ◇ 28 R.P.M.

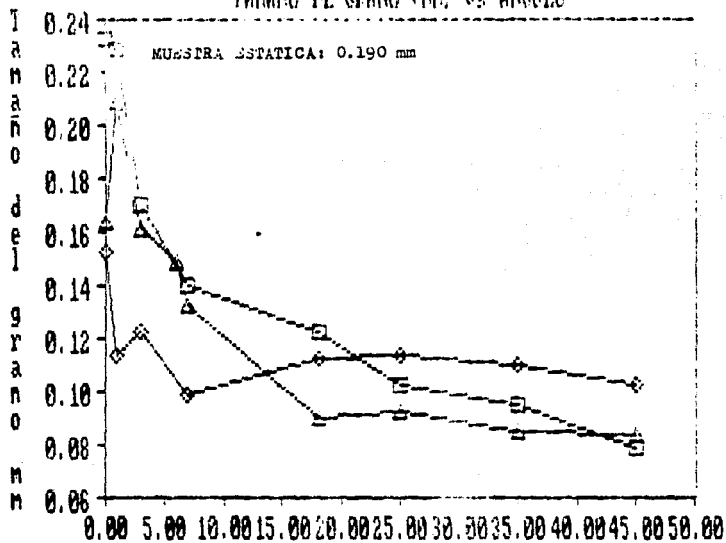
No. DE GRANOS vs ANGULO



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. △ 17 R.P.M. ◇ 28 R.P.M.

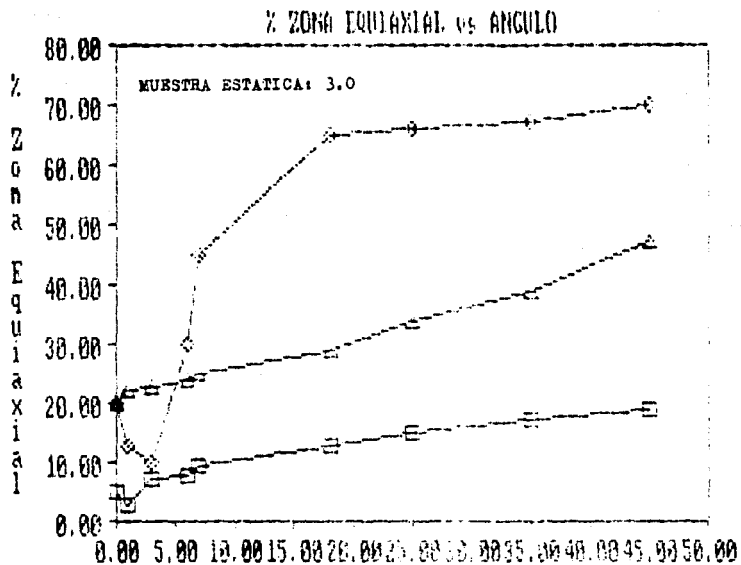
TANGENTE DE GIRO (mm) vs ANGULO



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. △ 17 R.P.M. ◇ 28 R.P.M.

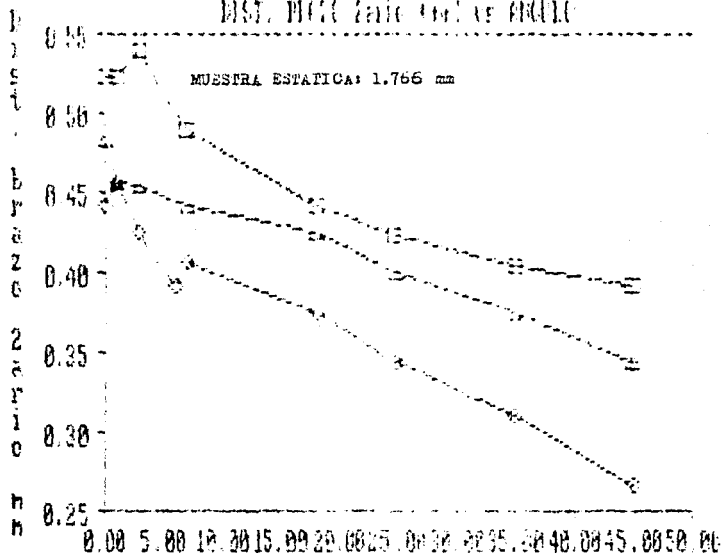
GRAFICA (5)



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. ▢ 17 R.P.M. ◆ 28 R.P.M.

