

00574

1
29

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO
FACULTAD DE QUIMICA

PROCESO DE REFINACION DE GRANO EN EL
MOLDE PARA ALEACIONES BASE ALUMINIO



T E S I S

QUE PRESENTA

JOSE ALEJANDRO GARCIA HINOJOSA

PARA OBTENER EL TITULO DE

MAESTRIA EN CIENCIAS QUIMICAS

(METALURGIA)

**TESIS CON
FALLA DE ORIGEN**

MEXICO 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.

I N D I C E

Agradecimientos.	
Resumen.	i
Prólogo.	iii
Introducción.	v

PARTE I - REVISION BIBLIOGRAFICA

CAPITULO 1. METODOS DE REFINAMIENTO DE GRANO.	pag.
1.1. Metodos de refinación	1
1.1.1. Térmico.	1
1.1.2. Dinámico.	4
1.1.3. Adición de elementos aleantes (bloqueo).	6
1.1.4. Denucleación.	7
1.1.5. Químico (adición de nucleantes).	8
1.2. Refinación química convencional.	8
1.2.1. Variables que afectan la refinación.	9
1.2.1.1. Cantidad y material refinante.	10
1.2.1.2. Tipo y condiciones del refinador.	13
1.2.1.3. Efecto de la temperatura y el tiempo.	17

CAPITULO 2. SOLIDIFICACION Y TEORIAS DE REFINAMIENTO DE GRANO.

2.1. Teorías de solidificación.	19
2.2. Aleaciones susceptibles al refinamiento.	30
2.3. Propiedades de las aleaciones refinadas.	31

2.3.1. Efecto sobre la estructura.	32
2.3.2. Efecto sobre las propiedades mecánicas.	33
2.3.3. Otros efectos.	35

CAPITULO 3. TRATAMIENTO EN EL MOLDE.

3.1. Nodulización en el molde.	37
3.1.1. Diseño de sistemas de colada para la nodulización en el molde.	39
3.1.2. Cámara de proceso o de reacción.	42

CAPITULO 4. REFINACION DE GRANO EN EL MOLDE.

4.1. Antecedentes.	48
4.1.1. Diseño del sistema de colada.	50
4.1.2. Cámara de proceso o de reacción.	60
4.1.3. Uso de filtros cerámicos.	62
4.1.4. Otros parámetros.	63

PARTE II. DESARROLLO DEL TRABAJO EXPERIMENTAL.

CAPITULO 5. DESARROLLO EXPERIMENTAL.

5.1. Diseño del experimento.	65
5.2. Descripción del equipo.	66
5.3. Materiales.	68
5.3.1. Aleación base.	68
5.3.2. Materiales para el refinamiento de grano.	68
5.3.3. Fundentes.	72
5.3.4. Materiales de moldeo.	72

5.4. Procedimiento experimental.	77
5.4.1. Elaboración de la pasta de moldes y moldes.	77
5.4.1.1. Para refinación convencional.	74
5.4.1.2. Para refinación en el molde.	74
5.4.2. Técnica de fusión.	75
5.4.2.1. Para refinación convencional.	76
5.4.2.2. Para refinación en el molde.	76
5.4.3. Piezas de prueba y codificación.	76
5.5. Técnicas analíticas.	77
5.5.1. Evaluación de piezas de prueba.	77
5.5.1.1. Análisis metalográfico.	78
5.5.1.2. Análisis Químico.	78
5.5.1.3. Ensayos mecánicos.	79
5.5.1.4. Análisis por Microscopia electrónica de barrido.	80

CAPITULO 6. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION.

6.1. Resultados obtenidos con la sal de K_2TiF_6 .	81
6.2. Resultados obtenidos con los refi- nadores comerciales.	85
6.2.1. Nucleant 75 (FOSECO).	85
6.2.2. Titanal 1 (VULCANO).	91
6.2.3. Tital 6 (KB Alloys).	92
6.3. Comparación entre procesos convencio- nel y en el molde.	93
6.3.1. Comparación.	93

6.3.2. Calidad estructural.	94
6.3.3. Propiedades mecánicas.	95
6.3.4. Recuperación.	96
CAPITULO 7. CONCLUSIONES.	97
7.1. Recomendaciones.	98
FIGURAS.	99
TABLAS.	150
CALCULO DE LA CAMARA DE REACCION Y SISTEMA DE CO- LADA.	156
BIBLIOGRAFIA.	165

SUMMARY

The present study reports experiments made with a new refinement process for aluminum sand casting. The basis are taken from principles and foundation of the In the Mould Process used in the production of nodular iron. In this technique the grain refiner is placed in an specially designed chamber wich is integrated with the gating system.

The refiners used were : K_2TiF_6 salt, two comercials refiner base salt and Al-6 % Ti master alloy. ASTM test bars were poured into green sand mould. A metallographic analysis (refinement grade), mechanical proprieties (tensile strength, % elongation) and chemical analysis (recovery %), was made to compare to conventional ladle refinement and the in the mould refinement.

The conclusion obtained were, the proposed process present operative advantages over the conventional ladle treatment, respect to mechanical proprieties, refinement grade and recovery %. This new process can be applicable to the industrial practice.

RESUMEN

En este trabajo se desarrolla un nuevo proceso de refinación de grano denominado en el molde aplicado a piezas coladas de aluminio. Las bases son tomadas de los principios y fundamentos del Proceso de Nodulización en el molde aplicado en la producción de hierro nodular, así como del diseño de sistemas de colada para piezas de aluminio y las teorías de refinación de grano.

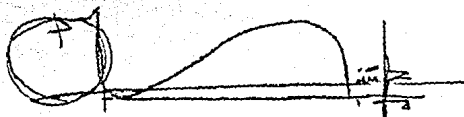
En este proceso el refinador de grano es colocado en una cámara especialmente diseñada, la cual se integra al sistema de colada. Se utiliza como refinador principal una sal base titanio, K_2TiF_6 , dos productos comerciales a base de sales y una aleación maestra Al-6 % Ti. Como aleaciones base se usan aluminio 98.5 % de pureza comercial y aluminio 99.7 % de pureza.

Las piezas de prueba fueron barras de tensión, sugeridas en la norma ASTM B26-76A, las cuales se obtuvieron en molde de arena en verde. Para la evaluación de las piezas se realizó análisis metalográfico (grado de refinamiento), ensayos mecánicos (resistencia a la tensión y % de elongación) y análisis químico (% de recuperación) para compararlo contra el proceso de refinación convencional en la cuchara.

En base a los resultados obtenidos, se concluye que el proceso desarrollado tiene ventajas sobre el proceso de refinación convencional, respecto a propiedades mecánicas, grado de refinación y % recuperado de elemento refinante, por

lo que sería factible de aplicarse a condiciones industriales.

Los principales capítulos que conforman la tesis son :
en el primer capítulo se hace una revisión de los métodos más comunes de refinación de grano de piezas coladas de aluminio, en el segundo se trata lo referente a las teorías de la refinación de grano, en el tercero se hace una revisión de los procesos de tratamiento en el molde, en el cuarto se tratan los antecedentes de la refinación de grano en el molde de los cuales no hay reportes en la bibliografía, en el quinto se plantea el desarrollo experimental , en el sexto se presentan los resultados así como la discusión y en el séptimo se reportan las conclusiones de éste proyecto de investigación.

A handwritten signature in black ink, consisting of a large, stylized initial 'M' followed by a long horizontal line and a vertical line at the end, with some smaller scribbles below the horizontal line.

Dr. Manuel Mendez Nonell

PROLOGO

Como se sabe desde hace muchos años, las propiedades mecánicas se ven favorecidas cuando se promueve la formación de granos pequeños de forma equiaxial, por cualquiera de los métodos utilizados hasta hoy.

Actualmente el método químico, es el más utilizado en la Industria de la Fundición, especialmente en el caso de piezas gruesas coladas en molde permanente, en las que la velocidad de enfriamiento es lenta, o en las piezas coladas en molde de arena de cualquier espesor en las cuales se desean las máximas propiedades de resistencia a la tracción y % de elongación. Este método es particularmente provechoso debido a su flexibilidad, costo, seguridad y eficiencia.

El grano fino además de mejorar las propiedades mecánicas, reduce el grado de segregación en aleaciones de rango de solidificación largo, incrementa las características de alimentación de las aleaciones de rango corto de solidificación, mejora la respuesta al tratamiento térmico de las piezas debido a que promueve estructuras metalúrgicas de mayor calidad.

De tal modo que la tendencia actual en la Industria Fundidora y en el campo de Investigación aplicada a la Fundición, es el aprovechar todo éste conocimiento apoyado por la experiencia práctica y los fundamentos teóricos que la explican, de forma tal que los procesos sean mejores y más eficientes, mediante la búsqueda de nuevas técnicas y procesos que conduzcan a lograr mejores resultados.

Por tal motivo en éste trabajo se desarrolla un nuevo proceso de refinación de grano de piezas de aluminio coladas en molde de arena en verde, denominado REFINACION DE GRANO EN EL MOLDE, que busca mejorar las características actuales del Proceso Convencional de Refinación de grano.

INTRODUCCION

El principal objetivo e interés de esta tesis, radica en el sentido de desarrollar un nuevo proceso de refinación de grano y compararlo con el proceso convencional para piezas de aluminio coladas en molde de arena en verde, desde tres puntos de vista : calidad estructural, propiedades mecánicas y recuperación del elemento refinante.

En la primera parte de éste trabajo, se resumen algunas características fundamentales de los diferentes métodos de refinación de grano, haciendo especial énfasis en el método químico, del cual se comentan características como : cantidades adicionadas, condiciones y tipo de refinador, fenómeno de decaimiento, etcétera.

En esta misma parte se hace una recopilación exhaustiva, de los principios y teorías que explica la refinación de grano en aleaciones base aluminio.

En el Capítulo 3, se trata lo referente a los antecedentes de los métodos de tratamiento en el molde, los cuales únicamente se han desarrollado para la fabricación de hierros nodulares, y sobre los cuales se mencionan sus ventajas técnico-económicas sobre los procesos convencionales aplicados en la cuchara.

En el Capítulo 4, se describen las características metalúrgicas del aluminio, que deben ser consideradas para efectuar el correcto diseño del sistema de colada, y el cual difiera notablemente de las técnicas de diseño aplicadas a piezas de hierro nodular.

En la segunda parte de este trabajo, se realizan las pruebas experimentales necesarias para determinar la viabilidad técnica de aplicación del proceso desarrollado, y compararlo con el proceso de refinación convencional en la cuchara. Las pruebas se realizan con una sal de fluorotitanato de potasio, y se complementan probando dos productos comerciales a base de sales y una aleación maestra. Se usan como metales base aluminio 98.5 % de pureza comercial y aluminio de 99.7 % de pureza.

Se prueban tres diseños de sistema de colada-cámara de reacción; lograndose con el tercer diseño, la sal de fluorotitanato de potasio y el aluminio 98.5 %, excelentes resultados, los cuales confirman la factibilidad técnica de aplicación del proceso de refinación de grano en el molde.

PARTE I

REVISION BIBLIOGRAFICA

CAPITULO 1

CAPITULO 1

METODOS DE REFINACION DE GRANO

1.1. Metodos de refinación de grano (a).

Los principales métodos o procesos para obtener un tamaño de grano fino en piezas coladas, son :

1. Método térmico (enfriamiento rápido).
2. Método dinámico (mecánico).
3. Adición de elementos de aleación (bloqueo).
4. Método químico (adición de agentes nucleantes).

1.1.1. Método térmico.

Se ha demostrado que cuando el enfriamiento del metal líquido es rápido, se obtienen estructuras de tamaño de grano fino. Para el caso de piezas coladas en molde de arena, las velocidades de enfriamiento son del orden de $0.1 \text{ }^\circ\text{C/s}$, obteniéndose tamaños de grano entre 0.5 y 5 mm, mientras que para el caso de moldes permanentes las velocidades de enfriamiento son de mayor magnitud, obteniendo granos de tamaño menor a 0.5 mm.. En la Fig. 1, se presenta la variación del tamaño de grano para el Nb y el V en función de la velocidad de enfriamiento, este efecto sucede comunmente en metales puros, los cuales no presentan segundas fases y en los cuales las fronteras de grano crecen unas junto a otras.

En aleaciones que forman segundas fases, o compuestos separados como son los intermetálicos o eutécticos, no se obtienen crecimientos sustanciales aun con velocidades de enfriamiento muy lentas.

La característica del enfriamiento rápido que produce el refinamiento, es el hecho de que el sobreenfriamiento del

metal se incrementa con la rapidez de enfriamiento, con velocidades de enfriamiento lentas la evolución del calor latente de solidificación es compensado por la remoción de calor y la solidificación del líquido en el punto de solidificación al equilibrio. En un enfriamiento rápido la velocidad de remoción de calor excede la liberación del calor de fusión y la temperatura del líquido decrece durante la solidificación. Este incremento en el sobreenfriamiento tiene algunos efectos, como por ejemplo el sugerido por Turnbull y Hollomon (2), los cuales mencionan que hay un tamaño crítico de núcleo, por debajo del cual cualquier embrión es inestable, y no podrá proceder al crecimiento y solidificación del metal líquido, este tamaño crítico decrece con el incremento del sobreenfriamiento y por tanto, como la velocidad de enfriamiento y el sobreenfriamiento se incrementan, algunos de los pequeños embriones, se hacen estables y pueden crecer como cristales sólidos.

Otro efecto importante en este tipo de refinamiento, es la activación de nucleantes adicionales (3), debido a que en todos los metales líquidos hay presencia de impurezas sólidas en forma de partículas que flotan en su seno o en la superficie, muchas de estas partículas pueden actuar como nucleantes, pero la eficiencia de dichas impurezas es variable. En la Fig. 2, se presentan las curvas de enfriamiento de dos partes del mismo metal, en una el volumen total de metal líquido solidifica y en la otra el líquido se dispersa en pequeñas gotas las cuales solidifican individualmente. Como puede verse el volumen total es sobreenfriado ligeramente para la nucleación, la

recalcescencia toma lugar y la solidificación se realiza a temperatura constante. En el metal disperso, algunos eventos de nucleación aparecen y hacen decrecer la temperatura, esta diferencia en eventos se debe a la presencia de cantidades diferentes de nucleantes en los dos casos, en las gotas dispersas estos son más eficientes. Los nucleantes presentes para el caso del volumen total líquido, no pueden actuar debido a que la temperatura del metal nunca alcanza el sobreenfriamiento necesario.

Cuando la velocidad de remoción de calor es más rápida, los agentes nucleantes pueden jugar un papel importante en el tamaño de los granos. Sin embargo la disminución en el tamaño de los granos por la velocidad de enfriamiento debida a la adición de nucleantes parece tener una influencia no determinante pero si gradual, y por otro lado cuando hay una cantidad adicional de agentes nucleantes, estos parecen activar el mecanismo y pueden determinar el crecimiento del tamaño de grano, la Fig. 3, presenta el tamaño de grano y el espaciamiento interdendrítico en algunas aleaciones de aluminio, se puede observar que los puntos experimentales para el tamaño de grano, permiten dibujar una línea gradual y progresiva, mientras que el espaciamiento interdendrítico es una función estricta del tiempo de solidificación y decrece continuamente con el incremento de la velocidad de enfriamiento.

En resumen, el enfriamiento rápido, puede producir refinamiento de grano por uno o más de los siguientes mecanismos :

1. reducción de la rapidez de crecimiento del grano.

2. reducción del tamaño crítico del núcleo.
3. activación por nucleantes adicionales.
4. incremento de sitios de nucleación o nucleantes.
5. nucleación homogénea.

1.1.2. Método dinámico.

Bajo este concepto se consideran aquellos métodos que producen agitación del metal durante la solidificación, estos incluyen la agitación producida por corrientes térmicas, por evolución de gases, agitación mecánica (recolada, colada centrífuga, etc.), el uso de vibraciones sónicas o ultrasónicas y la agitación electromagnética.

El refinamiento de grano obtenido por este método ha sido atribuido al incremento o disminución del sobreenfriamiento, modificado en el equilibrio por la presencia de presión, ondas de vacío y cambios en la naturaleza de las partículas presentes. Sin embargo, al consenso general, acepta que el refinamiento de grano se debe principalmente al movimiento inducido del líquido, de tal forma que se fragmentan las dendritas durante su crecimiento, esparciéndose los fragmentos de tal forma que se crean sitios de nucleación adicionales en el seno del líquido. La fragmentación de los brazos dendríticos es el mecanismo más probable en recolada y procesos similares, pero también es posible la refundición de dichos brazos.

Otra posibilidad mencionada por Campbell (4) quien a través de la revisión del material publicado, concluye que los brazos dendríticos son doblados por la vibración, originando una orientación diferente de crecimiento del cuerpo de la dendrita y posterior cristalización que origina

nuevos granos. Como se observa en la Fig. 4, tomada de su trabajo, la energía requerida para obtener el doblamiento de la dendrita arroja mejores resultados que los obtenidos por el mecanismo de refusión.

Un soporte de la fragmentación, es el hecho, de que la vibración mecánica o magnética acelera la solidificación (8), pero no incrementa el sobreenfriamiento. Cuando algunas muestras (6) se someten a centrifugado o rotación con campos magnéticos (7), no se afecta apreciablemente el tamaño del grano si el movimiento es continuo, pero hay una marcada diferencia cuando el flujo es interrumpido o reactivado, o cambiada la dirección de rotación.

La eficiencia de la vibración es máxima, en aleaciones de rango largo de solidificación y baja resistencia a alta temperatura (8), pero requiere de cierta energía para producir la cavitación si el metal solidifica con intercara planar o celular (9), y para el caso de la intercara dendrítica se necesita un nivel mucho menor de energía y el tamaño de grano produce las mismas dimensiones en el espaciamiento interdendrítico (10), en éste caso la presencia de impurezas reduce la energía requerida para el refinamiento (11)

Un efecto adicional puede obtenerse con vibración ultrasónica, si la vibración en el metal extrae las partículas dispersa en el líquido. Refinación extra puede obtenerse por introducción de partículas inertes (12), pero aún sin la adición de nucleantes el refinamiento por métodos dinámicos puede ser sustancial, la Fig. 5, presenta una pieza pequeña obtenida por recolada y en la cual se obtuvo tamaño de

grano fino.

1.1.3. Adición de elementos de aleación (bloqueo).

En aleaciones en las cuales el líquido tiene una composición diferente al sólido formado, la velocidad de crecimiento del sólido se va reduciendo gradualmente (19). Durante la solidificación de una aleación como la de la Fig. 6a, el primer sólido que se forma tiene la composición A_1 , conforme la solidificación progresa el componente B se concentra en el líquido y frente a la interfase sólido-líquido, de tal forma que la distribución final de B se aprecia en la Fig. 6b. Una consecuencia de la temperatura de solidificación local se presenta en la Fig. 6c, si la línea de liquidus está representada por la línea punteada, hay una zona achurada en la cual la temperatura puede ser lo suficiente baja para que la nucleación del sólido tenga lugar y la presencia de éste sobreenfriamiento constitucional, da como resultado un incremento en la velocidad de nucleación haciendo decrecer el tamaño de grano.

Obviamente es necesaria la disminución de la temperatura eutéctica y de B para alcanzar esto, y así lograr un refinamiento más eficiente, por tanto el diagrama de equilibrio de la Fig. 7a, es mejor para el refinamiento que el de la Fig. 7b, la estructura de la Fig. 8b corresponde al diagrama de la Fig. 7b, y la estructura de la Fig. 8c corresponde a la del diagrama de la Fig. 7a.

La Fig. 8, presenta la macroestructura de aluminio puro y el de una aleación Al- 4% Cu, se puede observar la desaparición de la zona columnar, pero el refinamiento de grano no están bueno como el alcanzado por la adición de

refinadores, por lo que este método no es usado en la práctica.

1.1.4. Denucleación.

En este método los nucleantes son removidos del líquido, de tal modo que si la cantidad de nucleantes se limita, se puede producir grano grueso, pero cuando la denucleación se lleva hasta ciertos puntos, se puede generar una abundante cantidad de centros de nucleación en el seno del líquido. Se han desarrollado muy pocos trabajos acerca de este proceso, aunque los pocos datos que se tienen indican que puede ser una técnica muy prometedora para piezas grandes, los trabajos reportados afirman que la estructura producida por denucleación se parece a la producida por enfriamiento rápido, aun cuando la velocidad de solidificación del líquido denucleado es de algunos ordenes de magnitud más pequeña, esto ha sido reportado por Marcantonio y Mondolfo (14), resultados similares también han sido reportados por Backerud (15), Fontaine et al (16) y Hollingsworth (17) en materiales enfriados rápidamente.

Sin embargo hay una diferencia muy grande entre el enfriamiento rápido y el enfriamiento lento producido por un líquido denucleado. En el enfriamiento rápido, la velocidad de enfriamiento y el mayor sobreenfriamiento producido son los responsables de la refinación, esto se observa en la Fig. 9, donde se ve que el tamaño de grano decrece con el grado de sobreenfriamiento de acuerdo a los sistemas estudiados por Southin y Weston (18). Una explicación completa para diferenciar este comportamiento ha sido dada por Hogan (19), la cual puede consultarse en la referencia correspondiente.

1.1.5 Método Químico (adición de nucleantes).

Este es el método industrial comúnmente utilizado, en el cual se adicionan materiales conocidos como refinadores de grano, se aplica generalmente a aleaciones base aluminio y magnesio en las cuales pequeñas adiciones, menores al 0.20 % en peso, que no afectan apreciablemente otras propiedades tienen un marcado efecto de refinamiento de grano.

Aunque el refinamiento de grano de aluminio por adición de titanio se descubrió hace más de 50 años y se han publicado una gran cantidad de artículos sobre el tema, los mecanismos aún son punto de discusión, las teorías fundamentales del boruro-carburo y la Peritética son las más aceptadas para explicar tal fenómeno, y las cuales se comentan en el capítulo siguiente y puede consultarse en las referencias (20,21,22).

1.2. Refinación Química Convencional.

La refinación química convencional que se realiza en la cuchara o en el crisol, presenta algunos inconvenientes operativos como lo son :

1. El uso de campanas de acero, hierro o grafito, cubiertas con refractario, las cuales son causa de contaminación del baño metálico.

2. Un mezclado no uniforme del refinador, debido a que la agitación es manual.

3. La desgasificación posterior a la refinación, sobre todo en refinadores base sales puede arrastrar algo de elemento refinante, disminuyendo su recuperación.

4. La reacción metal líquido-refinador, son causa de deterioro de los crisoles.

5. Las pérdidas por quemado, oxidación vaporización y retención son mayores.

6. El grado de decaimiento por efecto de la temperatura y el tiempo de residencia son significativos, sobre todo en refinadores de tipo temporal.

Sin embargo el uso de ésta técnica también presenta algunas ventajas como lo son :

1. Facilidad de adición del refinador.
2. Eficiencias relativamente aceptables.
3. Facilidad de aplicación en cualquier unidad de fusión de tipo intermitente.

1.2.1. Variables que afectan la eficiencia de la refinación convencional.

La presencia de granos columnares o equiaxiales gruesos, se hace más común cuando se cuecen piezas en moldes de arena, en las cuales la velocidad de enfriamiento es lenta, en piezas fabricadas en este tipo de moldes, el tamaño de grano puede variar notablemente de un punto a otro de la pieza, la presencia de granos gruesos generalmente se sitúa en regiones de la pieza cercanas a las entradas y alimentadoras, zonas de ángulos o esquinas internas, paredes cercanas a corazones saturados térmicamente, en los centros de secciones gruesas, etcétera, consecuentemente ésta variación en el tamaño de grano afecta las propiedades mecánicas de la pieza, de tal forma que se hace necesaria la refinación de grano.

En la literatura (29), se han reportado algunas de las variables que afectan la efectividad del refinamiento de grano, entre estas se destacan :

- . la cantidad y material refinante.
- . las condiciones y tipo de refinador.
- . la temperatura y tiempo de residencia del baño líquido.
- . el grado de mezclado.

1.2.1.1. Cantidad y material refinante.

Para el caso de refinación de grano de piezas coladas de aluminio, se ha obtenido un elevado grado de refinamiento con la adición de muy pequeñas cantidades de ciertos elementos, entre los que destacan : Nb, Ta, Ti, Zr y algunos otros menos utilizados como el V, Mo, W, Hf y Cr.

Los elementos utilizados por excelencia son el Ti y el B, o mezclas de ambos, produciendo un elevado grado de refinamiento sin influir en la composición nominal de la aleación.

REFINADORES BASE TITANIO.

La bibliografía reporta con amplitud, las cantidades óptimas de titanio adicionadas como refinador, entre estas están las reportadas por Flemings (24), el cual ha estudiado el efecto del titanio como refinador, Fig. 10, y en la cual puede apreciarse que el refinamiento máximo para una aleación Al-4.5 % Cu, se alcanza con adiciones entre el 0.2 y 0.4 % en peso.

Otros autores (25), reportan cantidades del 0.1 a 0.3 % Ti en peso para producir un buen refinamiento. R.W. Ruddle (26) comenta que adiciones del 0.1 al 0.2 % Ti en peso producen un buen refinamiento para diversas aleaciones de aluminio, y también es posible un refinamiento apreciable con adiciones de titanio del orden del 0.01 % en peso, Fig. 11, siempre y cuando se encuentren presentes cantidades

adecuadas de carbono y se tengan bajos sobrecalentamientos. En la práctica común se trabaja con niveles que oscilan entre 0.05 y 0.20 % Ti, observar la Fig. 12.

El mismo autor reporta que la adición de pequeñas cantidades de Ti, es mucho más efectiva cuando se utiliza como material de carga, aluminio primario, el cual contiene alrededor de 0.0025 % C, el cual en presencia de 0.01 % de Ti, crea las condiciones necesarias para formar nucleantes de carburo de titanio que refinan la pieza.

REFINADORES BASE BORO.

El uso del boro se hizo muy popular entre los años 40 y 50 (26), para reducir su uso poco a poco, hasta la actualidad en la que ya no se usa en forma individual, sino acompañado por titanio. El uso de pequeñas cantidades de boro, 0.05 % en peso, según algunos autores (26), produce un alto grado de refinamiento, teniendo la ventaja sobre el titanio a ser mucho menos sensitivo al efecto de decaimiento. El gran problema del boro, es que los cristales que actúan como nucleantes, diboruro de aluminio, AlB_2 , tienden a asentarse rápidamente formando lodos pesados. Esto causa pérdida de refinamiento y problemas durante la operación del horno, esto se hace mucho más crítico en hornos de fusión grandes. Quizá el hecho más importante en la utilización del boro como refinador, cuando se trabaja con moldes de arena, es que cantidades superiores al 0.02 % en peso, causan una notoria reacción molde metal, por lo que las adiciones recomendadas de 0.05 % en peso, frecuentemente causan severa porosidad, exactamente por debajo de la superficie de la pieza.

Otros autores (27), presentan gráficas como la de la Fig. 13, en la cual se observa que el boro como elemento único, no produce la refinación del aluminio, las explicaciones de tal fenómeno aun no son claras.

Por otro lado, la tendencia actual en la venta de productos comerciales (28,29,30), se ha inclinado a ofrecer materiales para refinamiento a base de titanio o mezclas de Titanio-boro en diversas proporciones, y con las cuales se obtienen excelentes resultados.

REFINADORES A BASE DE TITANIO-BORO.

La experiencia en la fundición ha conducido, a que las adiciones conjuntas de Ti-B, logren una excelente refinación con ventajas sobre las adiciones de titanio o boro por separado. La adición de la mezcla de ambos elementos, se puede observar en la Fig. 14a y 14b.

En la manufactura de piezas coladas el refinamiento con Ti-B es efectivo, con adiciones de 0.01 a 0.05 % de Ti en peso junto con 0.003 a 0.02 % de B en peso, reportándose un refinamiento óptimo para relaciones Ti/B de 3 (31). El uso del Ti-B, tiene ventajas sobre los elementos utilizados en forma individual, son menos propensos a efectos de decaimiento, Fig. 15, debido a que las cantidades de boro son muy bajas la tendencia a la reacción molde-metal y por tanto la presencia de porosidades se elimina, las pérdidas de boro son muy bajas debido a las pequeñas cantidades adicionadas y son incorporadas rápidamente al baño, sin embargo estas no se eliminan totalmente.

Otra de las ventajas de este tipo de refinadores es la reducción del asentamiento de cristales en la pieza durante la solidificación. El efecto refinante ha sido corroborado por Marcantonio y Mondolfo (32), los cuales reportan que con pequeñas cantidades de boro adicionadas junto con titanio, se incrementa notablemente el poder refinante, observar la Fig. 16, en la cual se aprecia que el refinamiento máximo se alcanza con adiciones de 0.02 % B y cantidades de titanio entre 0.1 y 0.4 %. Otros investigadores han confirmado que adiciones de 0.05 % Ti con 0.1 % B agregadas a aluminio puro dan un marcado efecto refinante (33,34).

En un trabajo realizado por Pearson et al (35), se concluye que cuando la relación Ti/B es subestequiométrica para la formación de TiB_2 , menor a 2.2/1 el refinamiento es muy ineficiente, pero cuando se excede la relación estequiométrica hay un refinamiento muy bueno. El aluminio fundido que contiene residuos de boro, puede ser refinado con cantidades menores de Ti-B, en éste trabajo se establece que hay una relación óptima en función del tipo de aleación, para aluminio con 99.7 % de pureza y la aleación 3004 (1.1 % Mn, 0.92 % Mg, 0.5 % Fe) la relación es de 3/1, para la aleación 7050 (2.4 % Cu, 2.58 % Mn, 6.2 % Zn, 0.16 % Zr) la relación depende de la práctica de fusión, si la refinación se hace en el horno se recomienda de 25/1 y cuando se hace en la olla o cuchara se recomienda una relación 5/1, observar las Fig. 16a y 16b.

1.2.1.2. Tipo y condiciones del refinador.

Hay tres tipos comunes de presentación de refinadores

de grano: sales, aleaciones maestras binarias o ternarias y polvos metálicos compactados (26). Cada presentación tiene sus ventajas y desventajas, las cuales se comentan a continuación.

SALES REFINANTES.

Por éste método se incorpora Ti, B o ambos elementos, introduciendo al baño metálico una sal que contiene este(os) elemento(s). La sal o mezcla de sales se adiciona al baño metálico sumergiendo la sal en forma de tabletas. Las sales comunmente utilizadas son : K_2TiF_6 (fluorotitanato de potasio), KBF_4 (fluoroborato de potasio), K_2ZrF_6 (fluorozirconato de potasio), etcétera (26).

Este método es muy útil cuando se aplica a hornos pequeños, tiene la desventaja de no ser tan efectivo como los otro materiales refinantes.. Se hace necesario el manejo de temperaturas más altas del baño líquido, para lograr la incorporación total de los elementos Ti y/o B. Los gases producidos y escoria generada, pueden ser corrosivos a la pared del crisol y el horno, generalmente es el método más caro, el refinamiento a base de sales se practica en pequeñas y medianas fundiciones, que trabajan con hornos de crisol o inducción, en donde el factor facilidad de aplicación es el más importante, la eficiencia de las sales se compara con la de las aleaciones maestras cuando se utiliza una buena técnica de fusión, observar la Fig. 17.

ALEACIONES MAESTRAS.

En la actualidad se ha incrementado fuertemente el uso de las aleaciones maestras, ya sean las binaria Al-Ti o

ternarias Al-Ti-B, estas tienen diferentes presentaciones en función del proceso en que se aplicaran, como lo son, la aleación tratada, la cantidad de aluminio recirculado en la carga, el tamaño de grano deseado en la pieza, la técnica de fusión, etcétera. Generalmente se vende en forma de alambre, varilla pequeña, lingotes y pedacería.

Las aleaciones binarias más comunes son : Al-6 % Ti, Al-10 % Ti y Al-5 % Ti, mientras que las ternarias son : Al-5 % Ti-0.1 % B, Al-5 % Ti-0.2 % B, Al-5 % Ti-0.5 % B, Al-5 % Ti-1 % B, Al-10 % Ti-1 % B. (20).

El principal inconveniente de estos materiales es su lenta velocidad de disolución en el baño metálico, Fig. 18, lo cual puede provocar una disolución parcial, produciendo una refinación incorrecta, esto se ha disminuido parcialmente con el uso de aleaciones maestras en forma de varillas pequeñas y delgadas o pedacería.

Los refinadores de esta tipo generalmente se adicionan inmediatamente después de haberse fundido toda la carga, aunque el tiempo de disolución es relativamente corto, siempre es importante ésta práctica para disolver y dispersar totalmente el material refinante. Dependiendo de la capacidad del horno, temperatura del baño, grado de agitación y algunos otros factores, es necesario un tiempo de residencia entre 10 y 60 min, además de ser necesaria la agitación antes de la colada, para resuspender y redistribuir las partículas nucleantes, y así evitar el asentamiento de estas.

También es importante que el material refinante este limpio, libre de cantidades excesivas de inclusiones y con

bajos contenidos de gas, estos criterios siempre deben tomarse en cuenta en la práctica, ejemplos de la reeducción al refinamiento cuando se utilizan aleaciones maestras se presentan en las Figs. 19 y 20.

POLVOS METALICOS COMPACTADOS.

Este método es de reciente introducción, consiste en adicionar el agente refinante a base de sal de Ti y/o B, compactado(s) con un metal pesado, por ejemplo el manganeso, estas tabletas se sumergen en el baño metálico y no generan escorias durante su disolución, algunos compuestos de este tipo se presentan en la TABLA 2.

La eficiencia de este tipo de refinadores es buena y quizá la refinación del B, es muy cercana al 100 %, tienen la ventaja de aplicarse fácilmente y alcanzar una buena dispersión en hornos grandes, su costo generalmente es menor que el de las aleaciones maestras. Desde el punto de vista de fundición, una objeción son las altas relaciones Ti/B, observar la TABLA 1, además de que la introducción de manganeso puede causar problemas con la composición y propiedades de algunas aleaciones, para éste caso pueden usarse las pastillas libres de manganeso.

Otros puntos importantes en la refinación química, son el conocimiento de los contenidos de Ti y/o B en el material de carga, ya que dichos contenidos afectan la adición final de dichos elementos. Debido a que el refinamiento puede ser significativamente reducido por el tratamiento de desgasificación, deberá controlarse estrictamente o realizarse antes del refinamiento.

Finalmente, la operación de refinamiento involucra el uso de campanas de inmersión u otros accesorios, por lo que se debe tener cuidado de que estos estén limpios y secos, debido a que son fuente de contaminación y gas en el baño metálico.

1.2.1.3. Efecto de la temperatura y el tiempo de residencia sobre la refinación de grano.

El titanio como elemento refinante es el más sensible al efecto de decaimiento, esto ha sido reportado por Flemings (24), se puede observar en la Fig. 10 y Fig. 21, que hay una fuerte relación entre la cantidad de titanio agregada con la temperatura del baño y el tamaño de grano obtenido, mientras mayor es la temperatura de colada y menor la cantidad adicionada el decaimiento es más drástico.

Otros autores (25), presentan el decaimiento del refinador por efecto del tiempo de residencia del baño líquido, en función de la cantidad adicionada, observar la Fig. 22.

