



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

"REFINACION DE GRANO EN EL MOLDE DE UNA
ALEACION DE ALUMINIO COMERCIALMENTE PURO
CON UN MATERIAL DE TRATAMIENTO COMERCIAL"



EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

T E S T S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A :

JOSE LUIS FLORES MORALES



TESIS CON
FALLA DE ORIGEN

México, D.F.

1994



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.

A MIS PADRES

Por estar siempre conmigo
y su ayuda para mi forma-
ción.

A MIS HERMANOS.

Por su paciencia y comprensión.

A MI ASESOR:

Por su paciencia y las
facilidades que me dio.

A MI ESPOSA E HIJA

Que estuvieron alentandome
hasta el final.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE	Prof: GUILLERMO FAUSTO SALAS BANUET
VOCAL	Prof: JOSE ALEJANDRO GARCIA HINOJOSA
SECRETARIO	Prof: IGNACIO BELTRAN PINA
1er. SUPLENTE	Prof: GERARDO ARAMBURU PEREZ
2do. SUPLENTE	Prof: SERGIO GARCIA GALAN

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA:

LABORATORIO DE FUNDICION, EDIFICIO "D" FACULTAD DE QUIMICA,
CIUDAD UNIVERSITARIA, U.N.A.M

ASESOR:



M. en C. JOSE ALEJANDRO GARCIA HINOJOSA

SUPERVISOR TECNICO



I.Q.M. CANDIDO MLATENCO TLAPANCO

SUSTENTANTE



JOSE LUIS FLORES MORALES

I N D I C E

RESUMEN

C A P I T U L O I

TEORIAS DE REFINAMIENTO DE GRANO

Introducción

Nucleación

Refinantes base Ti/B

Teorías de Solidificación para Aleaciones de Aluminio

Principales Características de las Aleaciones Refinadas

C A P I T U L O II

BASES PARA EL TRATAMIENTO EN EL MOLDE

Introducción

Sistema de Colada

Refinación de Grano en el Molde

Diseño del Sistema de Colada

C A P I T U L O III

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Desarrollo Experimental

Descripción del Equipo

Procedimiento Experimental

C A P I T U L O I V

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

C A P I T U L O V

CONCLUSIONES

BIBLIOGRAFIA

APENDICE

R E S U M E N

De las aleaciones metálicas que se han utilizado en una gran número de industrias en los últimos tiempos, por sus propiedades químicas y mecánicas, son las aleaciones de aluminio.

Las aleaciones de aluminio tienen una densidad tres veces menor que las del acero y las aleaciones de cobre. Son de alta resistencia a la corrosión, alta resistencia mecánica (incluso algunas tienen una mejor relación resistencia-peso que los propios aceros de alta resistencia), su maquinabilidad es muy alta, se pueden fundir por cualquier método, se pueden trabajar por laminado, estampado, estirado, forjado, enroldado y extruido, casi sin restricción alguna en cuanto a su forma.

Tomando en cuenta la gran versatilidad y utilidad de las aleaciones de aluminio, es importante la obtención de estas con mejores propiedades, por lo cual se realizó este trabajo en el cual se plantea como una opción refinar una aleación de aluminio comercialmente puro, mediante un método nuevo para estas aleaciones. Aunque ya bastante conocido en la obtención del hierro nodular refinando el metal líquido en el molde, para evitar contaminación al utilizar los utensilios convencionales.

Por lo que es objetivo primordial:

- 1.- Tener control sobre el tamaño de grano por que es importante para la obtención de piezas de fundición con buenas propiedades mecánicas e ingenieriles, sobre este punto se cita en la literatura (77) algunas piezas de aleaciones no ferrosas como,

el carácter de imprenta cojinetes de varios tipos en aleaciones de Pb-Sn, valvulas para baja presión, engranes pequeños y algunas piezas de fundición para bombas pequeñas en latón, las aleaciones de Mg-Zn tiene buenas propiedades de resistencia a la tracción y % de elongación sin embargo el alto contenido de zinc requiere de un cuidadoso control de la fundición para producir piezas de fundición libres de microporosidad y fisuras por alta temperatura.

2.-Evitar la porosidad o por lo menos distribuirla en forma homogenea ya que esta es una de las principales causas por las cuales puedan existir cavidades no deseadas en una pieza terminada.

3.-Que por este método son factibles los puntos anteriores de una forma en que no se requieran controles estrictos como por el método convencional para refinar en el crisol aleaciones de aluminio.

4.-Este método puede aumentar la eficiencia del reactivo refinante ya que solo existe en contacto con el metal fundido y no con el crisol ademas de que el tiempo no es tan prolongado lo que significa que el decaimiento también disminuye.

5.- el objetivo primordial de este trabajo es determinar en los niveles mas bajos de material refinador si es factible obtener las mejores propiedades para esta aleación.

C A P I T U L O I

TEORIAS DE REFINAMIENTO DE GRANO

INTRODUCCION

Como se sabe, la finalidad de refinar una aleación, es lograr en ella, mejores propiedades en las piezas fundidas, las principales son;

- a.- Resistencia a la tracción y % de Elongación
- b.- Menor segregación en la pieza
- c.- Menores problemas en la alimentación
- d.- Una distribución uniforme de microrechupes
- e.- Mejorar la calidad de los tratamientos térmicos y estructuras metalúrgicas
- f.- Mejorar la respuesta al trabajo en frío o en caliente

Para lograr un mejor control en la refinación de grano, es primordial conocer como solidifica una aleación.

En la refinación de grano, existe varios métodos o procesos, los cuales se enumeran a continuación;

- 1.- Método Térmico (enfriamiento rápido)
- 2.- Método Dinámico
- 3.- Adición de Elementos de aleación (bloqueo)
- 4.- Método Químico (adición de agentes nucleantes)

Basicamente todos los métodos tienen en común, lograr una cantidad controlada de embriones estables, para poder regular

el tamaño de grano. Las condiciones necesarias, para que el embrión crezca, están regidas por diferentes variables, las cuales se irán mencionando a lo largo de este trabajo.

NUCLEACION

La teoría indica que en el caso de la nucleación homogénea, (1,2) el cambio en la energía libre, por un cambio de fase (de líquido a sólido), se puede representar como;

$$\Delta G = - \Delta H_s(T_s - T) / T_s = - \Delta H \Delta T / T_s \dots \dots \dots (1)$$

donde; T_s = temperatura de solidificación

ΔH = Entropía de solidificación

T = temperatura

Sin embargo, en la práctica se ha visto que, para lograr un embrión estable, se debe tomar en cuenta, la energía interfacial (γ), que es proporcional al área del embrión, si suponemos que la nucleación es homogénea, entonces la forma será una esfera, por lo tanto la ec. (1) queda como;

$$\Delta G = \Delta H (\Delta T / T_s) (4/3 \pi r^3) + 4 \pi r^2 \gamma \dots \dots \dots (2)$$

donde; ΔG = Energía libre

ΔH = Entropía

r = radio de la esfera

γ = Energía interfacial

π = 3.1416

De esta ecuación, se comprende que existe un radio

crítico el cual, al ser alcanzado es factible la formación de partículas sólidas. Mientras menor sea el radio crítico (r^*) será más fácil obtener mayor cantidad de núcleos aunado a esto el tamaño de grano será más pequeño.

1.- Método Térmico: De acuerdo a la ecuación (2) la variable que se puede modificar es la temperatura, así que se puede afirmar, que un gradiente de temperatura amplio, favorece a la formación de embriones estables con radios críticos pequeños, siendo más fácil obtener una mayor cantidad de estos, dependiendo de la cantidad de núcleos que se formen, sera el tamaño de grano.

Despejando la ecuación (2) y derivandola respecto a el radio (r), tomando en cuenta que al equilibrio, la energía libre de transformación es cero, se obtiene el radio crítico en función del gradiente de temperatura, lo que indica que a un gradiente mayor de temperatura el radio crítico (r^*) disminuye:

como; $\Delta G = 0$ entonces

$$0 = -\Delta H \left(\frac{\Delta T}{T_s}\right) \frac{4}{3}\pi (r^*)^3 + 4\pi (r^*)^2 \gamma \quad \dots\dots\dots (2a)$$

ordenando la ecuación (2a)

$$\Delta H \left(\frac{\Delta T}{T_s}\right) \frac{4}{3}\pi (r^*)^3 = 4\pi (r^*)^2 \gamma \quad \dots\dots\dots (3)$$

despejando r^* tenemos que;

$$r^* = \frac{3\gamma T_s}{\Delta H \cdot \Delta T} \quad \dots\dots\dots (3a)$$

y considerando constantes a ΔH , γ y T_s entonces;

$$r^* = C/\sqrt{T} \quad \dots\dots\dots(4)$$

De la ec. (4) podemos suponer que a mayor sobreenfriamiento o velocidad de enfriamiento el radio crítico (r^*) disminuye.

Concretando, en cuanto al método térmico, podemos decir que se requiere un enfriamiento rápido, para favorecer la formación de una mayor cantidad de núcleos, logrando un grano más pequeño.

2.- Método Dinámico (mecánico);Esta técnica consiste en agitar el metal durante la solidificación por medios como, agitación electromagnética, vibraciones sónicas o ultrasónicas, agitación mecánica etc.

Aunque la agitación , puede o no producir un gradiente de temperaturas, (3) la literatura atribuye a otro tipo de fenómenos, la refinación de grano. Más bien la agitación produce un cambio, en la dirección del crecimiento de las dendritas y no su rompimiento o refusión (4) (FIG. 1), lo que origina nuevos embriones y por tanto una refinación del grano. Otro efecto, es que, la vibración ultrasónica logra una mejor dispersión de las partículas sólidas y evita los asentamientos.

3.- Adición de Elementos de Aleación (bloqueo); Al agregar a un metal puro un elemento que actue como un soluto, la composición durante la solidificación no sera constante, ni en el sólido formado ni en el líquido y la velocidad de crecimiento del sólido se va reduciendo gradualmente (6).

Durante la solidificación, de una aleación de composición C_0 (ver FIG. 2) la solución líquida seguirá la línea líquidus y la fase sólida la sólidus.

La distribución de concentración está dada por la ec. (5) (tomada de la ref. 1). Suponiendo que $K_0 < 1$.

$$C = K_0 C_0 (1-g) \quad \dots\dots\dots(5)$$

donde; C = concentración de sólido

K_0 = coeficiente de distribución en equilibrio

g = fracción solidificada

La composición final en la intercara sólido-líquido debiera ser C_0/K_0 (ver FIG.2) por representar el enriquecimiento de soluto y decreciendo hasta C_0 (FIG.2b) en tanto en el área de sólido (ec.5), su comportamiento es la curva mostrada en la FIG 2b.