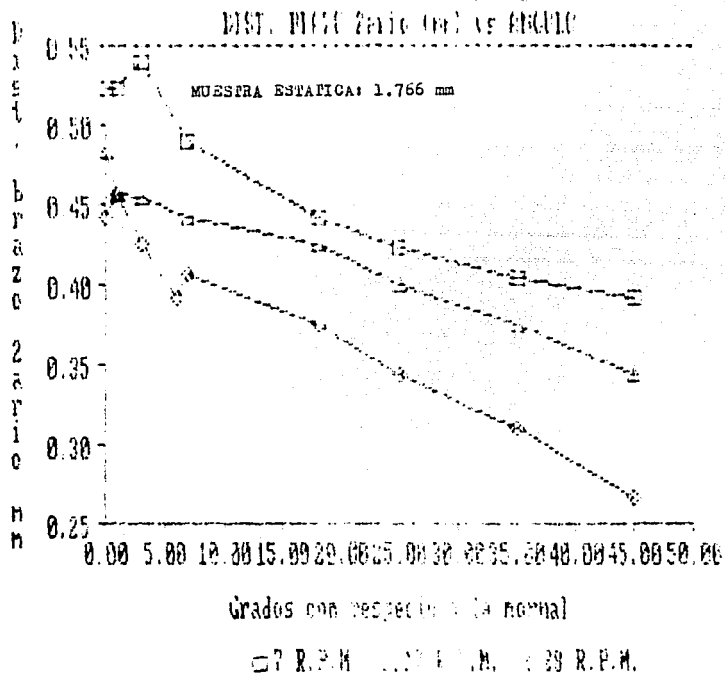
DIST. MICRO (Zona) con las R.P.M.



Grados con respecto a la normal

□ 7 R.P.M. ○ 17 R.P.M. △ 39 R.P.M.

GRÁFICA (7)



ANEXO B.- TABLAS DE RESULTADOS.

Tabla I.- Número total de porosidades en la sec.longitudinal.

Angulo	Número total de porosidades		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	28 r.p.m.
0	34	67	266
1	50	80	290
3	61	75	295
6	66	78	297
7	68	81	300
18	88	84	320
25	100	90	330
35	118	92	344
45	136	94	360
Número de porosidades en la muestra estática: 141			

Tabla II.- Tamaño de porosidades en la sec.longitudinal.

Angulo	Tamaño de porosidades (mm)		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	20 r.p.m.
0	0.1457	0.1127	0.1061
1	0.1252	0.0947	0.0718
3	0.1021	0.0962	0.0595
6	0.0921	0.0941	0.0559
7	0.0904	0.0919	0.0539
18	0.0817	0.0833	0.0424
25	0.0780	0.0752	0.0410
35	0.0694	0.0718	0.0392
45	0.0623	0.0601	0.0375

Tamaño de porosidad en la muestra estática: 0.1764 mm

Tabla III.- % de vol. de gas atrapado en la sec.longitudinal.

Angulo	% de volumen de gas		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	28 r.p.m.
0	19.14	17.39	57.75
1	17.04	14.26	19.43
3	11.83	12.13	11.13
6	9.39	11.83	9.39
7	9.14	11.43	8.69
18	8.75	8.69	4.52
25	8.65	6.96	4.17
35	7.19	6.26	3.82
45	6.15	3.72	3.43
% de vol. de gas en la muestra estática: 100 %			

Tabla IV.- Número de granos por milímetro cuadrado en la sec. longitudinal.