Otros autores (27), reportan el fenómeno de decaimiento del poder refinante, para diversos porcentajes de Ti adicionados a una temperatura fija ensayada con aluminio puro de 99.9 % de pureza, consultar la Fig. 23.

Otros reportes de decaimiento los hace Jones et al (26) pueden apreciarse en las Figs. 24 a, b, c, sus experimentos los realiza con aluminio de 99.7 % de pureza y diversos refinadores que son, AlTiB 2/1, AlTiB 3/1, AlTiB 5/1, AlTiB 5/0.5 y AlTiB 5/0.2, estos experimentos también se realizan sobre aleaciones 3004 y 7050, el efecto conjunto de

las variables involucradas se aprecia en la Fig. 25.

EFFECTO DEL MEZCLADO.

Birch y Fisher (28), reportan en un estudio realizado con aluminio puro, una recuperación del 80 % cuando se utiliza un refinador de relación AlTiB 3/1 y 5/1, además cuantifican el efecto de la agitación del baño con el grado de decaimiento y lo explican en base a las teorías de refinamiento de grano, como resultado reportan una curva general de comportamiento de los refinadores de grano, en la que distinguen las siguientes regiones, el tiempo de contacto, tamaño de grano mínimo, zona de decaimiento y zona de recuperación., concluyen que el aluminio puro refinado despues de dejarlo largos tiempos de permanencia, el efecto del refinamiento decae gradualmente, pero si el metal se agita energicamente, las propiedades refinantes se recuperan alcanzando eficiencias del 80 %, observar la TABLA 3, dicha recuperación puede cambiar de aleación a aleación.

CAPITULO 2

CAPITULO 2

SOLIDIFICACION Y TEORIAS DE REFINAMIENTO DE GRANO.

La refinación de grano por métodos químicos es el método más común, para establecer el control del tamaño de grano de piezas en molde de arena y molde permanente para espesores gruesos de pieza, el objetivo es obtener un tamaño de grano fino y equiaxial, mediante la adición de materiales que promueven el fenómeno de nucleación heterogénea durante la solidificación, obteniéndose una pieza con propiedades isotrópicas, las características más importantes sobre las cuales influye la refinación de grano son :

- . mejora la resistencia a la tracción y el % de elongación.
- . reduce el grado de segregación de la pieza.
- . mejora la redistribución de los microrechupes en piezas fabricadas con aleaciones de rango largo de solidificación.
- . mejora la respuesta al tratamiento térmico.
- . se obtienen mejores estructuras metalúrgicas.
- . se mejora la respuesta de la pieza al ser sometida a operaciones de trabajado en frío o en caliente.
- . mejora las características de alimentación.

en resumen se mejoran las propiedades de la pieza elevando su calidad ingenieril y respondiendo mejor a las condiciones de trabajo (1,2,3).

2.1. Teorías de solidificación para el refinamiento de grano..

Desde el punto de vista de solidificación se puede establecer un control efectivo de la estructura de piezas

coladas. Para el caso de la refinación de piezas base aluminio, los agentes nucleantes llamados refinadores facilitan la formación de los cristales durante la nucleación y solidificación.

Para explicar el fenómeno de refinamiento de grano por adición de nucleantes, se efectuará el análisis de la solidificación del aluminio puro, en la Fig. 26, se presenta la curva de enfriamiento para el aluminio de pureza comercial, aleación 1050.

Cuando el metal líquido empieza a enfriarse, no inicia la solidificación exactamente a la temperatura de equilibrio (T_E), ya que no existen las condiciones necesarias para la sobrevivencia de embriones que faciliten la transformación LIQUIDO ----> SOLIDO, de tal forma que es necesaria la presencia de cierto sobreenfriamiento que actúe como fuerza impulsora del proceso de nucleación y crecimiento.

Por tanto el líquido debe ser sobreenfriado hasta la temperatura desnucleación (T_N), en la cual los embriones formados actúan como centros de nucleación potencialmente activos. Cuando estos núcleos comienzan a desarrollarse y convertirse en pequeños cristales de fase sólida, se libera algo de calor, proveniente del calor latente de solidificación, de tal forma que la temperatura de los alrededores se eleva ligeramente, y el subsiguiente crecimiento se realiza a la temperatura (T_G).

Para que la nucleación ocurra espontáneamente en el aluminio grado comercial, se necesita un sobreenfriamiento entre 3 y 5 °C, y la temperatura se eleva

después de la nucleación alrededor de 2°C durante el inicio del crecimiento.

Cuando se llenan moldes fríos de metal líquido caliente, se crea entre éste y la pared del molde un sobreenfriamiento llamado térmico, en una región pequeña adyacente a la pared del molde, la cual produce nucleación y crecimiento en esta región, Fig. 27. El enfriamiento del metal adyacente a la pared provee las condiciones necesarias para producir la fuerza que induce a la nucleación y crecimiento de los cristales sólidos.

Algo del calor latente liberado durante la nucleación y el crecimiento de los cristales, eleva la temperatura del metal líquido hasta la temperatura de crecimiento (T_c) y el calor restante se transfiere a la pared del molde. Las condiciones de estado estacionario se establecen durante el crecimiento cuando el calor removido del metal se balancea con la rapidez de calor disipado durante el crecimiento de los cristales.

En la Fig. 28, se esquematiza la nucleación, crecimiento y distribución de temperaturas en una pieza colada. La figura muestra el contacto inicial del metal líquido con la pared fría del molde, se observa la formación de cristales debido a que en esa región la temperatura cae por debajo de (T_c). Los primeros cristales formados son equiaxiales, debido al sobreenfriamiento térmico y a la recalentencia, es decir, el metal líquido residual adyacente a los cristales ya formados es sobrecalentado, elevándose la temperatura por encima de (T_c), creando las condiciones para

que aparezcan nuevos sitios de nucleación. Algunos cristales nuclean muy cerca de la pared del molde y continúan creciendo sin más nucleación, resultando un grano grueso y alargado, los granos columnares comúnmente le dan a la pieza propiedades, que generalmente no son deseables en la mayoría de las aplicaciones ingenieriles.

Una de las soluciones a éste problema es la agregar partículas como puntos adicionales de nucleación heterogénea. Sin la adición de partículas nucleantes, el sobreenfriamiento requerido para la nucleación es de aproximadamente 4°C , si las partículas adicionadas redujeran el sobreenfriamiento para la nucleación a 1°C , se podría mejorar notablemente la nucleación resultando para las mismas condiciones de colada un grano más fino.

Solidificación de un metal puro con adición de partículas nucleantes (41)

Cuando se realiza la adición de partículas nucleantes la curva de enfriamiento se modifica de acuerdo a la Fig. 29. La temperatura de nucleación (T_N) se incrementa y esta ahora por encima de la temperatura de crecimiento (T_G), luego de alcanzar las condiciones de estado estacionario. El esquema que presenta la nucleación, el crecimiento y la distribución de temperaturas cuando se adicionan partículas nucleantes se observa en la Fig. 30. Las partículas nucleantes permiten que nuevos cristales se formen y crezcan frente a la interfase de crecimiento, estos nuevos cristales bloquean el desarrollo de los cristales columnares provenientes de la pared del molde, generando una estructura de grano fino.

Una condición más favorable para el control del crecimiento del grano, se logra con la adición de nucleantes, los cuales contribuyen a reaccionar peritéticamente, tal reacción ocurre en el sistema Al-Ti, una parte del diagrama de fases correspondiente se presenta en la Fig. 31, en el cual se observa que la reacción peritética ocurre a aproximadamente 665 °C y en el rango de 0.15 % Ti a 1.2 % Ti. Solidificación de metales puros con adición de nucleantes que contribuyen a la reacción peritética. Teoría peritética.

La adición de partículas de $TiAl_3$, permite que ocurra la reacción peritética y por tanto la nucleación, adiciones de partículas de $TiAl_3$ al metal líquido en cantidades menores a la reacción peritética pueden disolverse. En las partículas adicionadas y rodeadas de aluminio se favorece el enriquecimiento de Ti, en zonas muy cercanas a la superficie de la partícula la concentración puede exceder al 0.15 % de Ti, por tanto se alcanza la concentración necesaria para que ocurra la reacción peritética, la ecuación que expresa tal reacción es:



El calor generado es el resultado de la reacción peritética, por tanto es exotérmica, y una vez iniciada la reacción debe continuar hasta completarse o la composición del metal cambie. La temperatura a la cual ocurre esto, esta entre la temperatura peritética (T_{per}) y la temperatura de equilibrio (T_E). Hay que notar que estas condiciones extremadamente favorables, ya que la temperatura para desarrollar el nuevo núcleo (T_N) esta arriba de la

temperatura de equilibrio (T_E), la curva de enfriamiento para estas condiciones se presenta en la Fig. 32, y en la cual se observa que la temperatura de nucleación (T_N) esta por encima de (T_E), debido a que algo de Ti esta en solución en el Al líquido, con esto la temperatura de crecimiento se incrementa de T_G a T'_G . Cuando el Ti se utiliza como refinador de grano, los nucleos de metal sólido son formados a una temperatura mayor que (T_E), aunque inicialmente permanezcan como nucleos inactivos y se activen hasta que el metal se enfria y alcance la temperatura de crecimiento.

La solidificación y el crecimiento de los nucleos en presencia de la reacción peritética y el periodo de inactividad del nucleo de metal sólido, puede comprenderse mejor si se observa la Fig. 33. En el paso 1 la partícula de $TiAl_3$ comienza a disolverse y la concentración de Ti en el Al líquido se incrementa en la vecindad de la partícula. Cuando la composición peritética y la temperatura de nucleación (T_N) se alcanzan, la reacción se inicia como se aprecia en el paso 3, resultando un nucleo sólido de aluminio en la superficie de la partícula, notese en la Fig. 31, que el primer sólido formado contiene aproximadamente 1.2 % Ti. El cristal sólido de Al, crece envolviendo a la partícula de $TiAl_3$ (paso 4) por disolución parcial de Ti en su vecindad.

Cuando el aluminio nuclea, el Ti se esparce en el líquido y entra en contacto con el metal líquido de bajo contenido de Ti, creciendo en etapas y las partículas aparecen como nucleos inactivos hasta que se alcanza la temperatura de crecimiento. En los pasos 5 y 6, hay un crecimiento lento

de una capa de $Al\ \alpha$ en el cristal, pero el cristal permanece inactivo ya que la alta concentración de Ti se ha consumido en el líquido, y más titanio solo puede ser abastecido desde el interior de la partícula por difusión a través de la capa de $Al\ \alpha$, y el cual es un proceso muy lento, un esquema de esto se presenta en las Figs. 34 y 35.

Esta es la principal característica del cristal de $TiAl_3$, que sufre la transformación peritética a una temperatura superior al punto de solidificación al equilibrio. Lo anterior hace que las aleaciones maestras sean refinadores de grano muy efectivos.

Cuando el metal líquido es enfriado a la temperatura de equilibrio (T_e), paso 7, Fig. 33, el núcleo podrá crecer de manera dendrítica, hasta que éste sea bloqueado por el crecimiento adyacente de otras dendritas. En este punto el crecimiento dendrítico puede cesar, estableciéndose en el material una red continua de granos de la pieza colada. Conforme la temperatura decrece los espacios interdendríticos se llenan de metal líquido y solidifican. Una alta densidad de partículas de $TiAl_3$ dan buenas características nucleantes, obteniéndose un grano equiaxial fino, como el de las Fig. 36 y 37.

Cuando se utilizan composiciones hiperperitéticas de Ti, porcentajes mayores al 0.15 de Ti el refinamiento de grano se hace más estable con el tiempo de residencia en el baño líquido, ya que la cantidad de $TiAl_3$ esta gobernada por el diagrama de fases de la Fig. 31. Las pruebas realizadas dentro del rango de composición hiperperitética, Fig. 23,

muestran el comportamiento estable (42). Cuando se grafican los niveles estables de refinamiento de grano contra el % de Ti añadido, se obtiene un comportamiento como el de la Fig. 38, a partir de ésta se ha observado que existe una correlación entre el refinamiento de grano estable y la presencia de partículas de $TiAl_3$ insolubles arriba de la temperatura peritética.

En el caso del uso de aleaciones Al-6 % Ti, se ha visto que estas tienen una gran cantidad de partículas de $TiAl_3$, comparables a las condiciones de equilibrio, la efectividad de estas partículas para efectuar el refinamiento dependerá de la cantidad de sobreenfriamiento requerido para activarlas y de la cantidad que puedan actuar, ya que existe la posibilidad que algunas se disuelvan totalmente. El comportamiento estable puede atribuirse a algunas otras partículas que contengan Ti, las cuales se reactivarán por soluto añadido, como lo es la cantidad de Ti residual que contienen algunos materiales de carga (chatarra o lingotes) usados comercialmente.

El refinamiento de grano no estable se conoce como Refinamiento de Grano Cinético Transitorio o efecto KTR (Kinetic Transitori Refinement), el cual se alcanza justamente antes del comportamiento estable, la presencia de dicho comportamiento depende de la cantidad de partículas de $TiAl_3$.

El papel del boro en el refinamiento de grano. Teoría Peritética (40).

Para aplicaciones críticas en donde se debe evitar

poros en forma de cabeza de alfiler y líneas de flujo, las aleaciones binarias provocen un refinamiento de grano conveniente, sin embargo la eficiencia puede ser mejorada marcadamente, con la adición de pequeñas cantidades de boro, en forma de aleación maestra ternaria Al-Ti-B. Esta aleación debe de contener un exceso de Ti para formar el TiB_2 por un lado, y por otro tener la suficiente cantidad de Ti para formar los cristales de $TiAl_3$, los cuales actuaran como nucleos activos para formar el aluminio sólido, las relaciones Ti/B de las aleaciones comerciales oscilan entre 5/1, 50/1, y 60/1.

En aleaciones ternarias Al-Ti-B la estabilidad y efectividad como refinador frecuentemente es mucho mejor con tiempos de residencia largos, que el de las aleaciones Al-Ti.

El papel que desempeña el B, todavía no ha se ha entendido del todo, sin embargo existen ciertas teorías, en una de las cuales se supone que las partículas de boruro no toman parte en el proceso inicial de nucleación, pero de algún modo incrementan el número de partículas presentes de $TiAl_2$ y extienden sus períodos de vida activa. Por si mismas las partículas de B son eustratos inertes, como en la Fig. 29, para que las partículas de boruro actuen como nucleantes, es necesario algún grado de sobreenfriamiento.

Las aleaciones Al-Ti-B difieren de las Al-Ti, en que las primeras son mucho más efectivas, se necesita menos Ti para refinar, y la segunda el efecto refinante permanece durante períodos más largos, observar las Fig. 39 y 40.

Para la explicación de lo anterior Moriceau (43), ha

presentado fotomicrografías que él interpreta como prueba de que el TiB_2 nuclea al Al, sin embargo, el hecho de que en las partículas la zona rica en B es más pequeña que la rica en Ti, puede indicar que el Al se está disolviendo dentro del TiB_2 y el Ti fuera de él, por lo que las partículas están formadas por núcleos de $(Al,Ti)B_2$ envueltos por $TiAl_3$.

Más recientemente Davies et al (4) , muestran que hay una relación entre el $TiAl_3$ y el Al, más no en la matriz con el diboruro en los límites de grano, más bien se especial que el efecto del B es disminuir la solubilidad del Ti y por tanto incrementar el número y dispersión de las partículas nucleantes de $TiAl$.

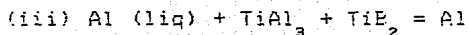
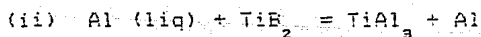
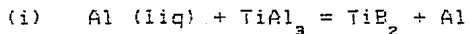
Se ha comprobado que el mejor refinamiento de grano se produce cuando se adiciona B a las aleaciones Al-Ti, en relación de 4 partes de Ti por 1 de B, y se alcanza el límite entre los campos primarios de $TiAl_3$ y $(Al,Ti)B_2$, obteniéndose un refinamiento máximo cuando se cumple la relación Ti/B de 5/1, observar la Fig. 13, y disminuye cuando la relación aumenta (27) , este refinamiento de grano no se debe a la nucleación del Al por los boruros, más bien el B hace que:

1. se expanda el campo de cristalización primaria del $TiAl_3$ a contenidos de Ti más bajos, reduciendo la solubilidad del Ti en el Al líquido.

2. afecte la pendiente de la línea de liquidus, de tal forma que en el líquido permanezcan muchas partículas que potencialmente pueden nuclear $TiAl_3$ a diferentes sobreenfriamientos. Si la línea de liquidus se considera como

una recta como se muestra en las Fig. 41a,b. un ligero sobreenfriamiento, ΔT_A , produce una supersaturación λ , que induce a la nucleación en los centros disponibles. Si la línea de liquidus es más vertical, Fig. 41b, la misma supersaturación requiere de un sobreenfriamiento, ΔT_p , el cual es mucho más grande, de tal forma que aparecen centros de nucleación adicionales, que incrementan la velocidad de nucleación.

La lenta difusión de Ti y B, en el Al en fase líquida, se aprecia por el hecho de que, el refinamiento de grano se encuentra frecuentemente en aleaciones que están fuera del campo de cristalización primaria del $TiAl_3$. En condiciones fuera del equilibrio la disolución de los cristales de $TiAl_3$ dentro del Al líquido puede ser incompleta dejando suficientes centros para la nucleación, la difusión del aluminio dentro de los primeros cristales de boruros formados para transformarlos de TiB_2 a $(Al,Ti)B_2$ con un recubrimiento de $TiAl_3$, también contribuyen al refinamiento de grano. El mejoramiento del poder refinante por la presencia de B, se sugiere con el siguiente mecanismo de reacción :



de esta forma el B disminuirá el contenido de partículas de $TiAl_3$ en la solución líquida, dicho de otra forma, el B actúa como retardador de la formación de partículas de $TiAl_3$, sin embargo también puede formar compuestos como el TiB_2 en los sitios de nucleación heterogénea.

Teoría de los carburos y boruros (25).

La teoría de los boruros y carburos es más simple que la anterior, parte de la premisa que en el centro del líquido se forman los carburos o boruros, TiC , TiB , ZrC , VC , etc., de tal forma que los carburos tienen planos cristalográficos (100) y los boruros (0001), con localizaciones y espaciamientos interatómicos muy similares a los del aluminio (100) o (111).

El crecimiento epitaxial del aluminio en los carburos o boruros se facilitan y la nucleación puede tener lugar sin la complejidad de la reacción peritética.

Otros autores (50), han mostrado que cuando los carburos de titanio, vanadio o zirconio y los boruros de aluminio y titanio están presentes en aleaciones de Al, se produce un refinamiento de grano a través de la nucleación. Los principales argumentos que apoyan la nucleación debida a la presencia de carburos son :

1. Los carburos o boruros son muy estables y tienen puntos de fusión muy altos ($T_f(TiB) = 2850\text{ }^\circ C$, $T_f(AlB) = 975\text{ }^\circ C$).
2. El espaciamiento atómico en los planos muy llenos de carburos y boruros, son diferentes solo en un porcentaje muy bajo del espaciamiento del aluminio.

Las teorías reportadas y sugeridas sobre este aspecto aun no son muy claras y contundentes (51-54). Sin embargo resumiendo lo anterior, las ideas más acertadas giran alrededor de la Teoría peritética, sin embargo esta no es totalmente aceptada.

1.2 Aleaciones susceptibles al refinamiento de grano.

La correcta aplicación de los refinadores de grano, varían de acuerdo a la aleación a la que se aplique (ss), la técnica de fusión utilizada, la cantidad de metal a refinar, el tipo de refinador usado, etc., en la práctica común se realiza sobre algunas aleaciones Al-Cu (242.0), Al-Mg (535) o Al-Mn-Zn (7XXX), recomendándose para estas una adición de titanio entre 0.02 a 0.03%, para producir una estructura fina y adecuada en la pieza. Cuando la aleación permite la presencia de pequeñas cantidades de boro, éste puede adicionarse en forma de aleación ternaria Al-Ti-B o alguna sal refinante mezclada, por ejemplo KBF_4 , K_2TiF_6 , $Na_2B_4O_7$.

Cuando se trabaja con aleaciones Al-Si (319 o 356), la práctica de refinamiento de grano debe cambiarse, en estos casos el contenido de titanio para refinar la pieza debe alcanzar niveles del 0.15% e incluso mayores. Los refinadores generalmente no son efectivos en los casos de aleaciones con alto contenido de Si. (ss). Cuando se llega a utilizar en estos casos, el contenido de Ti debe ser superior al 0.15%, o se puede utilizar cantidades de 0.01 a 0.02% Ti con pequeñas adiciones de B en una relación $Ti/B = 5$, siempre y cuando se permita en su composición química la presencia de boro.

2.3 Propiedades de las aleaciones refinadas.

Cuando una aleación base aluminio es tratada para refinamiento de grano, sufre algunos cambios en ciertas propiedades que son importantes desde los siguientes puntos de vista : estructural, propiedades mecánicas y características de fundición (fluidez y alimentación).

2.3.1 Estructura.

De acuerdo a algunos autores (40), el tamaño de grano de las aleaciones base aluminio coladas en molde de arena, oscila en un intervalo de 0.25 mm. a 5 mm. de diámetro promedio del grano, siendo los más convenientes los de tamaño medio muy fino de 0.25 a 0.75 mm (56), y que corresponden a un tamaño macrograno M14 a M11. tablas 4,5.

Esta disminución en el tamaño de grano aparentemente siempre es benéfica, sin embargo tiene sus limitantes, por ejemplo Ross y Mondolfo (25), mencionan que el refinamiento de grano está acompañado por un decrecimiento del espaciamiento dendrítico primario, formando dendritas cortas y ramificadas, pero el espaciamiento dendrítico secundario (terciario o cuaternario) tiende a incrementarse, o lo que las aleaciones en las cuales las propiedades son definidas por la distribución de la fase eutéctica o la porosidad alrededor de la dendrita, el refinamiento de grano puede provocar un decremento en las propiedades. La Fig. 43, presenta la microestructura de una aleación Al-5% Cu-1% (Pb+Bi) con y sin refinador. En ellas se puede observar, para el caso de la muestra no refinada que la longitud dendrítica es mayor con tendencia a granos columnares, esto hace que los constituyentes (segunda fase), sean más finos y mejor dispersos (25), además de que al ser sometidas dichas piezas a un tratamiento térmico posterior, estas se disuelven y dispersan más fácilmente, respondiendo mejor al tratamiento térmico.

Otro autor (40), explica que grandes adiciones de

refinador producen segregación por gravedad de intermetálicos complejos. Esto se hace más notorio para el caso de aleaciones complejas, mientras que excesivas cantidades de boro pueden causar la reacción molde-metal, originando microporosidades en la pieza, y por otro lado pueden causar el asentamiento de boruros en el fondo del crisol.

2.3.2 Efecto del refinamiento de grano sobre las propiedades mecánicas.

El tamaño de grano de las aleaciones de aluminio, puede tener un efecto sustancial en las propiedades mecánicas. Esta es la principal razón para la práctica del refinamiento de grano en la Fundición.

El efecto del tamaño de grano es más notorio en aleaciones de alta resistencia, particularmente en aquellas en las que la fase primaria es una solución sólida, por otro lado el refinamiento de grano tiene una pobre influencia en aleaciones que contienen una alta proporción de constituyentes intermetálicos o fases eutécticas (36).

La Fig. 44 presenta la relación entre el tamaño de grano de una aleación de alta resistencia, la 195 (A 295.0, 4.5 %Cu, 0.8 %Si), para el caso de la resistencia a la tracción y el % elongación. Como lo indica dicha figura la disminución del tamaño de grano eleva casi al doble el valor de la resistencia a la tracción, mientras que la elongación aumenta en un factor de 8 a 9 veces, resultados similares se observan en las Figs 45,46. Estudios de la estructura de especímenes de grano grueso y fino, explican la fuerte influencia del tamaño de grano en las propiedades de

esta aleación. Las Figs. 27a y b, presentan la microestructura de los especímenes de grano grueso y grano fino respectivamente (26), ambos tienen la misma porosidad (0.8%), en el espécimen de grano fino (fig. 27a) la porosidad se encuentra perfectamente distribuida, en forma de cavidades pequeños los cuales no están interconectados y por tanto no afectan a las propiedades mecánicas. En la muestra de grano grueso, la porosidad tiende a concentrarse en los bordes de grano, formando fisuras largas y agudas, el efecto adverso de estas fisuras sobre las propiedades es fácilmente deducible.

Otro efecto negativo en estructuras de grano grueso, es la concentración de constituyentes intermetálicos entre los granos, debido al rechazo de soluto hacia las fronteras durante la solidificación, especialmente en aleaciones con un coeficiente de distribución menor a uno ($K_0 < 1$) Fig. 48 (60,61). El refinamiento tiende a minimizar este efecto en aleaciones que presentan soluciones sólidas y esto afecta beneficiosamente a las propiedades mecánicas.

Como se indicó anteriormente la respuesta poco positiva de incremento en propiedades mecánicas, producida por refinamiento en aleaciones con altos porcentajes de segunda fase o fases intermetálicas, se debe a que aun con tamaños de grano pequeños, la fase intermetálica tiende a concentrarse a lo largo de las fronteras de grano fragilizando el material, limitando de esta forma las propiedades mecánicas especialmente la elongación. Un ejemplo típico de este tipo de aleaciones son las Al-Si entre 5 y 13 %.

2.3.3 Otros efectos del refinamiento de grano.

Desde el punto de vista del comportamiento del metal líquido, en la fundición existe una característica importante para el fundidor, que se relaciona con la facilidad del llenado del molde, denominada fluidez.

Mollar et al (62), reportan que la adición de titanio en niveles de 0.15 a 0.35 %, algunas veces reduce la fluidez. Esto se ilustra en la Fig. 49, para el caso de una aleación binaria Al-4% Cu y refinada con 0.15% Ti mediante una aleación maestra Al-6% Ti. El efecto de los recientemente introducidos refinadores de grano ternarios Al-Ti-B no ha sido cuantificado.

Flemings (24), reporta que en aleaciones refinadas, algunos granos aparecen en el frente de avance del flujo metálico, esto hace que dicho flujo se bloquee cuando se forma la suficiente cantidad de partículas sólidas, esto se aprecia en la Fig. 50.

Otras variables importantes consideradas en la fundición, incluye la alimentación de las piezas, de la cual se menciona (26) que se mejora. Otra característica es que mejora el flujo del metal a través del sistema de colada. También mejora la distribución de la microporosidad, la cual ya se ha comentado. Reduce la tendencia a la fractura en caliente, la información acerca de este último tópico es mínima.

También el refinamiento de grano afecta la respuesta al tratamiento térmico, en el caso de las aleaciones de alta resistencia. Esto se presenta en la Fig. 51, para la aleación

A 295.0, la razón de esto no es explicada por el autor (63).

El mismo autor (63), muestra que para las aleaciones A356 y A351 tratadas térmicamente, hay una disminución en el % de elongación después del tratamiento térmico de envejecimiento con tiempos de mantenimiento del orden de 4 hrs. La microestructura presenta precipitados en forma de placas aciculares de $TiAl_3$ y plaquetas de Mg_2Si . La resistencia máxima y el % de elongación se obtuvieron cuando solo precipitaba el Mg_2Si , ya que la presencia de precipitados de $TiAl_3$ altera la cinética normal de precipitación de la fase de equilibrio Mg_2Si , disminuyendo por esta causa la elongación.

CAPITULO 3

CAPITULO 3

TRATAMIENTO EN EL MOLDE

En este capítulo se hace una revisión de los principios del proceso de tratamiento en el molde, los cuales se han tomado como base para desarrollar la refinación en el molde.

Uno de los más significativos y recientes desarrollos en la producción de hierros nodulares o grafitíferos es el proceso de tratamiento o nodulización en el molde, iniciado en los principios de los 40's, en el cual la nodulización del hierro líquido se hace directamente dentro del molde, los principios básicos se relacionan con la velocidad del flujo del metal líquido que entra en contacto con una área específica de una cámara adecuadamente diseñada, Fig. 52, de tal forma que el elemento nodulizante en este caso el FeMg, se disuelve e incorpora al flujo metálico. Estos trabajos fueron iniciados por Dunks [66,67] en Inglaterra.

El proceso introducido en USA en 1973, ha tenido una rápida aceptación debido a sus múltiples ventajas técnico-económicas, entre las que figuran, simplificación del proceso, control menos estricto de temperaturas, menor contaminación, mayor rendimiento, etcétera.

3.1 Nodulización en el molde.

La utilización de este proceso debe de considerar las características individuales y propias de cada planta, las cuales no son las mismas para todos los casos y por tanto los ahorros económicos varían con las instalaciones, sin embargo las plantas que utilizan este proceso alcanzan un buen número de beneficios, entre los cuales figuran [66]:

(a) Eficiencia del tratamiento, se han reportado eficiencias mayores al 80 % [67-66], comparadas contra las de los otros procesos que oscilan entre 30 y 50 % dependiendo de las condiciones de la fundición.

(b) Automatización, una de las principales ventajas de este proceso es su adaptabilidad a sistemas automatizados, estos reducen el tiempo de tratamiento en el molde, evitan el efecto de decaimiento por temperatura y el tiempo de residencia del metal líquido con el nodulizante, no hay ataque a refractarios en las cucharas de tratamiento, y se eliminan los posibles óxidos de magnesio.

(c) Contaminación, una de las ventajas sobresalientes del proceso de tratamiento en el molde es que los gases generados son mínimos durante la realización del proceso, la atmósfera queda libre de gases de óxido de magnesio disminuyendo el grado de contaminación.

(d) Rendimiento, este punto es de frecuente discusión, debido a que solo se utiliza el criterio de rendimiento en el molde como factor de referencia, normalmente este proceso utiliza de un 3 a un 5 % en peso mayor que los sistemas de colada convencionales, sin embargo también debe de tomarse en cuenta la generación de escoria producida por los procesos convencionales, el menor rechazo de piezas defectuosas por un sistema de colada ingenierilmente mejor diseñado, un ejemplo de esto se presenta en la Fig. 53, , en la cual se compara la cantidad de hierro líquido requerida para fabricar hierros nodulares por el proceso sandwich y el proceso inmolde.

(d) Propiedades Físicas, debido a las condiciones

extremadamente favorables para la nucleación y crecimiento de los esferoides de grafito, las características microestructurales son mucho mejores. en cuanto a cantidad de esferoides por unidad de área, grado de esferoidicidad, menor tendencia al blanqueo, dichas características mejoran considerablemente las propiedades mecánicas, por ejemplo la resistencia a la tracción σ_{tr} $\sigma_{tr} = 85-92 \text{ Kg/mm}^2$. También se reportan ventajas respecto a ahorro de energía, mayor productividad, menores costos de capital.

Sin embargo, de la misma forma en que los procesos ofrecen ventajas, éste proceso tiene ciertas desventajas que deben de considerarse, las cuales son :

(a) la selección conveniente de las aleaciones para la pieza y el material de tratamiento.

(b) la posibilidad de que en ciertos tipos de piezas se introduzcan gases e inclusiones dentro de la pieza.

(c) necesidad de un diseño adecuado del sistema de colada para cada pieza.

(d) necesidad del cambio de los puntos de control de la calidad de la pieza.

Por otra parte el control de la técnica ha llegado a tal grado que se puede fijar la cantidad de magnesio residual de tal forma que se ha hecho inevitable la manufactura de piezas de grafito vermicular o compacto [59].

3.1.1 Sistema de colada para el tratamiento de nodulización en el molde.

Los métodos de tratamiento en el molde deben de considerar ciertas condiciones que son :

. el sistema de colada junto con la cámara de tratamiento debe estar estandarizado y correctamente diseñado.

. el sistema debe llenarse lo más rápidamente posible.

. se deben mantener condiciones de flujo constante durante el llenado del molde.

Consecuentemente el sistema de colada se divide en dos partes, que son:

(1) el área de proceso o área en la cual el magnesio se coloca y disuelve de manera controlada, en otras palabras la cámara de tratamiento o reacción.

(2) el sistema de colada, o sistema de llenado y distribución repartida del molde.

Se han realizado algunos trabajos en los que se presenta evidencia del control de disolución [%] a través del flujo metálico que lleva el vapor de Mg, Fig. 54, estos indican que:

. las partículas de aleación nodulizante deben alcanzar la temperatura del metal para disolverse uniformemente en él.

. el gas generado se mueve cierta distancia como un gas viajero hasta que entra en solución, si este gas no entra en su totalidad al flujo metálico, puede entrar en contacto con aire y producir óxidos y escoria.

Por otro lado debe tenerse en cuenta también el factor 'tiempo de llenado', durante el intervalo de llenado, ya que éste define:

. el área de proceso, es decir el área que permite la solución del vapor de magnesio.

. las dimensiones del sistema de colada.

Debido a que los procesos de nodulización producen

escoria es necesario incrementar la sección del canal, para disminuir la velocidad y que tales productos floten en la corriente de metal líquido.

Para un gasto dado de metal, el contenido de magnesio puede controlarse variando el área transversal de la cámara, se ha encontrado experimentalmente que existe una relación entre :

- . la velocidad de disolución del nodulizante.
- . el gasto de colada.
- . el área transversal de la cámara de proceso.

El formato básico para ensamble el sistema de colada con la cámara de reacción o proceso, fue presentado por la patente correspondiente [11], un esquema típico se observa en la Fig. 55, el diseño del sistema de colada debe de cumplir con un diseño adecuado, sus componentes fundamentales son :

- . copa o tina de colada.
- . bajada o canal vertical.
- . cámara de proceso o reacción.
- . corredor(es) o canal(es) y trampa de escoria.
- . entradas o ataques.
- . alimentadores, solo si los necesita la pieza.
- . cavidad del molde que originara la pieza.
- . punto(s) de control, reducción o estrangulamiento.

La forma, dimensiones y localización de los componentes varía de una a otra fundidora, sin embargo todos deben de hacerse de acuerdo a los principios ingenieriles para lograr una buena eficiencia en la producción de hierro nodular por el proceso de tratamiento en el molde.

3.1.2 Cámara de proceso o reacción (74-77).

La cámara de proceso, reacción o disolución es un componente especialmente diseñado y en el cual se coloca el elemento nodulizante para contactar con el flujo metálico, disolverse, solubilizarse y dispersarse, dicha cámara debe de estar colocada en un lugar estratégico del sistema de colada para que realice correctamente su función.

Algunos diseños del sistema de colada con la cámara de reacción para este proceso pueden observarse en la Fig. 56. En los procesos de tratamiento en el molde hay dos parámetros importantes que deben enfatizarse, estos son el factor de disolución, es decir la rapidez con la cual se disuelve el nodulizante, algunos ejemplos de tal factor se pueden observar en la Fig. 57, es interesante hacer notar que este factor es una función de las características y condiciones del material de tratamiento, si el nodulizante es granular su rapidez de disolución es mayor, es decir tiene un factor de disolución pequeño y si es un inserto metálico sucede lo contrario, esto puede apreciarse en las Figs. 58 y 59, en la que se reportan los factores de disolución, SSA, (Specific Solution Area). Los resultados obtenidos se observan en la Fig. 60, en la cual SSA va de 35 $\text{cm}^2 \text{seg Kg}^{-1}$ hasta 10 $\text{cm}^2 \text{seg. Kg}^{-1}$ (6).