Siguiendo la línea líquidus, se nota que la temperatura de solidificación, desde una concentración C_0/K_0 (máxima) hasta C_0 (mínima) aumenta, por lo que una gráfica de temperatura vs distancia en la intercara es de forma ascendente (FIG. 2c), dando como resultado que al haber un gradiente de temperatura típico (G') en el líquido se presenta un subenfriamiento con respecto a la temperatura de solidificación (en el equilibrio) muy cercana a la interfase líquido-sólido. El resultado de la diferencia en composición del líquido, origina por tanto un subenfriamiento llamado constitucional y a su vez este acelera la velocidad de nucleación, haciendo disminuir el

tamaño de grano. Si el subenfriamiento es pequeño se forman pequeñas células y si es grande se forman dendritas (1).

4.- Método Químico (adición de nucleantes); El método más común, en la industria, es la refinación por nucleantes y consiste en poner partículas sólidas en el seno del líquido, logrando un sustrato con un radio crítico mucho menor que el formado por el propio líquido (7,8,9).

Este método requiere de refinantes, en cantidades muy pequeñas (menores 0.20 % en peso). Aunque este método ya se utilizaba desde hace más de 50 años los mecanismos aún no han sido completamente definidos pero las teorías más aceptadas son la Boruro-Carburo y la Peritética.

Existen dos técnicas para la refinación química, la refinación convencional (RC) que hasta ahora tiene mayor difusión y consiste en colocar al refinante en el seno del líquido, ya sea en el crisol (dentro del horno) o en la cuchara de vaciado, la otra técnica es colocar el refinante en el molde (RM) mediante una cámara de reacción integrada al molde. Esta última técnica es la que se desarrollará en el presente trabajo.

De la técnica convencional podemos decir que es favorable para la refinación, por su facilidad de adición de los agentes refinantes, aplicación a cualquier unidad intermitente y eficiencias buenas. Sin embargo los inconvenientes para la refinación es que requiere de campanas metálicas o cerámicas que implican, contaminación, fragilidad, mezclado deficiente ,

pérdidas por arrastre al desgasificar, reacción metal-refinador que puede atacar al crisol, pérdida por quemado, oxidación, vaporización y el refinante pierde su poder con el tiempo, lo que se le conoce como decaimiento.

VARIABLES QUE AFECTAN A LA REFINACION CONVENCIONAL (RC)

Por la baja velocidad de enfriamiento, de las piezas vaciadas en arena es común encontrar, en ciertas zonas de la pieza diferente tamaño de grano, cercanas a entradas, alimentadores, angulos o esquinas internas, en paredes cercanas a corazones saturados térmicamente en los centros de secciones gruesas etc. lo que hace que la pieza no sea homogénea, con la siguiente variación de las propiedades mecánicas.

Las variables de mayor importancia son (10) ;

- Cantidad y Material Refinante
- Condiciones y Tipo de Refinador
- Temperatura y Tiempo de Residencia
- Grado de Mezclado

REFINANTES BASE Ti/B

La cantidad de refinante que se utiliza en la refinación para aleaciones de aluminio es muy baja, en especial para estas aleaciones y aunque existen varios refinantes (Nb, Ta, Ti, Zr, B, V, Mo, W, Hf y Cr) los de mayor uso son Ti y B. Por ejemplo el Ti se llega a agregar de 0.05 al 0.2 % en peso dependiendo de la composición del aluminio (7,8).

Se ha encontrado que el carbono influencia al titanio (en su efecto refinante) formando carburos, así R.W Ruddle (13) repórta que en presencia, de cantidades adecuadas de carbono (0.0025 %) y bajos sobrecalentamientos, la refinación se ve favorecida.

El Boro que es el otro agente refinante, de mayor uso, se popularizó en los años 40's y 50's (13), sin embargo el compuesto formado con el aluminio tiene la propiedad de ser muy pesado por lo que facilmente se precipita, otra particularidad es que en cantidades mayores a 0.02 %, existe una reacción molde-metal formandose poros muy grandes en las piezas fundidas, por otra parte, algunos trabajos más recientes (14) proponen como ineficaz el poder refinante del boro sobre el aluminio (como elemento único) (FIG. 3), aunque la explicación a esto no es muy clara.

En la práctica actual el boro sigue siendo , utilizado en una mezcla de Ti-B con resultados exelentes (FIGs. 4a y 4b). Respecto a las cantidades, varían respecto a la

aleación, sin embargo no hay que olvidar que el boro con más de 0.02% en el baño causa problemas al molde, logrando también menor cantidad de lodos pesados y menor susceptibilidad al decaimiento.

En las FIGs. 5a y 5b reportadas por Pearson (11) y otros indican que con pequeñas cantidades de boro en titanio se logra un gran poder refinante. Existe una gran cantidad de relaciones Ti-B tomando en cuenta, la relación estequiométrica, práctica de fusión, compuestos de los que se deriven los elementos etc.

La presentación del refinante, ya sea Ti-B o por separado, se obtiene de acuerdo a las necesidades de cada pieza de fundición, una de las formas es en tabletas, las cuales contienen sales de titanio y/o boro (K_2TiF , KBF , K_2ZrF etc.) (según ref. 19). Es muy útil esta presentación para fundiciones con hornos medianos o pequeños de crisol o inducción en los cuales es fácil la aplicación y se obtienen excelentes resultados (FIG.6) aunque es necesaria una temperatura mayor del baño líquido, para lograr incorporar los elementos Ti y/o B perfectamente, además se producen vapores corrosivos a las paredes del crisol y horno.

Otra presentación son las llamadas aleaciones maestras, son aleaciones de aluminio puro, conteniendo Ti y/o B en las cantidades que se requieren y su forma física varía desde; varilla, alambre pedacería hasta lingotes (16).

Uno de los principales inconvenientes es que la disolución de las aleaciones maestras es lenta y aunque se a logrado disminuir el problema en presentaciones de varillas, alambre o pedaceras pequeñas, es recomendable que se adicionen inmediatamente despues de obtener la carga fundida y agitando por periodos que varían desde 10 min. a 60 min., dependiendo de la temperatura del baño, capacidad y tipo de horno, etc.

Los polvos metálicos compactados, son otra de las presentaciones, para adicionar los agentes refinantes. Estos se encuentran como sales compactadas con algún metal pesado. Una de las ventajas de esta forma es que no produce escorias, su aplicación es sencilla, aunque se utilizan campanas de inmersión que pueden producir contaminantes, es aplicable a hornos grandes por su buena disposición y la eficiencia del boro como refinante es muy alta por lo que su costo, en comparación con las aleaciones maestras es menor no importando que la relación Ti/B sea mayor que en otro tipo de presentación.

Para la aplicación de cualquiera de las presentaciones, se debe de tener en cuenta, la cantidad de boro y/o titanio total que lleve el baño. El tratamiento de desgasificación pude arrastrar o formar compuestos químicos con las sales de titanio y/o boro disminuyendo el poder refinante por lo que se recomienda la desgasificación antes de agregarlos.

Conocidas ya las ventajas técnicas de las diferentes presentaciones de los refinantes de Ti/B en este trabajo se

eligió trabajar con sales de estos por su bajo costo en comparación con las otras presentaciones ya que las aleaciones maestras son un 50% más caras.

DECAIMIENTO DEL TITANIO

Este elemento pierde sus propiedades de refinación por efectos de la temperatura, cantidades agregadas, tiempo de residencia en el baño, tipo de aleación etc. Existe una gran cantidad de trabajos en los cuales se estudiaron a fondo la relación entre los factores que afectan el poder refinante del titanio, así por ejemplo Flemings (12) y R.W Ruddle (13) indican que a una temperatura de colada mayor con una cantidad adicionada menor de refinante, el decaimiento de titanio es muy rápido (FIG.7).

Otro de los factores es el tiempo de residencia en el baño metálico (11), el decaimiento es mayor con una cantidad menor de sal refinante (FIG.8).

La agitación disminuye el efecto de los factores anteriores, Birch y Fisher (19) hicieron un estudio en el cual encontraron que la agitación lograba reactivar el poder refinante de las sales de titanio, así por ejemplo observaron una zona de decaimiento y otra de recuperación, alcanzandose por medio de la agitación dependiendo del mayor o menor grado, aumentando la recuperación si era mayor la agitación.

En la primera parte de este capítulo, se discutió en forma general cómo es que se logra la nucleación homogénea, tomando los mismos conceptos, pero sabiendo que la nucleación es heterogénea. De la ecuación (2) vemos que a la temperatura de equilibrio (T_e) sólido-líquido, no existen las condiciones para que un embrión sea estable, sino que se requiere de una fuerza adicional, (para poder equilibrar el segundo componente de la ec. (2)) que para el caso es un sobreenfriamiento para lograr una temperatura de nucleación (T_n). Al haber embriones en crecimiento se libera algo de calor latente, elevando la temperatura de los alrededores, por lo que el crecimiento realmente comienza a una temperatura mayor que (T_n) llamada temperatura de crecimiento (T_g).

En el caso de una pieza de fundición las paredes frías del molde actúan como fuerza impulsora, para la formación de embriones. Sin embargo, como el gradiente de temperatura líquido-pared es muy alto, la rapidez de crecimiento de los embriones formados, también es alto, por lo que se forman granos equiaxiales pequeños, sin embargo esta condición no es única (va cambiando conforme avanza hacia el seno del líquido); al haber liberación de calor por la formación de embriones en la pared, la temperatura aumenta en sus alrededores disminuyendo el gradiente de temperatura por lo que se crea una condición diferente a la de la pared del molde, en la que ya se formó un sustrato del metal líquido, siendo favorable, para formar embriones con un radio crítico mayor y en menor cantidad, los

cuales crecerán en forma alargada (ver FIG.9). En conjunto esta pieza tendrá granos pequeños y equiaxiales en la superficie de la pieza y granos columnares en el centro, la cual tendrá efectos negativos en las propiedades mecánicas.

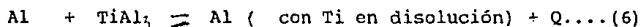
Para lograr homogeneidad en el tamaño de grano de la pieza, es necesario inducir condiciones locales similares en toda la pieza. Una de las formas es implantar embriones por medio de partículas sólidas, que contrarresten el efecto de la energía interfacial (ec.2), logrando que la temperatura de nucleación (T_n) sea mayor a la temperatura de crecimiento (TG) por lo que se creara una mayor cantidad de granos equiaxiales pequeños impidiendo el crecimiento de los columnares (ver FIG.10a y 10b).