Angulo	Número de granos por milímetro cuadrado		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	23 r.p.m.
0	3.0	5.0	8.0
1	4.5	7.5	14.5
3	6.0	8.5	15.0
6	7.5	9.5	15.5
7	8.0	10.5	16.5
18	15.0	14.0	20.0
25	16.0	17.0	33.0
35	16.5	21.0	42.0
45	18.0	27.0	45.0
<p>Número de granos por milímetro cuadrado en la muestra estática: 5.0</p>			

Tabla V.- Tamaño de grano en la sec.longitudinal.

Angulo	Tamaño de grano (mm)		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	23 r.p.m.
0	0.2319	0.1633	0.1519
1	0.2236	0.2091	0.1142
3	0.1698	0.1617	0.1225
6	0.1533	0.1486	0.1014
7	0.1404	0.1323	0.0987
13	0.1225	0.0399	0.1127
25	0.1029	0.0931	0.1136
35	0.0952	0.0349	0.1094
45	0.0784	0.0333	0.1029
Tamaño de grano en la muestra estática: 0.190 mm			

Tabla VI.- % de zona equiaxial en la sec.longitudinal.

Angulo	% de zona equiaxial		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	28 r.p.m.
0	4.8	20.0	20.0
1	2.5	22.0	13.0
3	7.0	23.0	10.0
6	8.0	24.0	30.0
7	9.5	25.0	43.0
13	13.0	29.0	65.0
25	15.0	34.0	66.0
35	17.0	39.0	67.0
45	19.0	47.0	70.0
% de zona equiaxial en la muestra estática: 3.0			

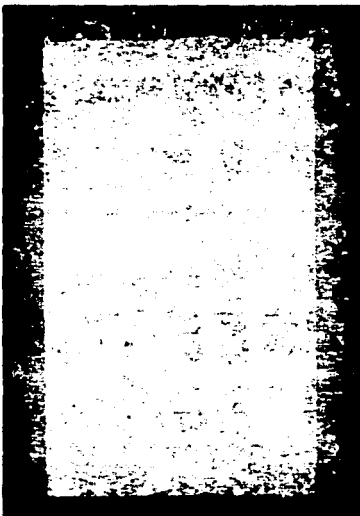
Tabla VII.- Espaciamento entre el brazo secundario dendrítico.

Angulo	Espaciamento dendrítico (mm)		
Grados	7 r.p.m.	17 r.p.m.	28 r.p.m.
0	0.522	0.483	0.441
1	0.523	0.456	0.456
3	0.539	0.455	0.424
6	0.502	0.449	0.392
7	0.490	0.441	0.490
18	0.441	0.424	0.375
25	0.423	0.401	0.343
35	0.405	0.376	0.310
45	0.392	0.393	0.267
Espaciamento del brazo secundario en la muestra estática: 1.766 mm			

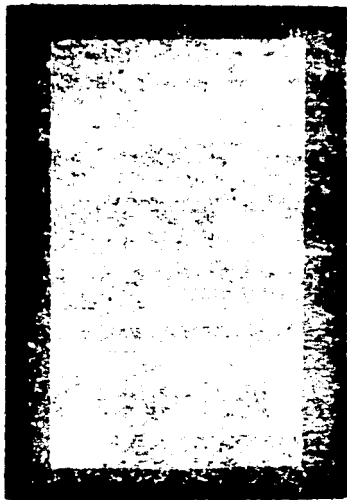
ANEXO C.- FOTOMACROGRAFIAS

ANEXO C.- FOTOMACROGRAFIAS.