Se han determinado algunas expresiones para el área específica de solución (SSA) o también denominado factor de disolución, SF, (Solution Factor):

$$\text{SSA} = \text{área de solución (cm}^2) / \text{gasto (Kg/s)}$$

$$SF = \text{gasto} \text{ (Kg/s)} / \text{Área de la cámara (cm}^2\text{)}$$

El área transversal de la cámara controla la cantidad de material expuesto al flujo metálico por unidad de tiempo, y las dimensiones de la cámara se determinan en base al factor de disolución (SF) y el gasto de colada (PR) a partir de la expresión [77]:

$$CA = PR / SF$$

en donde CA es el área de la cámara y esta dada por su longitud (cm) y ancho (cm²), el factor de disolución dicta el nivel final de material de tratamiento y el cual ha sido obtenido experimentalmente [77] entre 0.85 y 0.75, la magnitud seleccionada depende de la práctica de fusión y el espesor de la sección, para secciones gruesas se utiliza 0.5 para niveles residuales de 0.05 % de magnesio.

El gasto, PR, se puede determinar en forma práctica para cada sistema de colada y peso de pieza fabricado, en relación al espesor crítico de esta, a partir de:

$$PR = MMW / PT$$

en donde MMW es el peso de metal en el molde (Kg), y PT es el tiempo de colada (seg.).

También se sugiere que el material de tratamiento tenga un nivel máximo de la mitad de la altura de la cámara y usar un ángulo de salida de 2 a 3°, cuando el espacio disponible en la placa modelo es reducido para colocar el sistema de colada con la cámara de reacción se pueden usar retenes que actúan como retardadores de flujo para controlar el paso de éste a través de la cámara y el corredor, es decir algo similar a la reducción que utilizan ciertos sistemas de

colada.

La cámara de tratamiento no siempre se sitúa en el plano de partición, en ciertos casos puede colocarse totalmente en la base (drag) o en la tapa (cope), usando corazones sobre la cámara. Otra opción es el uso de cámaras dobles y sistemas de cámara con dos bajadas, las cámaras no necesariamente se restringen a formas rectangulares sino también se pueden usar en formas geométricas.

Otra característica importante es las dimensiones y posición de la salida del metal de la cámara de reacción, ya que esta controla la rapidez de salida del flujo inicial y la cantidad de material de tratamiento incorporado al metal tratado. Esta área generalmente es 12 % mayor que el área de la reducción, aunque algunas veces se utiliza la misma área de la reducción, es mejor situarla en la parte final y superior de la cámara, Fig. 61, independientemente de que esta se sitúe en la tapa o base del molde, ya que las esquinas originadas por la cámara son zonas de potencial erosión de arena, estas deben redondearse para evitar los posibles arrastres de arena.

Otro autor [7a], utiliza un factor de disolución denominado AFS, el cual tiene valores de 0.6 a 0.8, para el diseño de la cámara de proceso.

Otros estudios [7a], reportan valores para SF de 0.06 a 0.065 Kg / cm² s, los cuales se emplean como indicadores cuantitativos de la capacidad de disolución de la aleación de tratamiento. El mismo autor reporta también valores para SSA de 60 cm² seg / Kg para aleaciones de tratamiento en forma

granular de 1 a 4 mm. de tamaño, tal termino se considera que es directamente proporcional a la rapidez de esferoidización del grafito. Para el caso de bloques sólidos o insertos metálicos, es necesario tener una cámara con una área cuatro veces mayor que el área calculada para materiales de tratamiento granulares.

Algunos estudios [76] muestran que la velocidad de disolución para una mezcla dada y tratada en un intervalo normal de temperaturas de colada y con un gasto de 2 Kg/seg fue de 2.3 a 2.5 mm/seg. para una área de trabajo dada, se reporta también que la rapidez de disolución puede disminuir para gastos mayores.

CANALES Y TRAMPAS DE ESCORIA.

Un punto crítico en la producción de piezas limpias de inclusiones y escorias se logra con un apropiado diseño del canal y las trampas de escoria, debido a que la reacción del nodulizante genera algo de escoria. Algunos autores sugieren que distancia mínima entre la cámara de proceso y la primera entrada debe de ser 15 cm., para velocidades de flujo entre 5 y 20 cm./seg. . Se recomienda [79] :

- . Velocidades bajas del flujo para canales cortos.
- . En canales largos pueden tolerarse velocidades altas.
- . Para velocidades de colado altas es necesario aumentar el área transversal del canal para alcanzar la velocidad correcta.

Las trampas de escoria proveen una efectiva disminución de la velocidad por lo que se retienen las inclusiones, además de no disminuir el rendimiento de metal y las cuales puedan

ubicarse a lo largo del canal o al final de éste, como se aprecia en la Fig. 62.

ENTRADAS.

Para el caso de piezas coladas de hierro nodular, se recomienda situar la(s) entrada(s) en la base (drag), esto da como resultado una mejor acción escorificante y reducción de defectos por inclusiones.

PIEZA.

Esta es la parte más importante en el molde ya que en ella se tratara de obtener una pieza con la mayor calidad posible, un ejemplo interesante es el uso de cámaras estandarizadas con cuatro cavidades de piezas intercambiables, llamadas 'quads', que permiten flexibilidad y variabilidad en el trabajo, ya que se pueden vaciar diferentes piezas utilizando el mismo ensamble de cámara de proceso.

REDUCCION.

La reducción es un punto de control de la rapidez de llenado en el sistema de colada, su ubicación puede variar de sistema a sistema o de Fundidora a Fundidora. El calculo del dimensionamiento más común para la reducción en procesos de tratamiento en el molde, se da a continuación [9,61],

$$AC = WW \times K / PT \times EMH$$

en donde AC es el área de la reducción, WW es el peso de metal en el molde, PT el tiempo de colada o llenado, K una constante que oscila entre 0.31 y 0.34, y EMH es la cabeza metalostática dada por :

$$EMH = H - (P^2 / 2C)$$

en donde H es la altura de la bajada, C la altura de la pieza y P la altura de la pieza arriba de la reducción, esto se puede apreciar más claramente en la Fig. 63.

En los párrafos anteriores se explicó las consideraciones que se deben de hacer para llevar a cabo un diseño de colada y cámara de reacción cuando se realiza el proceso de nodulización en el molde. DEBE HACERSE NOTAR QUE LAS CARACTERISTICAS Y CONDICIONES COMENTADAS SON EXCLUSIVAS, PROPIAS Y SOLO APLICABLES A HIERROS COLADOS. PARA EL CASO DE TRATAMIENTO EN EL MOLDE DE PIEZAS DE ALUMINIO, DEBEN DETOMARSE EN CUENTA LAS CARACTERISTICAS PROPIAS Y METALURGICAS DEL ALUMINIO Y SUS ALEACIONES, PARA ADOPTAR EL PROCESO DE TRATAMIENTO EN EL MOLDE, características tales como la sensibilidad del metal, el patrón o modelo de solidificación, las relaciones de dinámica de fluidos y expresiones que se utilizan para el cálculo del sistema de colada, las recomendaciones en cuanto a diseño de componentes (bajada, canal, entradas, reducción, etc,).

CAPITULO 4

CAPITULO 4

REFINACION DE GRANO EN EL MOLDE

La refinación en el molde de piezas coladas de aleaciones base aluminio, ya sea en moldes de arena o metálicos, no se realiza a nivel industrial, tomando en cuenta la revisión bibliográfica efectuada para la realización de este proyecto. Algunos antecedentes indirectos se encuentran en el trabajo publicado por Cupini et al [es] que se semejan con ella, y el cual consiste en la refinación de piezas de aluminio coladas en moldes de arena y metálicos pintados con una mezcla de sales a base de hexafluoroetano (desgasificante) y un refinador convencional B-Ti, aplicado a aluminio de 99.44 % de pureza, 0.14 % Fe, 0.32 % Mg y 0.1 % Si, para posteriormente comparar los resultados obtenidos de refinación logrados con esta técnica llamada 'químico-mecánica' con la técnica convencional química.

En anteriores trabajos del autor [es] se han realizado algunos experimentos para determinar en forma semicuantitativa los parámetros involucrados en la refinación en el molde, tomando en cuenta los principios aplicados al tratamiento de nodulización en el molde, en estos trabajos se experimente con el diseño de la cámara de reacción, el efecto de la temperatura de colada, generación de gases y escoria, diseño del sistema de colada, Fig.64.

La proyección de tal técnica de tratamiento en el molde para hierros nodulares y aplicable a la refinación en el

molde para piezas de aluminio, puede tener gran importancia a nivel industrial, ya que presentaría ventajas técnico-económicas similares a esta, como lo son :

- . mayor eficiencia del refinado.
- . ahorro de energía.
- . menor contaminación del baño metálico.
- . eliminación de efectos de decaimiento del refinador.
- . propiedades mecánicas constantes y reproducibles.
- . posibilidad de automatización del proceso.
- . mayor productividad.
- . disminución del deterioro de crisoles.

y de la misma forma presentar desventajas similares.

En la siguiente parte se presenta una revisión completa de las características metalúrgicas del aluminio que deben ser consideradas para proyectar a este material la técnica de tratamiento en el molde utilizada comúnmente en la fabricación de hierros nodulares.

Como se ha mencionado el proceso de refinación en el molde es un proceso que todavía no se prueba a nivel industrial, sin embargo las perspectivas de aplicación pueden ser amplias y prometedoras. La refinación en el molde además de implicar algunas consideraciones propias de la refinación convencional como lo son, el tipo y condiciones del refinador, el grado de mezclado, la rapidez de decaimiento, etc., también involucra las características propias del proceso que son :

- . El diseño del sistema de colada.

. El diseño de la cámara de reacción.

. Otros parámetros (consideraciones metalúrgicas del aluminio).

Las cuales serán descritas a continuación:

La técnica consiste básicamente en diseñar una cámara de reacción o disolución en la que interactuarán el elemento refinante, (sal, aleación maestra o pastilla compactada) con el metal líquido, este último disolverá el material refinador el cual por las corrientes de convección se mezclará y dispersará en el flujo metálico que llenará la pieza, para de esta forma acarrear los núcleos potenciales que ocasionarán durante la solidificación la formación de granos equiaxiales pequeños, con las consecuentes ventajas de las piezas refinadas. Las características propias que involucra tal técnica serán descritas a continuación, y las cuales deben tenerse en cuenta para el control de dicha técnica.

4.1.1. Diseño del sistema de colada.

Se propone que lo más importante para los procesos de tratamiento en el molde, son el diseño del sistema de colada y la cámara de reacción, el hecho radica en que estos dos darán las condiciones necesarias para que el material refinante se disuelva, solubilice y disperse uniformemente, en este punto es conveniente introducir ciertos conceptos involucrados en los procesos de tratamiento en el molde, uno de estos es el factor de disolución, o sea el índice que definirá la rapidez de disolución del material refinante, el cual será muy rápido para el caso de sales y lento para el caso de aleaciones maestras o pastillas compactadas. El otro

concepto importante es el trayecto de disolución, es decir la distancia a la cual el material de tratamiento se incorporara al metal liquido, y estara dado por la distancia entre la cámara de reaccion y la(s) primera(s) entrada(s).

El diseño de tal sistema de colada debe cumplir con ciertos requisitos, sus componentes serán [64]:

- . copa o tina de colada y bañada o canal horizontal.
- . cámara de reaccion.
- . salida de la cámara de reaccion.
- . corredor o canal y trampas de escoria.
- . entradas.
- . alimentadores (solo si los necesita la pieza).
- . cavidad que originara la pieza.
- . sistema de control (reducción o estrangulamiento).

y los cuales pueden apreciarse en la Fig.65 .

Para el diseño del sistema de colada de piezas manufacturadas en molde de arena, , es importante considerar las características metalúrgicas del metal o aleación con el cual se trabajara [60,67], en este caso las del aluminio o aleaciones base aluminio, entre las que figuran :

- . La sensibilidad del metal o aleación en estado liquido.
- . El modelo o paron de solidificación.

La sensibilidad, es decir la facilidad que tiene el metal o aleación para formar películas de óxido, disolver gases, formar inclusiones endógenas o exógenas, etc., es importante para estas aleaciones, debido a que se considerarán dentro del grupo de sensibilidad moderada a alta [67], haciendose aún más crítico en aleaciones que contienen

magnesio, las cuales pueden formar fácilmente películas de óxido durante el llenado del molde.

Esta característica define en cierta forma el modo de llenado de la pieza, por el fondo o por arriba, la ubicación de la línea de partición, puntos de entrada del metal a la impresión, geometría del canal y entradas, forma de la unión entrada-corredor, entre otras. En las aleaciones de alta sensibilidad es muy factible la aparición de gases (aire) mezclados mecánicamente por inadecuados diseños del sistema de colada, teniéndose grandes riesgos de aparición de sopladuras, así como la presencia de películas de óxido de alta tensión superficial que hacen virtualmente imposible su eliminación.

Para aleaciones de alta sensibilidad como son la de aluminio, se recomienda preferentemente entradas ubicadas por el fondo, es decir piezas ubicadas en su mayor parte en la mitad superior del molde (tapa o cope), ya que caídas violentas desde el punto de entrada hasta la parte inferior de la impresión pueden provocar turbulencia excesiva y consecuentemente afectar la calidad metalúrgica del metal líquido y la pieza.

Las observaciones comentadas en párrafos anteriores no son absolutas, debido a que existe una variedad casi infinita de formas fabricadas por el proceso de fundición y debe de tomarse en cuenta la gran variedad de factores involucrados como son : el tipo de modelo y de moldeo, la cantidad de corazones en la pieza, las superficies a maquinar, el equipo de moldeo con que cuenta la planta, etc., sin embargo algunos

autores han sugerido recomendaciones generales que pueden servir como guía, aunque la experiencia propia del fundidor es lo que dicta la elección final de acuerdo a los factores considerados. Entre tales recomendaciones Jeencolas [eol] menciona :

. Para el caso de aleaciones sensitivas se recomienda un llenado por el fondo de la impresión y también para el caso de piezas frágiles con un gran número de corazones.

. En aleaciones de rango corto de solidificación, las entradas deben de ubicarse cerca de los alimentadores para promover la solidificación direccional.

. Para el caso de aleaciones de rango largo de solidificación, las entradas pueden colocarse en las secciones de menor módulo de solidificación impuestas por la geometría de la piezas, para de esta manera promover un enfriamiento simultáneo que permita por un lado disminuir o eliminar los alimentadores y por otro uniformizar y disminuir los microrechupes.

Algunas otras recomendaciones son propuestas por Karsay [eol] :

. Se debe contemplar la posibilidad de colocar la impresión en la mitad superior del molde, ya que de esta forma se realiza un llenado tranquilo.

. El sistema de colada debe concebirse lo más simple que sea posible, sin cambios bruscos de dirección ni canales complejos.

El modelo o patrón de solidificación, es una característica típica de cada aleación dada por su

composición química, la cual define algunas características micro y macro estructurales de la pieza solidificada. Este modelo de solidificación está definido por el intervalo de temperaturas a la cual solidifica el metal o aleación, esto es muy importante para el caso del diseño de alimentadores y también influye en el diseño de sistemas de colada, cuando se analiza desde el punto de vista de solidificación de canales [Levy], fig. 3.

De manera general las aleaciones se clasifican en tres grupos :

GRUPO I. Aleaciones de rango corto de solidificación, dentro de este grupo están considerados los metales puros y aleaciones de composición eutéctica, y son aquellos metales que solidifican a una temperatura fija o a una diferencia entre la temperatura de liquidus (T_1) y solidus (T_s) muy pequeña, durante el avance de la solidificación esta se hace en forma de capas originando estructuras columnares.

GRUPO II. Aleaciones de rango largo de solidificación, en este grupo se encuentran las aleaciones, que tienen una diferencia significativa entre la temperatura de liquidus (T_1) y la de solidus (T_s), durante su solidificación presentan una zona de coexistencia líquido-sólido en el frente de avance de la solidificación y en el cual están presentes las dendritas de tal forma que probablemente la región central comience a solidificar antes de que la superficie esté completamente sólida, este tipo de aleaciones solidifica con grano equiaxial y con una gran cantidad de microrechupes dispersos, para estos casos se han reportado

técnicas especiales [56] para el diseño del sistema de colada como lo es el tipo 'kies' o 'knife', aplicados con éxito a aleaciones base aluminio, Fig. 67.

GRUPO III. Aleaciones de rango intermedio de solidificación, estas aleaciones solidifican en un intervalo intermedio de las del grupo I y II, combinan características de solidificación de los dos grupos anteriores. es decir presentan zonas estructurales de grano equiaxial y columnar, para el caso del diseño de sistemas de colada es más seguro incluirlas dentro del grupo de rango corto de solidificación.

Los efectos definidos por las características consideradas anteriormente para las aleaciones base aluminio, sensibilidad y rango de solidificación, se puedan resumir en los siguientes puntos :

- . Gran tendencia a atrapar escoria e impurezas.
- . Alta tendencia a disolver gases principalmente hidrógeno, gases arrastrados mecánicamente provocados por turbulencias durante el llenado de la pieza.
- . Oxidación del metal (sensitividad).
- . Elevada contracción durante la solidificación (necesidad de alimentadores).
- . Dificultades de eliminar microrechupes en algunas aleaciones.
- . Alta conductividad térmica.

Teniendo estos antecedentes en cuenta, se puede estimar la forma, dimensiones y localización de los componentes del sistema de colada, y aunque existan diversos métodos para su cálculo y varien de Fundidora a Fundidora, los principios son

los mismos y deben de aplicarse con conocimiento, para que el proceso de refinación en el molde sea efectivo.

El método de diseño del sistema de colada, para el proceso de refinación en el molde que se propone utiliza los métodos convencionales de cálculo, con la diferencia de la colocación de una reducción al final de la bajada y a la salida de la cámara de reacción. Los métodos de cálculo reportados en la literatura (84,87,88,90,91,92,93,94,95,96), para el caso de sistemas de colada de aluminio se reporta en forma de gráficas, nomogramas, tablas, programas de computadora, etcétera, pero todos se basan en los principios fundamentales de dinámica de fluidos. Los cuales parten de la Ec. de Bernoulli (balance de energía en el sistema de colada), para llegar a la Ec. de Torricelli, o sea la expresión que determina la velocidad del metal en caída libre en la bajada, dada por la Ec :

$$(1) \quad v = F_r (2gH)^{1/2}$$

en donde, v es la velocidad de caída libre (cm/s), F_r es el factor que corrige las pérdidas de velocidad por fricción (adimensional), g es la aceleración de la gravedad (981 cm/s^2), H es la altura desde la cual inicia la caída el metal líquido (cm).

La altura H para el caso de molde horizontal, se considera igual a la altura de la mitad superior del molde, la cual debe corregirse en función de la posición de la pieza respecto al plano de partición, de acuerdo a la siguiente Ec (05.90) :

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

en donde, H' es la altura corregida (cm), H es la altura de la parte superior del molde hasta el punto de entrada del metal líquido a la cavidad del molde (cm), P es la altura total de la pieza (cm) y C es la altura de la pieza por encima del plano de partición (cm), para mayor claridad observar la Fig. 68.

Después del cálculo de la velocidad, se utiliza la Ec. que determina el gasto másico (Q) en la sección de interés (A), y ésta dada por :

$$(3) \quad Q = vA\rho/1000$$

en donde, Q es el gasto másico (Kg/s), A es el área transversal más pequeña del sistema de colada, o sea el área que controla el gasto, v es la velocidad del flujo metálico y ρ la densidad de la aleación (g/cm^3).

Para el gasto de metal en piezas coladas de aluminio en molde de arena, algunos autores (91) sugieren velocidades máximas permisibles de 150 cm/s, ya que por encima de estas velocidades se provocan arrastres o erosión del molde de arena.

Otra forma de determinar Q , es en función del peso de la pieza (92) y de su espesor crítico, en gráficas como la de la Fig. 69. Una vez calculado el gasto, se puede determinar el área de control (A), a partir de la Ec. 3, se obtiene :

$$(3.1) \quad A = 1000 Q/v\rho$$

en donde el área de control generalmente es el área inferior de la bajada (A_{IB}), la cual para sistemas de colada de aluminio es de sección circular y en forma de cono.

invertido,. Dicha conicidad se determina de consideraciones hidráulicas, por medio de la expresión :

$$(4) \quad A_{SB} / A_{IB} = (h/H)^{1/2}$$

en donde A_{SB} es el área superior de la bajada (cm^2), A_{IB} es el área inferior de la bajada (cm^2), H es la altura de la mitad superior del molde hasta el punto de entrada de metal a la cavidad del molde (cm) y h es la profundidad de la copa de colada (cm). Cuando se utilizan bajadas de sección circular :

$$(4.1) \quad D_{SB} = D_{IB} (H/h)^{1/4}$$

en donde, D_{SB} es el diámetro superior de la bajada (cm) y D_{IB} es el diámetro inferior de la bajada (cm).

Se recomienda colocar una extensión al final de la bajada, con el objeto de evitar la turbulencia y erosión del molde en el cambio de dirección bajada-canal, esta debe tener por lo menos 1.5 veces la altura del canal (91).

A partir de la relación de colada se determinan las dimensiones de los demás componentes, esta expresa la relación entre el área de la bajada (A_B), el área del canal (A_C) y el área total de la(s) entrada(s) (A_E). La bibliografía recomienda una amplia variedad de relaciones de colada, todas ellas del tipo no presurizado (divergente o controladas en la unión bajada-canal), entre las que figuran 1:1:1.5, 1:2:2, 1:2:3, 1:3:3, 1:2:4, 1:4:4, 1:3:6, etcetera (87,88,90,92,93).

Las relaciones de colada sugeridas responden a exigencias de diseño de tal forma que se el molde se llene suavemente, sin impactos ni resacas que puedan provocar succión de aire, evitar desmoronamiento y erosión del molde,

contribuir a la evacuación del aire del molde y de los gases generados por la descomposición de los materiales aglutinantes de los corazones, evitar la introducción de inclusiones no metálicas, promover la solidificación direccional, etcétera.

Para el caso de sistemas de colada con canales y/o entradas múltiples, para evitar turbulencia y agitación del flujo metálico, se recomienda (91) :

(a) un llenado total del sistema de colada mediante :

- i) el uso de sistemas no presurizados.
- ii) diseños adecuados de la copa y la bajada.

(b) proveer de una extensión a la bajada.

(c) reducir la velocidad del flujo metálico en el canal mediante :

- i) una extensión en el canal.
- ii) reducir progresivamente el área del canal después de cada entrada, para alcanzar un reparto uniforme.

(d) mantener en el sistema un flujo controlado, por medio de :

- i) inicio y final de la bajada con esquinas redondeadas.
- ii) esquinas de canal(es) y entrada(s) redondeadas.

CANAL(ES) O CORREDOR(ES).

Las dimensiones de éste se calculan a partir de la relación de colada, para tal objeto se sugiere (91) que la altura del canal sea de 1.5 veces su ancho, también se recomiendan extensiones al final del corredor de por lo menos 2.5 cm. para piezas pequeñas y hasta de 12 cm. para piezas grandes. También es conveniente situar el corredor en la

mitad inferior del molde y las entradas en la mitad superior, observar la Fig. 70.

Para el caso de sistemas con entradas múltiples unidas a uno o más canales, se recomienda reducir el área transversal del canal después de cada entrada, en una cantidad igual a el área de la(s) entrada(s) inmediata(s) anterior(es) y disminuirle un 10 % al área del canal, para compensar las pérdidas por fricción en las reducciones del canal (88,91,94), todo esto tiene por objeto lograr un reparto uniforme a través de todas las entradas, observar la Fig. 71.

ENTRADAS O ATAQUES).

La(s) dimensión(es) de la(s) entrada(s), se calculan también a partir de la relación de colada, se sugiere (91) que el ancho de la entrada sea por lo menos tres veces su espesor, así mismo la longitud debe ser mayor o igual al ancho. La posición de la primera entrada debe situarse a una distancia igual o mayor a 3.75 cm. de la bajada, para el caso de piezas pequeñas con sistemas de colada no presurizados y con velocidades de llenado lentas, mientras que se puede llegar a distancias hasta de 30 cm. para piezas grandes con velocidades de llenado rápidas.

Las sugerencias anteriores deben de completarse con los factores operativos como lo son el espacio disponible en la caja de moldeo, el equipo de moldeo utilizado, el diseño particular de la pieza, el tipo de pieza producida, etcétera, para llegar al diseño final del sistema de colada.

4.1.2. Cámara de reacción.

La cámara de reacción al igual que para el de la nodulización

es un punto muy importante en la refinación en el molde, debido a que no existen referencias de investigaciones efectuadas para el dimensionamiento y diseño de dicha cámara, únicamente algunos experimentos realizados por el autor de esta tesis (83) a nivel cualitativo, las consideraciones tomadas en cuenta para tal diseño y ubicación son :

a) debido a que se necesita un flujo turbulento al inicio del llenado del sistema de colada, para asegurar la disolución y mezclado uniforme así con una buena incorporación del refinador, ésta debe situarse preferentemente en la parte inferior de la bajada, aprovechando de ésta manera la extensión de la bajada.

b) con la cámara situada en ésta posición, se tiene espacio para colocar algún otro dispositivo para mejorar la eficiencia del proceso, por ejemplo, trampas de escoria, cámaras de mezclado, filtros cerámicos.

c) en el caso de usar refinadores base sales, se recomienda el uso de alimentadores abiertos y calientes o una buena cantidad de aires o vientos, para eliminar los gases generados por la descomposición de la sal.

Para el diseño de la cámara también se considero como referencia, la expresión propuesta en la nodulización en el molde, que es :

$$SF = Q/A_c$$

en donde SF es el factor de disolución en Kg/cm²s, Q es el gasto masico (Kg/s) y A_c es el área de la cámara (cm²), en donde SF toma valores globales de 0.06 a 0.065 Kg/cm²s.

Mientras que cuando se utiliza el concepto de área

específica de disolución (SSA) :

$$SSA = A_c / Q$$

se reportan (76) valores de :

- a) 60 cm²/Kg para aleaciones granulares con diámetro de partícula entre 1 y 4 mm.
- b) 30 cm²/Kg para insertos sólidos verticales.
- c) 10 cm²/Kg para insertos sintentizados verticales.
- d) 15 cm²/Kg para insertos horizontales.

4.1.3. Uso de filtros ceramicos.

Una opción que se plantea para estudios posteriores es el uso de filtros ceramicos ubicados en puntos estrategicos del sistema de colada, con el objeto de alcanzar mejores condiciones de disolución y mezclado del elemento refinante, asi como retener escoria, inclusiones, etcétera. Los principales inconvenientes del uso de estos accesorios son :

- . Provocan un incremento en las dimensiones del sistema de colada.
- . Elevan el precio de la pieza debido al costo del accesorio.
- . La producción de los moldes es un poco más lenta.

Sin embargo técnica y experimentalmente es una buena opción, para posibles mejoras del proceso de refinación de grano en el molde.

El uso de dichos filtros puede tener un efecto significativo (σ) en las propiedades mecanicas de la pieza, por ejemplo en la Fig. 74, se presenta la diferencia en propiedades mecanicas para piezas de aluminio filtradas y sin filtrar.

Los filtros cerámicos modernos fabricados en espuma cerámica, como los de la Fig. 75, mejorados en características tales como abertura y cantidad de poros controlada, mayores índices de refractabilidad de carga, alto volumen de porosidad, los hacen aplicables a piezas fabricadas en molde de arena y molde permanente colado por gravedad.

Estos pueden ser colocados en el sistema de colada como se presenta en la Fig. 76 (99.100), al colocarlos hay una modificación del flujo metálico como se ilustra esquemáticamente en la Fig. 77, por lo que las dimensiones del corredor en donde se ubican debe incrementarse en un factor de 3 a 5 veces.

4.1.4. Otros parámetros.

En este punto se mencionan algunos parámetros que pueden tener efecto en el proceso de refinamiento en el molde como lo son : la ubicación y número de vientos, ubicación y tipo de alimentador y la posición de la pieza respecto al plano de partición.

La cantidad de venteos así como su ubicación, es importante cuando se utilizan refinadores base sales (es), los cuales son de gran ayuda en la evacuación de los gases producidos al reaccionar el metal líquido con la sal refinante. Los alimentadores se recomienda utilizarlos calientes y abiertos, debido a que al estar colocados antes de la pieza, permiten una salida rápida de gases generados, disminuyendo la posibilidad de aparición de porosidad.

La posición de la pieza en el molde resulta importante

(82.101), en el caso de piezas gruesas o voluminosas, en las cuales debido a los tiempos de colada y solidificación, se puede ocasionar segregación del refinador por gravedad, o una pérdida parcial del poder refinante, produciendo zonas de grano grueso en las partes finales de solidificación, siendo esto más marcado en refinadores temporales o de decaimiento rápido, tal efecto se aprecia en la Fig. 78.

CAPITULO 5

CAPITULO 5

DESARROLLO EXPERIMENTAL

PANORAMA GENERAL.

De acuerdo a la revisión bibliográfica efectuada en la primera parte de este trabajo, se determinaron las siguientes condiciones para desarrollar la fase experimental:

Primeramente se desarrollo un método de cálculo para el diseño del sistema de colada y la cámara de reacción, para el proceso de refinación en el molde.

Segundo, se seleccionaron las aleaciones para el tratamiento de refinación y los materiales refinantes, así como la técnica de fusión y la temperatura de colada.

Tercero, se definieron las técnicas metalográficas, los ensayos mecánicos y el método de análisis químico para la evaluación de las piezas de prueba. Los detalles de cada uno de estos puntos se tratarán en este capítulo, excepto el primero que se trato ampliamente en los capítulos anteriores.

5.1. Diseño del experimento.

Considerando que la principal hipótesis radica en el hecho de que el PROCESO DE REFINACION EN EL MOLDE, tiene ventajas sobre el de Refinación Convencional, en cuanto a:

- . Calidad estructural.
- . Propiedades mecánicas.
- . Eficiencia del refinador.

el diseño del experimento consistio en lo siguiente :

(1) determinar la cantidad de refinador adecuada para obtener

un tamaño de grano fino de acuerdo a lo sugerido en la literatura.

(2) efectuar las pruebas de tratamiento para la refinación de grano convencional (REC) y la refinación de grano en el molde (REM) en relación a las cantidades de adición estimadas en el punto anterior Fig. 79.

(3) Evaluar las características metalúrgicas de la piezas obtenidos por ambos métodos, en cuanto a estructura, propiedades mecánicas y cantidad de titanio retenida (eficiencia de los procesos de refinación).

(4) hacer una comparación entre ambos procesos.

5.2. Descripción del equipo.

Para la realización de la fase experimental se utilizó un horno con crisol de carburo de silicio de 12 Kg. Cu de capacidad, calentado con un quemador de gas. La temperatura se controló mediante un termopar Cromel-Alumel tipo K de baina, con cubierta de acero inoxidable de respuesta rápida, conectado a un multímetro digital marca SDAR, con el cual se midió el milivoltaje de trabajo para posteriormente transformarlo a temperatura.

El equipo utilizado para la elaboración de los moldes fue una moldeadora de banco marca International Molding Machine Co. tipo LVJS calibrada a 60 lb/in² de presión. Las cajas de moldes fueron de aluminio con un espacio útil de 45 x 35 x 13/11 cm., en las cuales se insertaba la placa integral con la pieza de prueba.

Para la preparación de la arena de moldeo en verde se utilizaron dos molinos, uno de 100 Kg. de capacidad máxima

marca Simpson para la arena de relleno, y otro de 5 Kg. de capacidad máxima para la arena de careo. Los aparatos para el control de la mezcla de arena de careo fueron:

- . Apisonador de probetas de arena.
- . Permeometro.
- . Maquina Universal de Resistencia para arena.
- . Durometro para dureza en verde de escala B.
- . Indicador de densidad.
- . Indicador de compactabilidad.
- . Medidor rápido de humedad.

todos de marca Dietert.

El equipo para la determinación metalográfica del tamaño de macrograno fue el convencional para preparación metalográfica, para el cuanteo de la porosidad se pulio a espejo y se cuantifico con un Analizador de Imagenes marca Bueheler Omnimet 1, finalmente para la detección, mapeo y distribución de titanio se realizo con un Microscópio Electrónico de Barrido Marca Jeol JSM-35CF conectado a sistema Ortec 5000 EG.

Para la determinación de las propiedades mecánicas se hizo con una máquina de Tracción Universal marca Mohr - Federhaff AG Mannheim con capacidad de carga de 1000 a 20000 Kp, con la cual se obtuvo la resistencia a la tracción y el % de elongación sobre una longitud de 5.08 cm. La dureza Brinell se midio con un durometro Universal marca Frank GMB4 tipo 532 Weinhem-Birkenau con capacidad de carga de 1 a 250 Kg.

La determinación de titanio se realizó mediante un

Espectrofotómetro de absorción atómica, marca Variant modelo A4-1475, con el cual se pueden detectar contenidos de titanio hasta de 20 ppm.

5.3. Materiales.

Los materiales utilizados se consideran de cuatro tipos, el metal base o aleación susceptible de refinar, los materiales refinante, los materiales auxiliares como lo son los fundentes y el desgasificante y los materiales para elaborar los moldes de arena.

5.3.1 Aleaciones base.

Los materiales seleccionados para este estudio fueron :

Material	Composición Química (% en peso)						
	Si	Fe	Cu	Zn	Mn	Ti	Al
1070	0.25	0.35	0.05	0.05	0.03	0.05	99.7 min.
Al comer.	0.30	0.62	0.07	0.40	0.00	0.01	98.6

el primero es un aluminio de alta pureza y el segundo es aluminio grado comercial, utilizado comunmente en las cargas para producir piezas coladas de aluminio.

5.3.2 Refinadores de Grano.

Los materiales refinadores se seleccionaron en base a lo siguiente :

. Usar refinadores a base de sales, debido a que tienen tiempos de disolución cortos.

. Usar preferentemente refinadores base titanio, los cuales presentan tiempos de decaimiento relativamente cortos.

. Probar algunos refinadores comerciales base sales, para determinar su potencial aplicación al proceso propuesto.

. Probar una aliación maestra, ya que tienen mayor eficiencia que los refinadores base sales, aunque poseen tiempos de disolución largos.

Los materiales utilizados fueron los siguientes.

1. Fluorotitanato de potasio (K_2TiF_6), las cantidades adicionadas se determinaron en base a la cantidad de titanio que libera la sal, suponiendo 100 % de eficiencia de la reacción de acuerdo al siguiente mecanismo :

$$K_2TiF_6 + 2 Al \rightarrow Ti + 2 AlF_3(g) + 2 K(g)$$

por lo que de acuerdo a los pesos moleculares, 100 gr. de sal liberan 20 gr. de titanio, por otro lado se considero que la cantidad de titanio residual en el aluminio debería de ser de 0.05 % a 0.4 % de acuerdo a lo reportado en la literatura, dicha cantidad se determinó en base a la prueba propuesta por KB Alloys, los resultados obtenidos fueron :

TABLA 1

Muestra	% adic. de Ti	Tamaño de grano ASTM (diam. mm)	Observaciones
sin refinador		2.5(15)	grano columnar FOT. 80a
S0.10	0.10	7 (9.0)	Extrem. grueso FOT. 80b
S0.15	0.15	13 (0.4)	Medio FOT. 80c
S0.25	0.25	14 (0.28)	Fino FOT. 80d
S0.40	0.40	15 (0.2)	Muy fino FOT. 80e

las temperaturas de tratamiento fueron entre 725 y 730 °C, y las temperaturas de colada entre 715 y 725 °C para todos los casos, se puede observar que se obtienen tamaños de grano aceptables con adiciones iguales o superiores a 0.15 % de titanio adicionado. Esta sal fue la fundamental para el estudio, posteriormente se realizaron algunas pruebas con dos sales comerciales y una aleación maestra, las cuales se comentan a continuación.

