



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA
DE MEXICO

17
ZES

FACULTAD DE QUIMICA



EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

**SOLIDIFICACION POR ROTACION
DE ALEACIONES Al-Zn**

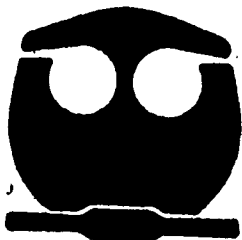
TESIS MANCOMUNADA

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE
INGENIERO QUIMICO METALURGICO

P R E S E N T A N

BALBINA OJEDA RAMIREZ

ANTONIO ALONSO DIAZ ARRIAGA



México, D.F.

1995

FALLA DE ORIGEN

TESIS CON
FALLA DE ORIGEN



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE : Prof. Salas Banuet Guillermo F.

VOCAL : Prof. Robert Núñez Teresita.

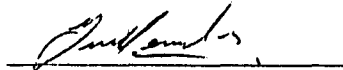
SECRETARIO : Prof. García Hinojosa José Alejandro.

PRIMER SUPLENTE : Prof. Arámburo Pérez Gerardo.

SEGUNDO SUPLENTE : Prof. Ramírez Vieyra José Guadalupe.

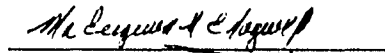
Sitio donde se desarrolló el tema: Edificio D, Facultad de Química.

ASESOR



I.Q.M. Guillermo F. Salas Banuet.

SUPERVISOR TECNICO



M. en C. María Eugenia Noguez Amaya.

SUSTENTANTES.



Balbina Ojeda Ramírez.



Antonio Alonso Díaz Arriaga.

AGRADECIMIENTOS

Queremos expresar nuestro profundo agradecimiento al I.Q.M. Guillermo Salas por su ayuda en la realización de esta tesis, así como por sus consejos durante nuestro desarrollo profesional.

Un agradecimiento especial a la M. en C. Ma. Eugenia Noguez por el tiempo y orientación brindada a este trabajo y además por iniciarnos en el interesante mundo de la investigación.

Le agradecemos también a la M. en I. Teresita Robert y al I.Q.M. José Ramírez sus apoyos incondicionales.

Agradecemos a los profesores Sergio García e Ignacio Beltrán, así como a la Bióloga Guillermina González por su valiosa ayuda.

Es nuestro deseo darle las gracias al I.Q.M. Carlos Rodríguez por su apoyo y su amistad.

DEDICATORIAS

A mi bisabuela Silvina:

Por todo el amor que me dió
y para que donde quiera que
se encuentre se sienta orgullosa
de mí.

A mis Padres:

Porque gracias a su amor y su apoyo he
logrado al fin, llegar a esta importante
etapa de mi vida, además porque han
hecho de mí un hombre de provecho.

A mis Hermanos:

Para que sigan luchando por sus sueños
y anhelos y logren el éxito en sus vidas.

A mis abuelitas Eloisa y Amanda:

Por el cariño que siempre me han
dado.

A la Familia Ojeda Ramirez:

Por su ayuda, comprensión y apoyo
incondicional en mi formación profesional
también por su confianza, sus consejos y
sobre todo por su amistad.

A la Sra. Alicia Martínez:

Porque me tendió su mano justo cuando
más lo necesitaba y porque se ha
concretado solo a ayudarme.

TOÑO, VERANO 95

DEDICATORIAS

A MIS PADRES:

Los testigos más fieles de mis errores y mis aciertos, a quienes me sostienen en los momentos más difíciles, al más grande tesoro que poseo, gracias por su amor, su apoyo y su comprensión, porque vale más un hecho que mil palabras, porque todo lo que soy se lo debo a ustedes.

A MIS HERMANOS:

Por su comprensión, amor y apoyo incondicional que siempre me han dado. Por su carácter ante la vida, sus consejos y ejemplos y por todos los momentos que hemos compartido.

A MIS SOBRINOS:

Porque quiero que mi trabajo les sirva de motivación para seguir adelante y puedan lograr ser algo en la vida.

A LA SRA. ALICIA MARTÍNEZ:

Por su cariño y apoyo invaluable y por cuidar de mí durante toda mi estancia.

A LOS SRES. ATALA Y GUILLERMO:

Por permitirme entrar en sus vidas y dejarme ser su hija, por todo su cariño y su apoyo incondicional.

A LILIA, ENRIQUE E ISIDRO:

Para que donde quiera que estén recuerden que los llevo en el corazón y quiero compartir con ellos éste triunfo.

BALBY, VERANO 95.

A una gran persona, un gran amigo
el que me escucha lleno de calma
y se ríe si yo río, y eso me basta,
porque creo que somos como un alma
entiende mi lenguaje, también mi llanto
el que sufre si yo sufro.
él es para mi vida mudo testigo
y tira rollos, habla, pero no hiere
es alguien que del cielo cayó forzado
a tenderme la mano, porque me quiere
y jamás de su apoyo he dudado.
Es el silencio exacto, la voz precisa,
el apretón de manos cuando me sumo,
es paciencia y cariño.
Es un alma tierna que conmigo palpita
y hace aún más brillante... cada mañana

Para ti Corazón.
Balby.

A MI NENA:

Por su amor, comprensión y apoyo y por darme toda la
felicidad que ilumina el camino que me falta por recorrer,
esperando que lo hagamos juntos.
Gracias por tu amor, motivo más para vivir.

..... y a quienes de una manera u otra han contribuido a
nuestra formación personal y profesional, solo podemos expresarles

MIL GRACIAS.

INDICE

	PAGINA
RESUMEN.....	1
I. INTRODUCCION.....	2
II. ANTECEDENTES.....	5
III. DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	16
IV. RESULTADOS Y DISCUSION.....	25
V. CONCLUSIONES.....	41
VI. BIBLIOGRAFIA.....	43
VII. APENDICES.....	47

RESUMEN

Se trabajó una aleación Al - 5% Zn con el método de colada rotacional con la finalidad de cuantificar las variables del proceso de colada en los parámetros macro y microestructurales, tales como, el tamaño de grano, espaciamiento dendrítico secundario (EDS), grosor del brazo secundario (GBS), porosidad y/o distribución de impurezas, y analizar su influencia en las propiedades mecánicas.

Se fabricaron muestras por triplicado para verificar la reproducibilidad del proceso y se utilizaron las siguientes velocidades: 0, 250, 300, 350, 400 y 450 r.p.m., determinadas mediante previa experimentación.

El dispositivo utilizado fue diseñado con el fin de minimizar vibraciones durante la colada rotacional, utilizando un molde metálico de forma cilíndrica, manteniendo en todos los casos, la temperatura del molde y la temperatura de colada constantes.

Los resultados obtenidos muestran la refinación del tamaño de grano y los parámetros dendríticos (EDS y GBS) y a su vez, estos indican una clara tendencia de un descenso de las propiedades tensiles conformen se refinan. La porosidad es el parámetro complementario que determina las propiedades tensiles de la aleación bajo estudio.

Por otro lado, en la dureza los factores que determina su incremento son la refinación del tamaño de grano y de los parámetros dendríticos.

I. INTRODUCCION.

INTRODUCCION.

Los objetos metálicos nos rodean. La plumilla de nuestra estilográfica, el filamento de los focos, el radiador, la moneda, toda la mecánica de nuestro coche, el avión, los utensilios; las construcciones de metal forman parte de nuestra vida cotidiana. No podemos imaginar lo que sería una civilización que ignorase los metales.

Día con día se requieren aleaciones más ligeras y las aleaciones de aluminio son un complemento de la más alta importancia industrial, permitiendo aplicaciones muy variadas y tan especializadas como exige o impone su utilización. Las reservas naturales de aluminio son enormes y sus propiedades fundamentales como: ligereza, conductividad eléctrica, tenacidad, inalterabilidad e inocuidad han hecho que la utilización civil sea cada vez más importante en todos los campos de expansión económica. Puede decirse que debido a las diversas aplicaciones del aluminio, esta industria tiende a adquirir una importancia cada vez más próxima a la de la siderurgia.

Los materiales de grano fino muestran mejores propiedades que los materiales de grano grueso, de ahí que el refinamiento de grano en un metal sea de gran importancia. Sin embargo, no siempre es cierto que la refinación del grano nos mejore las propiedades sobre todo en los metales colados. Como principio general, se puede decir: un tamaño de grano pequeño mejorará las propiedades mecánicas de un metal colado sólo si la producción del tamaño de grano no incrementa la cantidad de microporosidad, o hace que la microporosidad se interconecte formando macroporos, no incremente el porcentaje en volumen de la segunda fase y no incremente el espaciamiento dendrítico (1).

Los principales métodos o procesos para obtener un tamaño de grano fino en piezas coladas son: método térmico (enfriamiento rápido), método químico (adición de agentes nucleantes) y el método dinámico (mecánico). 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. Un efecto importante en este tipo de refinamiento, es la activación de nucleantes adicionales, 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 éstas partículas pueden actuar como nucleantes, pero la eficiencia de dichas impurezas es variable. La adición de nucleantes es el método industrial comunmente 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, no afectan apreciablemente otras propiedades pero tienen un marcado efecto de refinamiento de grano. Bajo el concepto de método dinámico (mecánico) se consideran aquellos métodos que producen agitación del metal durante la solidificación.

La refinación mecánica, actualmente no es aplicada en la industria. Existe una gran diversidad de formas de producirla, por ejemplo, corrientes térmicas, evolución de gases, agitación mecánica, vibración mecánica, vibración sónica y ultrasónica (2).

El refinamiento de grano obtenido por éste 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 el consenso general, acepta que el refinamiento de grano se debe principalmente al movimiento inducido del líquido (2).

En este trabajo se pretende contribuir al estudio de las relaciones que guardan los parámetros del proceso del método de refinación de colada rotacional con los rasgos microestructurales y las de éstos con las propiedades mecánicas.

II. ANTECEDENTES.

ANTECEDENTES.

2.1 Crecimiento Dendrítico.

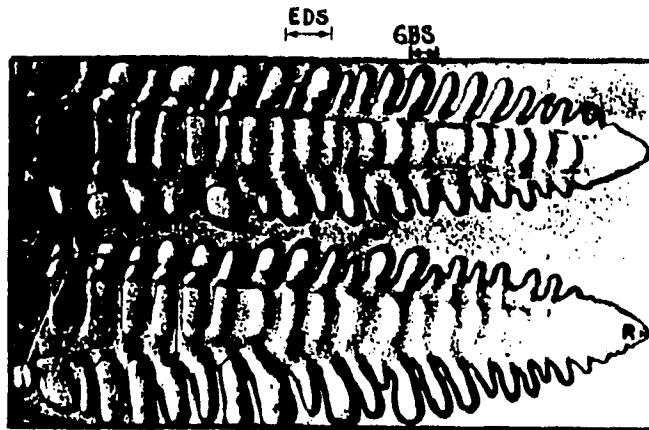
Una estructura dendrítica es la estructura más frecuentemente observada cuando una aleación es solidificada. También representa uno de los más complicados modelos que se desarrolla gracias a los procesos dinámicos de crecimiento (3).

El término dendrita viene de la palabra griega dendron, la cual quiere decir árbol, la dendrita es una estructura ramificada de brazos primarios, secundarios, terciarios y eventualmente de un orden superior.