TEORIAS DE SOLIDIFICACION PARA ALEACIONES DE ALUMINIO

TEORIA PERITECTICA

Existen dos teorías de solidificación que intentan explicar como actúan las partículas refinantes en el metal fundido, una de ellas es la teoría peritética la cual se basa precisamente en esta reacción del Aluminio. En la FIG.(11) se observa la misma, la cual ocurre a $665\text{ }^\circ\text{C}$ y en un rango de 0.15% de Ti a 1.2% de Ti.

Al adicionar partículas de TiAl_3 puede haber disolución, si la cantidad agregada es menor a la de la reacción peritética y puede representarse como:



La temperatura a la cual ocurre esto, está entre la temperatura peritética (T_{per}) y la temperatura de equilibrio (T_e), por lo que, la temperatura de nucleación (T_n) se encuentra arriba de la temperatura T_e por la liberación de calor (Q) provocando a su vez disolución de Ti y un aumento en la temperatura de crecimiento (T_G).

Al agregarse partículas de Ti al baño líquido, estas forman núcleos inactivos aunque a una temperatura mayor a T_e y crezcan solo hasta alcanzar la temperatura de crecimiento (T_G).

Esquemáticamente el proceso de refinamiento de grano se presenta en la FIG.(12). En los tres primeros pasos se muestra la difusión del Ti alrededor de las partículas del refinador ($TiAl_3$) y la formación de un núcleo de aluminio. A la temperatura T_n , cuando se alcanza la composición peritética, empezara a crecer el núcleo de aluminio, envolviendo a la partícula de $TiAl_3$ (paso 4) siguiendo la disolución de Ti. Al continuar creciendo el núcleo de Aluminio, el Ti esta en condiciones de disolverse en el líquido, formando nucleos inactivos hasta alcanzar la temperatura T_G . Este mecanismo (paso 5 y 6) es repetitivo hasta que el Ti se agote. En la curva de enfriamiento FIG.(13), se observa que la temperatura T_G aumenta a T_G' debido al Ti disuelto. Ya que el Ti se va consumiendo poco a poco la capa de aluminio formado, crece muy lentamente, permaneciendo, los cristales inactivos. Sólo se puede obtener Ti del interior de la partícula por difusión.

Una vez alcanzada la temperatura de equilibrio (paso 7) (más baja que la temperatura de nucleación T_n) el núcleo podrá crecer formando dendritas, y solo lo dejara de hacer al encontrar otras, formando espacios interdendríticos atrapando líquido y solidificando al disminuir la temperatura.

Si se utilizan concentraciones hiperperitecticas de Ti mayores al 0.15% de Ti, la refinación es más estable con el tiempo de residencia en el baño, puesto que la cantidad de $TiAl_3$ esta regida por el diagrama de fases (FIG.11).

Pruebas realizadas en la zona hiperperitética han demostrado su estabilidad. Al graficar los niveles estables de refinamiento de grano Vs % de Ti añadido (ver FIG.15) se ha determinado que existe una relación entre la refinación de grano estable y la cantidad de partículas insolubles de $TiAl_3$ arriba de T_{per} (21).

En la teoría peritética el boro juega un papel muy importante, aunque no se ha esclarecido perfectamente.

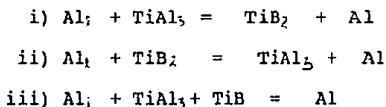
Por estudios realizados (22,23,24) se ha establecido que el B forma un compuesto con el Ti (TiB_2) y aunque no forma parte en forma directa en la iniciación de la nucleación, de alguna manera estabiliza las partículas de $TiAl_3$, aumentando su vida activa. Esta particularidad aumenta la eficiencia de los refinadores Ti-B con respecto a los de Ti por tener un mayor tiempo de vida activa.

Moriceau (22) obtuvo fotomicrografías, que indican la presencia de TiB_2 , también observó que la zona rica en B es menor que la zona de Ti, por lo que el aluminio se disuelve dentro de las partículas de TiB_2 , y el Ti fuera de él, formando partículas con núcleo de $(AlTi)B_2$ envueltas por $TiAl_3$

Davies (23) observó que de alguna manera el boro disminuye la solubilidad del titanio, aumentando la dispersión y la vida activa de las partículas $TiAl_3$

Otros autores (25) detectaron que el boro afecta la pendiente de la línea líquidus, logrando que una mayor cantidad de partículas de $TiAl_3$ puedan nuclear con diferentes sobreenfriamientos (ver FIG.16a y 16b). Como se puede apreciar en la figura 16b el sobreenfriamiento es mucho mayor a una misma supersaturación que la mostrada en la figura 16a, esto se logra si aumentamos la pendiente, obteniéndose una mayor cantidad de centros de nucleación que a su vez aumenta también la velocidad.

El mecanismo de reacción propuesto para la formación de de los boruros en la teoría peritética es:



en el cuál es fácil de ver que:

- 1) las partículas $TiAl$ disminuyen
- 2) la formación de TiB (o algún otro compuesto) en los sitios de nucleación heterogénea.

TEORIA DE LOS CARBUROS Y BORUROS

Esta teoría se basa en la formación de estos compuestos en el seno del líquido (TiC , TiB_2 , ZrC , VC , etc.) con un plano cristalográfico (100) y (0001) respectivamente, con localizaciones y espaciamentos interatómicos muy similares a los del aluminio (100) ó (111), además de que estos carburos y boruros son muy estables, con puntos de fusión muy altos (26,27). Otros autores (28) han encontrado que los carburos de titanio, zirconio o vanadio junto con los boruros de titanio y aluminio al encontrarse presentes en las aleaciones de aluminio producen un refinamiento de grano a travez de la nucleación.

En resumen; los carburos ó boruros son muy estables y tienen puntos de fusión elevados ($2850^{\circ}C$ = temperatura de fusión de TiB_2 ; $975^{\circ}C$ = temperatura de fusión de AlB_3). Y el espaciamiento atómico en los planos llenos de estos compuestos, son diferentes, con en un porcentaje muy bajo del espaciamiento del aluminio.

PRINCIPALES CARACTERISTICAS DE LAS ALEACIONES REFINADAS

Aunque no todas las aleaciones de aluminio son susceptibles de refinar, las aleaciones de Al-Cu(242.0), Al-Mg(535) ó Al-Mn-Zn (7xxx) ó Al-Si (319 ó 356) son aleaciones con las cuales se obtienen muy buenos resultados (29).

El grano con un tamaño de 0.25 a 0.75mm , por lo general es el más adecuado para una combinación optima de

propiedades tanto de fundición como mecánicas en las piezas ya coladas (29,30), sin embargo una refinación excesiva puede provocar un espaciamiento interdendrítico secundario, terciario o cuaternario mayor, creando ciertos problemas, principalmente cuando las propiedades de las aleaciones están definidas por la distribución de la fase eutéctica ó la porosidad alrededor de las dendritas.

En aleaciones con una alta proporción de constituyentes intermetálicos o fases eutécticas casi no existe influencia por la refinación (25).

Las FIGS.17 (a,b) indica la relación entre el tamaño de grano de una aleación de alta resistencia con el % de elongación y resistencia a la tracción, como se puede notar el tamaño de grano al ser más fino puede incrementar hasta 9 veces el % de elongación o al doble de la resistencia a la tracción. El % de porosidad puede ser disminuido, aunque lo más importante es que exista una distribución tal que no disminuya las propiedades de la aleación. Los constituyentes intermetálicos tienden a encontrarse en los límites de grano en especial con coeficientes de distribución menores a uno ($K_0 < 1$), el refinamiento puede disminuir este efecto (28).

Otro de los beneficios obtenidos por la refinación de grano es la fluidez con la que la alimentación de las piezas se mejora (34), la microporosidad se distribuye más homogéneamente.

El tratamiento térmico también se ve influenciado por la refinación de grano, algunos estudios (35) indican que el tratamiento de envejecimiento a aleaciones de aluminio refinadas con titanio, tienen peculiar comportamiento, estos estudios encontraron una elongación secundaria en el punto más bajo de la curva (FIG.18) correspondiente a igual porcentaje de precipitado de agujas de $TiAl_3$ y placas de Mg_2Si . Según disminuye el $TiAl_3$ las propiedades aumentan hasta lograr un máximo en porcentaje de elongación y resistencia a la tracción, donde se observa unicamente placas de Mg_2Si .

C A P I T U L O I I

BASES PARA EL TRATAMIENTO EN EL MOLDE

INTRODUCCION

La refinación en el molde de aleaciones de aluminio aun no es aplicada industrialmente, sin embargo presenta una serie de aportaciones muy interesantes que podrían ayudar a la obtención de aleaciones con una mayor calidad en las propiedades mecánicas y de fundición. En este capítulo se mencionarán las bases y beneficios que este método podría aportar a la industria de la fundición.

El principio para la refinación en el molde de aleaciones de aluminio es tomado de las mismas bases con que se desarrolló el método de nodulización de hierro (en el molde). Esta técnica comenzó en los años 60's por medio de los estudios de Dunks (37,38) en donde tomaba en cuenta el flujo que entraba a una cámara especialmente diseñada en la cual se encuentra el material de tratamiento (FeMg) y el área de esta para disolver adecuadamente dicho elemento y pueda entrar en disolución con el flujo metálico, sin embargo, es hasta el año de 1973 (introducido y patentado en los E.U.) que se le reconoce los beneficios aportados, a la producción del hierro nodular.

Aunque este proceso tiene bases generales su aplicación requiere del estudio de las características individuales y propias de cada planta (39) los principales beneficios son;

- menor control de temperatura
- mayor eficiencia del tratamiento
- mayor rendimiento
- mayor economía
- mejores propiedades mecanicas.

Se reportan eficiencias mayores al 80% (40,41) mientras que otros procesos oscilan entre el 30 y 50 %. Evita el decaimiento por temperatura y tiempo de residencia, no hay ataque químico a refractarios y se eliminan los efectos por formación de oxido. Al evitar estos efectos es factible su aplicación a sistemas automatizados.

La contaminación por óxidos es otro de los factores que puede disminuir notablemente por medio del tratamiento en el molde ya que los gases generados son mínimos y existe una posibilidad menor de formar gas de oxido de magnesio

El rendimiento de tratamiento en el molde se ve reflejado en que no se forman escorias, hay un menor porcentaje de rechazos y una menor cantidad de variables aunado a un proceso en un menor tiempo (39).

Este proceso disminuye le cantidad de energía, aumenta la productividad y disminuye los costos .

La descripción del proceso convencional (número de pasos) y la del proceso en el molde que a continuación se confronta, nos hara entender de manera mas clara lo expuesto anteriormente, proyectandolo al metodo utilizado en este trabajo.