2. Nucleant 75, producto de FOSECO a base de sales Ti-B, con 8 % de Ti-Se efectuó la prueba de ajuste de refinador adicionado contra tamaño de grano propuesta por KB Alloys, obteniéndose los siguientes resultados :

TABLA 2

Muestra	% de sal adic.	Tamaño de grano ASTM (diam. mm)	Observaciones
F0.05	0.05	9.5 (1.9)	Extrem. grueso FOT. 81a
F0.10	0.10	10.0 (1.1)	grueso FOT. 81b
F0.15	0.15	11.0 (0.8)	grande FOT. 81c
F0.25	0.25	11.5 (0.65)	medio FOT. 81d
F0.40	0.40	13.0 (0.41)	fino FOT. 81e
F0.50	0.50	13.0 (0.35)	fino FOT. 81f

* cantidad recomendada por el proveedor.

las condiciones de prueba fueron similares a las de la sal de fluorotitanato, se observa que el tamaño de grano fino es

obtiene con adiciones superiores al 0.15 % en peso de sal adicionada.

3. TITANAL 1, producto de VULCANO INDUSTRIAL, fabricado a base de sales de titanio, con un 20 % de Ti, la cantidad para el tratamiento se determino de manera similar al producto anterior, los resultados obtenidos fueron :

TABLA 3

Muestra	% de sal adic.	Tamaño de grano ASTM (diam. mm)	Observaciones
V0.15	0.15	7.5 (2.6)	muy grueso FOT.82a
V0.25	0.25	11.0 (0.8)	grande FOT.82b
V0.40	0.40	12.5 (0.45)	fino FOT.82c

para éste caso el proveedor sugiere agregar 0.10 % de la sal, las condiciones de tratamiento y la temperatura de colada fueron similares a las del material anterior, se observa que las cantidades adecuadas con las cuales se obtienen tamaños de grano fino deben ser mayores a 0.25 % de sal adicionada.

4. TITAL al 6 % Ti, aleacion maestra producto de MB Alloys, con un contenido de 6 % de titanio, la cual se partió y rebabeo para utilizarse en la prueba correspondiente, la cantidad de adición se determino por metodos similares a los anterior, los resultados se reportan en la siguiente tabla :

TABLA 4

Muestra	% adic. de Ti	Tamaño de grano ASTM (diam. mm)	Observaciones
MAO.10	0.10	4.0 (9.0)	Extrem. grueso FOT. 83a
MAO.15	0.15	12.0 (0.55)	Medio FOT. 83b
MAO.25	0.25	13.0 (0.35)	Fino FOT. 83c
MAO.40	0.40	15.5 (0.18)	Extrem. Fino FOT. 83d

para este caso las aleaciones maestras se adicionaron una vez que se fundio la carga metálica totalmente, las temperaturas de colada fueron similares a los casos anteriores, se observa que tamaños de grano fino se obtienen con aportes de titanio iguales o superiores a 0.15 % en peso.

5.3.3 Fundentes.

El fundente utilizado fue una cubierta protectora formada por 50% de KCl y 50 % de NaCl, la cual se seco antes de utilizarse a 120 °C. Como desgasificante se utilizo DESGASER 200 de FOSECO, elaborada a base de sales de hexacloroetano, agregando 2.5 gramos de desgaser por Kg. de aluminio fundido.

5.3.4. Materiales de moldeo.

Los materiales utilizados para elaborar la mezcla de moldeo en verde fueron, para la arena de carga, arena sílica de granulometria AFS EO-90 tipo Juanita y los aglutinantes fueron bentonita sódica y cálcica del proveedor Basicos Siderúrgicos, la de relleno una mezcla de arena 40-45 con

80-90 proveniente de la arena recirculada de la planta piloto de Fundición del Depto. de Metalurgia.

A la arena de careo se le práctico el control de propiedades, el cual se comenta en la siguiente sección. El agua utilizada para ajustar la humedad de trabajo fue agua corriente de la llave.

5.4 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

5.4.1. Preparación de la mezcla de moldeo y los moldes.

La mezcla de arena de careo se elaboro con 5 % de bentonita sódica, 5 % de bentonita cálcica, 5 % de agua y el balance de arena sílica 80-90 AFS. Esta mezcla se preparo en el molino chileno trabajandolo a una capacidad de 5 Kg. de la siguiente manera. Carga de la arena sílica y adición de la mitad de agua correspondiente a la humedad de trabajo,, mezclado por un lapso de 3 min., adición de la bentonita sódica y cálcica, mezclado por 3 min, adición de el agua restante, mezclado final de 3 min. y extracción de la mezcla de moldeo.

Las pruebas realizadas para el control de propiedades, se realizaron en probeta de 5.08 cm. de alto por 5.08 cm. de diámetro, para tal objeto se prepararon por triplicado cargas de 3 Kg., los resultados fueron los siguientes :

Mezcla	w_p	ρ	F	R.Com.	D	R.Cor.	C	M
M ₁	154	91.25	55	9.7	80.3	2.15	60	52.5
M ₂	151	91.5	50	12.2	86.7	3.93	54	56
M ₃	147	89.0	54	12.6	89.0	3.93	46	59
Prom.		90.6	53.3	11.5	85.3	3.34	53.3	55.8

en donde W_p es el peso de la probeta en gr., ρ es la densidad en lb/in^3 , P la permeabilidad en unidades Dietert, R.Com. es la resistencia a la compresión en lb/in^2 , D la dureza en unidades Dietert, R.Cort. es la resistencia al corte en lb/in^2 , C es la compactabilidad en % y M moldeabilidad en %.

La arena de relleno se preparo cargando el molino de 100 Kg. de capacidad a un máximo de 80 Kg, la arena se cargaba al molino previamente pulverizada y cribada, se mezclaba 4 min, se adicionaba agua y se dejaba mezclar 5 min., y se checaba manualmente la consistencia de la arena, cuando se alcanzaban buenas condiciones se daba un mezclado final de 5 min.

Elaboración de los moldes.

Los moldes se prepararon, en cajas con linea de partición horizontal, por métodos convencionales, en este punto solo se marcarán las diferencias en la última fase de moldeo para las dos técnicas ensayadas.

5.4.1.1 Refinación convencional (REC).

Para este caso los últimos pasos de moldeo consistieron en lo siguiente:

- a) una vez extraída la caja de moldeo se hacian los aires o viento uno en cada alimentador.
- b) se limpiaba y sopleteaba la impresión y se procedia a cerrar la caja.

5.4.1.2. Refinación en el molde (REND).

Para el terminado de la elaboración del molde se procedia de la siguiente manera :

- a) una vez extraída la placa modelo se hacian aires en los

cuatro alimentadoras, tres distribuidos a lo largo del corredor y uno colocado sobre la trampa colocada después de la cámara de reacción.

b) Se limpiaba, sopletesaba y se procedía a colocarla cantidad correspondiente de refinador en base al titanio residual deseado y al peso de metal en el molde, el cual fue de 2.200 Kg. para el primero y segundo diseños y 2.400 Kg. para el tercer diseño.

c) Se procedía al cerrado de la caja.

La parte fundamental de este trabajo es el método de cálculo para establecer el diseño y dimensionamiento del Sistema de Colada como de la Cámara de reacción, lo cual se realizó considerando las bases presentadas en los Capítulos 3 y 4 primordialmente, que le da el carácter innovador a este trabajo. En el APENDICE se presentan a detalle las consideraciones tomadas en cuenta para realizar dichos cálculos y diseños, página 156.

5.4.2 Técnica de Fusión.

La técnica de fusión practicada para ambos procesos fue la siguiente, con sus respectivas diferencias:

- 1) Pasaje, limpieza y precalentamiento de la carga en el umbral del horno (150 °C).
- 2) Calentamiento del crisol hasta coloración rojo cereza (600-700 °C).
- 3) Adición de la carga al crisol.
- 4) Adición de una pequeña cantidad de cubierta de fundente.
- 5) Adición de cubierta protectora que cubriera totalmente

el metal fundido.

6) apagado del horno, al alcanzar la temperatura máxima de trabajo, (720-730 °C).

hasta este paso las dos técnicas de fusión fueron similares.

5.4.2.1. Técnica de fusión en el proceso de refinación convencional.

Considerando los pasos anteriores los siguientes fueron:

7) Adición del material refinante por medio de una campana de inmersión, agitando vigorosamente el baño para lograr una buena incorporación del titanio.

8) esperar a que cese la efervescencia del baño la cual es muy notoria para el caso de sales, en el caso de aleaciones maestras el refinador se introduce una vez que toda la carga se ha fundido.

9) Desgasificado con pastillas a base de hexaclorostano, dando un tiempo de reposo de 6-8 min.

10) escoriificar y colar.

5.4.2.2. Técnica de fusión en el proceso de refinación en el molde.

Para éste caso los últimos pasos de la técnica de fusión fueron:

7) Después de alcanzar la temperatura máxima de operación, desgasificar, de igual forma que en el caso anterior.

8) escoriificar y colar.

5.4.3. Piezas de prueba y codificación.

Las piezas de prueba se tomaron de la norma ANSI/ASTM B26-76A (1977) como ya se menciona anteriormente, con la que

se obtienen dos muestras estandarizadas de la pieza de tracción, observar la FIG. 79.

La codificación de las piezas de prueba para su identificación fue la siguiente.

Para la refinación convencional (REC).

- . para la sal de K_2TiF_6 : REC(S)X.XX
- . para la sal de FOSECO : REC(F)X.XX.
- . para la sal de VULCANO : REC(V)X.XX.
- . para la aleación maestra : REC(MA)X.XX.

en donde REC significa refinación convencional F,V,S y MA significan Foseco, Vulcano, sal de fluorotitanato y MA aleación maestra respectivamente, las siglas X.XX significan la cantidad adicionada de material refinante o la cantidad de titanio aportada según se indique, por ejemplo REC(V)0.15 significa que se refino mediante el proceso convencional agregando 0.15 % de la sal de Vulcano.

Para el caso de la refinación en el molde la codificación fue similar, solo que ahora las primera siglas son REM, que significan refinación en en el molde.

5.5. TECNICAS ANALITICAS.

5.5.1. Evaluación de las piezas de prueba.

Para la evaluación de las piezas de prueba se procedió de la siguiente manera, a partir de las probetas de tracción obtenidas, las cuales fueron dos por molde, se designaron como *pieza a* y *pieza b*.

La pieza a se uso para realizar los ensayos mecánicos, resistencia a la tracción, % de elongación y en algunos caso la dureza. El análisis químico se efectuó en el sistema

de colada de acuerdo al muestreo presentado en el la FIG. 84, con el muestreo de (a) se determino el asentamiento de refinador en la piezas.

La pieza E, se utilizo para realizar el análisis metalográfico, de acuerdo a los cortes transversales indicados en el FIG. 85,, cuando era necesario se hacia el corte longitudinal, el corte i-i se utilizó también para el análisis con el Microscópio electrónico de barrido.

5.5.1.1. Análisis Metalográfico.

El análisis metalográfico de las muestras obtenidas por ambos procesos de refinación, se determinó el grado de refinación en base al tamaño de grano obtenido, y el % de porosidad. El tamaño de grano se obtuvo por comparación con las muestras obtenidas en el punto 5.3.2 probetas tipo de KBAlloys, a las cuales se les midió el tamaño de grano con un ocular graduado para medir tamaños mínimos de 0.05 mm, asignandose el correspondiente tamaño de grano ASTM, de acuerdo a su diámetro promedio obtenido.

Para la evaluación de la porosidad las piezas se pasaron después de la lija 600 a pulido fino con alumina de 0.3 μm y posteriormente con alumina de 0.05 μm , antes de someterla al analizador de imágenes se le aplico limpieza ultrasónica. El cuenteo de la porosidad se realizó mediante una evaluación estadística de las piezas observadas, reportandose el valor promedio.

5.5.1.2. Análisis Químico.

Con el objeto de establecer la eficiencia del refinador

y compararla entre ambos procesos. Se realizó el análisis químico para determinar el titanio residual en las piezas de prueba, por técnicas instrumentales de Espectrofotometría de absorción atómica. No se realizó el análisis a todas las piezas ya que en muchas de las pruebas se presentó una estructura duplex, que ocasionaba concentraciones localizadas de titanio, por lo cual no resultaba adecuado para establecer comparaciones reales entre los procesos ensayados.

5.5.1.3. Ensayos mecánicos.

Los ensayos mecánicos practicados en las piezas de prueba, fueron la prueba de Tracción, de acuerdo a la norma ANSI/ASTM B 557, mediante el cual se obtuvo la resistencia a la tracción y el % de elongación, sobre una longitud de 5.08 cm., para establecer la relación tamaño de grano contra propiedades mecánicas entre los dos procesos.

Por otro lado se realizó el ensayo de dureza Brinell, con un indentador de acero endurecido de 5 mm. de diámetro, una carga de 250 Kg y aplicando un tiempo de carga de 30 s., sobre una sección transversal de la pieza de prueba correspondiente, éste ensayo no se realizó en todas las piezas, ya que debido al material tan suave las variaciones de dureza fueron mínimas.

En la FIG. 85, se aprecia la zona de la pieza en la cual se tomó la dureza, los ensayos mecánicos se realizaron en su totalidad en la primera serie de piezas de prueba obtenidas, posteriormente solo se realizó el análisis metalográfico, debido a que la aparición de la zona duplex, provocaba que los resultados obtenidos en las piezas de

prueba no fueran consistentes.

5.5.1.4. Análisis por Microscopía Electrónica de Barrido.

Este tipo de análisis se utilizó para detectar las posibles concentraciones de titanio debida a asentamientos o patrones de solidificación del aluminio, en las piezas de prueba, mediante ensayos puntuales a través de mapeos composicionales de la sección transversal de la pieza.

CAPITULO 6

CAPITULO 6

RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION

Los resultados experimentales obtenidos con las piezas de prueba, para el proceso de refinación convencional (REC) y el proceso de refinación en el molde (REM), en el caso de los tres diseños de sistema de colada y cámara de reacción propuestos, se presentan a continuación.

Los primeros resultados que se presentan son los obtenidos con la sal de fluorotitanato de potasio y posteriormente los estudios complementarios realizados con las dos sales comerciales y una aleación maestra.

7.1 Resultados obtenidos con la sal de K_2TiF_6 .

Los resultados que se obtuvieron con la sal de fluorotitanato de potasio, para los tres diseños de sistema de colada-cámara de reacción fueron:

Primer diseño, norma ASTM.

TABLA 6

muestra	pureza del Al	T.G ASTM	% P	R.T (MPa)	% E	Observac.
sin refinar	99.7	columnar	1	43.0	19	FOT.86a
REC(S)0.15	99.7	duplex	3.5	----	---	FOT.86b
REM(S)0.15	99.7	duplex	4.0	----	---	FOT.86c

Observar detalles del diseño en la FOT.87.

en donde T.G es el tamaño de grano ASTM, % P es el % de porosidad, R.T es la resistencia a la tracción en Megapascuales y % E es el % de elongación.

Segundo diseño, norma ASTM modificado.

TABLA 7

muestra	pureza del Al	T.G (ASTM)	% P	R.T (MPa)	% E	Observ.
REC(S)0.15	99.7	duplex	3.0	----	----	FOT. 88a
REM(S)0.15	99.7	duplex	4.0	----	----	FOT. 88b

Observar detalles del diseño en la FOT. 88c.

Para estos dos primeros diseños la estructura obtenida fue de grano duplex, es decir, estaba formada por granos columnares en un 50% y granos equiaxiales también en un 50 %, por tal motivo los ensayos mecánicos no se realizaron debido a que las propiedades no serían representativas de una estructura de tamaño de grano fino y equiaxial.

Tercer diseño, sistema colada-cámara de reacción totalmente rediseñado.

TABLA 8

muestra	Pureza del Al	T. G ASTM	% P	R.T. (MPa)	% E	Observac.
sin refinar	99.7	columnar	1.5	44.1	19.2	FOT. 89a
REC(S)0.10	99.7	duplex	4.0	----	----	FOT. 89b
REC(S)0.15	99.7	duplex	2.0	----	----	FOT. 89c
REM(S)0.10	99.7	duplex	1.5	----	----	FOT. 89d
REM(S)0.15	99.7	duplex	4.0	----	----	FOT. 89e
sin refinar	98.5	10.0	3.5	66.5	22.8	FOT. 89f
REC(S)0.15	98.5	11.5	2.0	75.5	25	FOT. 89g
REC(S)0.25	98.5	15.0	1.5	79.5	25	FOT. 89h
REM(S)0.15	98.5	11.5	4.0	80.0	23.6	FOT. 89i

REM(S)0.25 98.5 15.0 5.0 76.7 22.0 FOT.89j

observar detalles del diseño en la FOT.89k.

Observaciones.

Para este tercer diseño se pudo observar que para las pruebas realizadas con aluminio de 99.7 % de pureza, también se obtuvo una estructura duplex formada por 60 % de grano equiaxial y 40 % de grano columnar, excepto para la muestra REM(S)0.15 en la que el % de grano equiaxial alcanza el 70 %.

En las pruebas realizadas con el aluminio puro grado comercial con 98.5 % de Aluminio y con un contenido de titanio residual de 0.01%, se incremento ligeramente la cantidad adicionada de titanio, realizando pruebas con 0.15 y 0.25 %, con el fin de evitar la estructura duplex presentada por la aleación de 99.7 % de pureza. En los resultados se puede observar primeramente la aparición de una estructura totalmente equiaxial tanto para la muestra sin refinar como para las muestras refinadas, una disminución del tamaño de grano conforme se incremento la adición de titanio de 0.15 a 0.25 %, un incremento de resistencia a la tracción de 75.5 MPa a 79.5 MPa para el caso de la refinación convencional, y un incremento en la resistencia de 80 a 96 MPa para el caso de la refinación en el molde para los dos porcentajes adicionados de titanio, mientras que los % de elongación fueron ligeramente mayores para los casos de refinación convencional, esto probablemente se debe al % de porosidad más alto que presentan las piezas por tratamiento en el molde.

Los ensayos de dureza no se presentan debido a que la dureza no se modifica sensiblemente cuando se reduce el

tamaño de grano, esto se debe a la pureza de los materiales utilizados, y lo cual se hace notable en aleaciones de elevada resistencia.

Por lo que respecta a las cantidades de titanio retenidas en la piezas sólidas, éste solo se determinó en las piezas de aluminio de 98.5% de pureza, debido a que el titanio adicionado a las piezas de alumion 99.7 %, se segregó en la zona de la pieza situada por debajo del plano de partición, en donde se presenta preferencialmente el grano equiaxial.

Los resultados obtenidos para tal caso fueron :

TABLA 9

Muestra	% de Ti adic.	% de Ti retenido	Eficiencia
sin refinar	0	0.01(original)	
REC(S)0.15	0.15	0.05	33.3
REC(S)0.25	0.25	0.20	80.0
REM(S)0.15	0.15	0.11	73.3
REM(S)0.25	0.25	0.23	92.0

la eficiencia se determinó al dividir la cantidad de titanio residual entre la cantidad de titanio adicionada y multiplicar por 100, de estos resultados se puede observar que la eficiencia para el tratamiento de refinación de grano en el molde es notablemente mayor al del tratamiento en la cuchara, lo que corrobora la hipótesis supuesta al inicio de éste trabajo, no solo a nivel eficiencia sino también en propiedades mecánicas y ventajas operativas del proceso (menor control en el proceso de fusión).

6.2 Resultados y observaciones obtenidos con refinadores comerciales.

6.2.1. Refinación con Nucleant 75 (FOSECO).

Para el caso de esta sal comercial los resultados se aprecian en las siguientes tablas, para la refinación convencional y la refinación en el molde, dichos resultados se comentan y discuten desde tres puntos de vista: efecto sobre la estructura, las propiedades mecánicas y la eficiencia. (recuperación), así mismo se hace un estudio adicional para tratar de explicar la presencia de la zona duplex, así como un análisis detallado de las condiciones de llenado del molde para el proceso de refinación en el molde, para el caso del tercer diseño.

TABLA 10

Muestra	Pureza del Al	T.G. ASTM	% P	R.T. (MPa)	% E	Observac.
REC(F)0.15	99.7	duplex	1.5	44.9	27.3	FOT.90a
REC(F)0.25	99.7	duplex	1.5	60.5	39.2	FOT.90b
REC(F)0.40	99.7	duplex	1.5	47.0	36.4	FOT.90c
REC(F)0.50	99.7	duplex	1.5	54.0	39.0	FOT.90d
REM(F)0.15	99.7	duplex	1.5	48.0	25.6	FOT.90e
REM(F)0.25	99.7	duplex	1.5	50.2	20.2	FOT.90f
REM(F)0.40	99.7	duplex	5.0	50.2	14.5	FOT.90g
REM(F)0.50	99.7	duplex	6.0	50.6	19.3	FOT.90h

Los análisis químicos para determinar la eficiencia del refinador en los dos procesos ensayados no se realizaron debido a una probable concentración (segregación) localizada del titanio en la zona de grano equiaxial. Para todas las

piezas se presentó aproximadamente un 50 % de estructura columnar y un 50 % de grano equiaxial, excepto para la prueba REC(F)0.40 en la cual se alcanza el 90 % de grano equiaxial y en la muestra REC(F)0.50 en la cual se presentó un 95 % de grano equiaxial, pero la porosidad se eleva notablemente.

Efecto sobre la estructura.

Los resultados estructurales obtenidos no fueron los esperados debido a la presencia de una zona duplex, formada por granos columnares y equiaxiales, ubicándose los granos columnares por encima del plano de partición y los equiaxiales por debajo del mismo (FOT. 91a y 91b).

Esta zona duplex aparece principalmente para los ensayos en los que se utilizó 0.15 y 0.25 % de la sal refinante, mientras que para las adiciones de 0.4 y 0.5, se ve reducida notablemente, de lo anterior se desprende que :

- . el tamaño de grano disminuye conforme se aumenta la cantidad de sal adicionada, aunque solo sea en la zona de grano equiaxial.

- . la porosidad es baja cuando la técnica de fusión se realiza adecuadamente.

- . cantidades elevadas iguales o superiores al 0.4 pueden causar problemas de porosidad excesiva en la pieza.

La obtención de estructuras duplex provocara que las propiedades del material no sean isotrópicas, y por otro lado adiciones tan altas pueden causar una elevación del costo por el uso de dichos materiales, para el caso de la presencia de la estructura duplex se plantean las siguientes explicaciones.

1) Para cantidades iguales o inferiores al 0.25 % de sal adicionada, la cantidad de Ti, es tan baja que no se alcanzan los niveles críticos para una refinación total, para tal objeto se determinó mediante análisis químico que el contenido de Ti en la sal era del 8 % solamente, por lo que en realidad las cantidades de titanio aportadas fueron . 0.012 % Ti para la muestra REC(F)0.15, 0.02 % Ti para la muestra REC(F)0.25, 0.032 % Ti para la muestra REC(F)0.40 y de 0.04 % Ti para la muestra REC(F)0.50, con las cuales en ninguno de los casos se alcanzan niveles de 0.1 a 0.3 % Ti recomendados en la literatura.

Sin embargo por otro lado, si se alcanzan los niveles adecuados de Titanio cuando se utiliza conjuntamente con el boro, que son del orden de 0.01 a 0.05, a esta sal no se le determinó analíticamente el contenido de boro, pero el proveedor reporta en la información técnica que efectivamente es un refinador Ti-B.

2) Como consecuencia de la observación anterior, debió haberse obtenido una estructura totalmente equiaxial, para las adiciones iguales o superiores al 0.15 % de sal refinante, sin embargo no fue así, de tal forma que las explicaciones planteadas son :

. el contenido de boro en el producto comercial no alcanza el nivel adecuado.

. hay un asentamiento de la sal refinante, por falta de mezclado y dispersión de las partículas nucleantes de $TiAl_3$, como lo indican algunos autores.

. en el caso de adiciones bajas de sal refinante, puede

hacer una redisolución de las partículas nucleantes de $TiAl_3$.

. Debido al patrón de solidificación de la aleación utilizada, y a su coeficiente de distribución al equilibrio, $K_0 = 10$, hay una segregación muy fuerte de titanio que se concentra en la primera parte de la pieza que solidifica empobreciendo en titanio el líquido residual, que solidifica al final.

. No se tiene el tiempo suficiente para la formación de las partículas nucleantes.

El posible asentamiento de titanio se trató de detectar realizando análisis químicos puntuales haciendo mapeos en la zona de grano equiaxial y en la de grano columnar, con el Microscopio de barrido electrónico, en una rejilla como la del FOT. 92, sin embargo esto no fue posible debido a que el aparato no pudo detectar estos niveles de titanio residual en las piezas.

Lo anterior solo se pudo realizar en un espectrofotómetro de emisión atómica, para la muestra RED(F)0.25, en la cual se obtuvieron los siguientes resultados :

% de titanio en la mitad superior (grano columnar)	0.02
% de titanio en la mitad inferior (grano equiaxial)	0.05

del cual se puede observar que hay un asentamiento de titanio por debajo de la línea de partición de la pieza, y en segundo que el contenido de titanio aportado por la sal refinante es muy bajo. En la FOT. 93b se puede observar de la

estructura duplex obtenida en el alimentador y la sección longitudinal de la probeta de tracción (observar la FIG.93b).

Efecto sobre las propiedades mecánicas.

Los resultados obtenidos simplemente son una consecuencia de la estructura duplex obtenida, por tanto el comportamiento en las propiedades mecánicas obtenidas al realizar los ensayos correspondientes no fue consistente, por tanto no es un reflejo real del tamaño de grano obtenido que pueda compararse con los resultados de la refinación en el molde.

Para el caso de la refinación en el molde también se realizaron análisis locales para determinar el asentamiento o segregación del titanio, para el caso de la muestra REM(F)0.25, obteniéndose:

contenido de titanio en la mitad superior 0.04 %

contenido de titanio en la mitad inferior 0.075 %

a partir de los cuales se puede observar, que hay un contenido de titanio residual más alto en el proceso REM.

Por tanto la presencia de la estructura duplex puede ser atribuida a :

- un asentamiento de las partículas nucleantes de $TiAl_3$ durante la nucleación y cristalización de la pieza.

- una drástica segregación de titanio, con elevadas concentraciones en la primera zona que solidifica, debido a su coeficiente de distribución al equilibrio tan grande, $K_0 = 10$.

. un mezclado insuficiente del refinador en el flujo metálico, lo cual provoca una distribución heterogénea de este.

En base a lo anterior se efectuó un análisis del comportamiento del flujo metálico durante el llenado de la pieza, del cual se bosquejaron 8 pasos.

Paso 1. , contacto del metal líquido con el refinador , éste reacciona generando gases.

Paso 2, mezclado del metal líquido con el refinador en la cámara de reacción por efecto de la reducción a la salida de la cámara.

Paso 3. mezclado a través de todo el corredor.

Paso 4. penetración del metal a las entradas, retardado por la reducción en la unión canal-entrada.

Paso 5. llenado paulatino de la pieza y alimentadores de abajo hacia arriba, o sea llenado por el fondo, creando una cámara caliente en la parte superior de la cavidad del molde, por efecto de la radiación del aluminio líquido.

Paso 6. Fin del llenado de la cavidad del molde, el metal aún se encuentra en estado líquido.

Paso 7. se inicia la solidificación en la pieza , FIG.94. :

- comienza en la parte inferior debido a que es la zona más fría y formando centros de nucleación estables.

- los núcleos formados en la parte superior tienden a asentarse por un lado y por otro pueden redisolverse debido a que es la zona final de solidificación y de más alta temperatura, provocando la redisolución de las partículas

nucleante.

la nucleación y crecimiento de los granos equiaxiales se sucede rápidamente en la zona interior, mientras que en la zona por encima de la línea de partición se inicia la nucleación en las paredes que crecen hacia el centro térmico de la pieza de acuerdo a su patrón normal de solidificación, Fig. 94.

6.2.2 Uso de Titanal 1 (VULCANO).

Para el caso de la aplicación de ésta sal comercial, se corrierón las siguientes pruebas, utilizando el aluminio de 99.7 % de pureza y el de 98.5 %, obteniendose lo siguiente :
Tercer diseño.

TABLA 11

Muestra	Pureza del Al	T.G. ASTM	% P	R.T (MPa)	% E	Observac.
REC(V)0.25	99.7	duplex	---	---	---	FOT. 95a
REM(V)0.25	99.7	duplex	---	---	---	FOT. 95b
REC(V)0.25	98.5	12	1.5	---	---	FOT. 95c
REM(V)0.25	98.5	12	2.5	---	---	FOT. 95d

Para el caso de la refinación del aluminio de 99.7 % de pureza, se siguió presentando la zona duplex para ambos procesos, siendo similar a los casos anteriores, es decir 50 % de grano columnar y 50 % de grano equiaxial, por lo que las propiedades mecánicas y la determinación del titanio residual no se efectuaron.

Para el caso de la aleación de menor pureza con 98.5 % de aluminio, se obtuvo una estructura totalmente equiaxial, pero

con tamaños de grano notablemente mayores (12 ASTM) que los obtenidos con el tercer diseño para el caso de los experimentos realizados con la sal de fluorotitanato de potasio (15.5 ASTM).

6.2.3. Pruebas con la aleación maestra TITAL (KB Alloys).

Las pruebas realizadas con este material, para el caso del primer diseño del sistema de colada, se presentan en la siguiente tabla:

TABLA 12

Muestra	Pureza del Al	T.G. ASTM	% P	R.T (MPa)	% E	Observac.
REC(MA)0.15	99.7	12	1	---	---	FOT.96a
REC(MA)0.25	99.7	12.5	1	---	---	FOT.96b
REM(MA)0.15	inserto sólido, no se disolvió.					FOT.96c
REM(MA)0.15	inserto compactado, no se disolvió.					FOT.96d

Como puede observarse en la tabla anterior, el tratamiento convencional dio buenos resultados, ya que se obtuvo una estructura totalmente equiaxial, esto se debe a que las aleaciones maestras tienen presentes ya las partículas nucleantes de $TiAl_3$, las cuales se distribuyen en el baño metálico líquido, a diferencia de las sales en las cuales deben formarse primeramente para efectuar el fenómeno de nucleación.

Para el caso del tratamiento en el molde, los insertos colocados en la cámara de reacción que aportarían el 0.15 % de Ti, no se disolvieron, a pesar de que la temperatura de colada fue de 750 °C, es decir 20 a 30 °C mayor que en los experimentos en que se utilizaron sales.

6.3. COMPARACION ENTRE LOS PROCESOS ENSAYADOS

De las pruebas realizadas se pudo observar lo siguiente ;

. para definir la cantidad adecuada de refinador adicionado, se deben primeramente hacer pruebas de ajuste mediante el ensayo % de adición contra tamaño de grano obtenido, debido a que los materiales tienen respuesta diferentes, se debe de tomar en cuenta para esto, la composición de la aleación base, las temperaturas de tratamiento, el tipo de refinador, la técnica de fusión, el % de titanio residual, etcétera.

. para el caso de la primera parte de éste trabajo experimental, se observo que las cantidades más adecuadas de refinador para obtener una buena refinación de grano en las aleaciones base tratadas fue : para la sal de K_2TiF_6 cantidades iguales o mayores a 0.15 % Ti en peso aportado. Para el NUCLEANT 75 de 0.15 a 0.50 % en peso de sal adicionada. Para el TITANAL 1 de 0.25 % de sal en adelante. Para la aleación maestra TITAL 6 % Ti, se necesita un mínimo de 0.15 % de titanio aportado para lograr una buena refinación de grano.

6.3.1. Comparación entre los procesos ensayados.

Para la segunda parte experimental, en la cual se realizaron las pruebas para el proceso convencional de refinación y para la refinación en el molde que es el proceso que se propone, se observo lo siguiente :

Para el caso del aluminio de 98.5 % de pureza, las

pruebas realizadas con el tercer diseño y la sal de fluorotitanato de potasio, se obtuvo una buena refinación de grano, tanto para el Proceso en el Molde como para el Convencional.

Para los casos en que se utilizó como metal base el aluminio de 99.7 % de pureza, se trabajó con los tres diseños de sistema de colada-cámara y con los cuatro materiales de refinación, se observó que el patrón de solidificación de este material es tan marcado que puede originar que las pequeñas cantidades de titanio adicionadas se segregen fuertemente, concentrándolo en las zonas de inicio de solidificación, provocando de esta manera la aparición de la zona duplex, o a un probable asentamiento de Ti en el fondo de la pieza.

Las comparaciones entre ambos procesos para el caso del primer y segundo diseños del sistema de colada y cámara de reacción fueron hechas anteriormente, por lo que esta parte del trabajo se discutirá lo referente al tercer diseño del sistema de colada y cámara de reacción.

6.3.2 Calidad estructural.

Con el tercer diseño del sistema de colada, en el caso del uso del Al-99.7 % de pureza, se observó que de acuerdo a la FOT. 89c, que las condiciones de mezclado del refinador en el flujo metálico que entra a la cavidad del molde, mejoraron notablemente, de tal forma que para la pieza de tratamiento en la cuchara con 0.25 % de titanio aportado por la sal refinante, se obtuvo una estructura totalmente equiaxial de grano fino, mientras que para su equivalente pero

con el tratamiento en el molde se obtuvo también una estructura predominantemente de grano equiaxial fino, con una pequeña zona de grano columnar, FOT. 89a - 89e.

Cuando las pruebas se realizaron con el aluminio de pureza comercial (98.5 % de Al) el equivalente aproximado a una aleación A100 ó RP-1 (norma AA), se ve disminuido el fuerte efecto del patrón de solidificación del aluminio de 99.7 %, en estos casos la estructura obtenida fue totalmente equiaxial, tanto para la refinación en la cuchara como para la refinación en el molde. La calidad de las estructuras en relación a la distribución, forma y tamaño de grano son muy similares, sin embargo la porosidad que aparece en el proceso de tratamiento en el molde, es ligeramente mayor debido a la generación de gases provocados por la reacción aluminio sal refinante y que no son liberados totalmente.

5.3.3. Propiedades Mecánicas.

Por lo que respecta a las propiedades mecánicas obtenidas, las más altas se obtuvieron con el proceso de refinación en el molde, a pesar de que estas piezas de prueba presentaban porosidades mayores, ésta no fue lo suficientemente alta para deteriorar el comportamiento mecánico de las piezas obtenidas por éste proceso de refinación. EL % de elongación para las piezas de refinación en el molde es ligeramente menor que el de las piezas refinadas convencionalmente, debiéndose esto a que como la resistencia de las piezas tratadas en el molde es máxima la elongación tiende a disminuir.