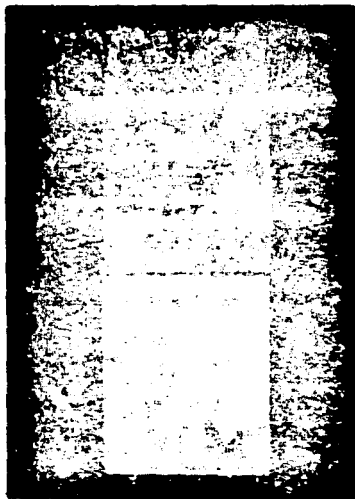
Se realizó el estudio de las fotomacrografías, dando los resultados siguientes:



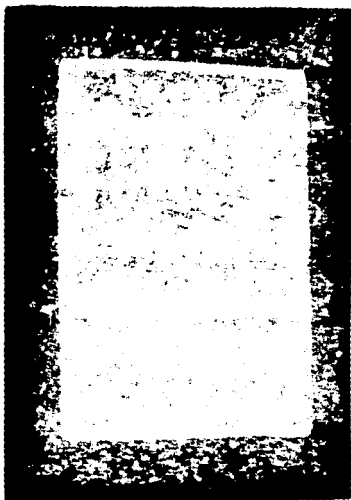
Muestra estática: toda la muestra presenta una estructura columnar, teniendo una orientación preferencial, causada por un enfriamiento unidireccional. Todo el lingote presenta, en su corte longitudinal, porosidades. (5X).



Muestra con 20 r.p.m. y 0° de inclinación del molde.
Se observa que la muestra presenta un 20 % de zona--
equiaxial . (JA)



Muestra con 28 r.p.m. y 13° de inclinación del molde.
Se observa que la muestra presenta un 65 % de zona--
equiaxial y en la parte inferior granos columnares. (3X).



Muestra con 20 r.p.m. y 45° de inclinación del molde
Aumento la zona equiaxial (70 %). (4X).

ANEXO D.- CALCULO DEL VOLUMEN DE GAS.

ANEXO D.- CALCULO DEL VOLUMEN DE GAS

Se encuentra referido exclusivamente al estudio de--
la sección longitudinal de las muestras obtenidas.

Para calcular el % de volumen de gas atrapado, se--
procedió de la siguiente manera:

- 1.- Se cuantificó el número de porosidades de cada--
muestra.
- 2.- Se midió el tamaño promedio de cada porosidad en
diversas regiones de la muestra, con el fin de--
tener una medición representativa.
- 3.- Este tamaño promedio lo relacionamos con el diá--
metro de una esfera. Pudiendo calcular, entonces,
el volumen de gas atrapado de una porosidad, por
medio de la siguiente expresión:

$$V = (\pi/6) \times D^3$$

- 4.- Para obtener ahora el volumen total de gas atra--
pado, lo multiplicamos por el número total de po--
rosidades.
- 5.- El % de volumen de cada muestra, se obtuvo consi--
derando el volumen de gas atrapado en la muestra
estática como el 100 %. Y comparándola con las--
muestras obtenidas por rotación-translación.

$$\% \text{ Volumen} = \frac{\text{Vol. total de la M. con rot.-trans.} \times 100}{\text{Vol. total de la M. estática.}}$$

ANEXO E.- PREPARACION METALOGRAFICA.

ANEXO E.- PREPARACION METALOGRAFICA

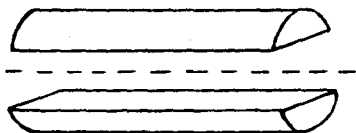
Antes de fundir la aleación de aluminio, fue necesario limpiar el equipo a utilizar. Como aceites, grasa y de más material ajeno a nuestra aleación.

Se trato también, de forma similar, la aleación de Al-Si.

Las muestras obtenidas, tanto por rotación-traslación como las estáticas, se cortaron longitudinalmente, -- Fig. 9, se desbastaron y se pulieron (18), hasta dejarlas en condiciones óptimas para el subsecuente ataque químico.

El reactivo químico que se utilizó, tuvo la siguiente composición química.