Proceso de Tratamiento Convencional	Tratamiento en el Molde
1.- Fusión	1.- Fusión
2.- Tratamiento con Ti/B	2.- Escoriado (con control de temperatura poco estricto)
3.- Escoriado	
4.- Control de Tiempo y Temperatura	3.- Colada (tratamiento de Refinación)
5.- Especimen de prueba	
6.- Colada	4.- Inspección
7.- Inspección	

Aunado a todo esto, las propiedades mecánicas mejoran debido a que las condiciones para la nucleación y crecimiento del grafito se favorecen, por lo que la cantidad de esferoides por unidad de área es mayor; el grado de esferoidicidad también aumenta y existe una menor tendencia al blanqueo, repercutiendo todo ello en las propiedades mecánicas de las aleaciones obtenidas [se han reportado aumentos en la resistencia a la tracción de 75-83 Kg/mm² a 85-92 Kg/mm² en tratamientos de nodulización (41)].

Sin embargo no es aplicable a todas las aleaciones para obtener resultados óptimos con este proceso.

Además de ser necesario determinar cuales aleaciones son adecuadas para el tratamiento, también es necesario tomar en cuenta que existen ciertas piezas que tienen un riesgo mayor de atrapar gases o inclusiones que otras, por lo que se tienen que rediseñar los sistemas de colada para cada pieza y buscar nuevos puntos de control de la calidad de la pieza (42).

SISTEMA DE COLADA

Como en cada pieza de fundición es necesario diseñar el sistema, es muy importante saber cuales deben ser las características de cada parte de dicho sistema.

Para empezar el desglose, basicamente se divide en dos

a) Cámara de reacción; en la cual se llevara a cabo el proceso de disolución del material de tratamiento.

b) Sistema de llenado; en el se controla el llenado repartido en el molde con un flujo constante y rápido

Remondino (43) encontró evidencias de la importancia del diseño del sistema de colada y que son;

1) La temperatura del baño líquido que se debe alcanzar por parte de las partículas de tratamiento para que se puedan disolver uniformemente (camara de reacción).

2) Los gases producidos por la reacción del material de tratamiento y el baño líquido deben eliminarse de este antes de que reaccionen con el aire produciendo escorias u óxidos (cámara de reacción y sistema de llenado).

El tiempo juega un papel de mucha importancia en el diseño de sistemas de colada (43).

Las dimensiones de este sistema aumentan debido a que al producirse escorias estas deberan flotar en el baño líquido

para evitar efectos internos en la pieza y esto se logra disminuyendo la velocidad del baño para favorecer su flotación que a su vez se logra aumentando la sección del canal. La cámara de reacción que en sí ya es un agregado del sistema tradicional variará en tamaño de acuerdo a las necesidades específicas del metal.

Experimentalmente (45) se encontró que existe una relación entre:

- La velocidad de disolución del material de tratamiento

-El gasto de colada

-El área transversal de la cámara de proceso.

Basicamente no hay mucha variación del formato patentado (44) siendo sus principales características, (FIG.19)

- Copa o tina de colada
- Bajado o canal vertical
- Cámara de reacción y salida de la cámara
- Corredor(es) o canal(es) y trampa de escoria
- Entrada(s) o ataque(s)
- Alimentador(es) (solo si es necesario en la pieza)
- Cavidad del molde (pieza)
- Puntos de control (reducción o estrangulamiento)
- Cámara de reacción -

La cámara de reacción es el recinto donde se solubiliza y dispersa el reactivo de tratamiento (45 ,46) (se

coloca antes de colar el metal líquido). El lugar dependera de las necesidades específicas de las pieza .

Para diseñar la camara de reacción se toma en cuenta el factor de disolución o FD (rapidez de disolución del material de tratamiento en el baño líquido (FIG.20) es de esperarse que el tipo de material de tratamiento determinará a dicho factor.(47, Fig.27). Como depende directamente del area, se han hecho estudios (48,49) a cerca de este comportamiento dándole el nombre de FS (factor de solución) para el caso de nodulación en el molde.

$$FS = FD = GM/AS$$

donde;

GM = gasto másico (Kg/s)

AS = Area de solución (cm²)

FS = Factor de solución

apartir de esta expresión se puede determinar el área de la cámara de reacción;

$$AC = \text{Area de la cámara} = GM/FS = SSA.GM$$

donde AC esta dada por su longitud (cm) y ancho (cm). SF dicta el nivel final de material de tratamiento y se encontró experimentalmente como 0.06 a 0.065 Kg/cm²s (50).

El término GM (gasto másico) puede ser determinado en forma práctica para cada sistema de colada como;

$$GM = PPF/TC$$

donde PPF = peso de la pieza fundida (Kg)

TC = tiempo de colada (seg)

En suma, la cámara de reacción puede colocarse en el plano de partición, en la base o en la tapa (usando corazones sobre la cámara) y no necesariamente tienen que ser rectangulares (tomando incluso formas semiesféricas). Las dimensiones y posición de la salida del metal es importante ya que de esta dependerá la rapidez de salida y cantidad de material tratado. Esta área es generalmente un 12% mayor al área de la reducción y se sitúa en la parte superior final de la cámara .

SISTEMA DE LLENADO

Canales y trampas de escoria. Después de salir de la cámara de reacción el metal líquido ya tratado pasará por los canales. En este trayecto se formara algo de escoria la cual debe eliminarse de la pieza final y esto se logra controlando la velocidad del flujo. Algunos autores (51) recomiendan como mínimo 6 pulg. de distancia de la salida de la cámara de reacción a la primer entrada de la pieza (para velocidades de 6 a 8 pulg/seg.

En general es recomendable (51);

-Velocidades bajas del fluido para canales cortos

-Velocidades altas se toleran en canales largos

-Velocidad intermedias se controlan en el canal

umentando o disminuyendo el area transversal del mismo.

Trampas; estas son recomendables para atrapar escorias, además disminuyen la velocidad de flujo sin disminuir el rendimiento del metal, su ubicación puede ser a lo largo o al final del canal (FIG. 22)

Entradas; estas generalmente se sitúan en la base para mejorar la escorificación y reducción de defectos por inclusiones.

Reducción; este es un punto de control de la rapidez de llenado y se calcula como (52,53);

$$AR = PM.K/TC.CM$$

donde; AR = área de reducción

PM = peso del metal en el molde

TC = tiempo de colada

k = cte. (0.31 y 0.34)

CM = cabeza metalostática

dada por;

$$CM = H - P/2c$$

donde; H = altura de la bajada

c = altura de la pieza

P = altura de la pieza arriba de la línea de partición (FIG. 23).

REFINACION DE GRANO EN EL MOLDE

Cupini (54,55) realizó estudios refinando piezas de aluminio en moldes metálicos y de arena, utilizando una pintura basada en una mezcla de sales de hexaclorohetano (desgasificante) y un refinador convencional B-Ti.

Esta técnica es el único antecedente conocido, acerca de la refinación de grano de aleaciones de aluminio en el molde; en base a estos estudios se experimentó con el diseño de la cámara, el efecto de la temperatura de colada, generación de gases y escorias además del diseño del sistema de colada (FIG. 24) basandose en los principios de la nodulización en el molde.

El presente trabajo intenta evaluar la factibilidad de dicha técnica y con ello ofrecer una serie de beneficios, específicamente con algunas aleaciones de aluminio.

Algunos de estos puntos son:

- Mayor eficiencia en el refinamiento
- Eliminar los efectos de decaimiento del refinador
- Reproducibilidad y constancia en propiedades mecánicas
- Disminuir el ataque a crisoles
- Disminuir la presencia de porosidad

A partir del diseño de la cámara de reacción, en la cual deberá disolverse el refinante y formar los núcleos en todo el flujo metálico, de acuerdo a bases tomadas de la nodulización

en el molde del hierro, se hacen todas las modificaciones necesarias para obtener los resultados deseados y enumerados anteriormente.

Un concepto tomado de la nodulización en el molde es el factor de solubilidad FS y el otro es el trayecto de disolución es decir, la distancia que debe recorrer el material refinante par que haya una adecuada disolución en el flujo metálico, antes de entrar a lo que será la pieza.

Al igual que en la nodulización en el molde, el sistema de colada esta formado basicamente de:

- Copa o tina de colada
- Bajada o canal vertical
- Cámara de reacción
- Corredor(es) o canal(es) y trampa de escoria
- Entrada(s) o ataque(s)
- Alimentadores (solo si son necesarios)
- Cavidad del molde (piezas)
- Puntos de reducción o control

Para el correcto diseño del sistema de colada , se toman en cuenta dos conceptos para aleaciones de aluminio (56,57);

- 1) La sensibilidad de la aleación en estado líquido
- 2) Modelo o patrón de solidificación.

La sensibilidad de la aleación se refiere a la facilidad para formar partículas de óxidos, disolver gases,

formar inclusiones endógenas o exógenas etc., y ya que existen sensibilidades de alta a moderada (58) (haciéndose crítica su sensibilidad en aleaciones que contienen Mg), el llenado puede ser por arriba o por el fondo, también dependiendo de la sensibilidad de la aleación se determinará la ubicación de la línea de partición, la geometría del canal y entradas, forma de la unión entrada-corredor entre otras.

Las aleaciones de alta sensibilidad tienden a formar partículas de óxidos de alta tensión superficial, por lo que es difícil su eliminación, es por ello que un adecuado diseño del sistema de colada es muy importante para evitar turbulencias que puedan atrapar aire en la pieza de fundición. Una forma de contrarrestar este tipo de problemas, es poner las entradas en el fondo y las piezas de fundición tendiendo hacia arriba de la línea de partición.

Existen algunas recomendaciones generales para el diseño del sistema de colada (59).

a) Llenar por el fondo de la pieza, en aleaciones sensitivas o cuando la pieza tiene una gran cantidad de corazones.

b) simplificar el sistema de colada es importante para evitar turbulencias innecesarias.

c) Las aleaciones de rango corto de solidificación deben tener las entradas cerca de los alimentadores para lograr la solidificación direccional.

d) En aleaciones de rango largo las entradas pueden colocarse en las secciones con un menor módulo de solidificación.

El modelo o patrón de solidificación es importante para poder diseñar los alimentadores (si son necesarios) y los canales (60,61).

Estas aleaciones se clasifican de acuerdo a su modelo o patrón de solidificación como:

A) Grupo I: Aleaciones de rango corto; estas pueden ser metales puros o aleaciones de composición eutéctica y las cuales se comportan de la siguiente forma:

1.- Tienen temperatura fija de solidificación o el intervalo sólido -líquido es muy pequeño.

2.- y que por lo anterior durante el avance de solidificación se haya en capas, formando estructuras columnares.