6.3.4. Eficiencia del refinador.

Este punto se refiere básicamente al contenido de titanio residual que presenta la pieza, después del tratamiento de refinación. Para este caso se puede observar de los resultados obtenidos, que el contenido de titanio residual en las piezas tratadas en el molde es superior al de las piezas tratadas por el método convencional, sobre todo en la pieza de prueba a la cual se le adicionó 0.15 % de Ti, en la cual prácticamente se duplicó la recuperación, mientras que en el proceso convencional fue de 33.3 % en el tratamiento en el molde fue de 73.3 %, como consecuencia de esto los tamaños de grano son más finos y consistentes, consecuentemente mayores las propiedades mecánicas.

CAPITULO 7

CAPITULO 7

CONCLUSIONES

De las pruebas efectuadas, de los resultados obtenidos y de las observaciones realizadas, las conclusiones fueron las siguientes :

1) El proceso de Refinación en el Molde (REM) es altamente factible y viable de ser aplicado industrialmente.

2) Las propiedades mecánicas obtenidas en las piezas Refinadas en el Molde son superiores a las del Proceso Convencional.

3) Las características macroestructurales : tamaño, forma, orientación y distribución del grano, son similares en ambos Procesos de Refinación.

4) Los % de eficiencia en el Proceso de Refinación en el Molde son superiores a los del Proceso Convencional.

5) El método de cálculo propuesto para el diseño de la cámara de reacción y el sistema de colada es funcional y da buenos resultados.

6) Para obtener una buena refinación de grano, es necesario hacer un ajuste de la cantidad adicionada de refinador en función del material tratado.

7) La labor extra realizada para colocar el refinador en la cámara de reacción para el tratamiento en el molde durante la etapa de moldeo, es despreciable comparada con el tiempo total de moldeo.

7.1 . Recomendaciones.

1) Se deben realizar algunas pruebas más para optimizar el diseño de la cámara de reacción--sistema de colada, para disminuir al mínimo posible la porosidad presentada en el proceso de refinación propuesto, por medio de trampas, uso de filtros cerámicos, etcétera.

2) Este trabajo inicial, debe ser completado con estudios de cinética de disolución de sales y/o aleaciones maestras, para mejorar su eficiencia y determinar la factibilidad de aplicación de aleaciones maestras para el proceso REM.

3) Se recomienda efectuar pruebas comparativas de refinación convencional y refinación en el molde, usando como metal base aleaciones comerciales en las cuales se aplique el tratamiento de refinación de grano, como lo son las aleaciones 242, 235, o las de la serie 7XX, en las cuales se requiera elevada calidad estructural y máximas propiedades mecánicas. Así como llevar a cabo la evaluación económica del proceso propuesto y sobre todo aplicado a piezas grandes , en las cuales se pudieran utilizar insertos metálicos de aleaciones maestras.

FIGURAS

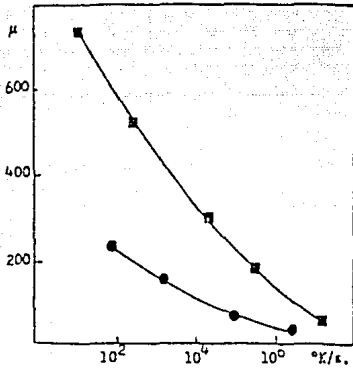


FIG. 1. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de grano de (●) V (■) Nb. (39)

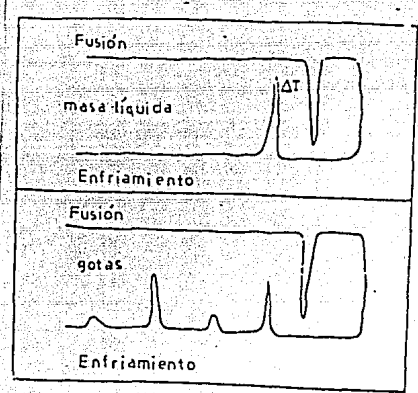


FIG. 2. Fusión diferencial y curvas de enfriamiento para Sn. Esquema superior masa líquida, esquema inferior metal disperso en forma de finas gotas en un molde inerte. (39).

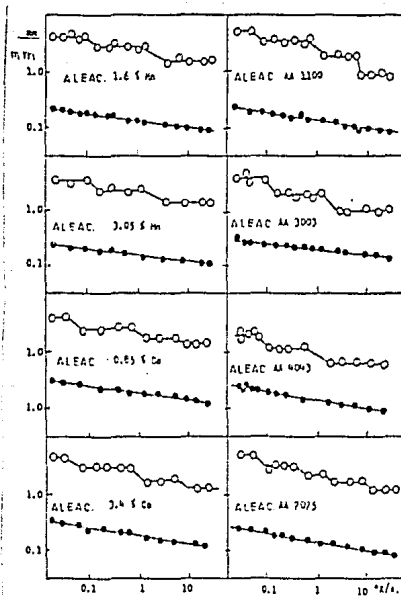


FIG. 3. Efecto de la velocidad de enfriamiento en el tamaño de grano (○) y espaciamento interdendrítico (●) para algunas aleaciones de aluminio. Notar el decrecimiento escalonado del tamaño de grano y el decrecimiento lineal del espaciamento interdendrítico (39).

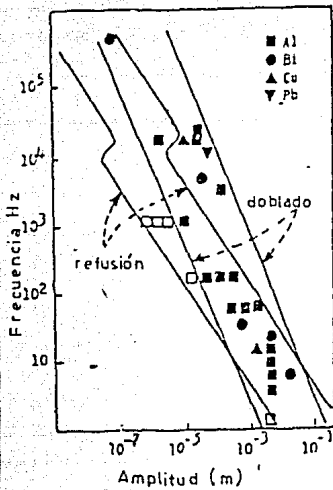


FIG. 4. Rango de vibración para la fusión y doblado de brazos dendríticos. Datos experimentales obtenidos para aleaciones no ferrosas. (39)



FIG. 5. Aleación Al-1%Bi obtenida por Rheocasting, notar el tamaño de grano extremadamente fino. (39).

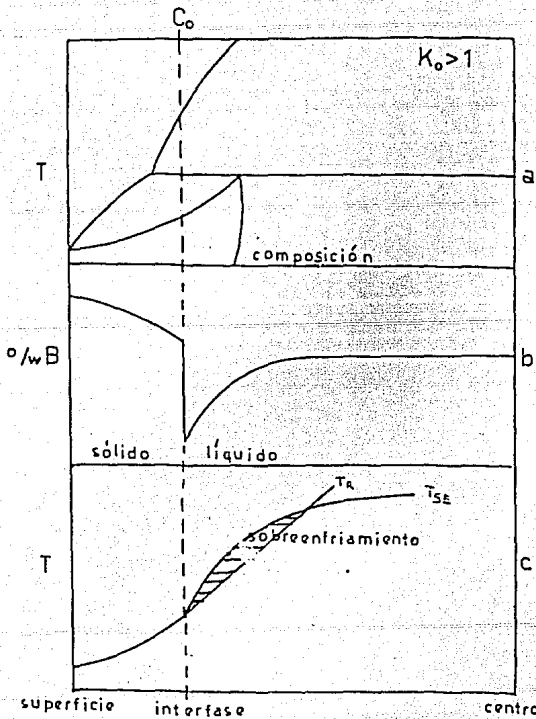


FIG. 6. Sobreenfriamiento constitucional para una aleación de composición C_0 , ($k_0 > 1$). (a) diagrama de equilibrio. (b) distribución de soluto, de la superficie al centro. (c) perfil de temperaturas de solidificación en función de la acumulación local de soluto frente a la interfase. (60,61).

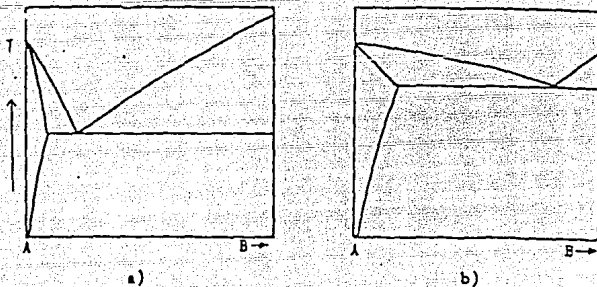


FIG. 7. Diagramas de fases típicos para comparar el grado de refinamiento de grano por adición de elementos de aleación, con el diagrama (a) se obtiene una refinación mayor que con el (b). (39).

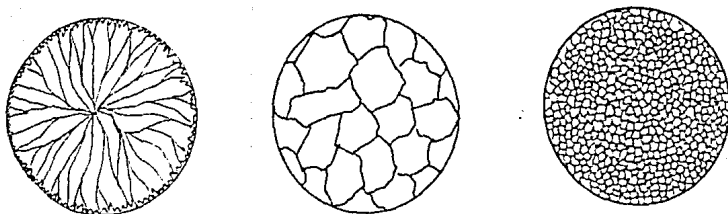


FIG. 8. Comparación del refinamiento de grano producido por adición de elementos aleantes y de refinadores de grano para piezas de aluminio coladas en DC. (a) aluminio, (b) aluminio con una adición de 4% de cobre, (c) aluminio con adición de 0.05 %Ti+ 0.01 %B. Notar la desaparición de granos columnares en (b) y el grano extremadamente fino en (c). (25).

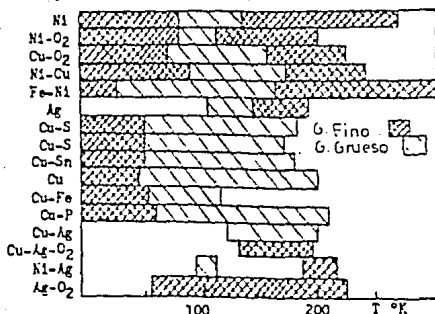


FIG. 9. Tamaño de grano en función del sobreenfriamiento alcanzado para la nucleación. (39).

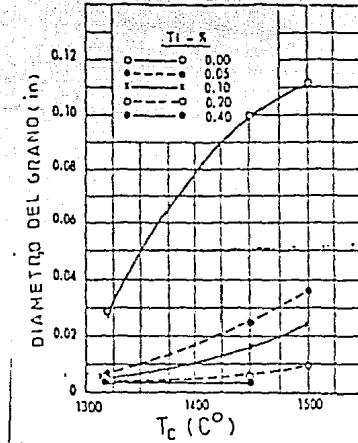


FIG. 10. Efecto de la temperatura de colada y el % de Ti adicionado sobre el tamaño de grano de una aleación Al-Cu (24).

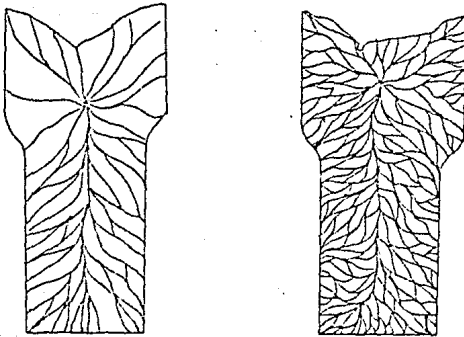


FIG. 11. Macroestructura de una pieza de aluminio superpuro colada en molde de arena (26).
 (a) sin refinar.
 (b) refinado con 0.01 % de Titanio.

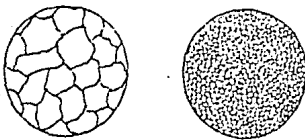


FIG. 12. Macroestructura de una pieza de Al-4 % Cu, (a) sin refinar, (b) refinada con 0.12 % Ti.

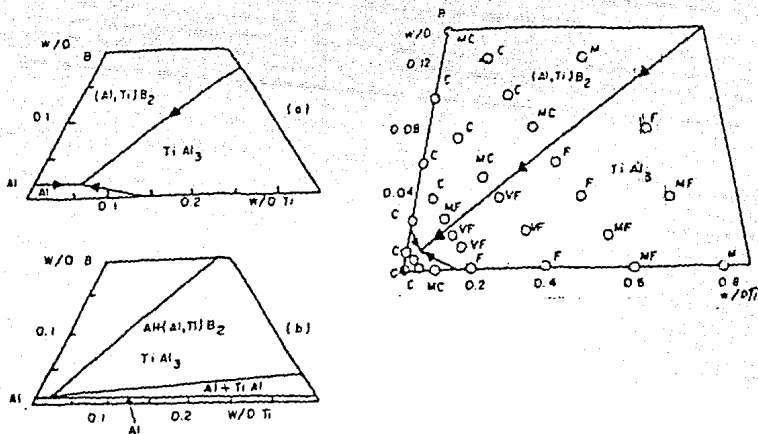


FIG. 13. Secciones del diagrama ternario Al-Ti-B y efecto de la adición combinada del Ti y el B, sobre el refinamiento del aluminio, C = grano grueso, MC = medio grueso, M = medio, MF = medio fino, F = fino y VF = muy fino. (43).

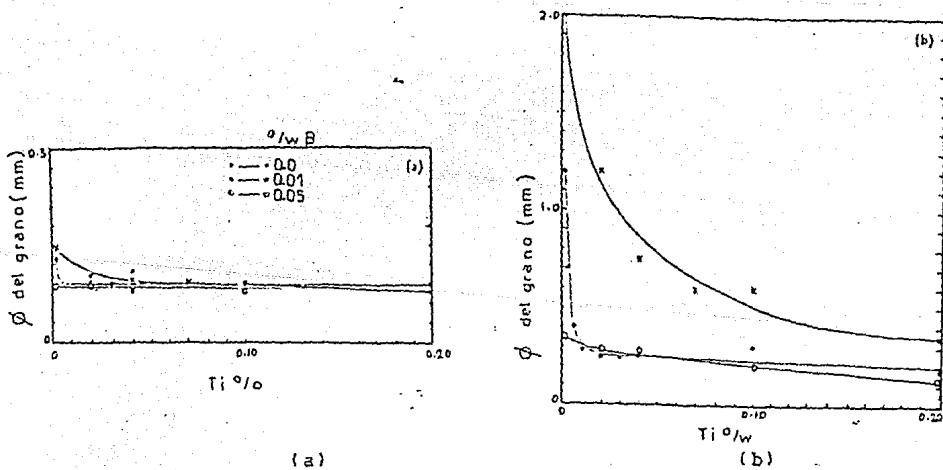


FIG. 14. Variación del tamaño de grano en una barra de Al-4.9% Cu (26), (a) refinada con Ti/B, (b) refinada con Ti.

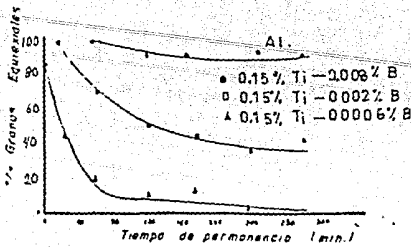


FIG. 15a. Efecto de varios niveles de B residual sobre la conducta refinante de 0.15% de Ti adicionado (42).

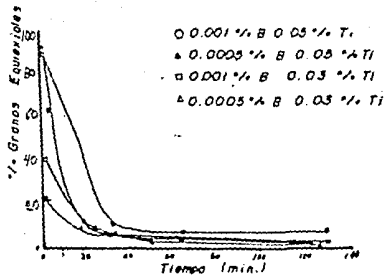


FIG. 15b. Comportamiento del poder refinante cuando se adiciona simultáneamente Ti y B en varias relaciones, sobre Al 99.99% de pureza (42).

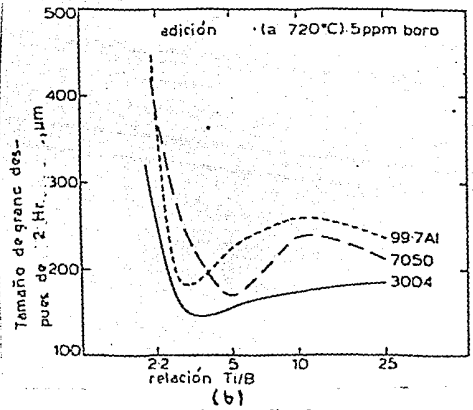
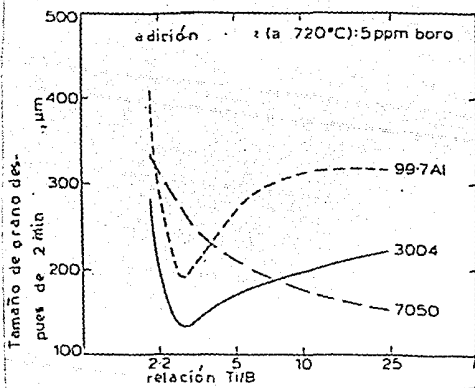


FIG. 16. Efecto de la relación Ti/B adicionada, sobre el tamaño de grano de tres aleaciones (35).

- (a) manteniendo el baño metálico, 2 min. a 720 °C.
- (b) manteniendo el baño metálico, 2 Hrs. a 720 °C.

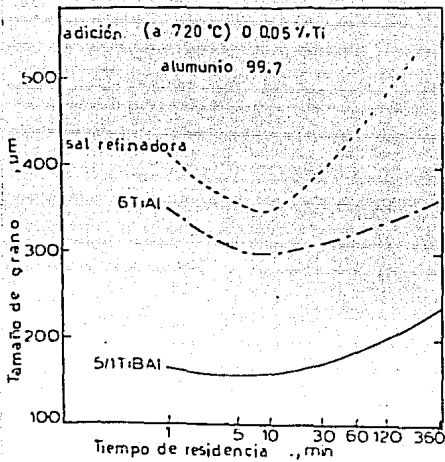


FIG. 17. Eficiencia de tres refinadores de grano, sal refinante, Aleaciones maestras Al-5Ti, Al-5Ti-1B. (35)

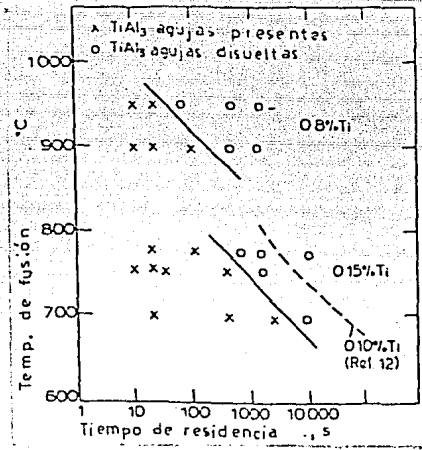


FIG. 18. Rapidez de disolución de partículas Tipo C de TiAl_3 en aluminio líquido agitado. (52)

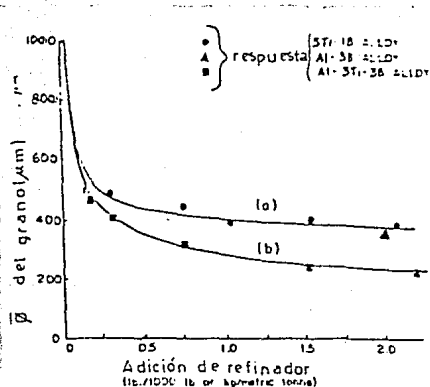


FIG. 19. Tamaño de grano encontrado en una aleación 356 (7Si, 0.3Mg, 0.1Fe). (a) refinado con aleación maestra Al-5Ti-1B, (b) Al-3Ti-3B. (42).

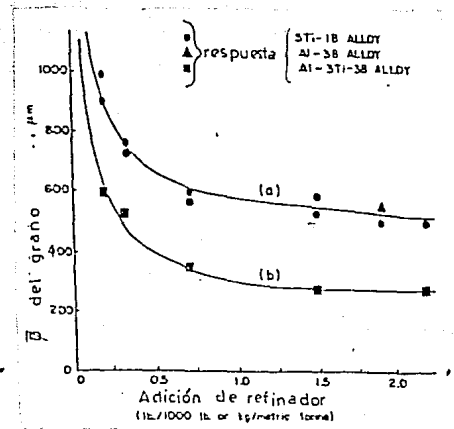


FIG. 20. Tamaño de grano encontrado en una aleación 319 (6Si, 3.5Cu, 1Fe, 1Zn, 0.5Mn). (a) refinada con aleación maestra Al-5Ti-1B y Al-1B, (b) Al-3Ti-3B. (42).

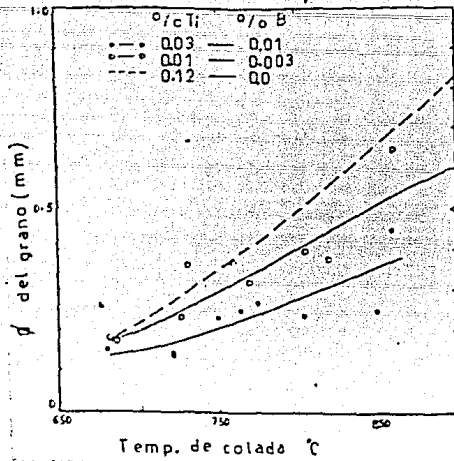


FIG. 21. Efecto del sobrecalentamiento sobre el tamaño de grano de una aleación Al-4.5 % Cu, refinada con 0.12 % Ti (26).

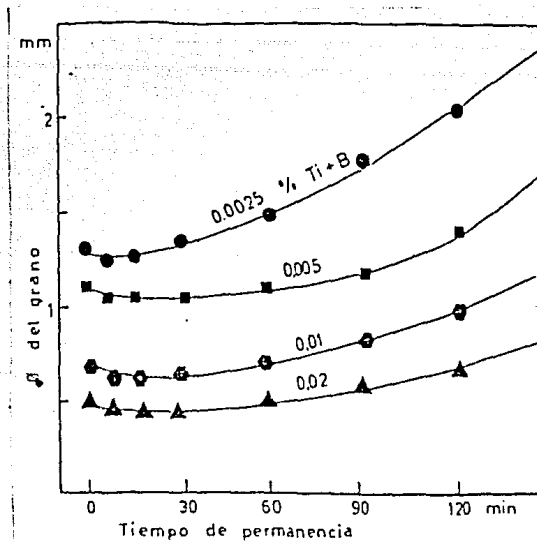


FIG. 22. Efecto del tiempo de residencia, sobre el decaimiento del poder refinante en función de la cantidad adicionada (25).

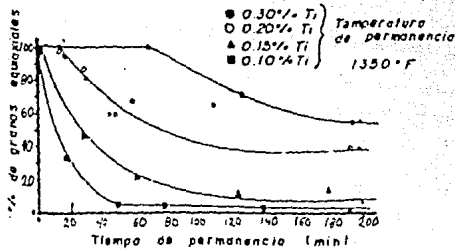


FIG. 23. Efecto del tiempo de residencia sobre el % de granos equiaxiales presentes, para % de Ti entre 0.1 y 0.30 (42)

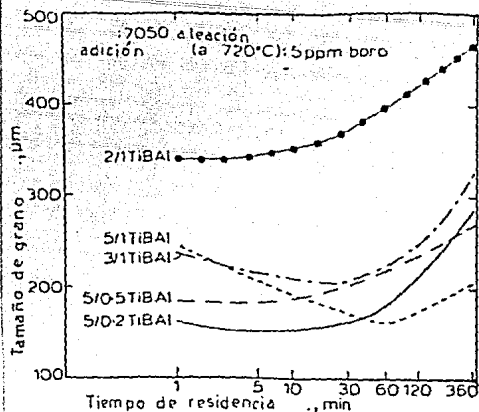


FIG. 24a. Efecto del tiempo de residencia del baño líquido en el tamaño de grano de una aleación 7050, para diferentes relaciones Ti/B adicionales (35).

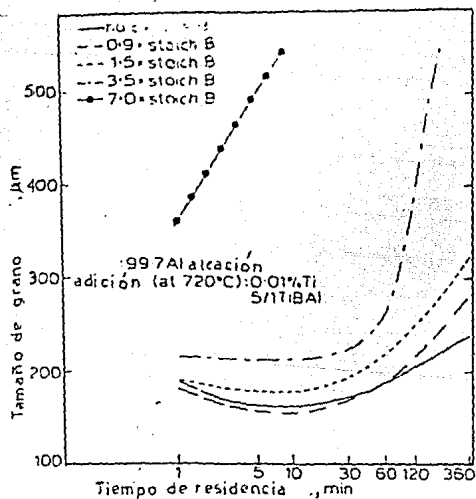


FIG. 24b. Igual a la Fig. 24a, pero ahora para Al de 99.7 % de pureza (35).

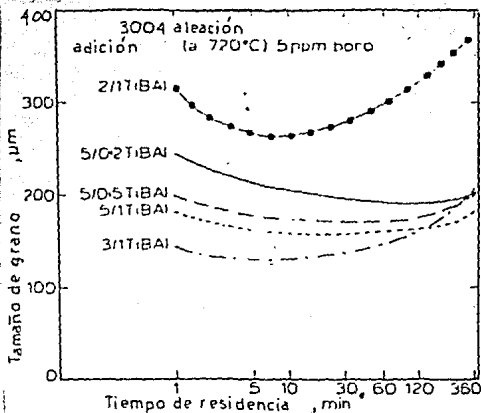
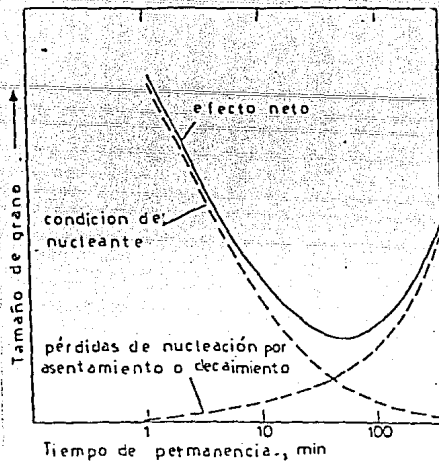


FIG. 24c. Igual a la fig. 24a, pero ahora para una aleación 3004 (35).



7 FIG. 25. Efectos que influyen en el decaimiento de un refinador de grano (52).

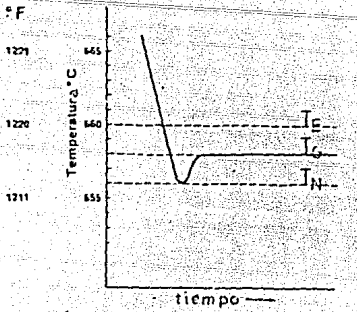


FIG. 26. Curva de enfriamiento para la nucleación de aluminio puro, T_E =temperatura de solidificación al equilibrio, T_N =temperatura de nucleación, T_G =temperatura de crecimiento. (41).

cristales de aluminio sólido

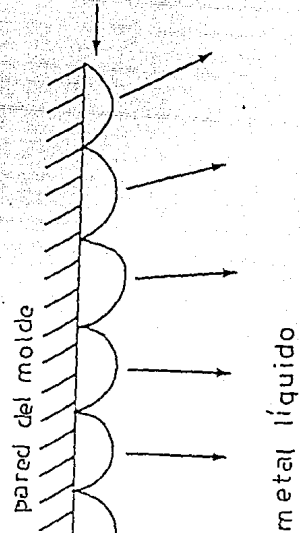
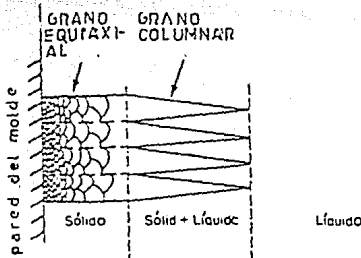
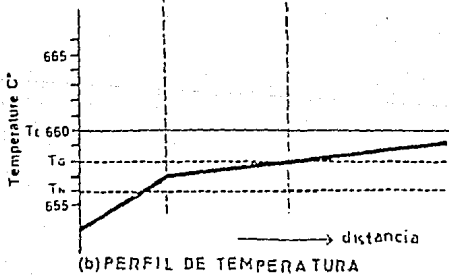


FIG. 27. Cristales de aluminio formados en la superficie del molde debido a que el metal se enfría por debajo de T_N . (41).



(a) PERFIL DE SOLIDIFICACION



(b) PERFIL DE TEMPERATURA

FIG. 28 Perfiles de solidificación y temperaturas para aluminio puro en una pieza colada. (41).

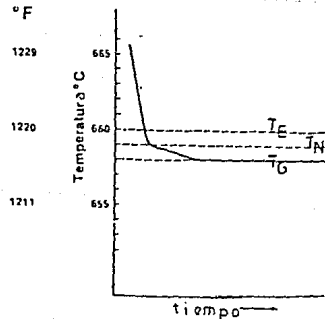
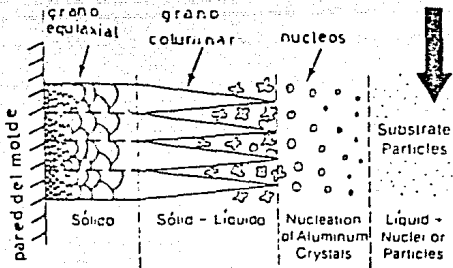
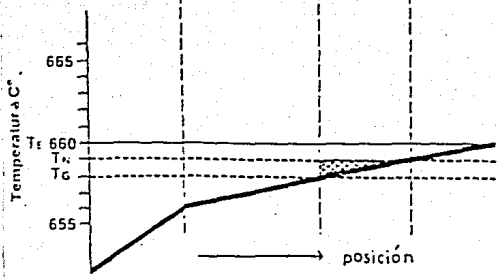


FIG. 29 Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio cuando se agregan partículas nucleantes. (41).



(a) PERFIL DE SOLIDIFICACION



(b) PERFIL DE TEMPERATURA

FIG.30. Perfiles de solidificación y temperatura de una pieza colada de aluminio cuando se agregan partículas nucleantes. (41).

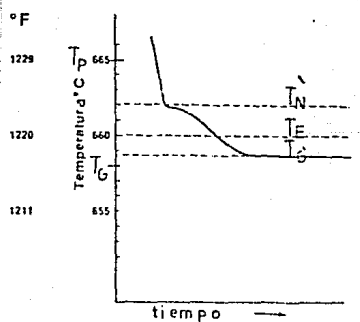


FIG.32 Curva de enfriamiento para la solidificación de aluminio con presencia de partículas de $TiAl_3$, T_P =temperatura peritética, T_N =temperatura de nucleación, T_G =temperatura de crecimiento.

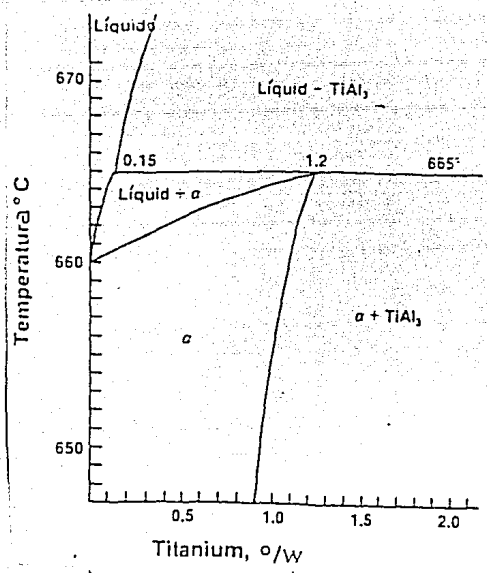


FIG.31. Detalle del diagrama de fases Al-Ti, en el cual se presenta la reacción peritética a 655°C y entre 0.15-1.2% Ti. (41).

TN

TG

- ① □ Partículas de $TiAl_3$
- ② □ Campo de difusión.
- ③ □ Nucleación de aluminio α
- ④ □ Inicio de la reacción peritética.
- ⑤ □ Transformación peritética $Q \rightarrow L$
- ⑥ □ Crecimiento primario de aluminio α
- ⑦ □ Inicio de la formación de la dendrita de aluminio de fase α

FIG.33. Representación del mecanismo de nucleación y crecimiento de cristales de aluminio cuando se adicionan partículas de $TiAl_3$.

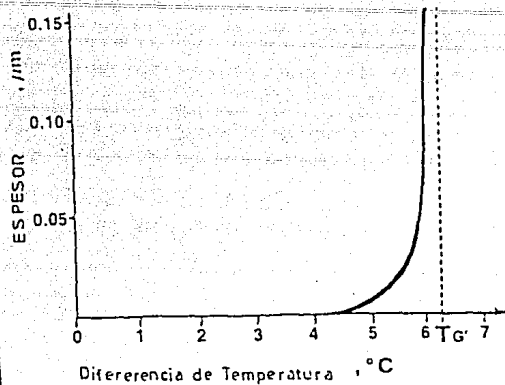
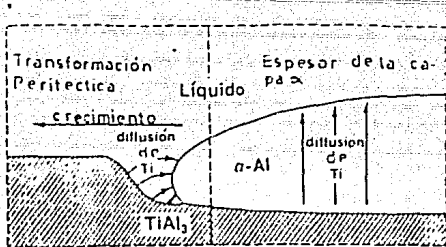


FIG.34 .Detalle de la reacción y trans-
formación peritética. (41)

FIG.35. Crecimiento calculado del
aluminio durante la trans-
formación peritética. (41)

SEN REFINADOR

CON REFINADOR

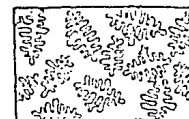
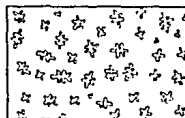
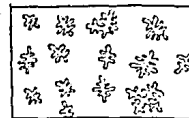
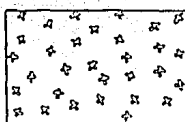
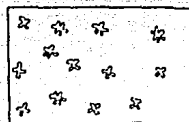
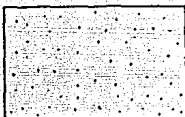


FIG.36. Secuencia de nucleación
y crecimiento de granos e
guiaciales para aluminio
sin refinar, notar la es-
trutura de grano grueso,
el espaciamento interden-
dritico y la porosidad in-
tergranular.

FIG.37. Secuencia de nucleación
y crecimiento de granos e
guiaciales para aluminio
con presencia de particu-
las de $TiAl_3$, observar -
la estructura de grano fi-
no, el espaciamento inter-
dendritico y la porosidad
intergranular.

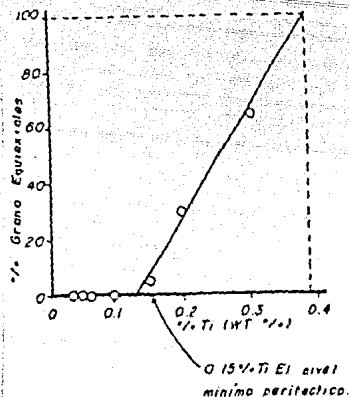


FIG.38. Inicio de la estabilidad de refinamiento para adiciones de Ti mayores a 0.15 %. (42)

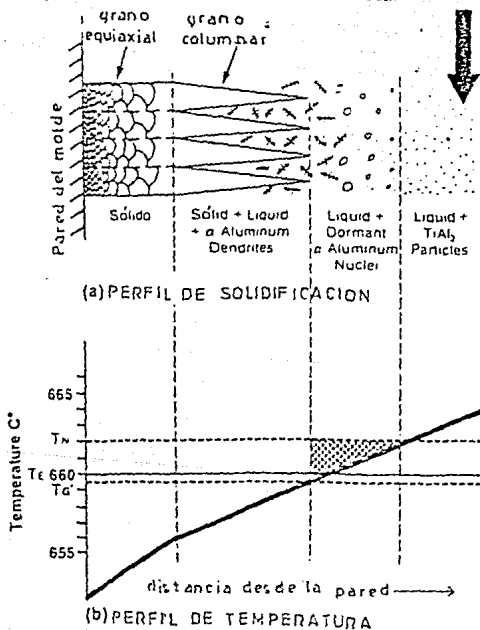


FIG.39. Perfil de solidificación y temperatura de una pieza colada de aluminio cuando se agregan partículas nucleantes de $TiAl_3$, notar la diferencia con la fig. 5. (41).