Para aleaciones solidificadas, los espaciamientos entre los brazos caracterizan el modelo de segregación del soluto y a menudo resulta en la formación de una segunda fase, precipitados y poros en la región interdendrítica, la cual en gran manera controla las propiedades del material.

Las celdas dendríticas pueden ser definidas como un modelo periódico de la interfase sólido - líquido con puntas fuertemente interactuando, dirigiéndose hacia una forma no parabólica de la interfase y que presenta ausencia de brazos (3).

Figura 1. ESQUEMA DE UNA DENDRITA.



Las estructuras dendríticas se desarrollan bajo dos diferentes condiciones de crecimiento, las cuales difieren en la forma en la que el calor latente de fusión es transportado desde la interfase:

1. El crecimiento de una dendrita en un líquido subenfriado forma generalmente un grano dendrítico equiaxial, además, el calor latente de fusión se disipa a través del líquido subenfriado hacia a la interfase. En este caso el gradiente de temperatura entre el líquido y la interfase es negativo, mientras que en el sólido es casi cero.
2. La solidificación direccional o crecimiento forzado en la que un gradiente de temperatura positivo en el líquido es impuesto con tal de que el calor latente de fusión sea disipado a través del sólido.

Una estructura dendrítica es caracterizada por varias escalas de longitud importantes, como el radio de la punta de la dendrita (R), el espaciamiento primario (EP), para crecimiento direccional solamente, y el espaciamiento del brazo secundario (EDS). Ver figura 1.

2.2 Solidificación de Lingotes.

La macroestructura de un lingote solidificado bajo condiciones normales, es decir, en reposo, sin agitación o vibraciones, puede en general estar formada por las tres siguientes zonas:

1. Una zona constituida por granos muy finos orientados al azar que cubren totalmente el exterior del lingote, conocida como la zona "chill". Aparentemente esto es posible por la nucleación que se lleva a cabo en sitios muy pequeños a lo largo de la pared del molde.
2. Una zona de granos columnares que se extiende de la zona chill hacia el centro del lingote. El crecimiento de los cristales y la formación de granos largos es predominante en esta zona, este crecimiento es realizado paralelamente a la dirección del flujo de calor.
3. Una zona central de granos finos orientados al azar conocida como la zona equiaxial. (Ver figura 2). La frontera entre la zona columnar y equiaxial se llama transición de

columnar a equiaxial.

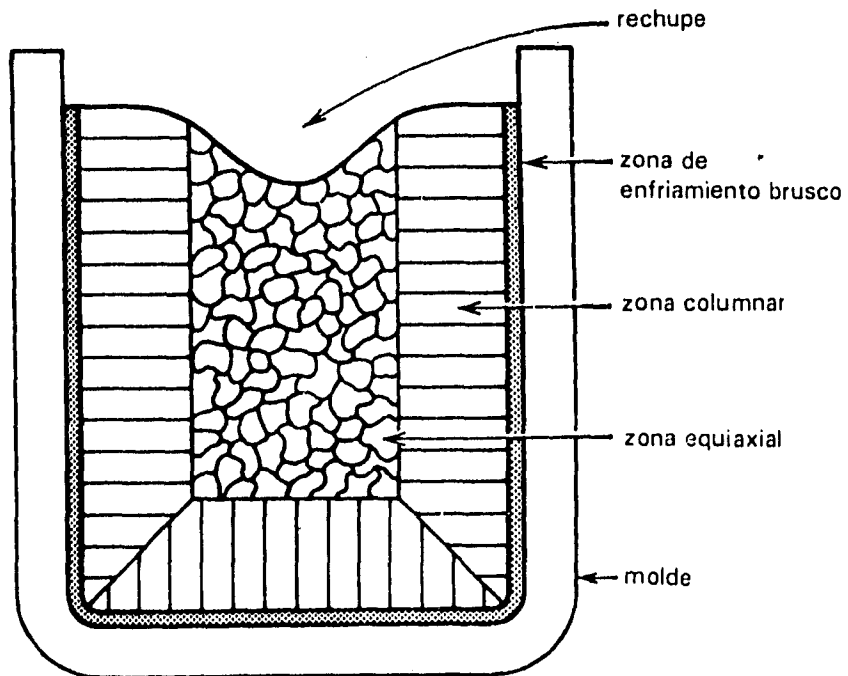


FIGURA 2. ESQUEMA DE UNA SECCION TRANSVERSAL DE UN LINGOTE.

Es necesario notar que los granos que forman las tres zonas son de naturaleza puramente dendrítica.

La existencia y magnitud de cada una de estas zonas depende de las condiciones de solidificación y de la naturaleza de la aleación. Por lo tanto, no necesariamente las tres zonas están siempre presentes en todo lingote.

La obtención de un lingote formado en su totalidad por granos equiaxiales de tamaño muy pequeño es la situación que podría considerarse como ideal para su procesamiento. Entonces es necesario saber que factores controlan la transición entre las zonas columnar y equiaxial, de tal manera que mediante una manipulación adecuada de estos parámetros sea posible eliminar la región columnar.

Muchas teorías han sido formuladas sobre el origen de la transición columnar - equiaxial, y muchos experimentos han sido diseñados en un gran número de aleaciones para dar una base más sólida a esas teorías.

En la actualidad se piensa que hay tres fuentes principales de granos equiaxiales (1).

1. Las dendritas formadas en la pared del molde sobre los granos de la zona de enfriamiento rápido son simplemente arrancadas de estos granos por las corrientes de convección iniciales, y entonces los fragmentos dendríticos resultantes son llevados hacia el centro del lingote por las corrientes de convección donde forma la fuente de los granos equiaxiales.
2. Después de que se desarrolla la zona columnar, las dendritas también pueden ser separadas desde estos granos columnares por corrientes de convección de la misma manera como se acaba de describir. Sin embargo, también es posible que los brazos laterales simplemente fundan las dendritas columnares debido a las fluctuaciones de temperatura, ya que los brazos laterales tienen un contenido de soluto más alto y, desde luego, una temperatura de fusión más baja en sus bases pequeñas.
3. Durante cierto tiempo se pensó que una tercera fuente de granos equiaxiales era la nucleación

heterogénea de granos en el centro del lingote, debido al sobreenfriamiento constitucional al frente del arreglo de dendritas.

2.3 Movimiento del Líquido en la Solidificación.

La aplicación de movimiento a un metal fundido durante su solidificación es conocido desde el siglo pasado, 1868, en el cual Chernov acertadamente refinó el tamaño de grano de un acero mediante una acción mecánica del molde (4). El interés de este fenómeno resurgió en la primera década de este siglo (1914) y desde entonces mucho se ha escrito usando una amplia variedad de métodos y variables.

El refinamiento de grano por éste 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, la teoría más aceptada, hasta el presente, es la de Campbell (5), que dice, " la deformación de la raíz de la dendrita con una recristalización subsecuente para formar un borde de grano de alto ángulo a través de esa raíz con la consecuente penetración del líquido. Esto es posible porque hay una fuerza motriz energética favorable " (5). Otro mecanismo de refinamiento de grano es la consideración del corte dúctil de las raíces de la dendrita, pero éste no es muy aceptado debido a que las fuerzas disponibles son muy bajas. La teoría de la refusión de las raíces tampoco se acepta debido a que los requerimientos energéticos son altos, sin embargo se menciona que es fácil pensar que las raíces puedan ser refundidas por un efecto térmico de las regiones más calientes del líquido movidas por la agitación.

2.3.1 Clasificación de los Métodos de Vibración.

Los métodos de aplicación de la vibración, se pueden llevar a cabo en: el molde, en el líquido, en el corredor, en la colada. La vibración en el molde, quizás es la más conveniente de todas las formas de influir en el proceso de solidificación. Sin embargo, su efectividad está limitada

a frecuencias bajas y amplitudes grandes. Normalmente, solo los moldes metálicos han sido usados para transmitir vibración o para contener una fundición que se sujeta a vibración en alguna otra forma.

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

Para una completa descripción de ésta clasificación, consultar la referencia 5.

2.3.2 Colada Rotacional.

El método utilizado en éste trabajo no cae dentro de la clasificación de Campbell (5), ya que este sistema rota tanto el molde como el líquido.

La característica esencial de la colada rotacional es la introducción del metal líquido dentro de un molde, el cual es rotado durante su solidificación. El eje de rotación puede ser horizontal, vertical o inclinado y existen variaciones importantes en lo referente a las formas y materiales del molde, el método de introducción del metal líquido y las frecuencias aplicadas (6, 7).

2.4 Influencia de los parámetros Microestructurales en las Propiedades Mecánicas.

La existencia de una relación entre el tamaño de grano recristalizado y algunas propiedades mecánicas ha sido extensivamente estudiada. Hall y Petch encontraron una relación que lleva su nombre y actualmente es considerada ya un principio universal. Esta relación establece que la tensión de fluencia de un material policristalino es función del tamaño de grano a valores de deformación constantes y relativamente a temperaturas bajas.

$$\sigma_{\epsilon} = \sigma_{0\epsilon} + K_{\epsilon} d^{-1/2}$$

Esta relación nos dice que conforme se disminuye el tamaño de grano recristalizado de la pieza colada se aumentan las propiedades mecánicas. Pero para aleaciones no ferrosas, Cahn (8)

dice que el exponente no es necesariamente igual a -0.5, por lo que la ecuación que nos relaciona la propiedad mecánica con el diámetro del grano recristalizado es la siguiente:

$$\sigma_g = \sigma_{0g} + K_g d^{-n}$$

Phillips y Armstrong (9) mencionan que la principal condición limitante de la ecuación de Hall - Petch es que la temperatura sea lo suficientemente baja para que no haya deslizamiento de los bordes de grano (por efecto de la temperatura), ni transporte de masa por difusión que contribuyan significativamente al proceso de deformación.

T. Robert et al (10), dicen que el concepto de disminuir el tamaño de grano de colada para incrementar las propiedades mecánicas no se cumple en todos los casos y que existen parámetros microestructurales diferentes al tamaño de grano, tales como: tamaño de dendritas, segundas fases, inclusiones y porosidades que son las que definen el comportamiento mecánico de la aleación de colada. Ellos también reportan que en la refinación del grano por métodos químicos, el tamaño de grano no ejerce ninguna influencia en las propiedades mecánicas; en cambio por métodos térmicos, la refinación del tamaño de grano si afecta en las propiedades mecánicas, y en la refinación mecánica del tamaño de grano por rotación si ejerció influencia en las propiedades mecánicas. A esto podemos agregar que Verhoeven (1) establece que para metales colados no siempre es cierto que la resistencia mejora con la disminución del tamaño de grano. El también dice que solamente un tamaño de grano fino mejorará las propiedades mecánicas si no:

1. Incrementa la cantidad de la microporosidad.
2. Incrementa el porcentaje de volumen de la segunda fase.
3. Incrementa el espaciamiento dendrítico.
4. Hace que la microporosidad se interconecte.

Flemings (11) asevera que el espaciamiento del brazo secundario en una aleación dada, es fuertemente dependiente de la velocidad de enfriamiento y que no varía mucho de aleación en aleación y también cita que la importancia del espaciamiento dendrítico secundario radica en que

las propiedades mecánicas y otras, de una variedad de aleaciones coladas y de lingotes colados para trabajado mecánico, dependen de él.