B) Grupo II: Aleaciones de rango largo; estas tienen como principales características (40).

1.- Tienen temperaturas sólido-líquido en un rango muy amplio y por lo mismo durante la solidificación coexisten las fases sólido y líquido en el frente de avance de la solidificación.

2.- Formando dendritas, en dicho avance de tal forma que inclusive pueden comenzar a solidificar la zona central aun estando casi en fase líquida la superficie

3.- Las aleaciones, de este grupo solidifican en forma equiaxial con una gran cantidad de microrechupes.

C) Grupo III: Aleaciones con rango intermedio; son aleaciones que cambian ciertas características de los grupos anteriores y esto quiere decir que solidifican con:

- 1.- Zonas equiaxiales y columnares de grano.
- 2.- Para fines de calculo se engloban en el grupo I.

Por la sensibilidad y su rango de solidificación las aleaciones base aluminio tienen como características generales:

- + Gran tendencia a disolver gas hidrógeno, por arrastre mecánico generado por turbulencias durante el llenado.
- + Alta tendencia a atrapar escorias e impurezas
- + Facilidad de oxidación (sensitividad)
- + Alta conductividad térmica.

Tomando en cuenta estas características y que existen técnicas muy variadas de dimensionar el sistema de colada (probablemente debido a la mezcla de una parte teórica y de una empírica de la forma de cálculo), los resultados finales pueden ser muy particulares. Sin embargo es el interés principal de este trabajo que haya lineamientos generales que puedan ayudar a la

adecuación de la técnica de refinamiento en el molde.

DISEÑO DE SISTEMA DE COLADA

Este diseño parte de los métodos convencionales (58,62,63,64,65,66,67,68,69,70) ya conocidos, tomando en cuenta que se requieren puntos de control en la salida de la cámara de reacción y al final de la bajada.

Estos métodos se basan en; ecuaciones, gráficas, tablas, monogramas, programas computacionales, etc (pero todos parten de los mismos principios). De la ecuación de Bernoulli se obtiene el balance de energía del sistema de colada y la determinación de la velocidad del metal en caída libre, en la bajada, está dada por la ecuación de Torricelli.

$$V = Fr(2gH)^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

donde:

V = velocidad (cm/seg)

Fr = factor de fricción

g = aceleración de la gravedad

H = la caída libre del metal líquido (cm)

La altura H en caso de un moldeo horizontal se considera a partir de la mitad de superior del molde y se corrige en función de la posición de la pieza respecto al plano de partición con la siguiente ecuación:

$$H' = H - (P^2/2C) \dots\dots\dots (2)$$

donde;

H' = altura corregida (cm)

P = altura total de la pieza

c = altura de la pieza medida a partir de la línea de partición (FIG 22)

Otra variable importante para el cálculo del sistema de colada es el gasto másico dado por:

$$Q = v\rho A/100 \dots\dots\dots (3)$$

donde:

Q = gasto másico (Kg/s)

A = área transversal más pequeña del sistema de colada (cm²)

v = velocidad del flujo metálico (cm /seg)

ρ = densidad de la aleación (g/cm³)

De acuerdo a las experiencias de algunos autores (65) se sugiere que la velocidad no sea mayor 150 cm/s para cuando se vacía en molde de arena (causa eroción). Las ecuaciones para determinar la velocidad del metal y su gasto másico son muy variadas y también en gran cantidad, ya que de acuerdo a la aleación, fundición, experiencia en el manejo de aleaciones etc. han encontrado ecuaciones para evitar las inclusiones metálicas, evacuar gases nocivos, promover la solidificación direccional etc.

Sin embargo todas coinciden en evitar turbulencias en el sistema de colada, para evitar los efectos nocivos que esto representa. Se recomienda que el cambio de dirección bajada-canal de por lo menos 1.5 veces la altura del canal (65).

Apartir de la determinación del área de bajada (AB) se pueden dimensionar las otras áreas importantes tales como el

área del canal (AC) y el área total de las entradas (AE). En la literatura (58,59,63,64,66,67) existe una gran variedad de recomendaciones para la relación que debe existir entre las áreas (1:1:1.5; 1:2:2; 1:2:3, 1:3:3 etc.). Todas estas relaciones sirven para evitar turbulencias y asegurar un llenado suave, que a su vez no deje un deterioro en el molde por erosión o desmoronamiento que no arrastre o evacue los gases que provocan porosidad en la pieza que favorezcan la solidificación direccional constante.

En ciertos casos se requieren mas de un canal o entradas múltiples, para el cual se recomienda que en el llenado la velocidad sea controlada mediante:

- a) Extensiones en el canal
- b) Reducción progresiva del área del canal inmediatamente despues de cada entrada, para tener un reparto uniforme.

Ademas de que el sistema sea del tipo no presurizado, adecuar la bajada y copa del sistema. Mantener en el sistema un flujo controlado es tambien importante y esto se logra redondeando el inicio y el final de la bajada así como las esquinas de entradas y canales.

CANALES O CORREDORES: Las dimensiones para estos canales, se calculan en base a la relación de colada, recomendandose que la altura del canal sea 1.5 veces su ancho, que en el canal se tenga por lo menos 2.5 cm de extensión al

final del corredor para piezas pequeñas y de hasta 12 cm en piezas grandes (65). También es recomendable que los canales estén en la tapa inferior de la caja y las entradas en la parte superior (57) .

ENTRADAS O ATAQUES: Sus dimensiones se calculan apartir de la relación de colada, siendo de por lo menos tres veces mayor el ancho con respecto a su altura, asi mismo la longitud debe ser, como mínimo, igual al ancho de la entrada. En piezas pequeñas es recomendable colocar el ataque a 3.75 cm de la bajada con un sistema no presurizado y llenado lento. En tanto que, en piezas grandes puede ser de hasta 30 cm con velocidades de llenado rápido (65).

CAMARA DE REACCION.- Esta parte del sistema total de colada, es básica para el método de afinación de grano en el moldc. Aunque no existen suficientes referencias de investigación que puedan ayudar a la realización de las dimensiones de tal cámara, se tomo como referencia trabajos anteriores (55,61) y por supuesto la teoría de nodulación en el molde para hierro.

Los principales puntos tomados para dimensionar la cámara de reacción son:

a) Colocar la cámara en la parte inferior, de la bajada para asegurar turbulencias que a su vez ayudará a la disolución y mezclado del refinador. También es mas fácil si queremos poner trampas de escorias, filtros cerámicos, cámaras de mezclado, etc.

b) En caso de refinadores base sales, es recomendable el uso de alimentadores abiertos y calientes o una buena cantidad de aires o vientos para favorecer el desalojo de gases generados por las sales.

c) El factor de disolucion ecuacion (6)

$$FS = Q/CA \dots\dots\dots(6)$$

donde:

FS = Factor de disolución

Q = Gasto másico (Kg/s)

CA = Area de solución (cm²)

para esta fórmula se reportan ciertos valores de SF (49) dependiendo del tipo de refinador.

OTROS FACTORES.- El uso de filtros cerámicos tiene como principal inconveniente un mayor dimensionamiento del sistema de colada, incrementando el costo de la pieza . Sin embargo experimentalmente se han encontrado resultados (71) favorables en las propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio, (FIG.25). Aunado de que día a día los avances tecnológicos mejoran las propiedades de los filtros (72,73), estos son colocados en el sistema de colada modificando el flujo metálico.

La cantidad y posición de venteos puede tener influencia en la refinación principalmente con refinadores base sal (61).

Los alimentadores se recomiendan calientes y abiertos para favorecer el desalojo de gases.

La posición de la pieza con respecto al plano de partición es un factor que también afecta a la calidad de la pieza (61,73). Si suponemos que se tienen que lubricar piezas grandes o voluminosas es seguro que habrá segregación del refinador por gravedad o una pérdida parcial del poder refinante, siendo aun mas crítico su efecto, cuando se utilizan refinadores temporales o de decaimiento rápido, provocado tambien por un tiempo mayor para colar y refinar, lo que dará zonas de grano grueso en los puntos finales de solidificación.

C A P I T U L O I I I

DESARROLLO EXPERIMENTAL

En base a la revisión bibliográfica efectuada se determinó que la fase experimental consistió de los siguientes puntos.

1) Aplicación de un método de cálculo para el diseño del sistema de colada y cámara de reacción para aleaciones de aluminio y poder efectuar pruebas refinando en un molde (refinación en el molde). Basado principalmente en los estudios hechos anteriormente en esta misma facultad (76).

2) Elección de una aleación, un reactivo refinante, temperatura de colada y técnica de fusión de acuerdo a las facilidades con que se cuenta en el laboratorio de fundición del Dpto de Metalurgia y que sean acordes a los objetivos primordiales de este trabajo.

3) Selección de las técnicas metalográficas, los ensayos mecánicos y el método de análisis químico para la evaluación de las propiedades obtenidas en la pieza de fundición por el método de refinación en el molde (REM), basadas primordialmente en la sencillez, reproducibilidad y confiabilidad de las mismas.

El siguiente paso a seguir fué, el determinar el diseño del experimento bajo la siguiente hipótesis:

El método de refinación de grano en el molde favorece a que haya;

- Mayor calidad estructural
- Mejora las propiedades mecánicas (% de elongación y resistencia a la tracción)
- Aumentar la eficiencia del reactivo refinante (% de Ti retenido)

Por lo cual el diseño del experimento consistió en :

1) Efectuar las pruebas de refinamiento de grano por un método convencional y por el método de refinamiento en el molde (REM) de arena en verde.

2) Evaluar las propiedades estructurales y mecánicas de la pieza obtenidas por fundición así como la eficiencia de reactivo refinador en ambos métodos.

DESCRIPCION DEL EQUIPO

La fusión del metal se llevó a cabo en un horno de crisol con capacidad de 12 Kg de Cu con quemador de gas, el control de temperatura se efectuó con la ayuda de un termopar cromel-alumel tipo k de baina, con cubierta de acero inoxidable de respuesta rápida, conectado a un multímetro digital marca SOAR, con el cual se mide el milivoltage de trabajo, para posteriormente transformar a grados centígrados.

El moldeo se hizo en una moldeadora marca Internacional Molding Machine tipo LVJS calibrada a 60 lb/inch de presión en cajas de moldeo de aluminio de capacidad de

45x35x13/11 cm.