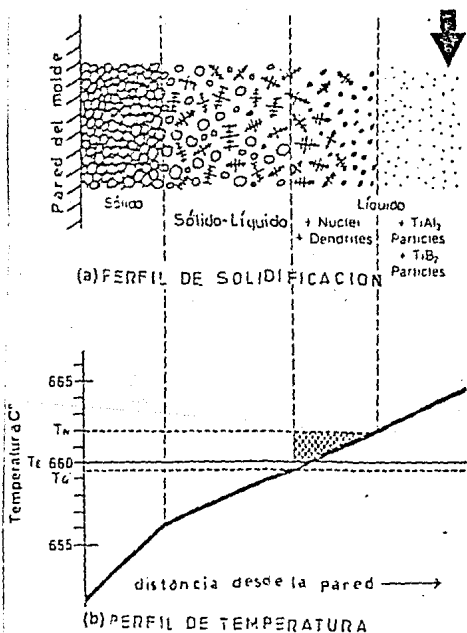


FIG.40. Perfiles de solidificación y temperatura de una pieza colada de aluminio cuando se adicionan aleaciones maestras con $TiAl_3$ y TiB_2 . (41).

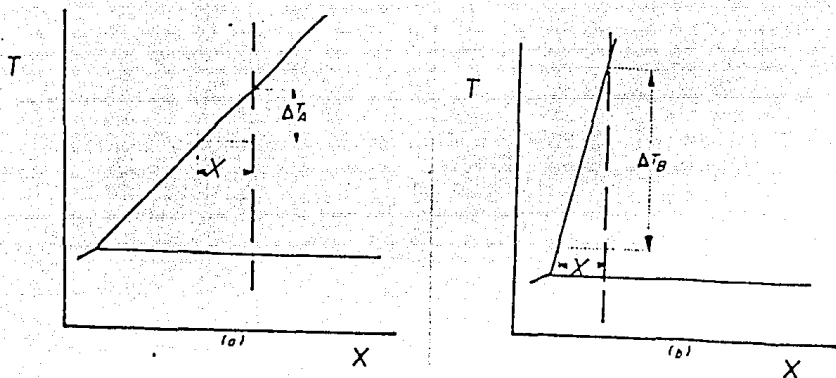


FIG. 41. Efecto de la inclinación de la línea de liquidus sobre el sobreenfriamiento necesario para la nucleación (27).
 (a) la supersaturación se alcanza con ΔT_A .
 (b) la supersaturación se alcanza con ΔT_B mayor que ΔT_A .

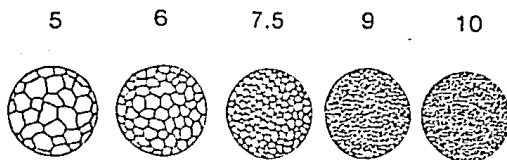


FIG. 42. Esquema comparativo para determinar el tamaño de grano de aleaciones base Aluminio en un instrumento de análisis térmico Alu-Delta (59).

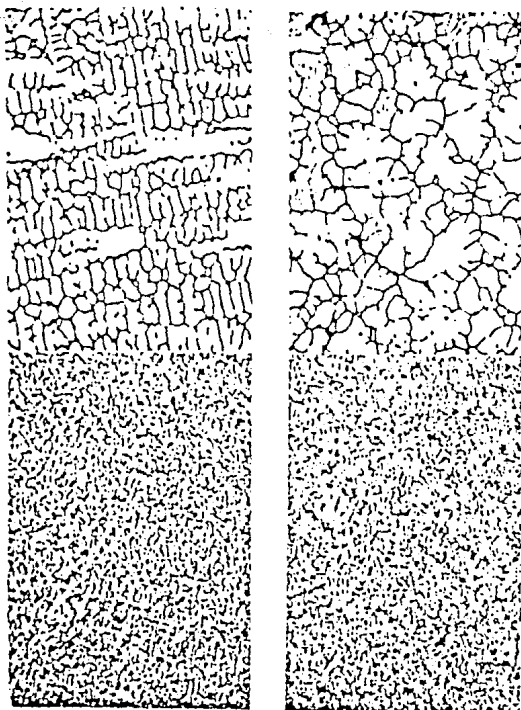


FIG.43. Efecto del refinamiento de grano en la distribución de los microconstituyentes en una aleación Al-5Cu-(1Pb+Bi) (X100) Fotografía superior: microestructura, fotografía inferior: radiografía. (a) sin refinador de grano (b) con 0.05%Ti-0.01%B. Nota el grano columnar - con un espaciado interdendrítico menor y una mejor distribución del Pb y el Bi. (25).

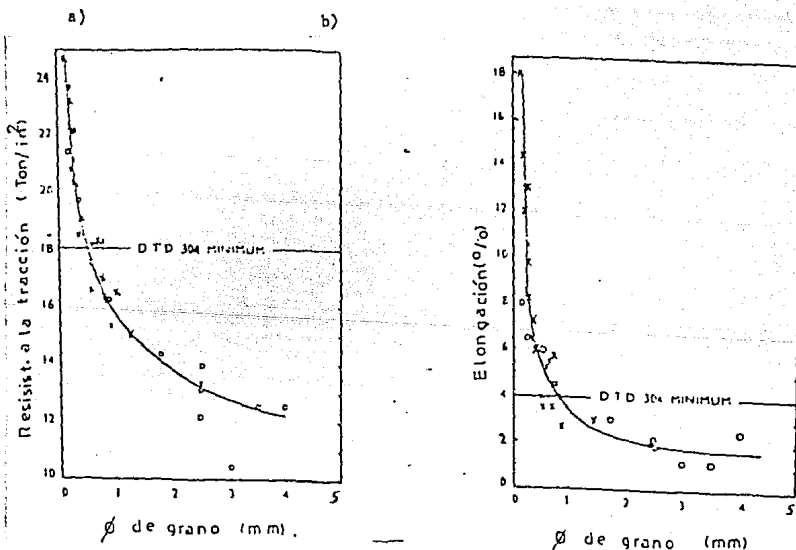


FIG.44. Variación de las propiedades mecánicas de una aleación Al-4.5%Cu, con el tamaño de grano. (a) Resistencia a la tracción, (b) elongación. (50).

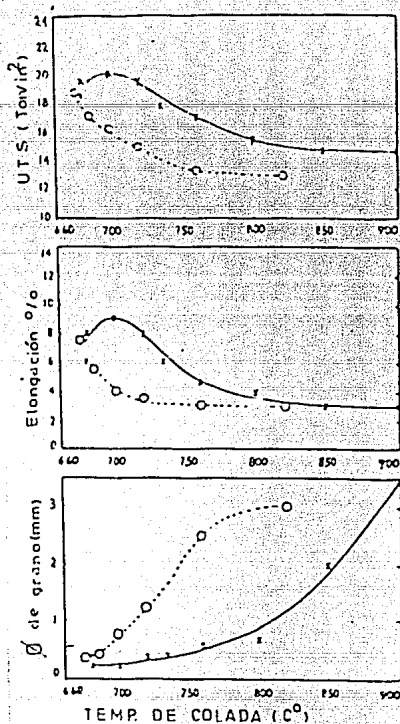


FIG.45. Variación de la resistencia a la tracción (UTS), elongación y tamaño de grano en una barra de prueba colada con aleación 204 (4.5% Cu y 1% Zn) con diferentes temperaturas de colada.

O---O indica que hubo sobrecalentamiento por arriba de la temperatura de colada.

X---X indica que no hubo sobrecalentamiento por arriba de la temperatura de colada. (50).

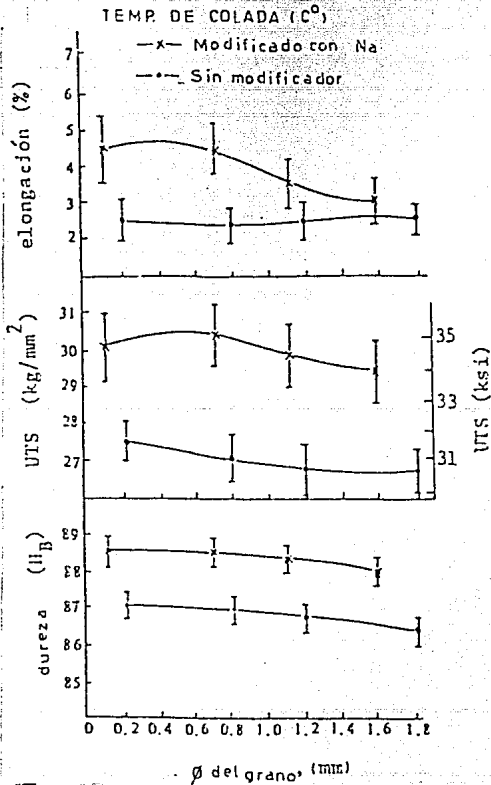


FIG.46. Propiedades mecánicas de barras de prueba coladas de una aleación A356 (Al-7%Si), en función del tamaño de grano. (50).

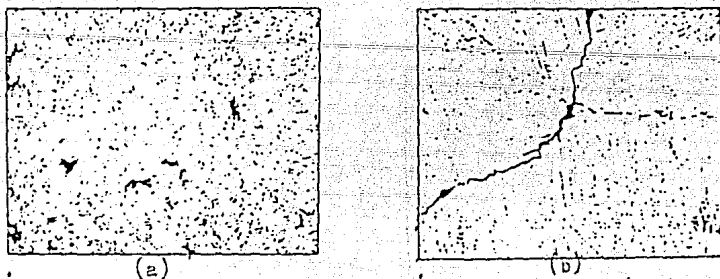


FIG.47. Distribución de porosidad en una aleación Al-4.5%Cu.
 (a) tamaño de grano 0.25 mm. y 0.8% de porosidad.
 (b) tamaño de grano 4.0 mm. y 0.8% de porosidad.(50).

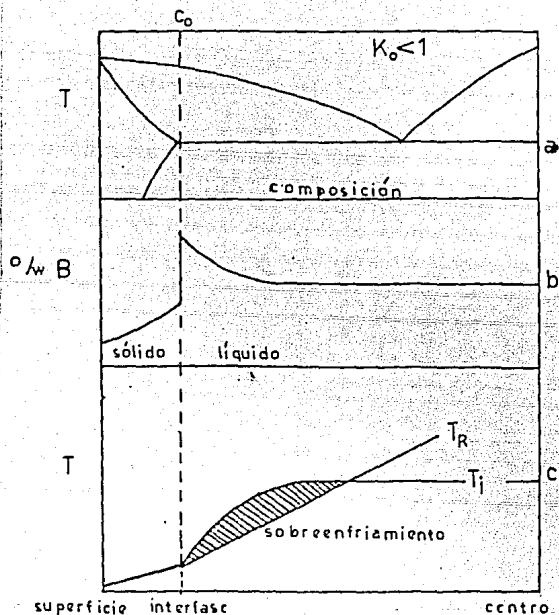


FIG.48. Sobreenfriamiento constitucional para una aleación de composición C_0 . (39).
 (a) diagrama de equilibrio.
 (b) distribución de soluto (metal B), de la superficie al centro.
 (c) perfil de temperaturas de solidificación en función de la acumulación local de soluto frente a la intercara.

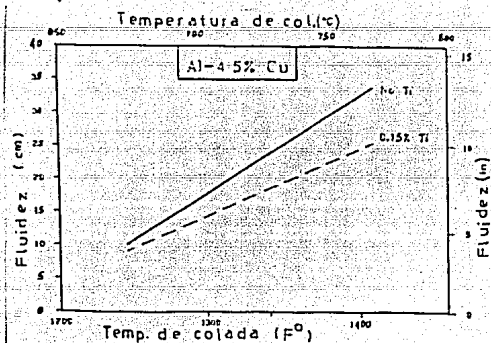


FIG.49. Reducción de la fluidez de una aleación Al-4.5%Cu como consecuencia de la adición de 0.15%Ti como refinador. (62).

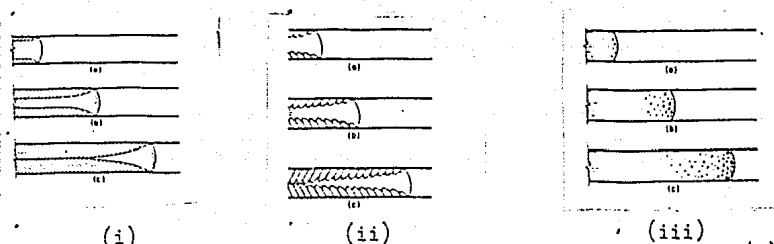


FIG.50. Patrón de solidificación de (i) metal de alta pureza, (b) aleación y (c) aleación con partículas nucleantes. (87).

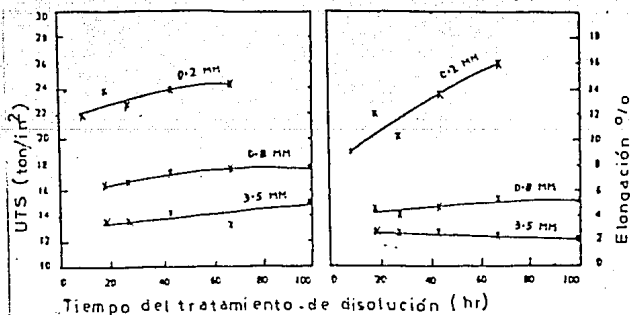


FIG.51. Respuesta al tratamiento térmico de una aleación Al-4.5%Cu para diferentes tamaños de grano. (63).

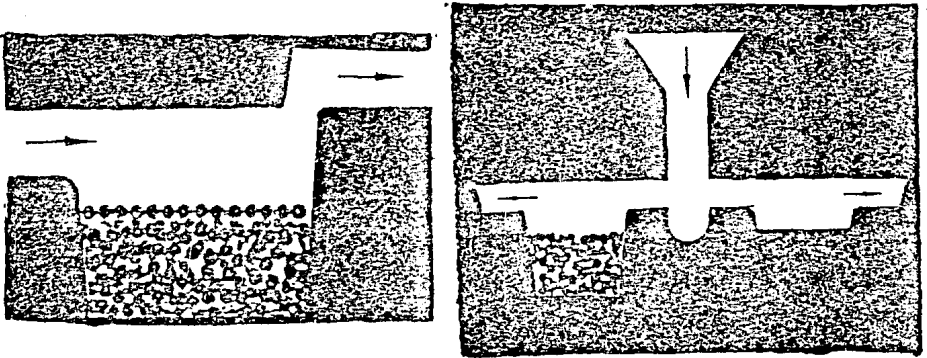


FIG. 52. Esquema en el que se puede apreciar la cámara para procesos de tratamiento en el molde (modulización). (76).

PROCESO SANDWICH

Fusión
 Desulfuración
 Tratamiento con Mg.
 Escoriado
 Inoculación
 Control de tiempo
 Control de temperatura
 Especimen de prueba
 Colada
 Inspección

PROCESO INMOLD

fusión
 desulfuración
 Tratamiento con Mg.
 Control de temperatura
 Colada
 Inspección

Fig. 53. Comparación de las fases de productividad de los procesos de modulización en el molde (inmold) y sandwich. (66.)

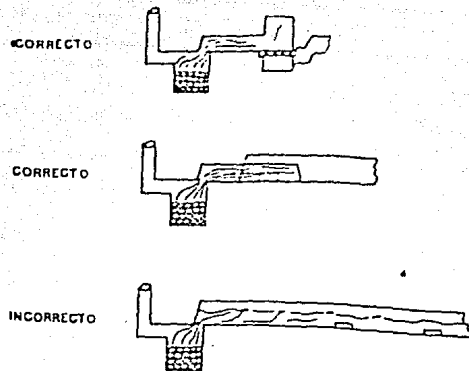


FIG.54. Representación del flujo metálico en el sistema de colada que lleva el magnesio en solución así como los gases generados, al reaccionar el metal líquido y el material de tratamiento. (64.)

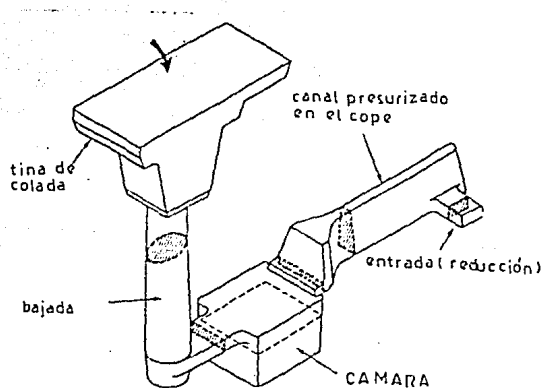


FIG.55. Esquema típico para el tratamiento en el molde que ensambla el sistema de colada con la cámara de reacción (80).

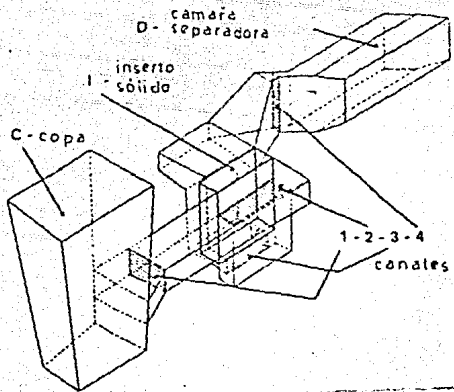


FIG. 56 a

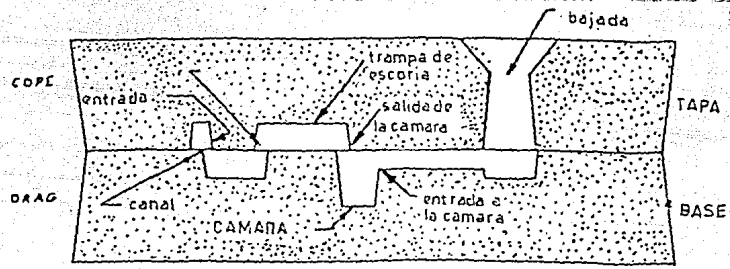


FIG. 56 b.

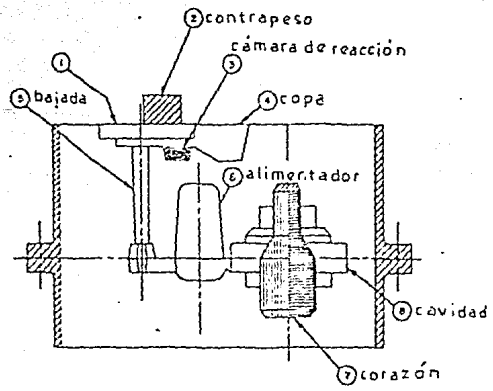


FIG. 56 c.

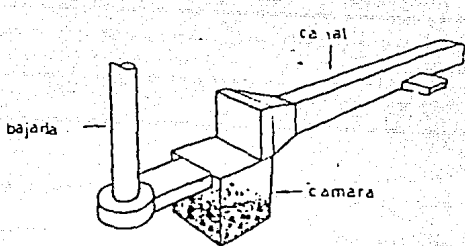


FIG. 56 d.

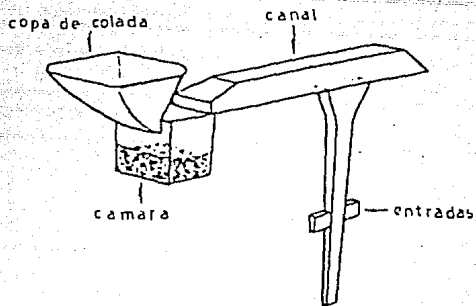


FIG. 56 e.

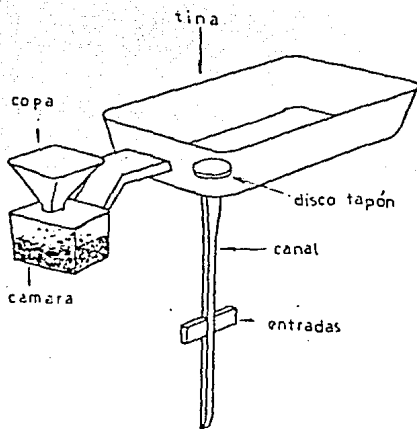
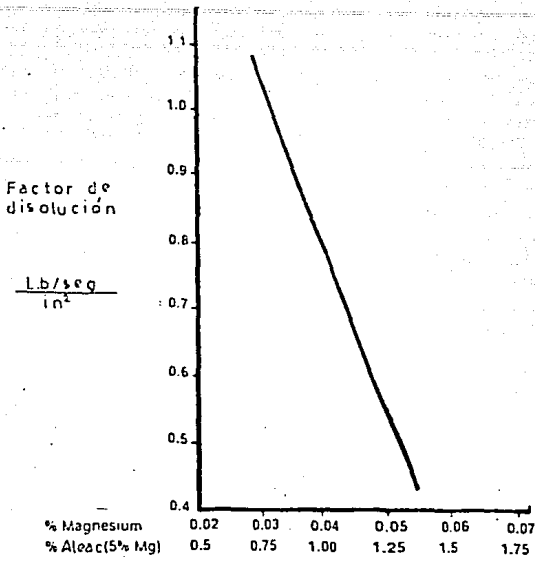


FIG. 56 f.

- FIG. 56. Diversos diseños de sistemas de colada para tratamiento en el molde.
- (a) vista isométrica para utilizar inserto sólido (76.)
 - (b) sistema cope-irag que indica las áreas críticas del sistema de colada (69)
 - (c) sistema con cámara de reacción delante de la copa de colada (67)
 - (d) sistema con canal decreciente (74)
 - (e) sistema para moldeo con línea de partición vertical (74)
 - (f) sistema para colada vertical y cámara de reacción debajo de la copa de colada (74).



SF = $\frac{\text{gasto}}{\text{área transversal de la cámara}}$

Area de la cámara = $N_{Mg} \times W / K \times T$

AC = $0.06 \times 250 / 0.032 \times 50 = 9.3 \text{ in}^2$

donde: N_{Mg} magnesio requerido
 K factor de eficiencia
 W peso del metal colado
 T tiempo en segundos

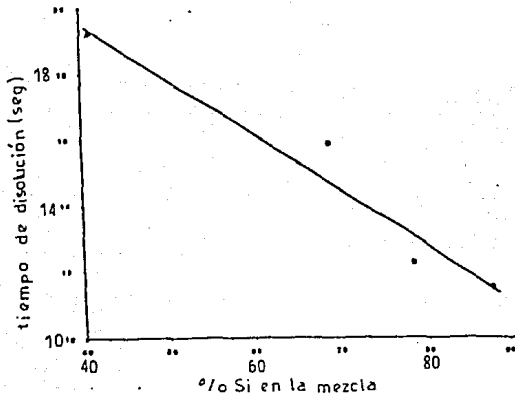


FIG.57. Comportamiento de factores de disolución para elemento nodulizante
 (a) Factor de disolución para rendimiento de magnesio
 (b) Efecto del contenido de silicio en la rapidez de disolución de la mezcla nodulizante (79).

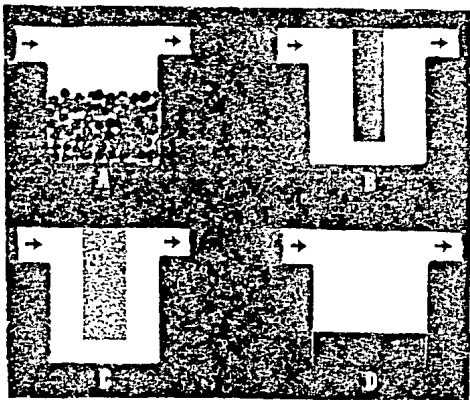


FIG. 58. Diferentes métodos de nodulización en el molde (76)

- (a) aleación granular.
- (b) inserto sólido vertical
- (c) inserto vertical sinterizado
- (d) inserto sólido horizontal

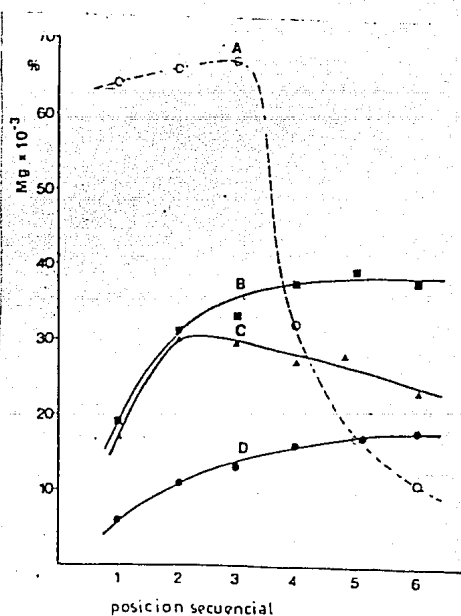
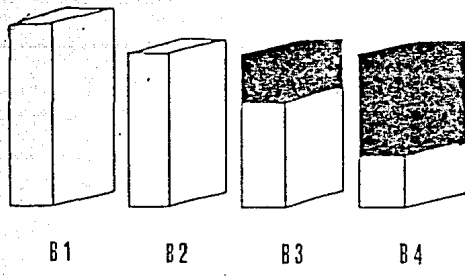
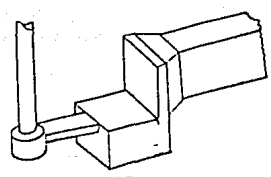


FIG. 59. Comparación de los diferentes métodos de nodulización (76).

- (a) aleación granular ($SSA = 60 \text{ cm}^2 \text{ seg}/\text{Kg}$)
- (b) inserto sólido vertical ($SSA = 30 \text{ cm}^2 \text{ seg}/\text{Kg}$)
- (c) inserto vertical sinterizado ($SSA = 40 \text{ cm}^2 \text{ seg}/\text{Kg}$)
- (d) inserto sólido horizontal ($SSA = 15 \text{ cm}^2 \text{ seg}/\text{Kg}$)



• FIG. 60. Variación de la SSA en un inserto sólido cuando disminuye el "área de disolución específica" (76).
 B1. SSA = 35 cm² s/Kg. B2. SSA = 30 cm² s/Kg.
 B3. SSA = 20 cm² s/Kg. B4. SSA = 10 cm² s/Kg.



• FIG. 61. Ubicación correcta de la cámara de nodulización en el sistema de colada, observar la reducción en la parte superior y final de la cámara (77).

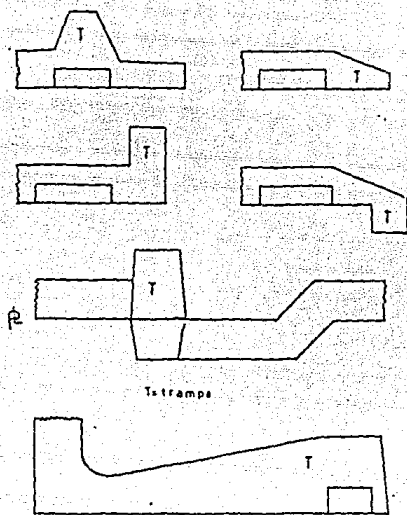
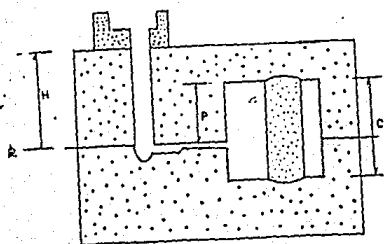


Fig. 62. Diferentes esquemas de trampas de escoria integradas al sistema de colada (83, 87, 89).



Sistema de control para la velocidad de llenado (reducción):

$$\text{Área de la reducción} = \frac{\text{Peso de colada} \cdot K}{\text{Tpo. de llenado} \cdot \text{EHM}}$$

$$K = 0.34, \text{EHM} = H - (P^2 / 2C)$$

FIG. 63. Área de la reducción para el control del flujo metálico y cálculo de la altura metalostática, EHM (79).

CAPITULO 4

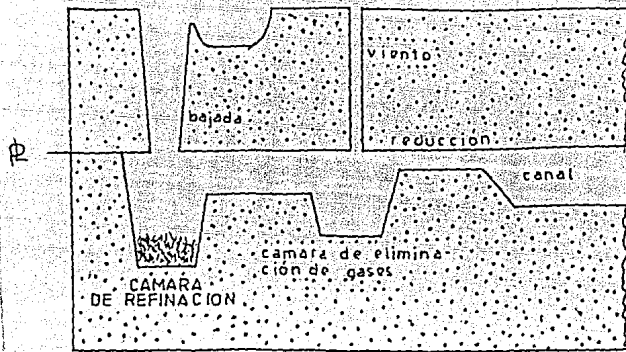


FIG. 64. esquema general del sistema de colada para el proceso de Refinación en el Molde, utilizado por Olan y García (83).

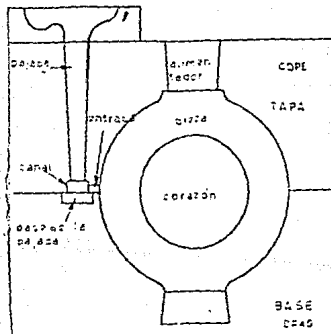


FIG. 65. Sistema de colada recomendado para piezas de aluminio con sus principales componentes (96).

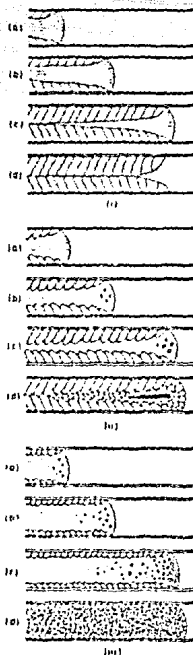


FIG.66. Solidificación en canales (86).

- (i) con intercara plana, caso de metales puros.
- (ii) con intercara dentada, caso de soluciones sólidas diluidas.
- (iii) con nucleación independiente, caso de soluciones sólidas con refinador.

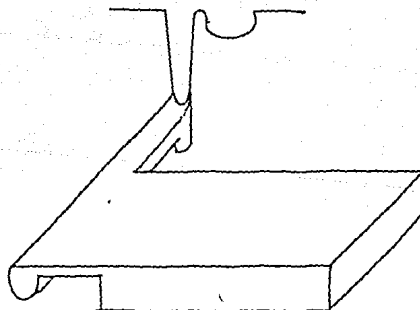


FIG.67. Sistema de colada en forma de cuchilla (tipo Knife), aplicado a algunas piezas de aluminio. (56).

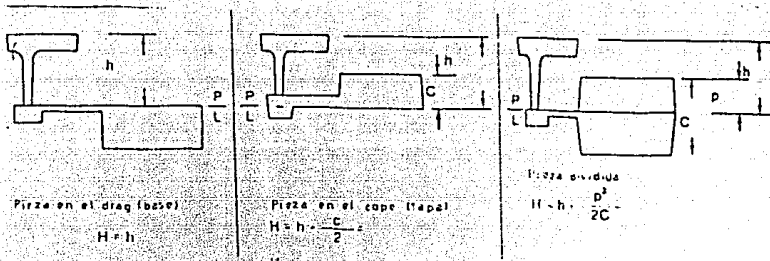


FIG. 68. Esquema y formulas para determinar la altura metalostática efectiva de la bajada, H', en función de la posición de la pieza en el molde (93).

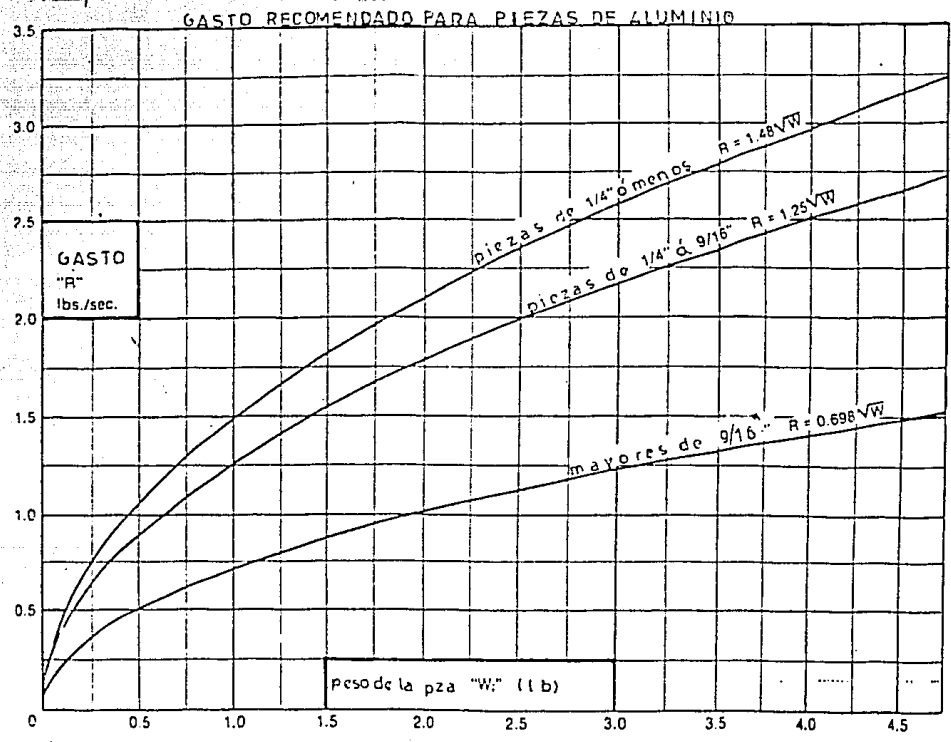


FIG. 69. Grafico para determinar el gasto de colada, R, para piezas de: (a) 0 a 5 lbs., (b) 0 a 20 lbs, (c) 0 a 200 lbs. (93)

(b)

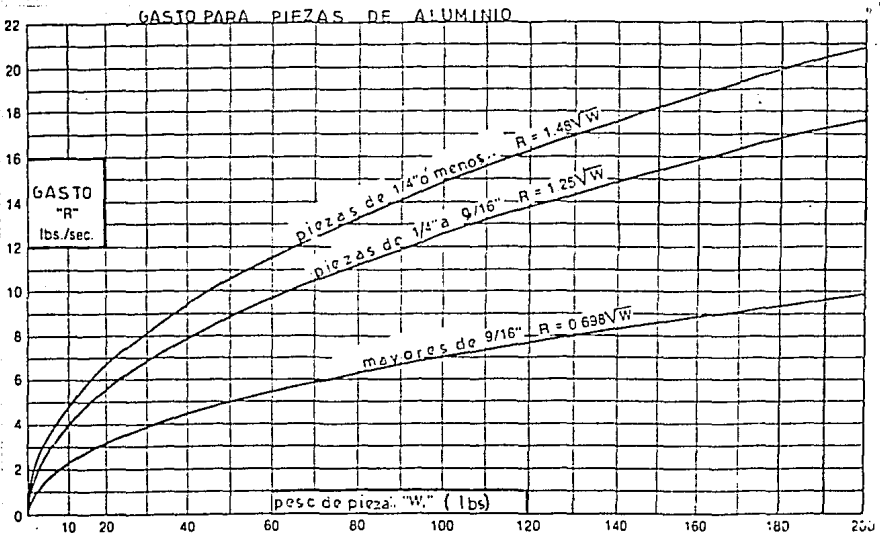
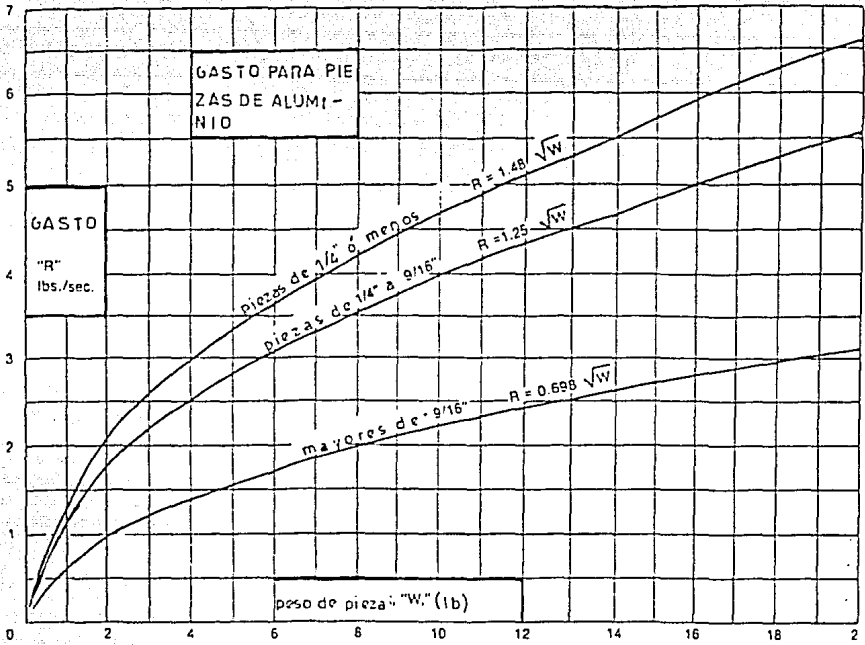


FIG.69 (c)

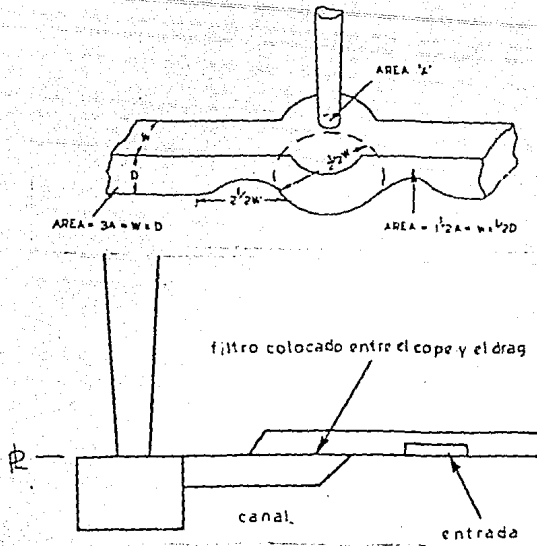


FIG.70. Detalles sugeridos para un diseño alecuado de sistemas de colada, (a)diseño de la bajada y la reducción, (b) diseño del canal y entrada (86,91)

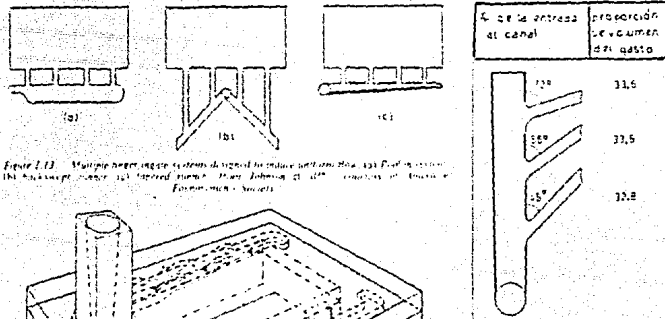


Figura 71. Multiple weir gates system design to reduce spillway flow. (a) Plan view (b) side view (c) side view of the gate structure. (86,87,88,95)

FIG.71. Gasto uniformemente repartido en sistemas de colada con canales y/o entradas múltiples (86,87,88,95).