De Ross y Mondolfo (12) mencionan que en aleaciones en las cuales las propiedades están controladas por la porosidad y la distribución del eutéctico alrededor de las dendritas, el refinamiento de grano puede dar una disminución de las propiedades mecánicas en vez de un aumento de las mismas.

Brody (13) afirma que las interacciones entre las estructuras de colada y las propiedades no pueden ser generalizadas, que son específicas de cada aleación y que deben ser determinadas en cada caso particular.

2.5 Influencia del Movimiento del Fluido en los Parámetros Estructurales.

Estudios anteriores (5, 14, 15) han propuesto al movimiento del fluido como un parámetro determinante en la estructura final de piezas coladas y discusiones más recientes se refieren al control de la convección como decisivo para la regulación del tamaño de grano y la homogeneidad del material.

Johnston y Parr (14) concluyeron que la fuerza de aceleración tiene un papel en la creación de la estructura final de un material. En la escala macroscópica la fuerza de aceleración maneja el flujo del fluido, el cual causa una refusión de la dendrita, fragmentación y macrosegregación. El alcance de estos efectos es directamente dependiente del nivel de aceleración. Y en una escala microscópica el movimiento del fluido afecta el espaciamiento dendrítico secundario.

Campbell (5) menciona que los parámetros estructurales cuyo tamaño y espaciamiento es controlado por difusión de solutos en el líquido, como el espaciamiento dendrítico secundario, parecen engrosarse por la vibración.

Existe otro trabajo (15) en que se utilizó el mismo dispositivo de refinación mecánica y como material un latón 70 - 30 encontrando los siguientes resultados, al aumentar las r.p.m. de 65

a 470 la refinación aumentaba y el espaciamiento dendrítico secundario (EDS) disminuía; por otro lado a 175 r.p.m. se encontraron dos zonas de grano equiaxial concéntricas una en el centro de la probeta y otra en la orilla; a partir de las 240 r.p.m. el grano equiaxial era uniforme.

Campbell (5) también menciona que los materiales que solidifican con una interfase planar o celular, el refinamiento del grano es causado por la erosión del frente de solidificación provocada por la cavitación de burbujas. Para los materiales que solidifican dendríticamente, la refinación del grano es causado por la fragmentación de la dendrita.

Con respecto a la porosidad algunos autores (2, 5, 16, 17) mencionan que es reducida por la vibración durante la solidificación pero Campbell (5) menciona que existe un riesgo de incrementarse la porosidad, si el umbral de la cavitación es excedida, esto significa que, al alcanzar una presión determinada, las burbujas empiezan a contraerse al punto que sufren una implosión provocando así la regasificación del metal líquido.

P.S.Basak et al (18) dirigieron su enfoque de estudio sobre el efecto de la baja o moderada velocidad rotacional en la evolución microestructural de la aleación Al - 9% Si . Encontraron que la rotación causa refinamiento de la morfología eutéctica y que su homogeneidad y dispersión aumentaba con el incremento de las r.p.m., además que el Silicio se aglomeraba en la superficie.

2.5.1 Ventajas y contradicciones en la aplicación de la vibración a piezas coladas.

Resumiendo la información encontrada sobre la influencia del movimiento del líquido durante la solidificación, se puede decir que la vibración aplicada a los metales colados tiene las siguientes ventajas:

1. Refinamiento de grano aunque esto no es una ventaja necesaria para aleaciones de aluminio donde el refinamiento de grano puede ser obtenido por la adición de nucleantes a las aleaciones.

2. Homogeneidad de la microestructura aunque esto todavía no se aceptado totalmente ya que existen trabajos en que se refinan los parámetros dendríticos, es decir, que no se presenta tal homogeneización.
3. Tiempos cortos del tratamiento térmico como resultado de la reducción de la microsegregación (aunque esto no se ha demostrado para bajas frecuencias (5)).
4. Mejora aparente de todas las propiedades mecánicas medidas, tales como, la dureza, tensión de fluencia, resistencia a la tracción, porcentaje de elongación y reducción de área. Aunque Mondolfo (12) explica que no necesariamente se mejora las propiedades con la vibración.
5. Incremento de la productividad de lingotes debido a la modificación de la forma de la contracción de este.
6. Disminución de la porosidad de la piezas vibradas, aunque existe indicios (5) en que puede aumentar conforme se rebasa el límite de la cavitación.

III. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.

3.1.- PREPARACION DE LA ALEACION MADRE.

3.1.1 Cálculos del Balance de Carga.

Se eligió una aleación Al- 5% Zn (nominal) con el objeto de estar seguros de trabajar en una zona monofásica y minimizar, en lo posible, el efecto que pudiera causar la presencia de una segunda fase (figura 3).

Se partió de lingotes de Aluminio electrolítico y granalla de Zn electrolítico, para efectuar la combinación se realizó un balance de carga, que se muestra en el apéndice A.

Del diagrama de fases Al Zn (19), la temperatura de solidificación de la aleación es: 655 °C.

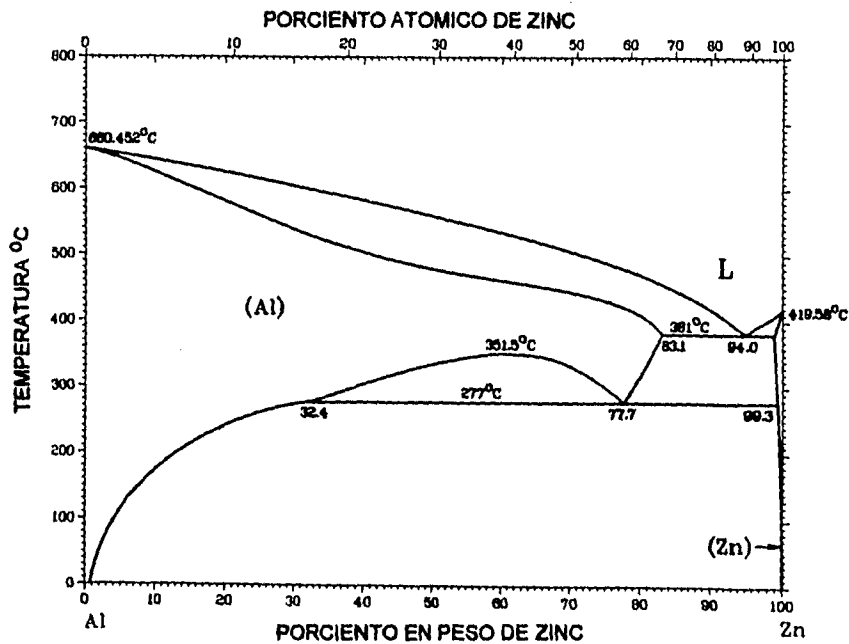


FIGURA 3. DIAGRAMA DE FASES Al - Zn.

3.1.2.- Técnica de Fusión.

- + El aluminio se cortó y colocó en trozos una primera carga en un crisol de alúmina, se introdujo a un horno eléctrico de piso y se le fué elevando la temperatura .
- + Por otro lado, se colocó la cantidad necesaria de zinc en un crisol cerámico para luego introducirlo en un horno de resistencia, así elevando su temperatura hasta 400 °C.
- + Ya fundida la primera carga de aluminio, se introdujo la carga restante, previamente precalentada.
- + Al tener todo el aluminio líquido, se sacó el Zn del horno y se agregaba rápidamente al Al. El objetivo de agregarlo al último era con el fin de evitar su oxidación.
- + Se esperó 5 minutos para luego agitarlo durante un minuto.
- + Después de 2 minutos, se procedió a vaciar la aleación en unas lingoteras.
- + Al solidificar se deja enfriar, luego se deslingotea y se procedió a sacar rebaba para practicar el análisis químico correspondiente.
- + Por último los lingotes se cortaron a la mitad para su posterior fusión, para la fabricación de las muestras rotadas.

3.2.- DESCRIPCION Y FUNCIONAMIENTO DEL EQUIPO.

- Equipo de rotación:

El dispositivo que se utilizó (ya existente en el Departamento de Metalurgia) se implantó y analizó mediante un modelo físico en un trabajo previo (20), el cual se adaptó y rediseñó para minimizar vibraciones durante la rotación. Figura 4.

La minimización de las vibraciones se consiguió disminuyendo la altura de la estructura de madera y colocando soportes en la base y a los lados donde se asentaba el motor.

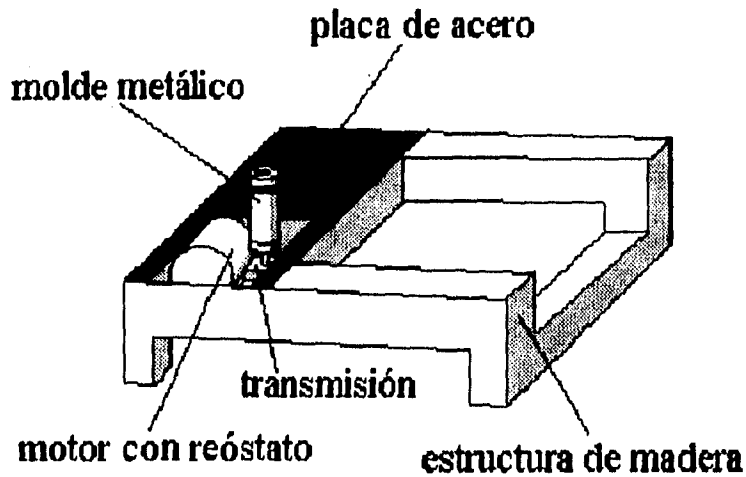


FIGURA 4. ESQUEMA DEL DISPOSITIVO.

La estructura que soporta al motor (de corriente alterna y de 1/4 de HP) es de madera. El motor se conectó a la base del molde mediante una flecha, las velocidades fueron medidas con un tacómetro y reguladas con un reóstato integrado al motor.

- Molde metálico:

El molde metálico utilizado fué hecho de un acero herramienta (AISI H13) de forma cilíndrica y con un ángulo de salida, para facilitar la extracción de las muestras.

Las dimensiones del molde estuvieron en función de la obtención de probetas de tracción y de la evaluación de parámetros macro y microestructurales. Figura 5.