La arena de moldeo fué de dos tipos: la de relleno y la de careo. La primera se moldeo en un molino de 100 Kg de capacidad marca Simpson. La de careo se preparó en un molino de 5Kg de capacidad máxima . Los aparatos para el control de la arena de careo fueron; Apisonador de probetas de arena, Permeómetro, Máquina Universal de resistencia para arena, Durómetro para dureza en verde de escala "B", Indicador de densidad, Indicador de compactibilidad, Medidor rápido de humedad (todos de marca DIETERT)

Para determinar el tamaño de grano se utilizó la técnica usual, con patrones estandar. Para el cuanteo de porosidad se pulió a espejo y se cuantificó con un analizador de imágenes marca Buehler Omnimet 1. En cuanto a la determinación de propiedades mecánicas se utilizó una máquina de tracción universal marca Mohr-Federhaff AG Mannheim con capacidad de carga de 1000 a 20000 Kg con la cual se obtuvo la resistencia a la tracción (RT) y el porcentaje de elongación (%E), sobre una longitud de 5.08 cm.

MATERIALES

Los materiales utilizados en las técnicas de refinación de grano fueron:

- 1) Aluminio de pureza comercial: 98.6 Al y 1.4% de aleantes

2) Refinador de grano: refinador comercial
base sal (nucleant 75 con 8% de Ti).

De KB Alloy (74) se obtuvo la siguiente tabla, con la cual se eligió el % de sal a utilizar de acuerdo al tamaño de grano que se deseara

% de sal adicionada	tamaño de grano ASTM
0.05	8.5
0.10	10
0.15	11
0.25	11.5
0.40	13
0.50	13

3) Fundente y desgasificante: cubierta protectora formada por 50% de KCl y 50% de NaCl la cual se seca a 120 °C. El desgasificante fue el desgasador 200 de Foseco elaborado con base sal de hexaclorohetano agregando 2.5g/Kg de metal fundido.

4) Materiales de moldeo:

Arena de careo.- Arena sílica de granulometría AFS 80-90 tipo juanita, como aglutinantes bentonita sódica y cálcica (proveedor Básicos Siderurgicos)

Arena de relleno.- Mezcla de arena con granulometría AFS 40-45 y AFS 80-90 (proveniente de la arena que se recircula de la planta piloto de fundición del Depto de Metalurgia.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Preparación de la arena de moldeo.- Arena de careo; se agregó el 5% de bentonita sódica, el 5% de bentonita cálcica y

5% de agua a la arena en el molino Chileno con una capacidad de 5Kg de la siguiente forma. Se carga en el molino la arena y las bentonitas (haciendo una mezcla con las manos) posteriormente se hecha a andar el molino por tres minutos (sin humedad) para que se mezcle perfectamente, después de este lapso se adiciona el agua y se mezcla por dos minutos mas.

Para obtener 5Kg de arena de careo, la mezcla debe contener las siguientes cantidades:

Agua - 250 ml
Bentonita Sódica - 250 g
Bentonita Cálcica - 250 g
Arena Silica - 4250 g

Arena de relleno: Para la preparación de esta mezcla la técnica es más empírica y de observación. Al molino se le carga la arena, previamente pulverizada y cribada, posteriormente se va agregando agua poco a poco (hasta aproximadamente 10%) para obtener una mezcla con condiciones parecidas a la de careo, una forma rápida y sencilla es tomar un poco de arena con la mano y compactarla si esta no se desmorona y no deja residuos en la mano es prueba de que esta mezclada adecuadamente para el moldeo.

ELABORACION DE MOLDES.- Las cajas son de partición horizontal, en cada técnica (REM o REC) los pasos finales son los únicos que varían, ya que los primeros son los mismos para cada caso.

La técnica comienza colocando la placa modelo en la base de la caja y armandola para hacer el molde de las probetas, en la placa se pone talco desmoldante, enseguida de retirar el exceso de talco se empieza a sernir la arena de careo en un arenero procurando que la mayor parte de esta quede sobre las piezas que dejaran sus huellas para obtener la pieza de fundición, una vez compactada la arena de careo con la mano, se completa la caja con la arena de relleno compactando con una pizoneta neumática, para finalizar se raza la arena que rebase el nivel de la caja. El segundo paso consiste en voltear la caja y hacer nuevamente los pasos anteriores, una vez razada la caja se retira la placa, separando la tapa de la base, con cuidado una vez logrado esto, la placa modelo quedara en la base, para separarla de esta se golpea ligeramente sobre la placa, en toda su superficie, ya retirada la placa se hacen los vientos y posteriormente se reparan los desmoronamientos que existan sopleteando las cavidades para asegurarse que no haya arena suelta.

Apartir de este paso existe la diferencia entre las dos técnicas.

Técnica de refinación de grano convencional
(REC)

Despues de limpiar el molde se cierra la caja quedando lista para recibir el metal fundido.

Técnica de refinación de grano en el molde (REM)
a) Además de hacer vientos en los alimentadores

también se harán en el corredor (3 a las mismas distancias) y la trampa, es colocada después de la cámara de reacción.

b) Se coloca el agente refinante en la cámara, que para tal fin se diseñó y se cierra, quedando lista para recibir el metal líquido.

TECNICA DE FUSION.- La fusión para ambas técnicas son muy similares y a continuación se describen:

Para las dos técnicas se pesaron 2500g de la aleación de aluminio y se precalentó en el umbral del horno (150 °C), mientras tanto el horno se dejó calentar aproximadamente 600-700°C (rojo cereza) en el interior del horno, inmediatamente después se carga el crisol con la aleación hasta su fusión junto con fundente que a su vez sirve como cubierta protectora, se apaga el horno al conseguir en el baño líquido una temperatura de aproximadamente 740-750 °C .

Posteriormente se refinó (en el caso de refinación convencional) desgasificó, escorificó y se vació en el molde.

EVALUACION DE MUESTRAS.- Las probetas obtenidas de fundición, fueron analizadas para comprobar las propiedades obtenidas en ellas y saber si existe una diferencia al ser tratadas con la nueva técnica de refinación de grano en el molde. En una de las probetas se realizaron las siguientes pruebas; Resistencia a la tracción, % de elongación y dureza, en la segunda probeta se efectuó un análisis metalográfico para

determinar tamaño de grano y porosidad.

En el sistema de colada se hizo un muestro en los puntos indicados (FIG.26) para hacer su análisis químico.

ENSAYOS MECANICOS.- Estos ensayos fueron de acuerdo a la norma ASTM/ANSI B557, para pruebas de tracción, en ella se obtuvo la resistencia a la tracción y el % de elongación sobre una longitud de 5.08cm. En cuanto al ensayo de dureza (Brinell) se realizó con un indentador de acero endurecido de 5mm de diametro y una carga de 250 Kg durante 30 segundos. Sin embargo la prueba revelo poca variación en las muestras.

ANALISIS METALOGRAFICO: Este análisis fué hecho, en muestras obtenidas de la probeta, de forma transversal, la cual se pasó desde lija 600 hasta acabado espejo, mediante un reactivo (base nítrico y clorhídrico) se hicieron destacar las fases, tamaño de grano y porosidad, comparandose con un patrón estandar y utilizando un ocular graduado para el caso del estudio del tamaño de grano. Para determinar la porosidad se pasan las muestras por lija 600 a pulido fino con alumina de 0.3 μ m y posteriormente a 0.05 μ m; para analizar se aplicó limpieza ultrasónica, se estudió con analizador de imagenes. El conteo de porosidad fue hecho por método estadístico.

ANALISIS QUIMICO.- En este caso se hizo con técnicas instrumentales de espectrometría de absorción atómica. El análisis químico fue con el objeto de determinar el titanio residual en la pieza y así determinar la eficiencia del refinador.

C A P I T U L O I V

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

De acuerdo a los experimentos realizados se obtuvieron los resultados que a continuación se presentan y discuten.

Aunque la base del diseño del sistema de colada fué el sugerido por la norma ASTM, el sistema final presenta diferencias notorias .

La tabla siguiente muestra las condiciones de trabajo en los experimentos realizados respecto a las temperaturas.

TABLA 1

MUESTRA (%)	Desgasificación °C	Refinación °C	Colada °C
sin Refinador	750	-----	720
0.10 REC	750	735	745
0.10 REM	740	-----	715
0.15 REC	755	740	710
0.15 REM	740	-----	700
0.20 REC	750	740	720
0.20 REM	745	-----	720
Condiciones ideales	750	740	725

REC = Refinacion Convencional

REM = Refinacion en el Molde

Las propiedades mecánicas obtenidas fueron:

TABLA 2

Muestra (%)	RT (M Pa)	%E	TG	%P
S/Refinador	64	16	8.0	3.0
0.10 REC	66.5	31	8.5	0.5
0.10 REM	64.0	30	9.0	1.0
0.15 REC	65.0	31	8.5	2.0
0.15 REM	65.0	30	14.0	0.5
0.20 REC	66.0	32	9.5	0.5
0.20 REM	86.0	31	14.0	1.0

(Ver Fot 1,2,3,4,5,6,.)

RT= Resistencia a la tracción

%E= Porcentaje de elongación

TG= Tamaño de grano

%P= Porcentaje de porosidad

TABLA 3

MUESTRA (%)	Ti residual (gr)
S/ Refinador	0.00
0.10 REC	0.01
0.10 REM	0.02
0.15 REC	0.05
0.15 REM	0.11
0.20 REC	0.12
0.20 REM	0.18

Estos resultados muestran ciertas mejoras y aunque no en todos los casos son constantes, se puede deber a otros factores que a continuación se tratarán de explicar. De la tabla 2, el tratamiento en el molde con 0.15 % y 0.20 % en comparación con el convencional el tamaño de grano es menor, la tabla 3 indica que con la refinación convencional el Ti residual es menor, lo que demuestra que la eficiencia del Ti en estos dos casos (REM) mejora y por consecuencia el tamaño de grano es menor. Otro resultado

importante es que con la técnica de refinación en el molde no es necesario un control tan estricto de las variables como lo es en la refinación convencional, además de lograr una reducción en pasos para lograr una refinación eficiente.