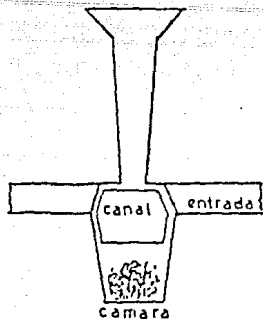


FIG.72. Detalle de la ubicación de la cámara para el proceso en el final de la bajada. (85)

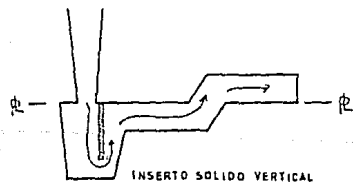
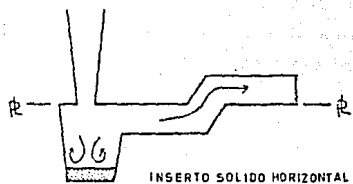
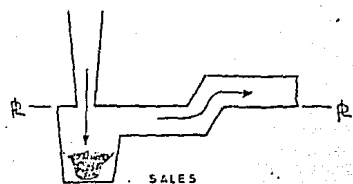


FIG.73. Métodos propuestos en este trabajo para el tratamiento de refinación en el mold molde.

- (a) sales
- (b) inserto sólido horizontal
- (c) inserto sólido vertical
- (d) aleación maestra en rebaba

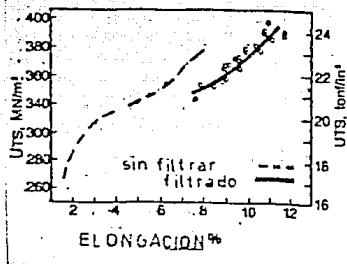


FIG. 74. Propiedades mecánicas de una aleación con 4.5%Cu y 1.5%Mg y el resto de aluminio, con tratamiento térmico de disolución y envejecimiento, para piezas filtradas y piezas sin filtrar (98).

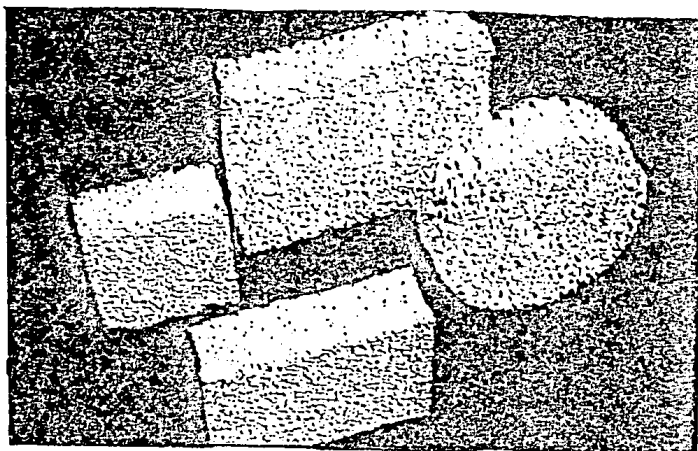


FIG. 75. Filtros cerámicos típicos utilizados en piezas de aluminio (98).

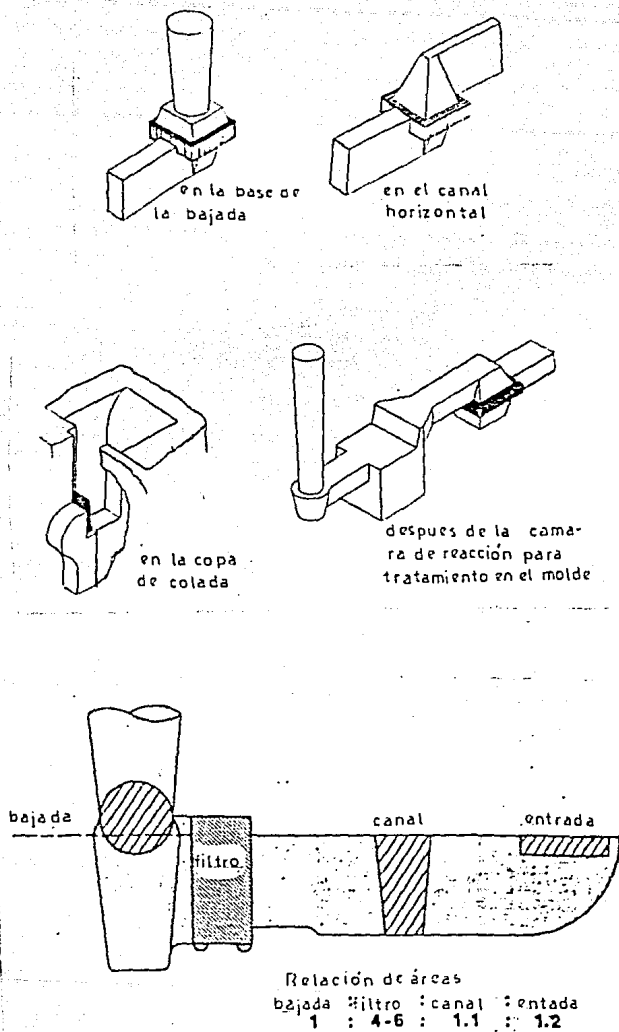


FIG. 36. (a) Ubicaciones comunes de filtros en sistemas de colada. (97).
 (b) Detalle de la colocación de un filtro cerámico, en el sistema de colada (97,98).

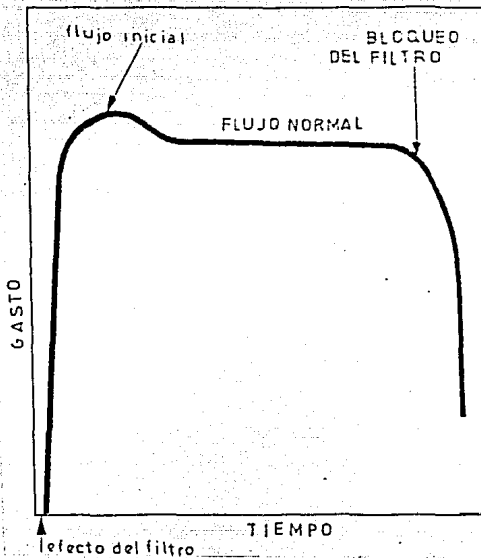


FIG.77. Diagrama esquemático del gasto a través del filtro cerámico en función del tiempo. (100).

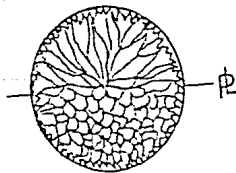


FIG.78. Zona de granos duplex provocada por asentamiento y/o decaimiento del refinador de grano. (101).

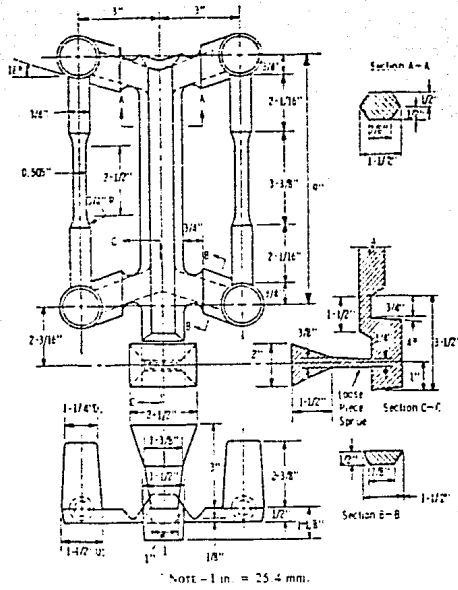
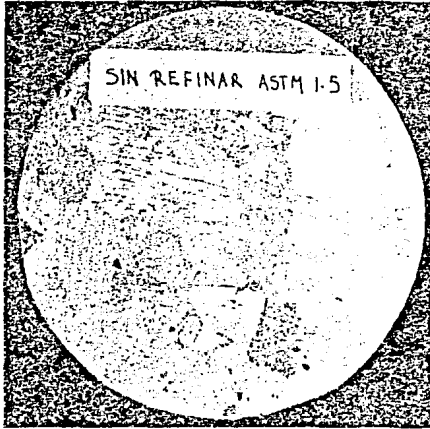
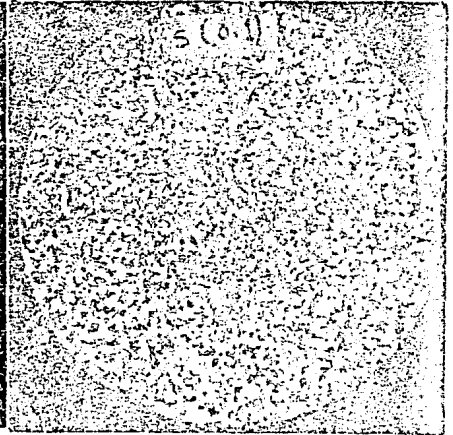


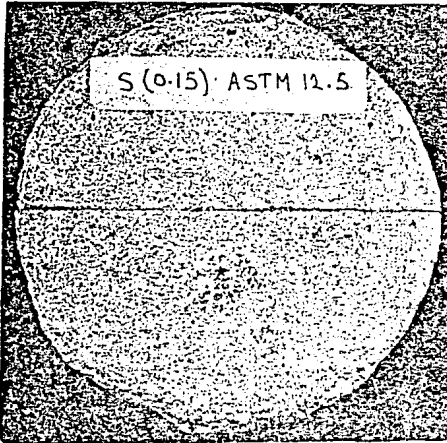
Fig. 7-9. Pieza para obtener barras de tensión coladas, sugerida en la norma B26-76a (102,103).



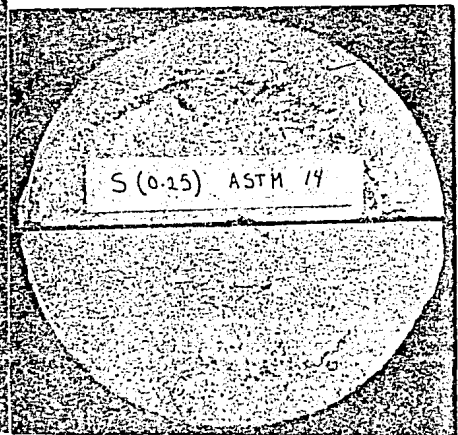
FOT. 80a



FOT. 80b

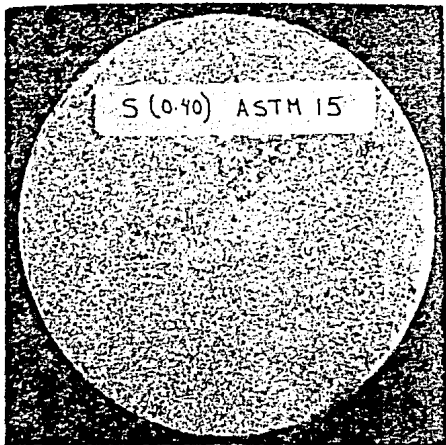


FOT. 80c

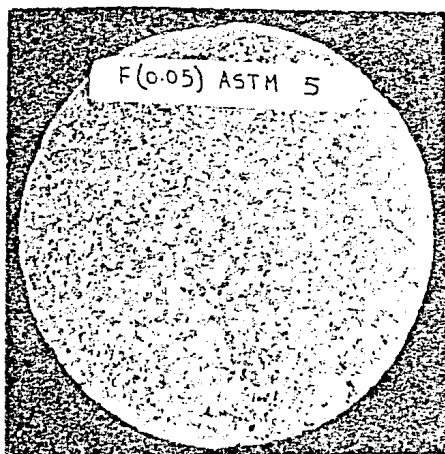


FOT. 80d.

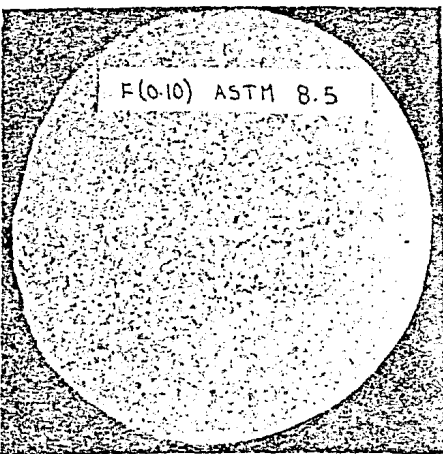
FOT. 80. Relación tamaño de grano contra % de Ti adicionado, para el refinador fluorotitanato de potasio, (a) sin refinar, (b) S(0.01), (c) S(0.15), (d) S(0.25), (e) S(0.40).



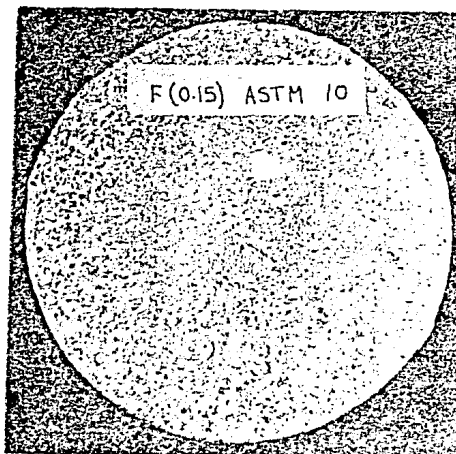
FOT. 80 e.



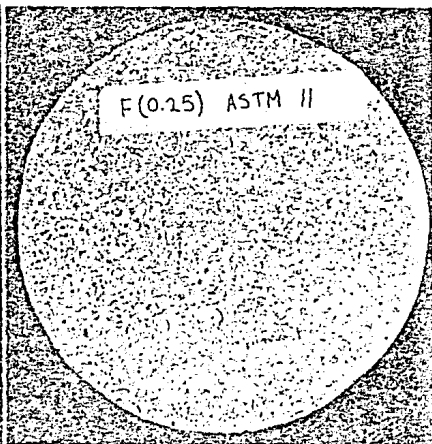
FOT. 81 a .



FOT. 81 b.

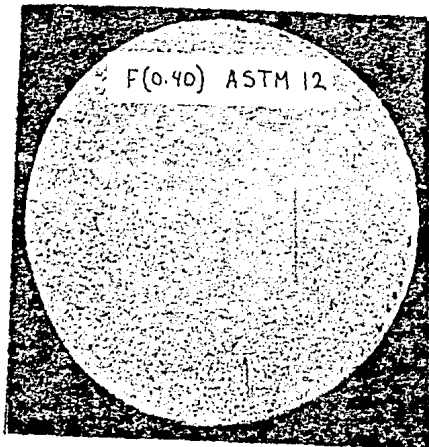


FOT. 81 c



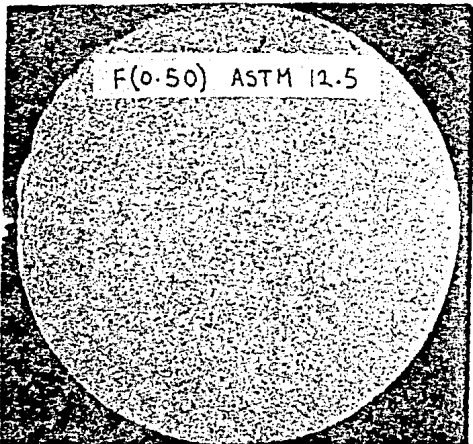
FOT. 81 d

, FOT. 81. Relación tamaño de grano contra % de sal adicionada, pa
ra el refinador Nucleant 75 (FOSECO), (a) F(0.05), (b)
F(0.10), (c) F(0.15), (d) F(0.25), (e) F(0.40), (f) F(0.50).



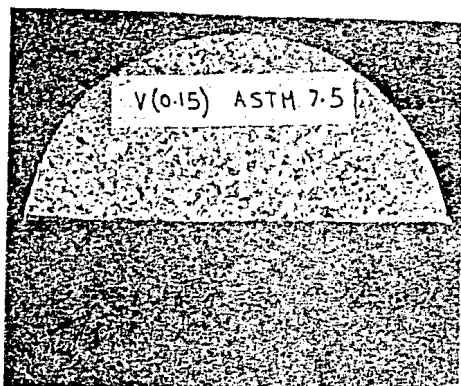
F(0.40) ASTM 12

FOT. 81 e

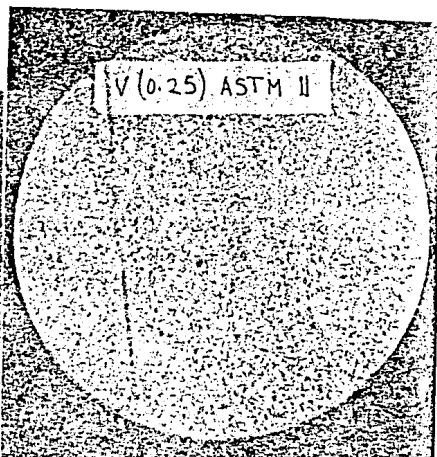


F(0.50) ASTM 12.5

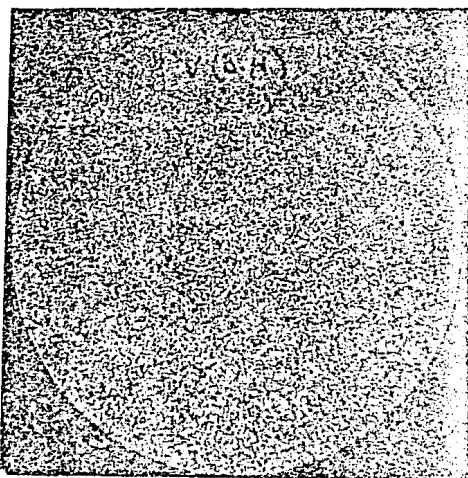
FOT. 81 f



FOT. 82a

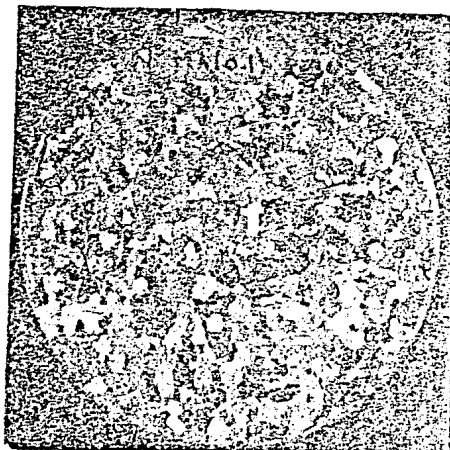


FOT. 82b

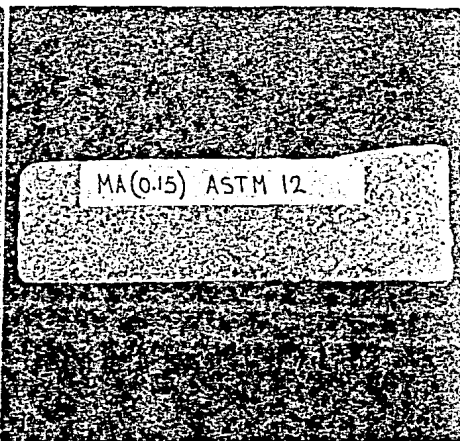


FOT. 82c

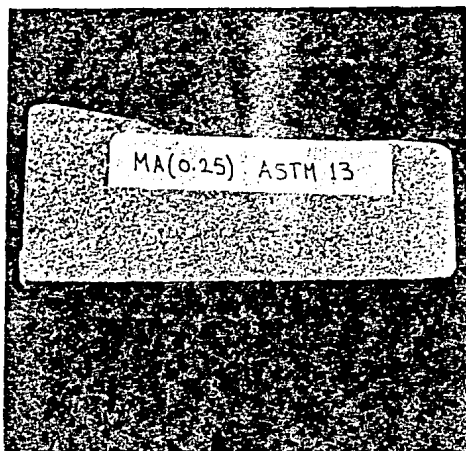
FOT. 82. Relación tamaño de grno contra % de sal adicionado, para el refinador Titanal 1 (VULCANO), (a) V(0.15), (b) V(0.25) (c) V(0.40).



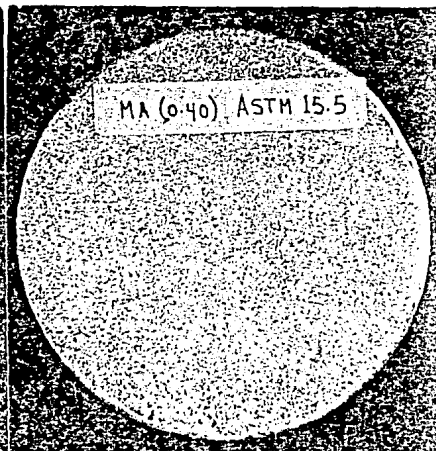
FOT. 83 a



FOT. 83 b



FOT. 83 c



FOT. 83 d

FOT. 83. Relación tamaño de grano contra % de titanio adicionado, para la aleación maestra Tital 6 (KB Alloys), (a) MA(0.10) (b) MA(0.25), (c) MA(0.40).

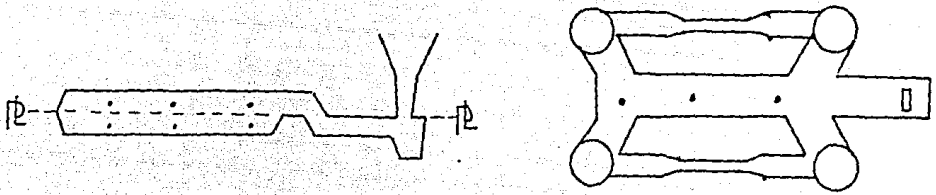


FIG. 84 . Zonas de muestreo para la realización del análisis químico de las piezas de prueba, (a) vista lateral y (b) vista superior.

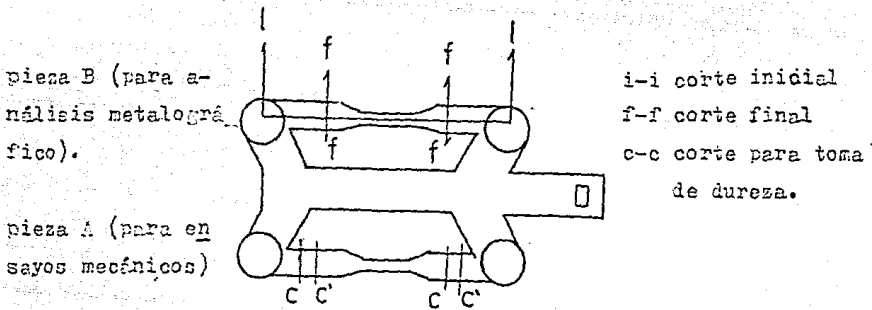
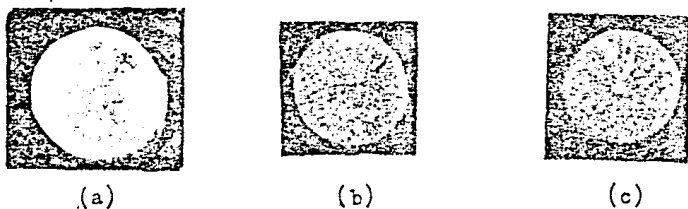
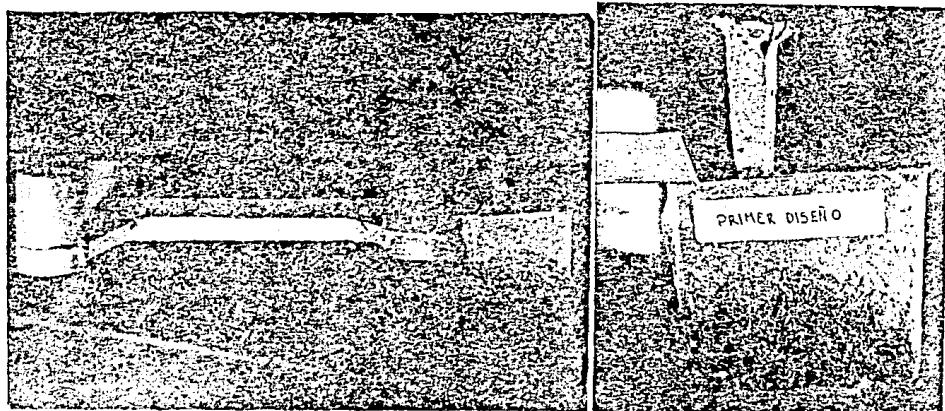


FIG. 85 Detalle de las zonas para análisis metalográfico y ensayos mecánicos.



FOT. 86. Resultados comparativos obtenidos con el primer diseño del sistema de colada-cámara de reacción, utilizando como refinante sal de fluorotitanato de potasio y como material base aluminio de 99.7 % de pureza, (a) sin refinar, (b) REC(S)0.15, (c) REM(S)0.15.



FOT. 87. Detalle del primer diseño de la cámara de reacción, observar la zona quemada debido a la reacción del refinador.



a



b.

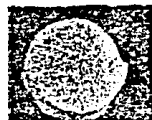
FIG. 88. Resultados comparativos obtenidos con el segundo diseño sistema de colada-cámara de reacción, utilizando como refinante sal de fluorotitanato de potasio y como material base aluminio de 99.7 % de pureza, (a) REC(S) 0.15, (b) REM(S)0.15 .



a



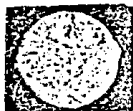
b



c

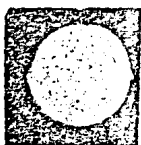


d

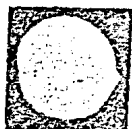


e

FOT. 89. Resultados comparativos obtenidos con el tercer diseño del sistema de colada-cámara de reacción, utilizando sal de fluorotitanato de potasio y aluminio de 99.7 % de pureza, (a) sin refinar, (b) REC(S)0.10, (c) REC(S)0.15, (d) REM(S)0.10 y REM(S)0.15.



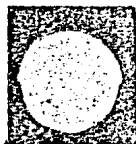
f.



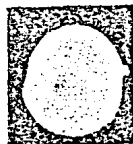
g



h

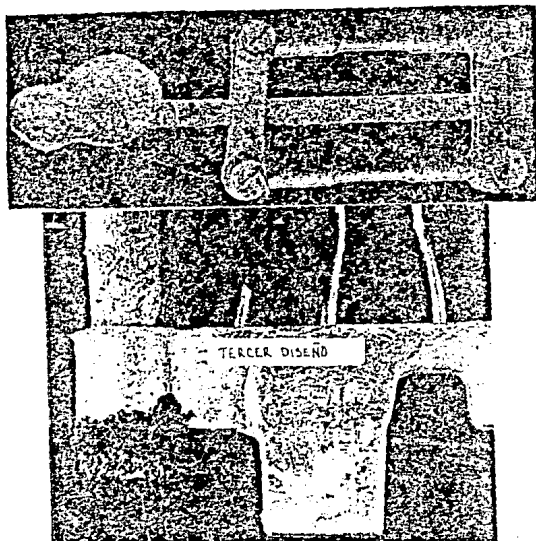


i

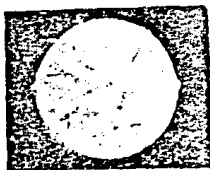


j

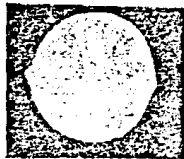
FOT. 89. Resultados comparativos obtenidos con el tercer diseño del sistema de colada-cámara de reacción, utilizando sal de fluorotitanato de potasio y aluminio de 98.5 % de pureza, (f) sin refinar, (g) REC(S)0.15, (h) REC(S)0.25, - (i) REM(S)0.15 y (j) REM(S)0.25.



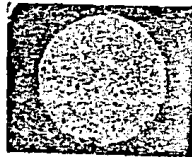
FOT. 89k. Detalle del tercer diseño de la cámara de reacción-sistema de colada



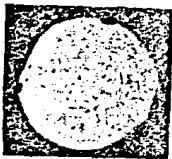
a



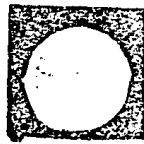
b



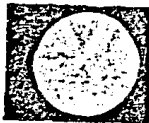
c



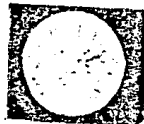
d



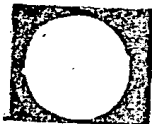
e



f



g



h

FOT. 30. Resultados comparativos obtenidos con el tercer diseño del sistema de colada-cámara de reacción, utilizando como refinador la sal Nucleant 75 (FOSECO) y aluminio de 99.7 % de pureza, (a) REC(F)0.15, (b) REC(F)0.25, (c) REC(F)0.40, (d) REC(F)0.50, (e) REM(F)0.15, (f) REM(F)0.25, (g) REM(F)-0.40, (h) REM(F)0.50.

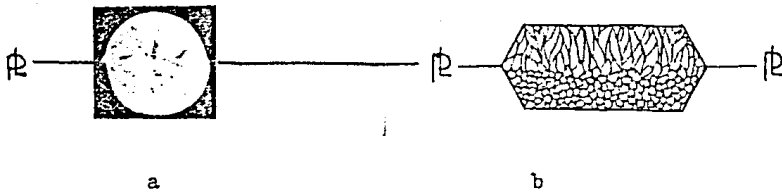


FIG. 91. Estructura duplex presentada en las piezas de prueba en las que se utilizo aluminio de 99.7 % de pureza, (a) de talle de la sección transversal de la probeta de tensión (b) esquema de la macroestructura de la sección transversal del canal.

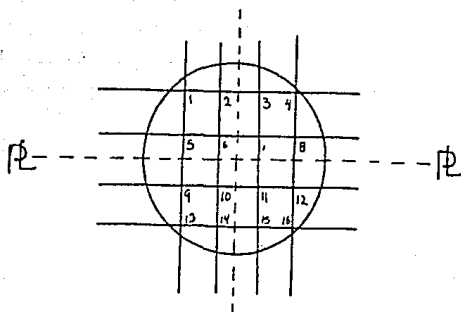
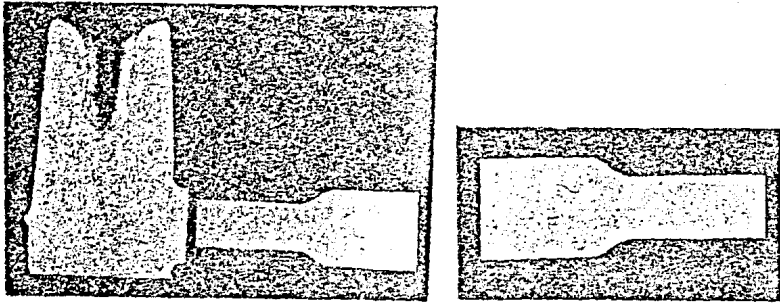


FIG. 92. Rejilla para mapeo composicional, utilizada en la prueba REC(F)0.25, para determinar la distribución local de titanio, con el Microscópio Electrónico de Barrido.



FOT. 93. Macroestructura de la unión alimentador-entrada y probeta de tensión, en el que se muestra la zona duplex, notar que el grano columnar se sitúa por encima del plano de partición.

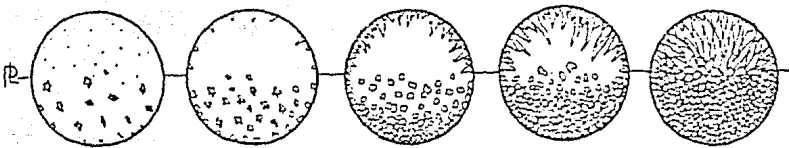
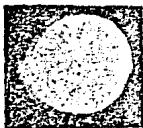
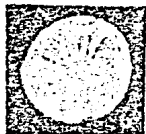


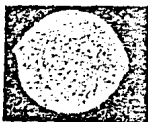
FIG. 94. Secuencia propuesta de la nucleación, crecimiento y progreso de la solidificación en la sección transversal de la probeta de tensión, para explicar la aparición de la zona duplex, para el caso del aluminio de 99.7 % de pureza.