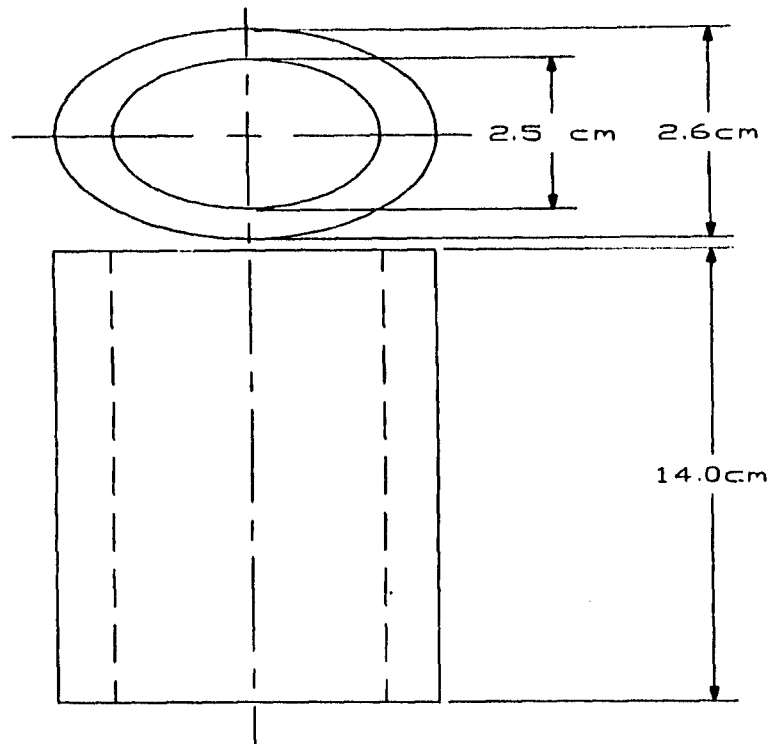


FIGURA 5. DIBUJO DEL MOLDE.

- Velocidad de Rotación:

Se realizaron corridas a: 0, 250, 300, 350, 400 y 450 r.p.m., ya que se deseaban obtener datos por triplicado. Las r.p.m. fueron fijadas por experimentación previa.

El tiempo de rotación que se dejó fué el suficiente, hasta observar que la muestra había solidificado completamente.

- Hornos de Fusión:

El horno utilizado para fundir la aleación madre fué un horno eléctrico de piso (Lindberg / Bluem, General Signal), en éste también se fabricaron las muestras rotadas y se realizó el precalentamiento del molde a 800 °C en todos los casos, para asegurarnos que al iniciarse la

rotación el metal estuviese totalmente líquido y el gradiente de temperatura no variase en ninguna colada.

- Control de la Temperatura:

La temperatura de colada se determinó de acuerdo al diagrama de fases Al-Zn y su control se llevó a cabo con un registrador y un termopar cromel-alumel (NiCr-NiAl) al igual que la temperatura del molde y la temperatura del baño metálico durante toda la fusión.

Tanto la temperatura de colada como la temperatura del molde se mantuvieron constantes en toda la experimentación, a 720°C la primera y 800°C la segunda.

3.3. Refusión de la Aleación Al - 5% Zn.

+ Para la refusión se pesaban 620 g de la aleación Al - 5% Zn y se colocaban en un crisol de cerámica y se procedía a fundir la carga en un horno eléctrico de piso.

+ Por otro lado el molde metálico era precalentado a 800 °C.

+ En el dispositivo de rotación las r.p.m. eran fijadas con el reóstato, realizando mediciones con el tacómetro antes y durante la solidificación de la muestra para verificar que se mantuvieran constantes.

+ Al alcanzar el molde la temperatura, se colocaba rápidamente en el dispositivo de rotación para evitar pérdidas de calor y se sujetaba fuertemente.

+ Se verificó la temperatura de colada (720 °C), sacándose el crisol rápidamente del horno, se escorificaba y procediéndose después a vaciar cuidadosamente y lo más rápido posible.

+ Inmediatamente se aplicaba la rotación, la cual no cesaba hasta que se observaba que el metal estaba completamente solidificado.

+ Se dejaba enfriar y posteriormente se desmoldeaba.

+ Ya obtenidas todas las muestras se realizaba los cortes pertinentes para ser utilizados en las diferentes pruebas experimentales.

3.4. Mediciones y Ensayos Realizados.

Fueron las siguientes:

- a) Análisis metalográfico: macro y micro.
- b) Medición de porosidad.
- c) Ensayo de tracción.
- d) Medición de dureza Brinell.

3.4.1 Análisis Metalográfico.

Una sección de las muestras fueron montadas en baquelita, y siguiendo los pasos de desbaste y pulido convencionales se dejaron listas para el ataque químico:

TIPO DE ANALISIS	COMPOSICION		OBSERVACIONES
MICRO Y MACRO	HF	2.0 ml	Ataque por inmersión
	HCl	3.0 ml	durante 40 seg. enjuagan-
	HNO ₃	5.0 ml	do inmediatamente con
	H ₂ O	90.0 ml	cloruro de amonio.

Luego se procedió a medir su tamaño de grano (TG) el cual fué realizado por medición directa con ayuda de un calibrador. Las medidas del espaciamiento dendrítico secundario (EDS) y del grosor del brazo secundario (GBS) se realizaron con ayuda de un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Joel, en el cual se tomó una zona representativa de cada probetas y se medían los parámetros microestructurales con la ayuda de una regla y de un parámetro de

comparación del microscopio. Cabe mencionar que las mediciones del EDS y GBS fueron hechas en el centro y en la orilla de cada muestra

3.4.2 Medición de Porosidad.

La porosidad fué evaluada en porcentaje de área, se hicieron mediciones en la parte superior e inferior de la muestra con el objeto de verificar si era igual en ambas zonas. Utilizamos un analizador de imagenes (OMNIMET, Buchler).

3.4.3 Ensayo de Tracción.

La parte central de cada muestra fue maquinada, de acuerdo a la norma ASTM E8 - M para medirles la Resistencia a la Tracción y la Tensión de Fluencia. Se utilizó una Máquina Universal de Ensayos Mecánicos MTS 810.

Las dimensiones de la probeta de tracción (21) se muestran en la figura :

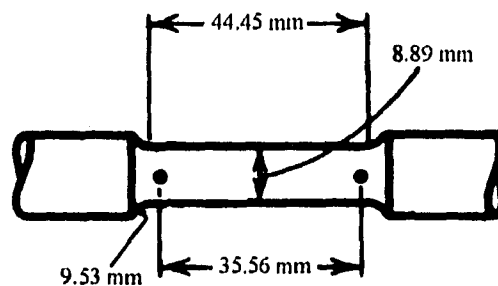


FIGURA 6. DIBUJO DE LA PROBETA DE TRACCION

3.4.4 Medición de Dureza Brinell.

Se maquinó un trozo de cada muestra, todas con las mismas dimensiones:

longitud = 1.5 cm y diámetro = 0.9 cm.

El equipo que se utilizó fue un durómetro Brinell Shimadzu con las siguientes condiciones :

Diametro del penetrador = 5 mm.

Cálculo de la carga de penetración:

Para las aleaciones de aluminio la constante de carga - diámetro del penetrador es 5.

$$Q = \text{carga (kg)} / d^2 \text{ (mm)}$$

$$\text{carga (kg)} = Q * d^2 \text{ (mm)}$$

$$\text{carga} = 5 * (5)^2 = 125 \text{ Kg}$$

Carga = 125 Kgf.

Tiempo de aplicación de la carga = 15 seg.

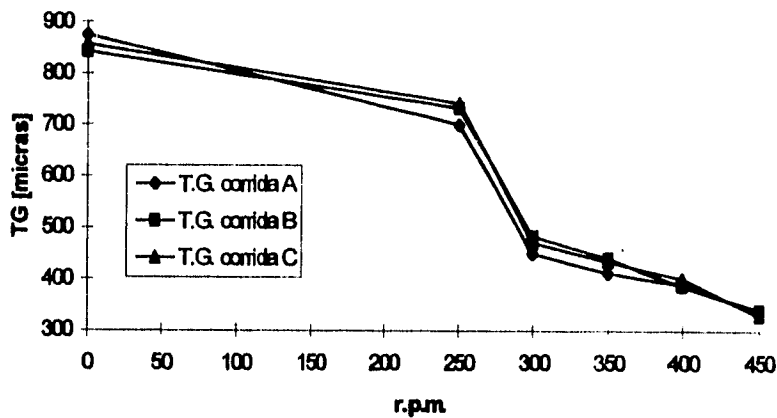
IV. RESULTADOS Y DISCUSION.

RESULTADOS Y DISCUSION.

Los resultados experimentales obtenidos con el método de colada rotacional, se presentan a continuación.

La gráfica 1 corresponde a los datos obtenidos de tamaño de grano en función de la velocidad de rotación del molde. Como se esperaba existe una refinación al incrementarse las r.p.m., esta refinación llega a ser de un 38% si se comparan los valores del molde estático con los del rotado a 450 r.p.m. (Ver también fotos 1 y 2 del anexo B).

GRAFICA 1. EFECTO DE LAS R. P. M. SOBRE EL TAMAÑO DE GRANO.

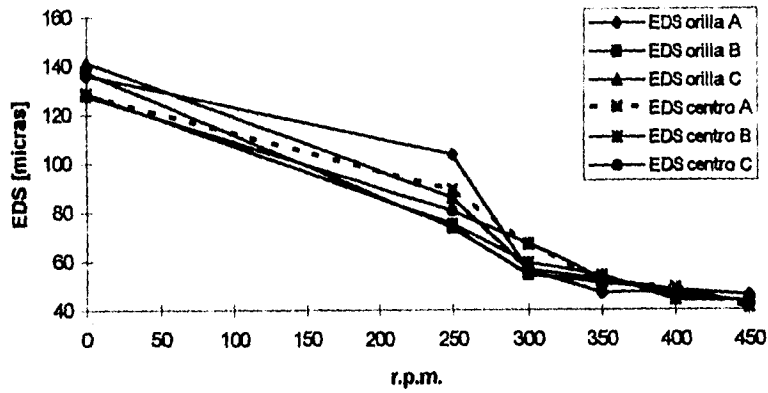


También existe un refinamiento del espaciamiento dendrítico secundario y del grosor del brazo secundario (gráficas 2 y 3), al incrementarse las r.p.m., contradiciendo lo reportado por Campbell (5).

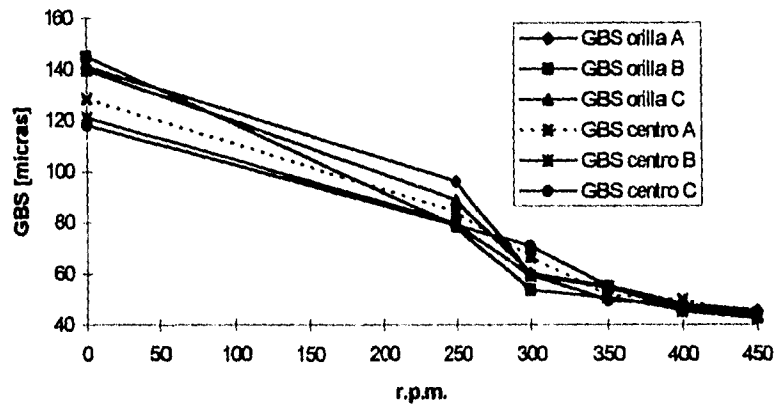
Comparando los datos de las probetas estáticas con las rotadas a 450 r.p.m., se obtuvieron refinaciones del orden del 67% para los parámetros dendríticos (GBS y EDS).

Este refinamiento de los parámetros dendríticos lo podemos observar también en las fotos 3 y 4 del anexo B.

GRAFICA 2. EDS vs R.P.M.



GRAFICA 3. GBS vs R.P.M.



Aunque existe refinamiento de los parámetros dendríticos estos no son iguales en toda la muestra, es decir, como se indica en la tabla IV.1, la diferencia de tamaño en promedio del centro y de la orilla a 300 r.p.m. es de 11.2% y a 450 r.p.m. es de 3%. Esto nos indica que conforme aumenta las r.p.m. los valores de tamaño de los parámetros dendríticos tienden a homogeneizarse.