Analizando los resultados obtenidos se puede decir del material lo siguiente ;

a) **Propiedades mecánicas.-** Las propiedades mecánicas que se determinaron fueron resistencia a la tracción y % de elongación. La resistencia a la tracción varía en forma significativa con el método de refinación de grano en el molde, solamente con 0.20% REM . El porcentaje de elongación se puede considerar constante por lo que el resultado debe ser analizado con respecto a los otros resultados, si suponemos que la porosidad puede hacer que el su mayor resistencia a la tracción el % elongación del material sea menor, sin embargo hay poca variación con respecto al método de refinación de grano convencional.

b) **Efecto en la Estructura.-** Algunos autores han hecho notar que las propiedades de las aleaciones de aluminio, se ven favorecidas si el tamaño de grano es alrededor de 14 ASTM por lo que de acuerdo a los resultados obtenidos (TABLA 2) se puede observar que con 0.20 % de refinante en el método REM se obtuvo un tamaño de grano de 14 ASTM y el %P de 1.0 lo que indica la mejor combinación de propiedades. En cuanto al porcentaje de porosidad, los resultados (TABLA 2), indican un

aumento, sin embargo la refinación en el molde no requiere tanto control en las variables, como lo es en la refinación convencional. Los utensilios utilizados deben ser pintados, para poder mezclar el refinador en el baño líquido sin el riesgo de que se contamine con hierro o en caso contrario de un utensilio de una aleación que sea inerte en el aluminio fundido, lo que indica que la mano de obra no debe ser tan calificada y el proceso es mas simple. Además que al mejorar la porosidad, existirá un menor riesgo de encontrar zonas con propiedades mecánicas inferiores con respecto al total de la pieza.

c)Eficiencia de agente refinante: Se sabe que el poder refinante del reactivo disminuye con el tiempo (48,49) por lo que es necesario lograr un contacto mas rápido con el metal fundido y lograr que los núcleos activos tengan el tiempo suficiente y efectivo para lograr su cometido. Esta eficiencia quede medirse cualitativamente mediante la observación del tamaño de grano y cuantitativamente mediante un análisis. Si vemos la tabla 2 y tabla 3 podemos saber que, cualitativamente y cuantitativamente, la eficiencia del refinador, es mayor en el método de refinación de grano en el molde con respecto al método convencional. Al haber una cantidad menor de reactivo es factible evitar introducir al baño líquido, una mayor cantidad de gases y además de que elimina pasos ayuda a que el crisol tenga un mayor tiempo de vida útil por no estar en contacto con el agente refinante. .

CONCLUSIONES

De acuerdo al análisis en base a los resultados obtenidos y en especial con el 0.20 % de material refinador las conclusiones son:

1) El proceso de refinación de grano en el molde presenta ciertas ventajas que pueden ser utilizadas para mejorar la refinación, de esta aleación de aluminio. Las propiedades mecánicas obtenidas por el método REM, con el 0.20% de refinador, son superiores a las obtenidas por el método convencional. Es importante hacer notar que la cantidad de 0.20 % es el límite inferior para obtener resultados que de alguna manera garanticen que la aleación tratada tenga el tamaño de grano adecuado es por esta razón por la cual se hicieron los experimentos abajo de este límite para garantizar resultados mas claros.

2) El análisis químico realizado, presenta un nivel de recuperación de Ti mayor en las piezas tratadas por el método en el molde que por el método convencional lo que explica la obtención de un tamaño de grano mas pequeño.

3) Por haber una disminución de pasos para poder incorporar el agente refinante al metal líquido este agente será aprovechado en su periodo activo con mayor eficiencia. Así mismo es posible pensar que la mano de obra no se requiera tan calificada o en su defecto sea factible una mayor automatización

con un menor control de las variables por lo tanto aumenta la eficiencia del proceso.

BIBLIOGRAFIA

1. A.G Guy, Fundamentos de Ciencias de Materiales, Mc. Graw Hill (1980).
2. L.F Mondolfo, Grain Refinement in the Casting of non Ferrous Alloys, The Metallurgical Society os AIME, (1983).
3. G.I Lavin and I.G Polatsky, Izv Akad Nauk SSR Met. Top (1961).
4. B.P Benarji and R.L Kumar, British Foundryman, (1967).
5. F.A Crossley and Coll., AIME Trans (1961).
6. A.Polakovic, Kavove Mater., (1973)
7. L.F Mondolfo, TMS Paper A72-41 (1972).
8. A Hallawell, Proc. Conf. Solidific. Casting Metals, Sheefield, (1977-1978).
9. K Lohberg, Proc. Symp. Quality Control of Eng. Alloys Delft., (1977-1978).
10. KBI Alloys Technical Bolletín Ma-PD2, Al-Ti-B Grain Refinement
11. A.B de Ross and L.T Mondolfo, Metallurgical Aspects of Casting Aluminium Alloys, Aluminium Transformation Technology and Applications, ASM (1984).
12. M.C Flemings, Solidification Processing, Mc Graw Hill Book Co (1974)
13. R.W Ruddle, Grain Refinement, Proceedings of the Confercnce on Thermal Analysis of Molten Aluminium, Cast Metals Inst., Des Plaines Illinpis (1985).
14. J.A Marcantonio and L.F Mondolfo, Grain Refinement in Aluminium Alloys with Ti and B, Metallurgical Trans., 2, Feb. (1971).
15. J. Pearson, J. Birch and D. Hadlet, Recent Advances in Al Grain Refinement. (1988).
16. L.F Mondolfo, Aluminium Alloys; Estructure and Propierties, Butterworths (1976).
17. F. Lihl, Journal of Inst. of Metals (1934-1965).
18. L. Lamiknow, Journal Inst. of Metals (1966-1967).
19. J. Birch and P. Fisher, Mechanism of Fade Grain Refinement of

- Al with Al-Ti-B, The International Conf. of Solidif. Proc., Sheffield, (1987).
20. KB Alloys Inc. Aluminium Master Alloys, Products Directory, Cabot Co. (1980).
21. P.M Kotschi and C.P Loper, Grain Refinement in Cast Aluminium Alloys, AFS Trans. (1977).
- 21b. L. Backerud, How Does a Good Grain Refinement in Cast Aluminium Alloys, Metals Age, Oct. (1983).
22. J. Marcantonio and L.P Mondolfo, Grain Refinement in Aluminium Alloys with Ti and B Metallurgical Trans., 2, Feb. (1971).
23. I.G Davies et. al. Metals Trans.1, (1970).
24. L.Arnberg, L.Backerud, H. Klang, Production and Propierties of Master Alloys of Ti-B-Al Type and their Ability to Grain Refinement of Al, Metals Technology, Jan. (1982).
25. F.V Jimenez B. Teorias de Refinamiento de grano para Aleaciones Base Aluminio, Tesis Fac. de Quimica UNAM. Mexico, (1987).
26. I.E Anderson and J.LL. Perepezco, Nucleation Aspects of Grain Refinement, Grain Refinement in Castings and Welds, The Metallurgycal Society of AIME (1983).
27. R. Kiusalaas and I Backerud, Influence of Production Parameters of Performans of Al-Ti-B Master Alloys, The International Conference of Solidification Proccesing, Sheffield (1987).
28. A.J Cibula, Inst. of Metals (1940-1950).
29. W.G Lidman, Master Alloys Improve Al Casting Propierties, Foundry M. and T. Augs. (1984).
30. AFS, Recomendad Practice for Sand Casting Al and Mg, AFS (1965).
31. G.V Davies, Solidification and Casting, Applied Science Pu. Co., LTD, London (1973).
32. B. Chalmers, Principles of Solidification. R. F Krieger Pu. Co., John Wiley and Sons.
33. N.W Blake and R.W Smith, grain Refinement of Al By Addition of Comercial Master Alloys.
34. Mollart et al, Understanding Aluminium Fluidity, AFS Trans., V 85, (1987).
35. Misra and K.J Oswalt, Agin Charasteristic of Ti Refinement

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA

- A356 and A357 Aluminium Casting, AFS Trans. V 90, (1982).
36. G.J Abbaaschian and A. Davies, Grain Refinement in Casting and Welds, The Metallurgical Society of AIME, (1983).
37. In The Mould Worldwide Today and Tomorrow, AFS Trans., V 83 (1982).
38. C.M Dunks Patent No. 4.004.630, Jan. 25 (1977).
39. W.W Holden and C.M Dunks, The Practical Application and Economics Aspects of the in Mold Process in the US, The British Foundryman, V 73, Sept. (1980).
40. AFS, Ductile Iron Molten Metal Processing (1974).
41. G. Mannon and C.M Dunks, Experience of the Production of Manganese Nodular Iron Castings with the in Mould Process, Foundry Trade Journal, V 137, Augs. (1974).
42. D. Michie, The Production of Compacted Graphite Iron Using The in Mould Treatment Process. AFS Trans. (1983).
43. M. Remondino and Coll., Inoculation and spheroidizing, Treatment Directly Inside the Mould, AFS Trans., (1974).
44. Inmould Process Instalation Manual, Materials and Methods, LTD. Reiga, England, (1974).
45. J.T Castledine, Experience on the Application of the in Mould Process to the Vertically Jointed Disamatic Moulding System, Disamatic Convention (1977).
46. The in Mould Process Modified for Vertically Parted Mould, Tecnical Reports, Material and Methods, LTD, Jan (1979).
47. R. Sillen, Inmould Nodulization with Delayed Pouring in Vertically Parted Moulds, AFS Trans., V 89, (1979).
48. T.E Prucha, Gating for the in Mould Process, Modern Casting Feb. (1982).
49. R. Medana and Cool., Use of Solid Inserts of Spheroidizing Alloys for Production of in Mould Ductile Iron Casting, AFS Trans., V 87, (1979).
50. M.H Mulazinoğlu and Coll., Solidification Studies of Spicing and Large-Small Nodule formation in Ductile Cast Iron Produce by the in Mould Process, AFS Trans. (1985).
51. INCO Ruahoke Conf., The Iron Worker, (Spring 1961).
52. C.E Dremann, Nex Alloys for Marking Ductile Iron in the Moulds, AFS Trans., (1978).

53. M.M Shea, S.T Holtan, In the Mould Treatment Using Elemental Mg to Produce Ductile Iron, AFS Trans., V86, (1978).
54. M.L Cupini and M. Prates de Campos, Aluminium Grain Refinement by Cristal Multiplication Mechanis Stimulated by hexacloroetane Additions to the Mould Coatings, Proc. Intern. Conf. of Solidification and Casting, Sheffield (1979).
55. H. Olan y J.A Garcia h., Refinacion en el Molde de Piezas Coladas de Aluminio, tesis UNAM., Mexico (1986).
56. AFS Course no. 7-250, Gating and Riserling.
57. R.W Heine, R. Loper, P.C Rosenthal, Principles of Metals Casting, Mc. Graw Hill Bo. Co., 2ht, (1967).
58. P.R Beeley, Foundry Tecnology, Butterworths, (1980)
59. S.I Karsay, Ductile Iron III, Gating and Riserling, QUITEFER et Titan INC. (1981).
62. J.Garcia H., Propuestas Para la unificacion de la Nomenclatura en sistema de Colada y Alimentacion , Cuadernos de Postgrado Fac. de Quimica UNAM., Mexico (1986).
63. M. Jeancolas, Le Remplissage des Empreits de Moules en Sable, CTIF Editions Technique des Industries de la Fonderie, Paris (1966).
64. N.D Titov and J.A Stepanov, Tecnologia del Proceso de Fundicion, Edit. MIR. Moscu (1981).
65. K.G Latimer and P.J Read, A Review of the Running and Gating and Feeding of Aluminium Sand Casting, The British Foundryman, (1976).
66. URMO, Enciclopedia del Aluminio, V 4 ., (1974).
67. AFS, Gating and Riserling Worksheet.
68. R. Sans, L. Chaze, R. Chaussat, Determinacion des Systemes de Masselottage et D'attaque des Pieces Moules en Sable, Fonderie Feb. (1971).
69. V. Kondic, Metallurgical Principles of Founding, E. Arnold, London, (1968).
70. R.W Ruddle, The Running and Gating of Sand Casting, The Ins. of Metals, Reports Series (1959).
71. P.Day, H. King, Filtration of Iron with Celular Ceramic Filter, Modern Casting. April (1984).
72. G. Trinkl, W. Simmons, The Aplicacion of Feeding Filtration Technology to Effect Scrap Reduction Yield and Quality

Improvement in Mechanised Iron Foundries, The British Foundryman, Nov. (1986).