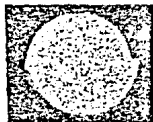
a



b

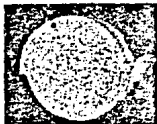


c

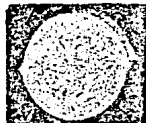


d

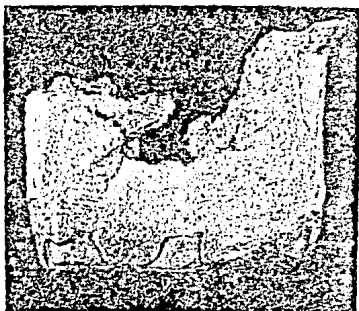
FOT. 95. Resultados comparativos obtenidos con el tercer diseño del sistema de colada-cámara de reacción, con el refinador Titanal 1 (VULCANO) para, aluminio de 99.7 % de pureza, (a) REC(V)0.25, (b) REM(V)0.25, (c) REC(V)0.25 y (d) REM(V)0.25, estas dos últimas pruebas se realizaron con Aluminio 98.5 % de pureza.



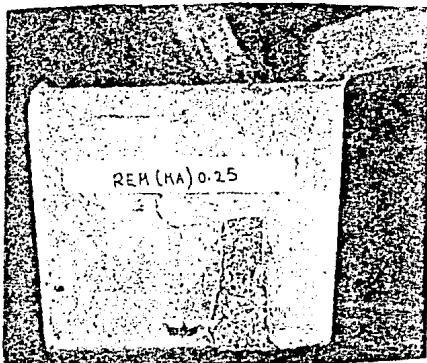
a



b



c



d

FOT. 96. Resultados obtenidos con la aleación maestra Tital 6 % (KB Alloys), con aluminio de 99.7 % de pureza, para - (a) REC(MA)0.15, (b) REC(MA)0.25, (c) detalle del inserto sólido y (d) detalle del inserto compactado.

T A B L A S

TABLA 1

Características comparativas de los métodos de refinación de grano. (39).

Método y tamaño de grano.	ventajas	Desventajas
Adición de Nucleantes. 100-1000 μ m	Máximo refinamiento de grano, máxima facilidad de aplicación.	Espaciamiento interdendrítico secundario grande, fluidez reducida, decaimiento del poder refinante.
Adición de elementos aleantes antes 100-5000 μ m	Incorporación a la aleación.	Bajo refinamiento, incremento de la segregación. precipitación de eutécticos.
Dinámico. 500-200 μ m	Remoción de partículas de óxido y escoria, buen refinamiento,	Equipo complejo requerimientos molde-metal.
Térmico. 0.05-100 μ m	Decrecimiento del espaciamiento interdendrítico, disminuye a cero la segregación incrementa la solubilidad sólida, fases amorfas	Difícil de obtener, se aplica a secciones delgadas, difícil control tensional de la pieza.

Denucleación: Igual que al enfriamiento rápido sensible a contingencias, falta de conocimiento de la técnica.

TABLA 2

Composición de tabletas compactadas a base de polvos metálicos y aleaciones maestras Al-Ti-B. (26)

% Ti	5.0	5.0	5.0	6.0
% B	1.0	0.6	0.2	0.0

Tabletas metálicas compactadas.

% Ti.	50	40	50	75	82	60
% B.	1.0	4.0	3.3	1.5	0.5	3.4
% Mn	10	10	10	0.0	0.0	0.0

TABLA 3

Recuperaciones de refinador probadas con agitación en aluminio líquido virgen (26)

Al	99.7	99.7	99.7	99.7
Ti/B	3/1	3/1	3/1	3/1
No. de observ.	6	31	6	6
USG prom. μ	176	170	189	191
Decaim. prom. μ	263	250	289	262
Agitac. prom. μ	188	182	201	206
Recup. prom. %	86	86	88	79
Desv. std. de las recup. indiv.	8.6	14.9	13.8	9.7

Recuperación de refinadores ensayadas con agitación en
aleaciones de aluminio.

Designación AA	3004	5083	6063	7050
No. de observ.	2	2	2	3
UGS prom, μ .	156	100	141	178
Decaim. prom. μ	208	162	236	236
Agitac. prom. μ	146	126	160	215
Recup. prom. %	119	58	80	36
Rango de recup.%				
Max.	137	62	86	64
Min.	113	52	74	2

TABLA 4

Clasificación de tamaños de grano para piezas coladas de aluminio, propuestas por la AFS (56).

GRANO	TAMANO, diam., μm (mm).
Extremadamente fino	225 (0.225)
Fino	400 (0.400)
Medio	600 (0.600)
Medio grueso	800 (0.800)
Grueso	1000 (1.00)
Extremadamente grueso	2200 (2.20)

TABLA 5

TABLA COMPARATIVA DE TAMAÑOS DE GRANO
(MACRO Y MICROGRANO)

METODO DE COMPARACION
AUMENTOS 1X

MACROGRANO Nº ASTM	MICROGRANO Nº ASTM	DIAMETRO DEL in	PROMEDIO GRANO mm	GRANOS POR in ²
M0	----	1.40	36	0.5
M0.5	----	1.20	30	0.7
M1.0	----	1.00	25	1.0
M1.5	----	0.80	21	1.4
M2	----	0.70	18	2.0
M2.5	----	0.60	15	2.8
M3	----	0.50	13	4.0
M3.5	----	0.40	11	5.7
M4	----	0.35	9	8.0
M4.5	----	0.30	7.5	11.3
M5	----	0.25	6.5	16.0
M5.5	----	0.20	5.5	22.6
M6	----	0.18	4.5	32.0
M6.5	----	0.15	3.5	45.2
M7	----	0.12	3.0	64.0
M7.5	----	0.10	2.6	90.5
M8	----	0.090	2.2	128
M8.5	----	0.075	1.9	181
M9	----	0.060	1.6	256
M9.5	----	0.055	1.3	362
M10	----	0.045	1.1	512
M10.5	----	0.035	0.95	724
M11	----	0.030	0.80	1044
M11.5	----	0.025	0.65	1448
M12	----	0.022	0.55	2048
M12.5	0	0.020	0.50	2500
M13	----	0.019	0.45	2896
M13	0	0.016	0.40	4096
M13.5	----	0.014	0.36	5000
M13.5	----	0.013	0.33	5792
M13.5	0.5	0.012	0.30	7071
M14	----	0.011	0.28	8192
M14.5	1.0	0.010	0.25	10000
M14.5	----	0.009	0.23	11584
M14.5	1.5	0.008	0.21	14142
M15	----	0.0075	0.20	16384
M15	2	0.007	0.18	20000
M15.5	----	0.0065	0.16	23168

TABLA 6

Factores de fricción para el cálculo de sistemas de colada de
piezas de aluminio coladas en molde de arena en verde. (9)

Aleación.	LM0	LM5	LM25	LM8	LM4	LM15	LM11	LM10
Fr	0.64	0.64	0.59	0.67	0.65	0.75	0.69	0.59

CALCULO DE LA CAMARA DE REAC- CION Y SISTEMA DE COLADA

CALCULO DE LA CAMARA DE REACCION Y SISTEMA DE COLADA.

En esta parte se tratara lo referente a las consideraciones hechas para diseñar y calcular las dimensiones de la cámara de reacción, así como las del sistema de colada para las piezas de prueba.

Consideraciones para el diseño y cálculo.

Debido a que no existen reportes en la literatura de expresiones o factores de disolución que conduzcan al dimensionamiento de la cámara de reacción, para éste objeto se considero lo siguiente :

- . el material utilizado como refinante posee una velocidad de disolución alta.

- . la formación de las partículas nucleantes, es instantánea.

- . como aproximación se utilizan los factores de disolución (SF) de 0.06 a 0.065 Kg/s cm, utilizados para el proceso de nodulización en el molde, ya que no se tienen reportes al respecto para sales o aleaciones maestras para la refinación de grano de aluminio.

- . se utilizan expresiones propuestas por la AFS, para el cálculo del gasto G (kg/s), en función el espesor crítico de la pieza ensayada.

- . se utiliza la expresión propuesta para el tratamiento en el molde de hierros nodulares , para el cálculo de las dimensiones de la cámara de reacción, ($SF = G / A_c$).

- . la cámara de reacción se ubica en la parte inferior de

la bajada del sistema de colada, aprovechando la extensión de la bajada.

Para determinar la influencia del diseño de la cámara de reacción y sistema de colada, en el grado de mezclado de la sal refinante con el flujo de metal líquido que penetra dentro de la cavidad del molde, se ensayaron tres diseños del conjunto cámara-sistema de colada, que fueron:

(1) Sistema de colada original de acuerdo a la norma ASTM con ajuste del diseño de la cámara de reacción.

(2) Sistema de colada original, con reducción del área de control en el corredor y aumento en las dimensiones de la cámara de reacción.

(3) Rediseño total del sistema de colada, de acuerdo a lo sugerido en la literatura para el diseño y dimensionamiento de sistemas de colada para piezas de aluminio coladas en moldes de arena.

1. Diseño de acuerdo a la norma ASTM.

Para éste caso se utilizó el sistema de colada original de acuerdo a la norma ANSI/ASTM B26-76A (102.103) y solo se dimensiono la cámara de reacción.

Para obtener las dimensiones de la cámara de reacción, se partió de la siguiente expresión, la cual se basa en estudios de disolución para tratamientos en el molde de hierro nodular, siendo éste primer cálculo una aproximación:

$$SF = G / A,$$

en donde SF es el factor de disolución de 0.06 a 0.035 kg/s cm², G es el gasto másico (kg/s) y A es el área transversal de la cámara de reacción (cm²), de esta expresión

se desconoce G y A , el valor de G se calcula de la manera siguiente:

A partir de las expresiones sugeridas por la AFS, para el cálculo de sistemas de colada de piezas de aluminio, para este caso como el espesor crítico de la pieza de prueba es de 0.5 plg., se aplica la expresión:

$$G = 1.25 (W)^{1/2}$$

en donde G es el gasto (lb/s) y W es el peso de metal total en el molde (lb), expresión que es válida para espesores de pieza entre 1/4 a 9/16 plg.

El peso de metal en el molde, W , peso de la pieza más el de las coladas y los alimentadores, es de aproximadamente 2.200 Kg. (4.85 lbs), por tanto:

$$G = 2.75 \text{ lb/s} \quad (1.25 \text{ Kg/s})$$

con este valor, el área transversal de la cámara puede ser calculada, por tanto:

$$A_1 = G/SF = (1.25 \text{ Kg/s}) / (0.065 \text{ Kg/s cm}^2) = 19.23 \text{ cm}^2.$$

considerando que la cámara es de sección cuadrada, tendrá por lado 4.38 X 4.38 cm., ya que las dimensiones del colchón o extensión de la bajada, de acuerdo al esquema sugerido por la norma ASTM, son de 3.81 X 3.175 cm., que corresponde a un área transversal de 12.1 cm², entonces como primera aproximación se puede trabajar con estas dimensiones del colchón como cámara de reacción o proceso, esto se aprecia en la Fig. A.

2. Diseño modificado de la Norma ASTM.

Conservando el diseño y dimensionamiento del sistema de colada original, en este caso se incrementa el área

transversal de la cámara de reacción al máximo calculado , por lo que las dimensiones ahora fueron 3.5 cm. de ancho por 5.5 cm. de profundidad, también se disminuyó el área del canal en la zona de reducción de 7.25 cm^2 a 3.5 cm^2 , con el objeto de retardar el flujo metálico y mejorar el mezclado y el tiempo de contacto entre el refinador y el flujo de metal líquido, esto puede observarse en la FIG. B.

3. Diseño basado en el cálculo de sistemas de colada para piezas de aluminio.

Para este tercer diseño se partió de la consideración de lo sugerido en Capítulo 4 referente al diseño de sistemas de colada para piezas de aluminio coladas en molde de arena en verde, para establecer una modificación total de éste, los puntos que se tomaron en cuenta fueron :

- . cálculo del gasto de colada, G , con la expresión $G = 1.25 (W)^{1/2}$, en función del espesor crítico de la pieza de prueba $e_c = 1.125 \text{ cm.}$, consultar la Fig. C.

- . utilización y diseño de una bajada de geometría tronco-cónica, para mejorar la condiciones de llenado inicial del molde.

- . selección de la relación de colada 1:2:3, que corresponde a un sistema no presurizado.

- . diseño de canales rectangulares con relación alto/ancho $D/W = 1.5$, colocado por debajo de la línea de partición.

- . diseño de la reducción del canal después de las dos primeras entradas, para permitir un gasto de reparto equilibrado.

- . diseño de entradas o ataques con relación ancho espesor

de $t/x = 3$, colocadas por encima del plano de partición.

. diseño de una cámara de mezclado con un área transversal similar a la cámara de reacción.

. cambio de la geometría de la cámara de reacción de forma cuadrada a cilíndrica.

. diseño de algunos accesorios complementarios, distancia de la bajada a la primera entrada, extensiones de la bajada y canal,

. el sistema de alimentación no sufrió ninguna modificación. los cálculos detallados se muestran a continuación, observar la Fig. D.

Peso de metal en el molde, $W = 2.400$ kg.

espesor crítico, $e_c = 1.125$ cm.

Material : aluminio.

1. Cálculo del gasto de colada, G ,

$$G = 1.25 (W)^{1/2} = 1249 \text{ g/s.}$$

2. Cálculo del área de control (área de la bajada).

$$A = G / (2gH')^{1/2} F_r \rho$$

en donde $G = 1249$ g/s, $g = 981$ cm/s², $F_r = 0.8$, $\rho = 2.7$ g/cm³ y $H' = h - (F^2/2C)$, en donde a partir de la colocación de la pieza respecto al plano de partición, $H = 10.2$ cm., $P = 0.635$ cm y $C = 1.25$ cm., con lo que $H' = 9.87$ cm., por tanto $A = 4.15$ cm².

3. Cálculo de las dimensiones de la bajada.

Como el área de control esta dada en la parte inferior de la bajada, y esta es de sección circular, $A = A_{IB} = \pi D_{IB}^2 / 4$ por lo que $D_{IB} = 2.3$ cm., para darle la conicidad adecuada se utiliza la expresion. $D_{SB} = D_{IB} (H/h)^{1/2}$, en donde D_{SB} es el

diámetro superior de la bajada, D_{IB} es el diámetro inferior de la bajada e igual a 2.3 cm., H es la altura de la caja de la tapa del molde y es de 10.2 cm., h es la profundidad de la copa o tina de colada y es de 3 cm., por tanto :

$$D_{SB} = 3.15 \text{ cm.}$$

4. Selección de la relación de colada.

La relación de colada seleccionada para el cálculo de los demás componentes fue de 1:2:3 = $A_B:A_C:A_E$.

5. Cálculo de las dimensiones del canal.

Como es un solo canal $A_C = 2A_B$, ya que es de sección rectangular de relación alto / ancho, $D/W = 1.5$, entonces el área transversal del canal será de 8.3 cm^2 , y las dimensiones del canal serán ; $W = 2.35 \text{ cm.}$ y $D = 3.5 \text{ cm.}$

la reducción del canal después de las dos primeras entradas se efectúa más adelante ya que se necesita el área individual de cada entrada..

6. Cálculo de las dimensiones de las entradas.

El área total de las entradas es $A_{TE} = 3 A_B$, que da un valor de 12.45 cm^2 , como se tienen 4 entradas, el área individual de cada entrada es de 3.11 cm^2 , considerando la relación ancho/espesor, $t/x = 3$, se tiene que, $x = 1 \text{ cm.}$ y $t = 3 \text{ cm.}$

7. Cálculo de la reducción del canal después de las primeras dos entradas (canal degenerativo).

Para lo anterior se parte de la expresión mencionada en el Capítulo 4, $A_{CR} = (A_{NC} - A_E)1.1$, en donde A_{CR} es el área del canal reducido, A_{NC} es el área nominal del canal y A_E es el área de la(s) entrada(s) inmediata(s) antes de la

reducción, por tanto $A_{CR} = 2.8 \text{ cm}^2$.

Debido a que el ancho no se puede variar por cuestiones de diseño, el valor de W original se conserva, y la nueva altura se calcula en base a $A_{CR} = WD$, por tanto, D es 1.2 cm., y W es de 2.35 cm.

8. Cámara de reacción (extensión de la bajada).

La cámara de reacción para este caso se dimensiono en base a las recomendaciones sugeridas para el dimensionamiento de la bajada o colchon y el cálculo original de la cámara.

Ya que se recomienda para dicha extensión una profundidad PE de 1.5 veces la altura del canal nominal, es decir 1.5 D , obteniéndose un valor de 5.25 cm. para PE y de diámetro DE de 1.5 veces el ancho del canal, es decir 1.5 W , o sea 3.53 cm. Estas dos dimensiones nos dan un área de 18.4 cm², esta área es muy similar al área transversal de la cámara calculada en el punto 5.2 de 19.3 cm². Por tanto las dimensiones pueden ajustarse a los 19.3 cm² del área de la cámara originalmente calculada, es decir:

$A_{CR} = (PC)(DC)$, ya que DC es constante e igual a 3.5 cm, la nueva profundidad de la cámara será de 5.5 cm.

9. Cámara de mezclado.

Se llamó así a un accesorio colocado después de la cámara de reacción, cuyas dimensiones son similares a las de ésta, seguida por una reducción en el canal también similar al área transversal de control, es decir al área del diámetro inferior de la bajada, el objeto de esto es promover un mejor mezclado del material refinante con el aluminio líquido, durante el llenado del molde, además como servir

como una trampa de escoria y eliminacion de gases.

10. Accesorios.

Dentro de este punto se comprende la extension de la bajada , la cual se utilizo como cámara de reacción, la extensión del canal la cual debe tener por lo menos una longitud de 3.8 cm., para este caso se trabajo con una longitud de 2 cm., debido a limitantes de espacio en la caja de moldeo.

11. Distancia bajada-primera entrada.

Se recomienda una distancia minima de 3.7 cm., para facilitar la eliminacion de posibles arrastres de escoria en el flujo metálico, para este caso se trabajo con una distancia de (15 cm.), de tal forma que se pudiera colocar la cámara de reacción, la cámara de mezclado, las reducciones correspondientes, así como una distancia razonable, después de la sección de salida de la reducción de la cámara de mezclado, que fue de 5 cm.

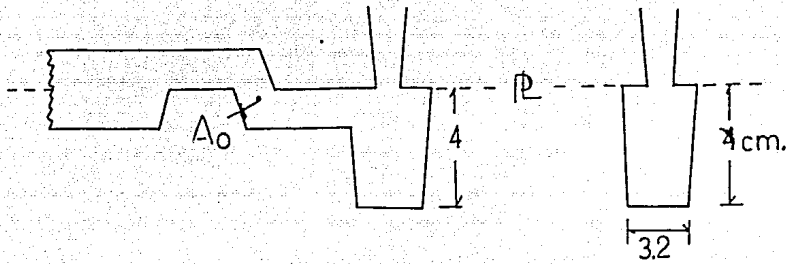


FIG. A. Primer diseño de la cámara de reacción para el proceso de refinación en el molde (REM), utilizando el diseño del sistema de colada original sugerido en la norma ANSI/ASTM B26-76A.

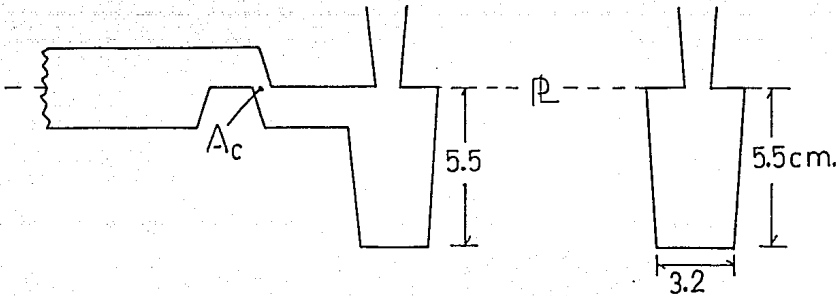


FIG. B. Segundo diseño de la cámara de reacción, para el proceso de refinación en el molde (REM), con el área del canal reducida.

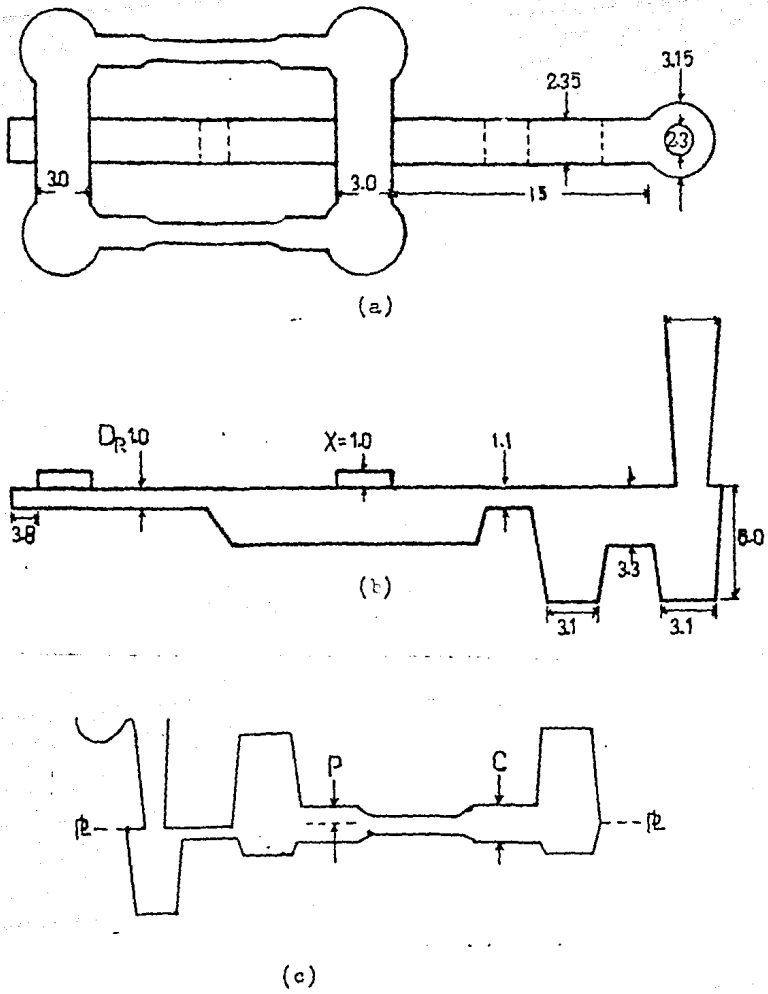


FIG. C. Tercer diseño del sistema de colada con cámara de reacción (a) vista superior, (b) detalle del sistema de colada, (c) detalle de la pieza de prueba.

BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA.

Capitulo 1.

1. L.F. Mondolfo, Grain Refinement in the casting of non ferrous alloys, The Metallurgical Society of AIME, (3-50), (1953).
2. D. Turnbull and J.H. Hollomon, Physics of Powder Metallurgy, p.109. Mc. Graw Hill Co. N.Y. (1951).
3. G. Tamman, Z. Metallkunde, (21), p.277, (1929).
4. J. Campbell, Ins. Met. Rev., (26), 71, (1929).
5. G.I. Lavin and I.B. Polatsky, Izv Akad Nauk SSR Met. Top. (3), 167, (1961).
6. B.F. Benarji and R.L. Kumar, British Foundrymen, (60), 287, (1967).
7. F.A. Crossley and Coll., AIME Trans., (227), 419, (1961).
8. E.N. Milenin and Coll., ISV Voz Chernaya Met., 59, (1974).
9. R. Hicking, Nature, 207, (742), (1965).
10. Y.P. Pshenichov and Coll., Nauchn. Trans. Moscov, Inst. Stalin-Splavov, (124), 118, (1966).
11. D.V. Obramov and I.I. Tenmin. All Union Conf. Crystalliz Proc., 143, (1966).
12. L. Northcott, J. Inst. Metals, (620, 101, 1938), (65, 173, 1939).
13. A. Polakovic, Krovne Mater., (1), 725, (1973).
14. J.A. Marcantonio and L.F. Mondolfo, Met. Trans.A, (5), 1325, (1974).
15. L. Backrud, Jernkont Ann., (188), 422, (1971).
16. A. Fontaine and Coll., Proc. Conf. Metastable Metallic Alloys, Bkeda, Yugoslavia, 23, (1971).

17. E.H. Hollinworth and Coll. AIME Trans., 188, (224), (1952).
18. R.T. Southin and E.W. Weston, J. Australian Inst. Metals, (19), 93, (1974).
19. L.M. Hogan, Proc. Conf. Phy. Science of Materials, U. of Melbourne, III, (1979).
20. L.F. Mondolfo, TMS Paper A72-41, (1972).
21. A. Hellawell, Proc. Conf. Solidific. Casting Metals, Sheffield, 189, (1977), (1978).
22. K. Lohberg, Proc. Symp. Quality Control of Eng. Alloys Delft., 179, (1977), (1978).
23. KBI Alloys, Technical Bulletin Ma-PD2, Al-Ti-B grain refinement.
24. M.C. Flemings, Solidification Processing, McGraw Hill Book Co., 298, (1974).
25. A.B. de Ross and L.F. Mondolfo, Metallurgical Aspects of Casting Aluminum Alloys, Aluminum Transformation Technology and Applications, ASM, 81-99, (1984).
26. R.W. Ruddle, Grain Refinement, Proceedings of the Conference on Thermal Analysis of Molten Aluminum, Cast Metals Inst., Des Plaines Illinois, (1985).
27. J.A. Marcantonio and L.F. Mondolfo, Grain Refinement in aluminum Alloys with Ti and B, Metallurgical Trans.A ,2, 465-471, Feb. (1971).
28. KB Alloys Inc. Aluminum Master Alloys, Products Directory, Cabot Co., (1980).
29. FOSECO, Boletín Técnico, Refinadores de grano para aluminio y sus aleaciones.

30. Vulcano Industrial, Informacion tecnica sobre refinadores de grand.

31. E.F. Jones and J. Pearson, Factors affecting the grain refinement of aluminum using Ti and B additives, AFS Trans., V.80, p.211, (1972).

32. L.F. Mondolfo, Aluminum alloys : structure and properties, Butterworths (1976).

33. F. Lihi, Journal of Inst. of Metals, 25, 625, (1934-1945).

34. L. Lamikhow, Journal of Ins. of Metals, 31, 605, (1956-57).

35. J. Pearson, J. Birch and D. Hadlet, Recent Advances in Al grain refinement of solidification Process, Sheffield, The Inst. Of Metals Book 492, (1987).

36. M. Barrand, L'Aluminium , Paris, (1964).

37. A. Reinim, N. Hess, J. Birch, Effects of solute contents on the grain refinement of binary alloys, Journal of Materials Science, (22),213-218, (1987).

38. J. Birch and P. Fisher, Mechanism of Fine grain refinement of Al with Al-Ti-B, The International Conf. of Solidif. Proc., Sheffield, (1987).The Inst. of Metals .

Capitulo 2.

39. G.J. Abbaeschian and S.A Davies, Grain refinement in castings and welds, The Metallurgical Society of AIME, p. 3-50, (1983).

40. AFS, Aluminum Casting Technology, American Foundryman Society, (1984).

41. L. Backerud, How does a good grain refinement in cast

aluminum alloys, Metals Age, Oct. (1983).

42. P.M. Kotschi and D.F. Loper, Grain Refinement in cast aluminum alloys, AFS Transaction, 85, 420-430, (1977).

43. J. Marcantonio and L.F. Mondolfo, Grain Refinement in aluminum alloys with Ti and B, Metallurgical Trans.A ,2, 465-471, Feb. (1971).

44. I.G. Davies et al., Metals Trans.A, 1,275, (1970).

45. L. Arnberg, L. Backerud, H. Klang, Production and Properties of master alloys of Al-Ti-B type and Their ability to grain refinement of Al, Metals Technology, 1-6, Jan., (1982).

46. L. Arnberg, L. Bakerud, H. Klang, Intermetallic particles in Al-Ti-B type master alloys for grain refinement of Al, Metals Technology, 7-13, Jan.. (1982).

47. L. Arnberg, L. Bakerud, H. Klang, Evidence of metastable phase in Al-Ti-B system, Metals Technology, 14-17, Jan. (1982).

48. F.V. Jimenez. B., Teorias de refinamiento de grano para aleaciones de aluminio, Tesis Fac. Química UNAM, México, 1987.

49. A. Hellawell, Heterogeneous nucleation and grain refinement in Al casting, Process International Conf. of Solidif. and Casting., 161-163, Sheffield, (1979).The Inst. of Metals.

50. A.J. Cibula, Inst. of Metals, 76, 321, (1949-50).

51. I.E. Anderson and J. LL. Perepezko, Nucleation aspects of grain refinement, Grain refinement in Castings and welds, The metallurgical Society of AIME, 67-83, (1983)

52. N.W. Blake and R.W. Smith, Grain refinement of Al by

addition of commercial master alloys.

53. D.B. Lee and M. Bassaran, Side effects in grain refinement of Al ingots, Grain refinement in castings and welds, The Metallurgical Society of AIME, 183-195, (1983).

54. R. Kiusalaas and L. Beckerud, Influence of production parameters of performance of Al-Ti-B master alloys, The International Conference of Solidification Processing, Sheffield (1987), The Inst. of Metals.

55. W.G. Lidman, Master alloys improve Al casting properties, Foundry M. and T., Aug., (1984).

56. AFS, Recommended practice for sand casting Al and Mg, AFS (1965).

57. ASTM, Annual Book of ASTM Standards E91-E17 Estimating the average grain size of non-ferrous metals, Part. 7 (1977).

58. AFS, Determining grain size and eutectic modification in Al alloys casting, Modern Casting, V.77, No. 7, 23-25, July, (1987).

59. D. Apelian, B.K. Sigworth, K.P. Whaler, Assessment of grain refinement and modification of Al-Si foundry alloys by thermal analysis, AFS Trans., V. 92, 297-307, (1984).

60. G.V. Davies, Solidification and Casting, Applied Science Pu., LTD, London (1973).

61. B. Chalmers, Principles of Solidification, R. F. Krieger, Pu. Co., John Wiley and Sons.

62. Mollart et al, Understanding Aluminum Fluidity, AFS Trans., V. 85. p.647, (1987).

63. Misra and K.J. Ostwalt, Aging characteristic of Ti refined A356 and A357 Aluminum Casting, AFS Trans., V.90, (1982).

Capitulo 3.

64. In the mould worldwide today and tomorrow, AFS Trans., V.63, (1982).
65. C.M. Dunks, Patent No. 4.004.630, Jan. 25 (1977).
66. W.W. Holden, C.M. Dunks, The Practical application and economics aspects of the in-mold process in the US, The British Foundryman, V.73, P.9, 265-274, Sep. (1980).
67. AFS, Ductile Iron Molten Metal Processing, p.16, (1974).
68. G. Mannion and C.M. Dunks, Experience of the production of mehanite nodular iron castings with the in mould process, Foundry Trade Journal, V.137, 139-147, Aug. (1974).
69. D. Michie, The production of compacted graphite iron using the in mould treatment process, AFS Trans., 855-866, (1983).
70. M. Remondino and coll., Inoculation and Spheroidizing, treatment directly inside the mould, AFS Trans., (1974).
71. Inmould Process Instalation Manual, Materials and Methods, LTD. Reiga, England, (1974).
72. J.T. Castledine, Experence on the application of the in-mould process to the vertically jointed Disamatic milding system, Disamatic Convention (1977).
73. The in-mould process modified for vertically parted mould, Technical Reports, Material and Methods, LTD, Jan (1979).
74. R. Sillen, Inmould nodulization with delayed pouring in vertically parted moulds, AFS Trans., v.87, (1979).
75. Vertical gating principles, Technical reports, No.37-38, Materials and Methods, LTD, Oct. (1975).
76. R. Medana and Coll., Use of solid inserts of

spheroidizing alloys for production of in mould ductile iron casting, AFS Trans., V.87, 349-353. (1979).

77. T.E. Frucha, Gating for the in-mould process, Modern Casting, 33-42, Feb., (1982).

78. M.H. Mulazimoglu and Coll., Solidification studies of spiking and large-small nodule formation in ductile cast iron produce by the in mould process, AFS Trans., 627-650, (1985).

79. INCO Ruahoke Conf., The Iron worker, (Spring 1961).

80. C.E. Dremann, Next alloys for marking Ductile Iron in the moulds, AFS Trans., (1978).

81. M.M. Shea, S.T. Holtan, In the mould treatment using elemental Mg to produce ductile iron, AFS Trans., V.86, 13-22, (1978).

Capitulo 4

82. M.L. Cupini and M Prates de Campos, Aluminum grain refinement by cristal multiplication mechanis stimulated by hexachloroetane additions to the mould coatings, Proc. Intern. Conf. of Solidification and casting, Sheffield (1979).

83. H. Dian y J.A. Garcia H., Refinación en el molde de piezas coladas de aluminio, Tesis UNAM, México, (1988).

84. J.A. Garcia H., Propuesta para la unificación de la nomenclatura en sistemas de colada y alimentación, Cuadernos de Postgrado Fac. de Quimica UNAM, México (1986).

85. AFS, Course No. 7-250, Gating and Risereng.

86. R.W. Haine C. F., Loper. P.C. Rosenthal, Principles of metal Casting, McGraw Hill Bo. Co, 2ht, (1967).

87. P.R. Beasley, Foundry Tecnology, Butterworths (1980).

88. M. Jeancolas, Le remplissage des empreintes de moules en sable, DTIF Editions Technique des Industries de la Fonderie, Paris (1965).
89. S.I. Karsay, Ductile Iron III, Gating and risering, QUIT FER et Titane INC. (1981).
90. N.D. Titov and J.A Stepanov, Tecnologia del Proceso de Fundicion, edit. MIR. Moscou (1981).
91. K.G. Latimer and P.J. Read, A review of the running and gating and feeding of aluminum sand casting, The British Foundryman, 69-2, 44-52, (1976).
92. URMQ, Enciclopedia del Aluminio, V.4, (1974).
93. AFS, Gating and Riserling Worksheet.
94. R. Sans, L. Chaze, R. Chaussat, Determination des systemes de masselottage et d'attaque des pieces moules en sable, Fonderie 298, 39-56, Feb., (1971).
95. V. Kondic, Metallurgical Principles of Founding, E. Arnold, London, (1968).
96. R.W. Ruddle, The running and gating of sand casting, The Ins. of Metals, Reports Series (1959).
97. P. Day, H. King, Filtration of Iron with celular ceramic filter. Modern Casting, April (1984).
98. FOSECO, Foundry Practice, No. 209, 3-7, July (1984).
99. G. Trinkl, W. Simmons, The application of feeding filtration technology to effect scrap reduction yield and quality improvement in mechanised iron foundries, The British Foundryman, 467-469, Nov. (1983).
100. A.M. Arzt, Filtration of ferrous metals, Modern Casting, V.76, No.3, 24-27, March, (1986).

101. G.S. Cole, H.W. Kern, C.F. Boilling, Grain Refinement in Al and Al alloys, AFS Trans., V. 46, 211-218, (1972).

Capitulo 5

102. ASTM, Annual Book of ASTM Standards, B 26-76A, 1977.

103. AFS, Symposium on sand cast aluminum alloys test bar, (1963).