HCl	:	60%
HNO ₃	:	30%
HF	:	5%
H ₂ O	:	5%



**Fig. 9.- Corte longitudinal de las
muestras obtenidas.**

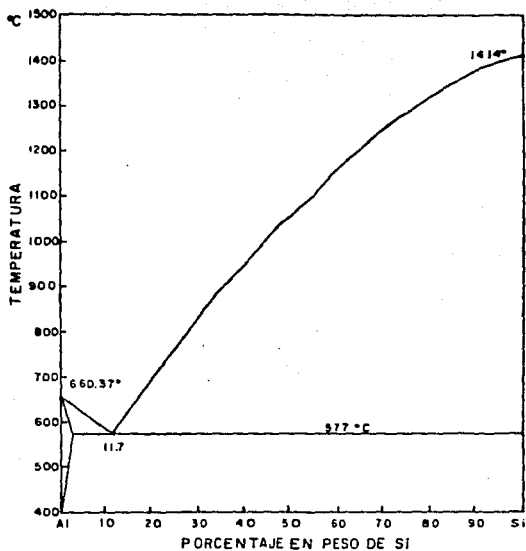


Fig. 10.- Diagrama de fase Al-Si.

8.- BIBLIOGRAFIA.

8.-BIBLIOGRAFIA

- 1.- A.K.Sample and A.Hellawell
The mechanisms of formation and prevention of channel segregation during alloy solidification. Metallurgical Transactions A. Volume 15A, december (1984).
- 2.- M.A.Audero and H.Biloni
The dendritic morphology in Zn-Cd dilute alloys. Journal of crystal growth 12 (1972).
- 3.- John D. Verhoeven
Fundamentos de metalurgia física. Ed. Limusa, 1987. México, D.F.
- 4.- N.R.Pillai
Effect of low frequency mechanical vibration on structure of modified aluminum-silicon eutectic. Metallurgical Transactions. Volume 3, may (1972).
- 5.- M.A. Johnston and R.A. Parr
The influence of acceleration forces on dendritic growth and grain structure. Metallurgical Transactions B. Volume 13, may (1982).
- 6.- M.J. Stewart, L.C. Macaulay and F. Weinberg
Macrosegregation in castings rotated and oscillate during solidification. Metallurgical Transactions. Volume 2, january (1971).

- 7.- R. Torres Sánchez and J. E. Gruzleski
A metallographic study of gray cast iron solidified in oscillating and rotating molds. *Metallography* 13:(1930).
- 8.- D. P. Shukla, D. B. Goel and P. C. Pandey
Effect of vibration on the formation of porosity in aluminum alloy ingots. *Metallurgical Transactions B. Volume 11B*, March (1980).
- 9.- G. S. Cole and G. F. Bolling
Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969)
- 10.- G. S. Cole, K. W. Casey and G. F. Bolling
The solidification of inoculated aluminum ingots. *Metallurgical Transactions. Volume 1*, May (1970).
- 11.- Allen, N. P., and Hewitt, T. J.
Inst. metals, 51 (1933), 257.
- 12.- A. del Villar y M. P. de Andrés
Fusión y desgasificación de las aleaciones aluminio-magnesio y aluminio-silicio para moldeo. *Rev. Metal CENIM. Vol. 3* (1967). Núm. 2.
- 13.- American society for metal
Metals handbook desk edition, Metals Park Ohio, 44073, 1955. USA.
- 14.- R. R. Soriano
Desgasificación de aluminio y sus aleaciones. Tesis, fac. de Química (UNAM), 1982.

15.-A.Couture

Effect of centrifugal force on solidification of aluminum alloys. Modern Casting. Abril (1967).

16.-Barrera Arenas, A.

Variación de la estructura de colada de una aleación Al-6%Si por movimiento de rotación. Tesis, Fac. de química (UNAM) 1982.

17.-A. Sieverts

Zeitschrift für metallkunde. Vol. 21, Núm. 2, 1929.

18.-Kehl, G.L.

Metallographic laboratory practice. McGraw-Hill book Co. 1949, New York.