TABLA 1. Porcentaje de refinación

GBS orilla			GBS centro		
A	B	C	A	B	C
0	0	0	0	0	0
31.19	45.81	38.54	34.46	34.23	33.15
57.68	62.95	56.98	48.29	51.13	40.06
64.86	65.07	60.64	59.73	54.78	53.28
65.99	68.16	65.51	61.19	62.55	59.66
67.71	69.62	68.58	68.51	64.76	62.49

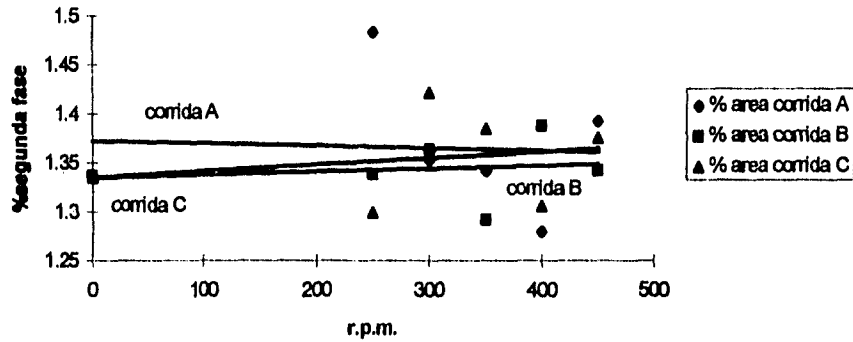
EDS orilla			EDS centro		
A	B	C	A	B	C
0	0	0	0	0	0
23.8	46.25	39.14	30.43	41.57	36.79
58.88	60.28	59.99	47.69	53.99	47.39
65.42	62.68	62.93	59.98	58.05	58.58
65.16	65.31	65.98	61.76	65.66	64.19
66.16	68.69	67.31	67.97	66.17	65.78

DIFERENCIA entre orilla y centro para el GBS			DIFERENCIA entre orilla y centro para el EDS		
A	B	C	A	B	C
0	0	0	0	0	0
3.27	11.58	3.39	6.63	4.68	2.35
9.37	11.82	16.92	11.19	6.29	12.6
5.13	10.29	7.36	5.46	4.63	4.35
4.8	5.81	5.85	3.4	0.35	1.79
1.2	4.86	6.09	1.81	2.52	1.53

Con los datos obtenidos de refinación de grano y de los parámetros dendríticos no se tiene evidencia de que se pueda apoyar a alguna teoría, debido a que éstas teorías coinciden en que las dendritas formadas se fragmentan y posteriormente éstas funcionan como núcleos para la generación de los granos equiaxiales, pero las dendritas llevan ya una historia térmica, es decir, solidificaron y por consiguiente tienen brazos secundarios que por efecto de la convección, según lo reportó Campbell (5), se engrosarían y no refinarse como sucedió. En este caso debería de proponerse otra teoría que explique la refinación del grano y de las dendritas en función del movimiento del líquido.

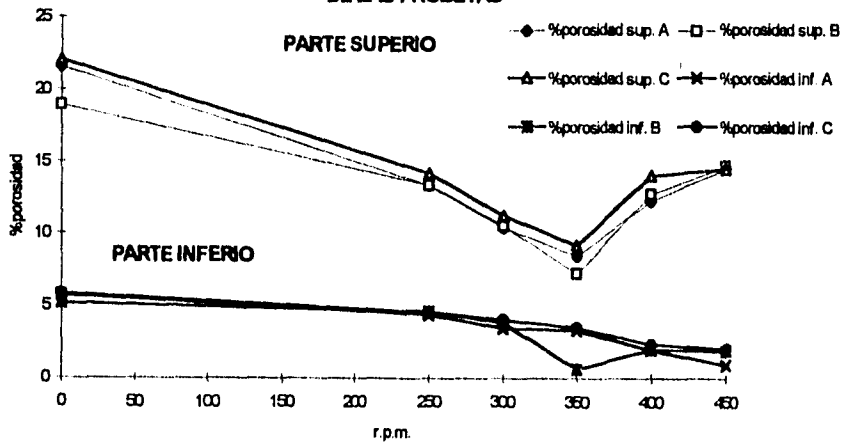
Se encontró una segunda fase, un compuesto binario de Fe y Al, el cual se detectó con el sistema analizador ORTEC 5000 acoplado al microscopio electrónico de barrido y que no varió en forma, tamaño o cantidad, como se aprecia en la gráfica 4. De acuerdo al diagrama de fases Al - Fe (22) la composición de esta fase intermedia es $FeAl_3$, la cual se forma a través de una transformación de fase de segundo orden del Fe - Al. La cual se atribuye a impurezas provenientes del aluminio electrolítico utilizado para la fabricación de la aleación madre.

GRAFICA 4. EFECTO DE LA VELOCIDAD DE ROTACION EN EL PORCIENTO DE SEGUNDA FASE



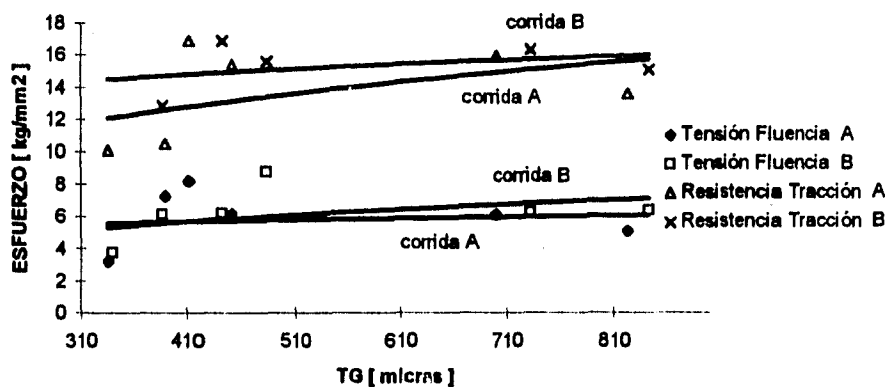
Por otro lado, la porosidad en la parte inferior de la probeta disminuye al incrementar la velocidad de rotación del molde, no así, en la parte superior donde existe una disminución hasta un mínimo y posteriormente se incrementa (gráfica 5), esto puede deberse a que el movimiento tiende a ayudar a los gases a escapar hacia arriba y mientras esto sucede, la parte superior comienza a solidificar, el líquido se pone pastoso impidiendo con ello el escape de los gases, atrápanolos en su solidificación.

GRAFICA 5. EFECTO DE LA VELOCIDAD DE ROTACION EN LA POROSIDAD DE LAS PROBETAS



Al graficar el tamaño de grano con las propiedades tensiles (gráfica 6), se aprecia una reducción de las propiedades tensiles al disminuir el tamaño de grano.

GRAFICA 6. PROPIEDADES TENSILES vs TAMAÑO DE GRANO



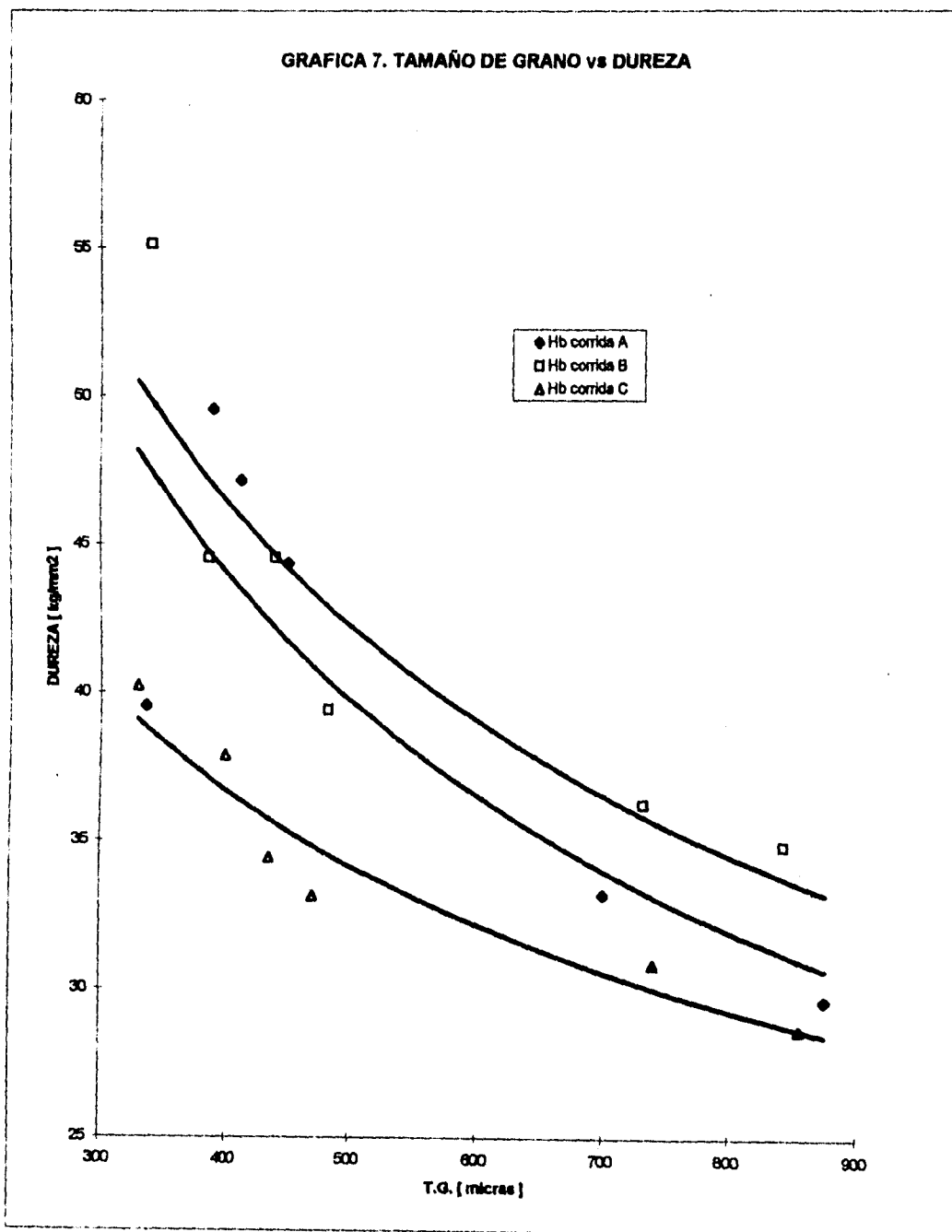
Graficando la dureza brinell contra el tamaño de grano (gráfica 7) observamos una cierta tendencia de incremento en esta propiedad mecánica con la disminución del tamaño de grano.

De acuerdo lo señalado en (3), el modelo de Hall - Petch no se cumplió, esto debido al decremento de las propiedades tensiles con respecto a la refinación del grano. Con respecto a la dureza, tampoco se cumple la relación de Hall - Petch, aunque existe un incremento en esta propiedad, el modelo que la correlaciona mejor es diferente al propuesto por Hall, estos modelos se muestran a continuación.