73. A.M Arzt, Filtration of Ferrous Metals, Modern Casting, V 76. March, (1986).

74. G.S Cole, H.W Kenr, C.F Boilling, Grain Refinemet in Al and Al Alloys, AFS Trans., V 46 (1972).

75. FOSECO, Foundry Practice, No 209, July, (1984)

76. J. García H. y H. Olan, Refinación en el Molde de Piezas Coladas de Aluminio, Tesis UNAM, México, (1986)

77. S.H Avner, Introducción a la Metalúrgia Física, Mc Graw Hill (1979).

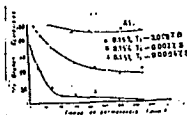


FIG. 5a. Efecto de varios niveles de β residual sobre la conducta refinada de α (21).

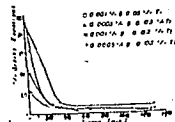


FIG. 5b. Comportamiento del poder refinante cuando se adiciona simultáneamente β y α en varias relaciones, sobre el 99.99% de pureza (21).

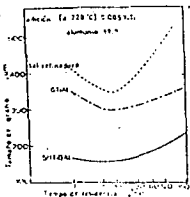


FIG. 6. Efecto de la temperatura de la solda y el % de β adicionado sobre el tamaño de grano de una aleación Al-Cu (22).

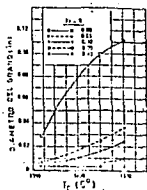


FIG. 7. Efecto de la temperatura de la solda y el % de β adicionado sobre el tamaño de grano de una aleación Al-Cu (22).

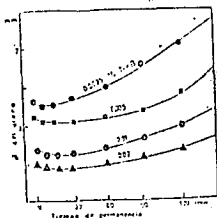


FIG. 8. Efecto del tiempo de resistencia, sobre el decalcinado del poder refinante en función de la cantidad adicionada (23).

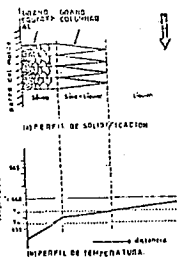


FIG. 9. Perfil de solidificación y temperatura para β adicionado en un metal cast (24).

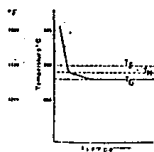


FIG. 10A Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio cuando se agregan partículas de Ti-20Al. (21b)

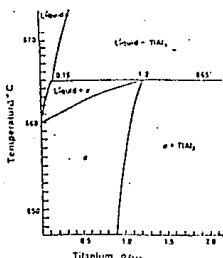


FIG. 11. Detalle del diagrama de fases Al-Ti, en el cual se presenta la reacción peritectica a 815°C y eutectica a 655°C. (21b)

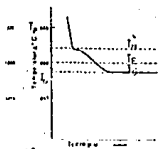


FIG. 13 Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio con presencia de partículas de Ti-20Al. (21b)

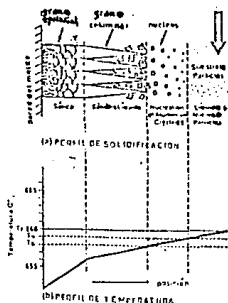


FIG. 10B Perfil de solidificación y temperatura de una muestra con la adición de Ti-20Al cuando se agregan partículas de aluminio. (21b)

- ① □ Partículas de TiAl₃
- ② [] Campo de difusión
- T₁ ③ [] Nucleación de aluminio
- ④ [] Inicio de la reacción peritectica
- ⑤ [] Transformación peritectica
- ⑥ [] Coprecipitación de aluminio
- T₀ ⑦ [] Inicio de la formación de la matriz de aluminio

FIG. 12. Característica del momento de nucleación y crecimiento de aluminio de aluminio para un sistema como el que se muestra en Fig. 10B.

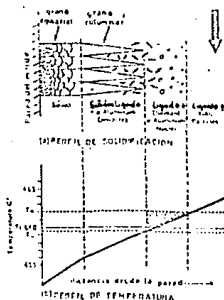


FIG. 14 Perfil de solidificación y temperatura de una muestra con la adición de Ti-20Al con partículas de aluminio. (21b)

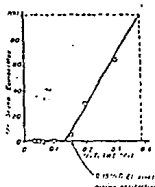


FIG. 15. Inicio de la estabilidad de refinamiento para aleaciones de Al respecto a ΔT a 10^{-3} s. (11)

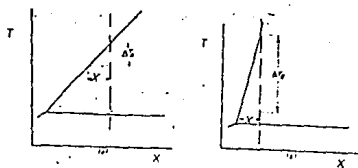


FIG. 16. Efecto de la inclinación de la línea de líquidos sobre el subenfriamiento necesario para la nucleación (12). (a) la superenfriación se alcanza con ΔT_1 . (b) la superenfriación se alcanza con ΔT_2 mayor que ΔT_1 .

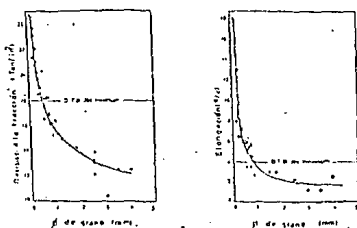


FIG. 17. Variación de los parámetros nucleares de una aleación Al-4.5%Cu con el tamaño de grano: (a) respectiva a la tracción; (b) aleación (18).



FIG. 18. Efecto del tratamiento térmico de una aleación Al-4.5%Cu en el refinamiento de grano (16).

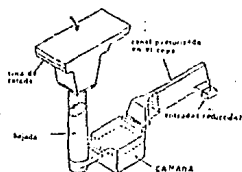


FIG. 19. Máquina tipo para el tratamiento en el colado en el sistema de colado con la cámara de recepción (16).

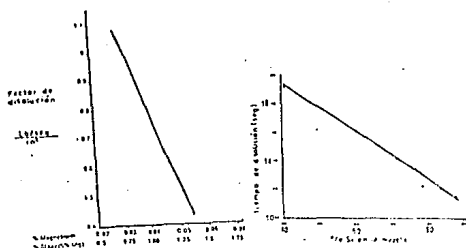


FIG. 20. Curvas de llenado de F. curvas de solidificación para diferentes en llenado. (a) Factor de relleno para diferentes de curvas. (b) Tiempo del contenido de molde en la rapidez de solidificación de la metal fundido (15).

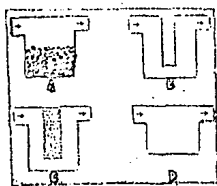


FIG. 21. Diferentes métodos de relleno en el molde (15).
 A) Inyección horizontal.
 B) Inyección vertical.
 C) Inyección vertical horizontalizada.
 D) Inyección vertical horizontal.

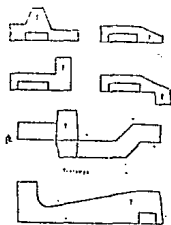
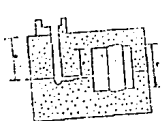


Fig. 22. Diferentes formas de trampas de escoria inter-laminas al sistema de colada (19, 22, 23).



Sistema de control para la velocidad de llenado (reducción) y cálculo de la altura metalúrgica, ENM (15).

$$V_{reducción} = \frac{E_{area de colada} \cdot K}{T_{emp. de llenado} \cdot \rho_{FM}}$$

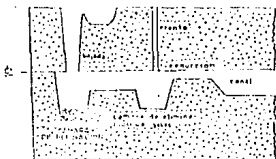
$$K = 0.14, \rho_{FM} = 7.8 \cdot 10^3 / 200$$


FIG. 23. Área de la reducción para el control del flujo metálico y cálculo de la altura metalúrgica, ENM (15).

FIG. 24. Esquema general del sistema de colada para el proceso de refinación en el molde, utilizado por Olan y García (24).

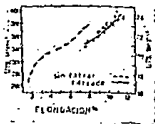


FIG. 25. Relación porcentual de una muestra con 2.5% y 1.5% de sílice de aluminio, con el porcentaje de fibra de aluminio y su crecimiento, para piezas filtradas y piezas sin filtrar (5°).

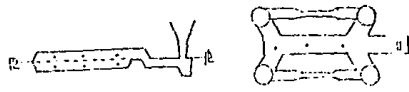
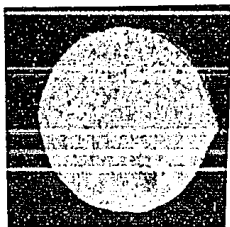
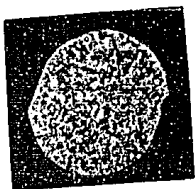
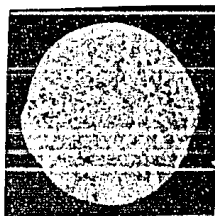


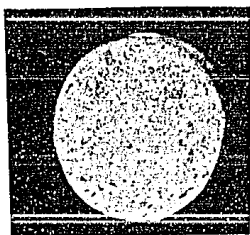
FIG. 26. Modelo de muestra para la realización del análisis químico de las piezas de muestra (con filtro y (B) sin filtro).



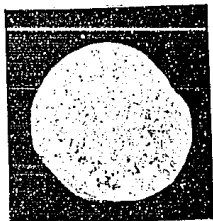
Fot. # 1



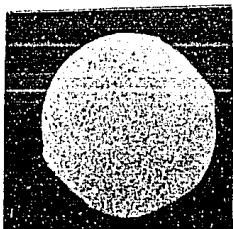
Fot. # 2



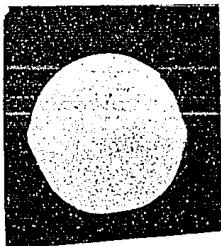
Fot. # 3



Fot. # 4



Fot. # 5



Fot. # 6