Para la dureza, las ecuaciones resultantes son:

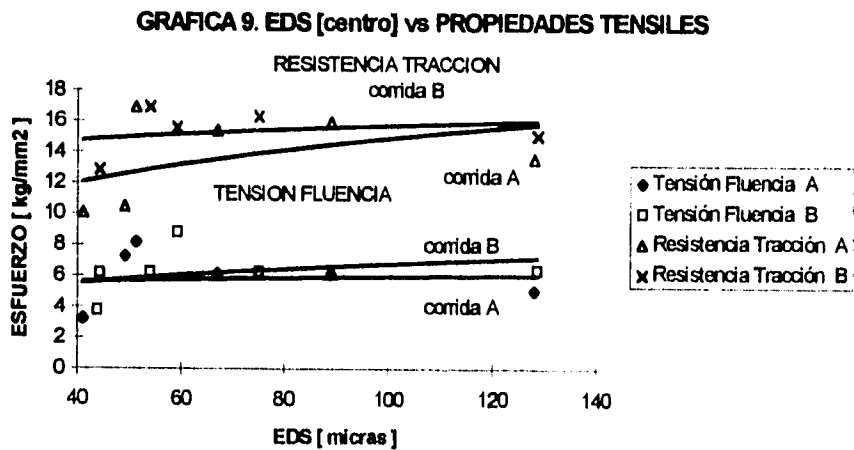
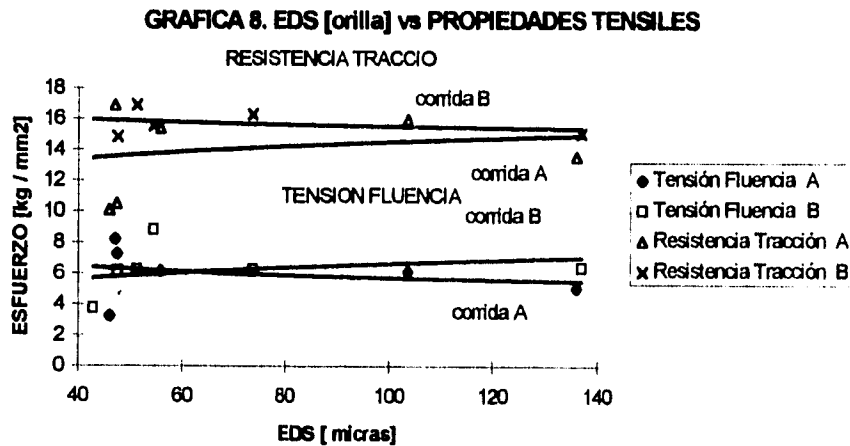
Experimento	Dureza Brinell	Coefficiente correlación
A	$HB = 706.54 * TG^{-0.4631}$	$R^2 = 0.7157$
B	$HB = 610.16 * TG^{-0.4297}$	$R^2 = 0.8474$
C	$HB = 258.02 * TG^{-0.3255}$	$R^2 = 0.9201$

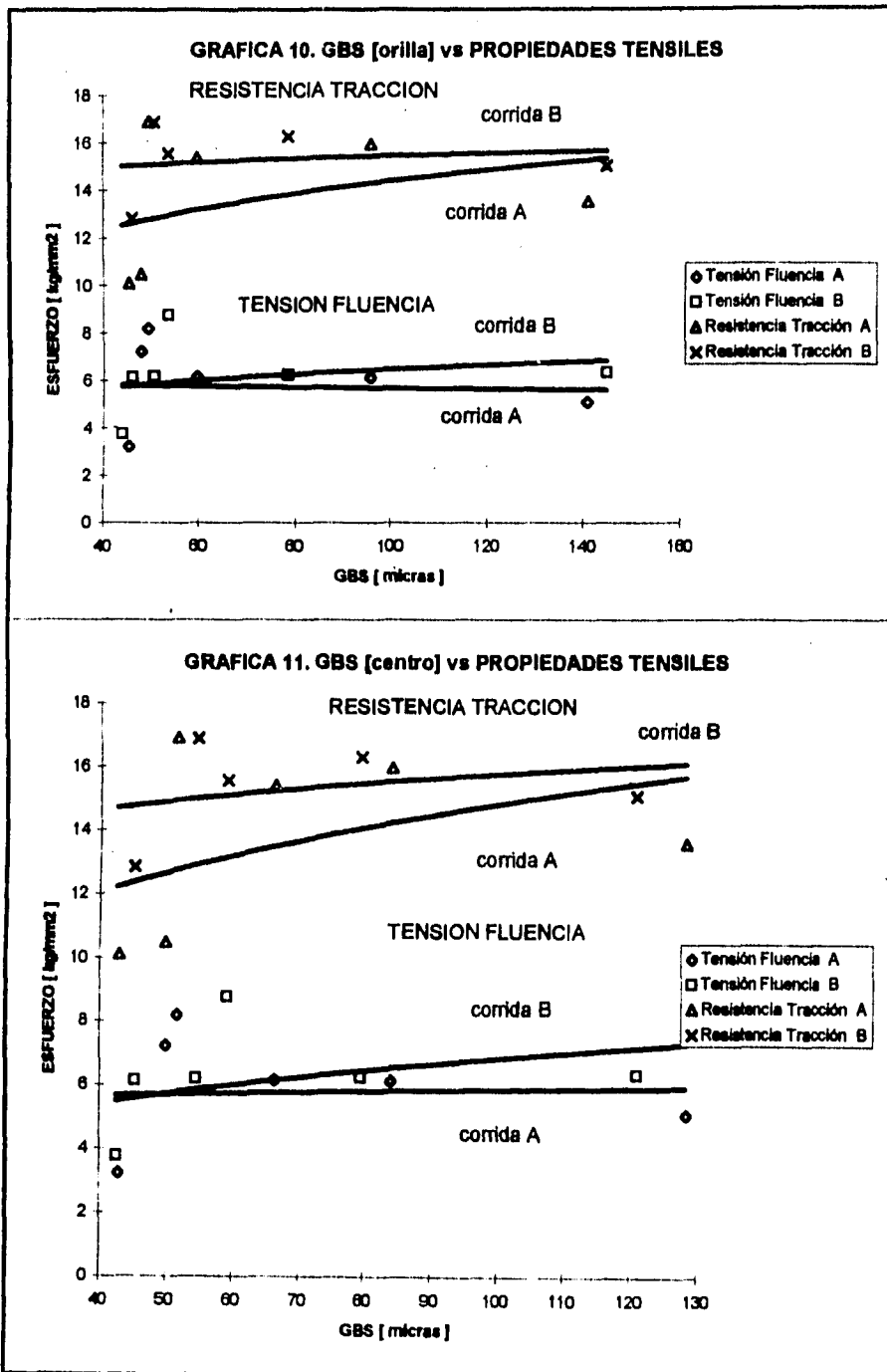
HB: dureza brinell (kg / mm²). TG: tamaño de grano (micras).



En las gráfica 8, de EDS orilla vs propiedades tensiles, observamos que la resistencia a la tracción disminuye conforme se refina el EDS; en ésta misma gráfica se aprecia que la tensión de fluencia incrementa al refinarse el EDS para la corrida A y para la otra corrida disminuye. Esto es debido a que el EDS en la orilla no es determinante en las propiedades tensiles. La gráfica 9, nos muestra que las propiedades tensiles disminuyen al refinarse el EDS del centro.

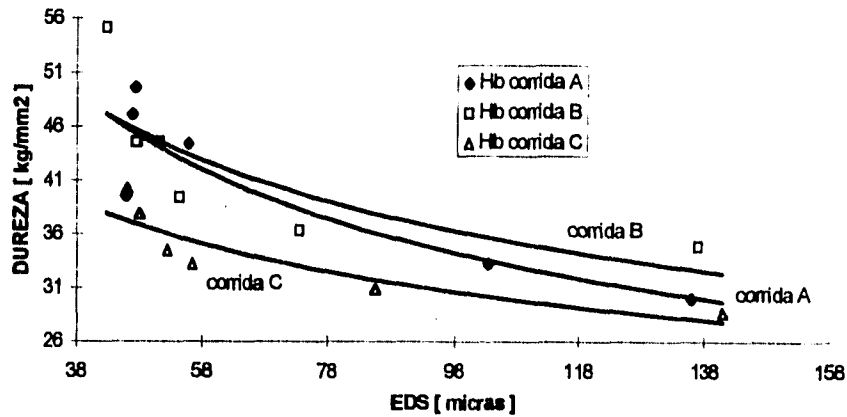
En las gráficas 10 y 11 se observa que al disminuir el GBS disminuyen las propiedades tensiles.



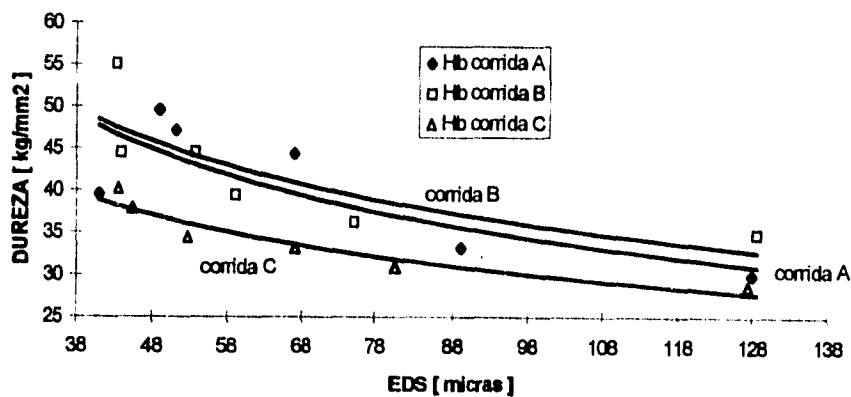


Al contrario con lo que sucedió con las propiedades tensiles, aquí observamos (ver gráficas 12, 13, 14 y 15) que la dureza brinell se incrementa al refinarse los parámetros dendríticos.

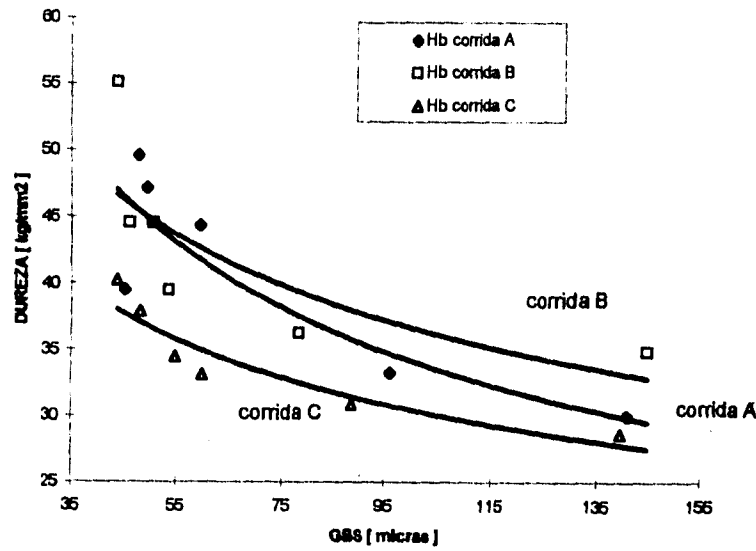
GRAFICA 12. EDS [orilla] vs DUREZA



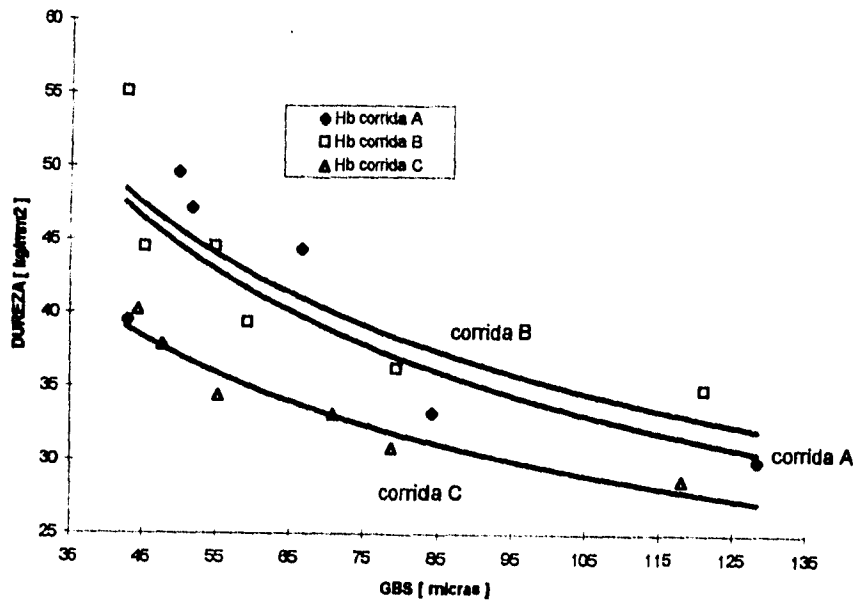
GRAFICA 13. EDS [centro] vs DUREZA



GRAFICA 14. GBS [orilla] vs DUREZA

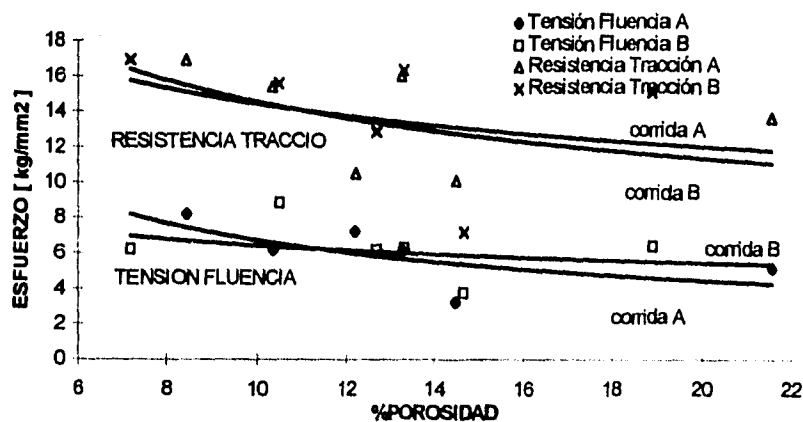


GRAFICA 15. GBS [centro] vs DUREZA

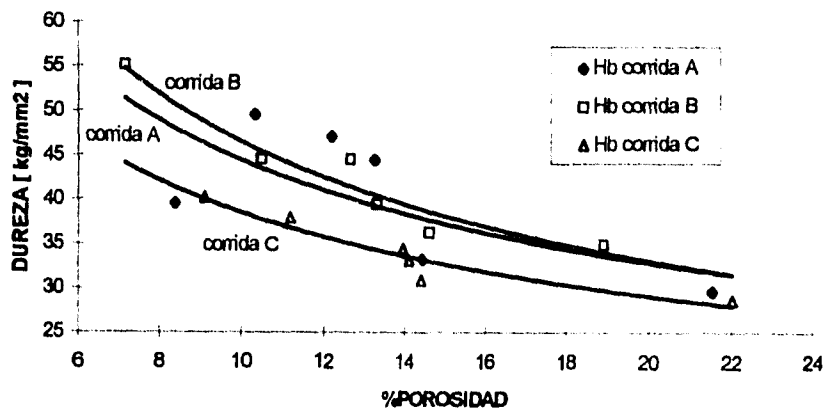


En las grafica 16 se aprecia que las propiedades tensiles de las muestras muestran una ligera disminución al incrementarse la porosidad, por lo que ésta es el factor determinante en estas propiedades. Pero no así en la dureza (ver gráfica 17 y tabla IV.2) donde existe menor correlación con la porosidad comparando con los parámetros dedriticos, estableciendose que la dureza está en función de la microestructura y no de la porosidad.

GRAFICA 16. %POROSIDAD vs PROPIEDADES TENSILES



GRAFICA 17. %POROSIDAD vs DUREZA



De los resultados mostrados hasta aquí, los parámetros macro y microestructurales influyen negativamente en las propiedades tensiles no así en la dureza donde los parámetros

dendríticos la incrementan al refinarse, aunque también la disminución de la porosidad incrementa la dureza.

De la tabla IV.2 se observa que el tamaño de grano, el EDS y el GBS son los que más contribuyen en el incremento en la dureza, ya que muestran altos coeficientes de correlación.

TABLA IV.2
Ecuaciones y Factores de Correlación de los Parametros Estructurales con las Propiedades Mecánicas.

Tensión de Fluencia (kg / mm²).

TF : Tensión de Fluencia

Tamaño de Grano (micras)	EDS orilla (micras)	EDS centro (micras)
TF = 3.2922 * TG ^{0.0904}	TF = 2.9162 * EDS ^{-0.134}	TF = 4.4649 * EDS ^{0.061}
R ² = 0.0095	R ² = 0.0335	R ² = 0.0063
TF = 0.8739 * TG ^{0.3109}	TF = 2.9162 * EDS ^{0.1775}	TF = 2.4172 * EDS ^{0.2226}
R ² = 0.1696	R ² = 0.0782	R ² = 0.1112

GBS orilla (micras)	GBS centro (micras)	Porosidad (%)
TF = 6.6947 * GBS ^{-0.0357}	TF = 4.9232 * GBS ^{0.0377}	TF = 26.79 * %P ^{-0.6025}
R ² = 0.0025	R ² = 0.0022	R ² = 0.3437
TF = 3.3465 * GBS ^{0.1436}	TF = 2.1265 * GBS ^{0.2534}	TF = 11.22 * %P ^{-0.2445}
R ² = 0.058	R ² = 0.1328	R ² = 0.0866

Resistencia a la Tracción (kg / mm²).

RT : Resistencia a la Tracción

Tamaño de Grano (micras)	EDS orilla (micras)	EDS centro (micras)
$RT = 2.2912 * TG^{0.2857}$	$RT = 4.1429 * EDS^{0.2908}$	$RT = 5.0563 * EDS^{0.2341}$
$R^2 = 0.2096$	$R^2 = 0.1456$	$R^2 = 0.2032$
$RT = 0.4444 * TG^{0.5471}$	$RT = 9.7065 * EDS^{0.0868}$	$RT = 2.7129 * EDS^{0.387}$
$R^2 = 0.3670$	$R^2 = 0.0314$	$R^2 = 0.2350$

GBS orilla (micras)	GBS centro (micras)	Porosidad (%)
$RT = 6.6001 * GBS^{0.1697}$	$RT = 5.2486 * GBS^{0.225}$	$RT = 26.71 * \%P^{-0.2689}$
$R^2 = 0.1232$	$R^2 = 0.1701$	$R^2 = 0.1508$
$RT = 3.9889 * GBS^{0.2931}$	$RT = 2.1319 * GBS^{0.445}$	$RT = 33.42 * \%P^{-0.1625}$
$R^2 = 0.1689$	$R^2 = 0.2861$	$R^2 = 0.1331$

Dureza Brinell (kg / mm²).

Tamaño de Grano (micras)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coefficiente correlación
A	$HB = 706.54 * TG^{-0.4631}$	$R^2 = 0.7157$
B	$HB = 610.16 * TG^{-0.4297}$	$R^2 = 0.8474$
C	$HB = 258.02 * TG^{-0.3255}$	$R^2 = 0.9201$

EDS orilla (micras)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coefficiente correlación
A	HB = 203.92 * EDS ^{-0.3893}	R ² = 0.8343
B	HB = 156.03 * EDS ^{-0.3183}	R ² = 0.6576
C	HB = 101.06 * EDS ^{-0.2607}	R ² = 0.8189

EDS centro (micras)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coefficiente correlación
A	HB = 195.45 * EDS ^{-0.3796}	R ² = 0.6499
B	HB = 174.08 * EDS ^{-0.3443}	R ² = 0.6962
C	HB = 116.31 * EDS ^{-0.2954}	R ² = 0.9115

GBS orilla (micras)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coefficiente correlación
A	HB = 206.10 * GBS ^{-0.3906}	R ² = 0.7947
B	HB = 142.07 * GBS ^{-0.2945}	R ² = 0.6380
C	HB = 105.87 * GBS ^{-0.2703}	R ² = 0.8855

GBS centro (micras)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coefficiente correlación
A	HB = 197.10 * GBS ^{-0.3741}	R ² = 0.7566
B	HB = 214.95 * GBS ^{-0.4021}	R ² = 0.6616
C	HB = 135.88 * GBS ^{-0.3319}	R ² = 0.9343

Porosidad (%)

Experimento	Dureza Brinell (kg/mm ²)	Coficiente correlación
A	$HB = 144.91 * \%P^{-0.4934}$	$R^2 = 0.9239$
B	$HB = 121.62 * \%P^{-0.4372}$	$R^2 = 0.4692$
C	$HB = 98.149 * \%P^{-0.4062}$	$R^2 = 0.9070$

V CONCLUSIONES.

CONCLUSIONES.

- 1.- El tamaño de grano y los parámetros dendríticos se refinan al incrementar la velocidad de rotación del molde.
2. Con respecto a la dureza la ecuación de Hall - Petch se cumple con un exponente diferente a - 0.5. Para las propiedades tensiles no se cumple.
3. La colada rotacional de esta aleación no modifica la cantidad, tamaño y forma de la segunda fase.
4. El porcentaje de porosidad en la parte inferior de las muestras disminuyó con el aumento de las r.p.m.
5. A altas velocidades, la solidificación de la parte de arriba interfirió en la desgasificación de las probetas.
6. La presencia de la porosidad, principalmente la de la parte superior de las muestras, determina las propiedades tensiles.
7. La dureza se vé incrementada principalmente por el tamaño de grano y en menor porporción por los parámetros dendríticos (espaciamento dendrítico secundario y el grosor del brazo secundario) y la porosidad.

VI BIBLIOGRAFIA.

BIBLIOGRAFIA.

1. John D. Verhoeven. "Fundamentos de Metalurgia Física". Editorial Limusa, 1987, p. 325.
2. L.F. Mondolfo "Grain Refinement in the Casting of Nonferrous Alloys", Grain Refinement in Castings and Welds, The Metallurgical Society of AIME, 1983.
3. R. W. Cahn and P. Haasen. "Physical Metallurgy", Vol. 2. 1992, p. 1611.
4. Chernov, 1868 citado en J. Campbell
5. J. Campbell "Effects of Vibration during Solidification", International Metals Review, 1981, No 2, p 71 - 103.
6. Jie Wanqi, "Unidirectional Solidification of Al - Si Eutectic with the Accelerated Crucible Rotation Technique", Metallurgical Transactions A, Vol. 23A, April 1992, p 1363 - 1370.
7. R. N. Grugel, Shinwoo Kim, T. Woodward y T. G. Wang, "The Effect of Axial Crucible Rotation on Microstructural Uniformity during Horizontal Directional Solidification", Journal of Crystal Growth 121 (1992), p. 599 - 607.
8. R. Triverdi and W. Kurz. "Dendritic Growth", International Materials Reviews, 1994, Vol. 39, No. 2, p 49.
9. W. L. Phillips and R. W. Armstrong "The Strain Dependence of the Flow Stress - Grain Size Relation for 70:30 Brass", Metallurgical Transactions, Volume 3, October 1972, p 2571 - 2577.
10. T. Robert et al "Influence of Grain Refinement on some Mechanical Properties of Nonferrous Cast Alloys", Acta Metall. Mater., Vol. 40, No 4, p 771 - 777, 1992.
11. M. C. Flemings, "Solidification Processing", Metallurgical Transactions A, Vol. 5, October 1974, p 2121 - 2134.

12. De Ross, A. B. and Mondolfo, L. F. "Metallurgical Aspects of Casting Aluminum Alloys". Aluminium Transformation Technology and Application, American Society for Metals. 1989. p. 74.
13. Brody, H. D. "Structure and Properties of Cast Nonferrous Alloys". Solidification Technology, Proceedings of the First Army Materials Technology Conference, held at the Wentworth by the Sea, Portsmouth, New Hampshire, U.S.A., October 22 -25, 1972. p. 53 - 83.
14. M. H. Johnston and R. A. Parr "The Influence of Acceleration Forces on Dendritic Growth and Grain Structure". Metallurgical Transactions B. Vol. 13B, March 1982, p. 85 - 90.
15. G. Salas Banuet y M. E. Noguez. "Influencia de la Hidrodinámica en la Estructura durante la Solidificación con Rotación y Oscilación", XI Encuentro de Investigación Metalúrgica, Instituto Tecnológico de Saltillo, 1989.
16. D. P. Shukla, D. B. Goel and P. C. Pandey, "Effect of Vibration on the Formation of Porosity in Aluminum Alloy Ingots", Metallurgical Transactions B, Vol. 11B, March 1980, p. 166 - 168.
17. J. A. Cárdenas S. y C. M. Torres M., "Estudio de una Aleación Al 13% Si, con movimiento de Traducción y Rotación con diferentes Angulos de inclinación del Molde". Tesis mancomunada de licenciatura de Ingeniería Química Metalúrgica, Facultad de Química, 1990. (Dirigida por G. Salas).
18. P. S. Basak, B. C. Ray and I. Chakrabarty "The Effect of Rotation on the Eutectic Phase in Hypoeutectic Al - Si Alloy", Journal of Materials Science Letters, Vol. 10, (1991), p 313 - 315.
19. Binary Alloy Phase Diagrams, editado por American Society for Materials. 1992, p.
20. A. Barrera Arenas, "Variación de la Estructura de Colada de una Aleación Al - 6% Si por medio de Rotación", Tesis de licenciatura de Ingeniería Química Metalúrgica, Facultad de Química, 1982. (Dirigida por G. Salas B.).

FALLA DE ORIGEN

21. Norma A.S.T.M. E8 - M. Manual de Normas A.S.T.M., Vol. 3, 1988.

22. Binary Alloy Phase Diagrams, editado por American Society for Materials, 1992, p. 148 - 149.

VII. APENDICES.

APENDICE A

Densidades: Zn = 7.10 g / cm³

Al = 2.7 g / cm³

Al -5% Zn= 2.92 g / cm³

Por experiencia las eficiencias para el cinc y el aluminio son las siguientes:

Elemento	Eficiencias
Zn	97 %
Al	100 %

Volumen del molde: 211.6 cm³.

Muestras requeridas: 18.

Cantidad de aleación requerida para cada muestra:

$$211.6 \text{ cm}^3 * 2.92 \text{ g / cm}^3 = 617.9 \text{ g}$$

Cantidad total de la aleación para las tres corridas:

$$617.9 \text{ g} * 18 = 11122.2 \text{ g} = 11.1222 \text{ Kg.}$$

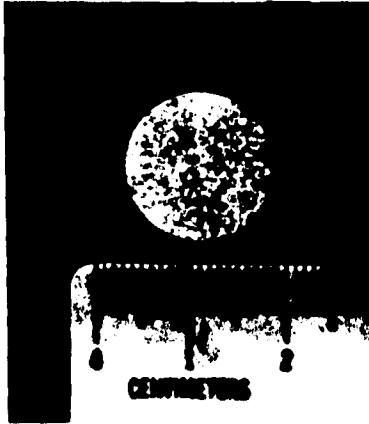
Cantidad requerida de cada elemento:

$$\text{Zn(Kg)} = \frac{11.1222 \text{ Kg} (5/100)}{(97/100)} = 0.573 \text{ Kg}$$

$$\text{Al(Kg)} = \frac{11.1222 \text{ Kg} (95/100)}{(100/100)} = 10.566 \text{ Kg}$$

APENDICE B.

Fotografías de los Parámetros Estructurales de las Probetas Rotadas a diferentes r.p.m.



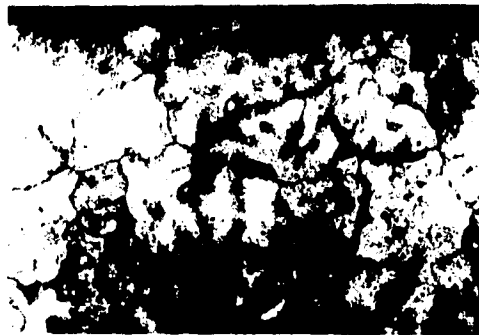
FOTOGRAFIA 1.
Fotografía de la macroestructura de la probeta estática. Aumentos 75 X



FOTOGRAFIA 2.
Fotografía de la macroestructura de la probeta rotada a 450 r.p.m. Aumentos 75X

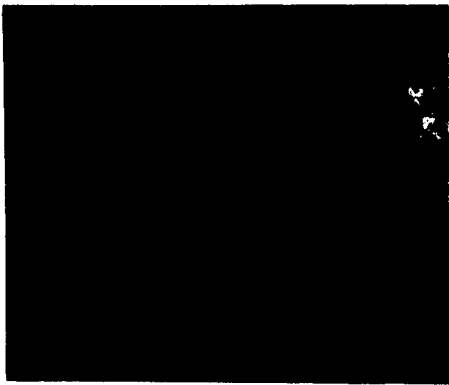


FOTOGRAFIA 3
Probeta estática. Aumentos 75X. Se observa el EDS y GBS (microestructura).

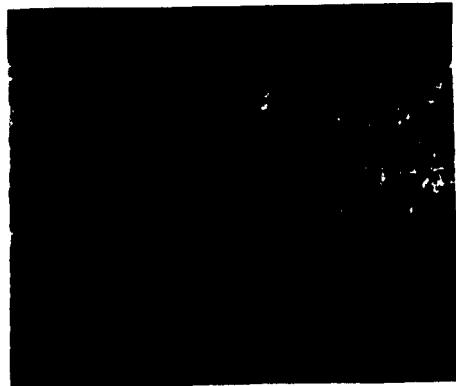


FOTOGRAFIA 4.
Probeta a 450 r.p.m., 75X de aumentos. Se observa una disminución del EDS y GBS.

ESTA TESIS NO DEBE
SALIR DE LA BIBLIOTECA



Fotografía 5.
Probeta estática. Aumentos 75X. Se muestra la segunda fase presente (Al-33%Fe).



Fotografía 6.
Probeta a 450 r.p.m.. Aumentos 75X. No se observa cambio alguno en el tamaño ni en la forma, ni en la cantidad de la segunda fase.

APENDICE C

Tabla de resultados obtenidos de la experimentación.

TABLA 1

Tamaño de Grano (micras)

rpm	T.G. comida A	T.G. comida B	T.G. comida C
0	875	843	856
250	700	733	741
300	450	483	470
350	412	440	435
400	390	387	400
450	336	340	330

TABLA 2

Grosor del Brazo Secundario (micras)

rpm	GBS orilla A	GBS orilla B	GBS orilla C	GBS centro A	GBS centro B	GBS centro C
0	140,92	144,88	139,78	128,4	121,02	118,13
250	96	78,51	88,71	84,15	79,59	78,97
300	59,67	53,68	60,13	66,39	59,14	70,81
350	49,52	50,61	55,02	51,71	54,73	55,19
400	47,93	48,13	48,21	49,83	45,32	47,65
450	45,5	44,02	43,92	43	42,65	44,31

TABLA 3

Espacio Dendrítico Secundario (micras)

rpm	EDS orilla A	EDS orilla B	EDS orilla C	EDS centro A	EDS centro B	EDS centro C
0	135,92	137	141,13	128	128,61	127,45
250	103,57	73,64	85,89	89,05	75,15	80,56
300	55,89	54,42	56,47	66,96	59,17	67,05
350	47	51,13	52,31	51,25	53,95	52,79
400	47,35	47,53	48,01	48,95	44,17	45,64
450	46	42,9	46,13	41	43,51	43,61

TABLA 4

% Area de la Segunda Fase

rpm	% area A	% area B	% area C
0	1,3371	1,3367	1,3354
250	1,4833	1,3383	1,2986
300	1,3533	1,3633	1,4215
350	1,3417	1,292	1,3845
400	1,28	1,3875	1,3056
450	1,3925	1,3417	1,3756

TABLA 5

% Porosidad

r.p.m.	AREA SUPERIOR			AREA INFERIOR		
	Comida A	Comida B	Comida C	Comida A	Comida B	Comida C
0	21,56	18,92	22,03	5,71	5,165	5,81
250	13,29	13,34	14,13	4,41	4,61	4,53
300	10,36	10,5	11,21	3,445	3,825	4,02
350	8,42	7,195	9,12	3,332	0,6	3,5
400	12,21	12,69	13,98	1,9485	2,0025	2,35
450	14,48	14,66	14,46	0,9	1,9	2,04

TABLA 6
Tensión de Fluencia

probeta	Corrida A	Corrida B
r.p.m.	kg / mm ²	kg / mm ²
0	5,08	6,356
250	6,124	6,251
300	6,163	8,776
350	8,196	6,197
400	7,244	6,147
450	3,219	3,755

TABLA 7
Resistencia a la Tracción

probeta	Corrida A	Corrida B
r.p.m.	kg / mm ²	kg / mm ²
0	13,552	15,048
250	15,954	16,287
300	15,398	15,568
350	16,887	16,887
400	10,476	12,832
450	10,079	7,118

TABLA 8
Dureza Brinell (kg / mm²)

probeta	HB corrida A	HB corrida B	HB corrida C
0	29,69	34,92	29,77
250	45,44	45,44	33,51
300	49,93	55,07	39,7
350	39,7	45,44	38,01
400	47,61	41,5	34,92
450	34,92	36,42	27,47