



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

FACULTAD DE QUIMICA

RELACION ESTRUCTURA-PROPIEDADES EN UN ALUMINIO A1 UTILIZANDO DIFERENTES GRADIENTES TERMICOS

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE INGENIERA QUIMICA METALURGICA PRESENTA MARIA DE LA LUZ SOLIS AREVALO



MEXICO, D. F.

TESIS CON FALLA DE ORIGEN

1994



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.



EXAMENES PROFESIONALES
FAC. DE QUIMICA

JURADO ASIGNADO :

PRESIDENTE : Prof. MARIA EUGENIA NOGUEZ AMAYA
VOCAL : Prof. GUILLERMO F. SALAS BAWJET
SECRETARIO : Prof. TERESITA ROBERT NUMEZ
1er SUPLENTE : Prof. GERARDO ARAMBURU PEREZ
2do SUPLENTE : Prof. ARTURO A. SANCHEZ SANTIAGO

SITIO DONDE SE DESARROLLO EL TEMA : EDIFICIO D, FACULTAD DE QUIMICA, UNAM.

ASESOR DEL TEMA : IQM. GUILLERMO FAUSTO SALAS BAWJET

SUPERVISOR TECNICO : IQM. GERARDO ARAMBURU PEREZ

SUSTENTANTE : MARIA DE LA LUZ SOLIS AREVALO

Agradesco a los profesores:

GUILLERMO F. SALAS BANUET

MARIA EUGENIA NOGUEZ AMAYA

TERESITA ROBERT NUÑEZ

GERARDO ARAMBURU PEREZ

SERGIO GARCIA GALAN.

**Por su apoyo, paciencia y
ayuda.**

A CESAR , JAVI , ISRAA , MANOLO .

A BETO .

A mis amigos :

CARMEN, MARIA ELENA C., GUILLERMO, FABIAN, MOISES,
PATY, ROBERTO N., ANDRES.

ANDREA, SANTA, MAYRA, ARA, LAURA, RAMON, SERGIO.

HECTOR, CECILIO, JAVIER.

INDICE

RESUMEN.....	1
INTRODUCCION.....	4
CAPITULO I	
ALUMINIO.....	6
SOLIDIFICACION.....	9
ESTRUCTURA CELULAR.....	15
CAPITULO II	
DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	20
CAPITULO III	
RESULTADOS.....	27
DISCUCION.....	33
CAPITULO IV	
CONCLUSIONES.....	42
CAPITULO V	
BIBLIOGRAFIA.....	44
ANEXOS	
ANEXO A.....	47
ANEXO B.....	49

RESUMEN

La refinación de grano es una etapa importante en la práctica de la fundición, y uno de los objetivos es mejorar las propiedades mecánicas del material.

No obstante al hacer una revisión en la literatura en este aspecto se encontraron evidencias de que esto, en algunos casos no resulta ser general; estas evidencias se refieren a estudios con aleaciones no ferrosas en las cuales el comportamiento estructura - propiedades depende no sólo de la aleación, sino del método de refinación empleado.

Basándonos en lo anterior, en el presente trabajo se presenta un estudio estructura- propiedades de un aluminio A1, empleando como método de refinación de grano, la variación del gradiente térmico al solidificar.

Se obtuvieron 13 muestras, con gradientes térmicos entre 915 y 85 °C. Todas las muestras se prepararon metalográficamente y se observaron, se midió el tamaño de grano y subgrano, y se tomaron fotos de las estructuras obtenidas.

A las muestras se les practicaron ensayos de: corrosión, tracción y dureza. Con los resultados obtenidos, se graficaron todos los parámetros posibles, para su mejor observación y análisis.

INTRODUCCION

La refinación de grano es una etapa importante en la práctica de la fundición. Se persiguen, entre otros, los siguientes objetivos: homogeneizar y disminuir las porosidades, mejorar la maquinabilidad, la distribución de partículas de otras fases, el acabado superficial en las piezas de colada y en el maquinado subsecuente, disminuir la probabilidad de que existan grietas y disminuir el tiempo necesario para obtener una solución completa por tratamiento térmico, en las aleaciones de aluminio. Sin embargo, uno de los objetivos buscados con la refinación de grano es incrementar las propiedades mecánicas del material.

Se encuentra generalmente que conforme disminuye el tamaño de grano se incrementa la resistencia de un metal. Hay una relación muy conocida llamada la ecuación de Petch, la cual muestra que la resistencia es proporcional al recíproco de la raíz cuadrada del diámetro del grano. Sin embargo, para metales colados no siempre es cierto que la resistencia mejora con la disminución del tamaño de grano (1).

Al hacer una revisión de la literatura en este aspecto se encontraron evidencias que apoyan el que en algunos casos, no resulta ser así; estas evidencias se refieren a estudios con aleaciones no ferrosas. Aun cuando en estos estudios no se

1.-Ec. de Petch

$$\sigma = \sigma_0 + k \sqrt{d}$$

donde:

σ = esfuerzo de flujo

d = diametro del grano

k, σ_0 = ctes

determinaron las mismas propiedades mecánicas, la presentación de los resultados muestran claramente diferencias entre los métodos de refinación de grano y las propiedades obtenidas. Por ejemplo, Spear y Gardner (2) muestran una correspondencia entre la resistencia a la tracción, la elongación y el grosor del brazo dendrítico; entre más fino es el brazo, son mejores las propiedades tensiles; no relacionan las propiedades con la medición de tamaño de grano.

Brody (3) afirma que las interacciones entre las estructuras de colada y las propiedades no pueden ser generalizadas, que son específicas para cada sistema de aleación y deben ser determinadas para el sistema deseado.

De Ross y Mondolfo (4) 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 en las mismas.

En el análisis de datos que se presenta en (5), se observa que el comportamiento estructura-propiedad depende no solo de la aleación, sino del método de refinación empleado y que este comportamiento puede ser representado como se explica a continuación.

Los métodos usados para la refinación de grano en piezas fundidas se pueden agrupar en tres tipos:

- a) Control de la rapidez de enfriamiento.
- b) Agitación mecánica.

c) Adición de refinadores de grano.

Mondolfo (6) comenta que en el método de refinación de grano, a través del control de la rapidez de enfriamiento, se produce una disminución del espaciamiento interdendrítico y por lo tanto, la disminución de la microsegregación; Brody (3), a este respecto, afirma que se ha demostrado en múltiples ocasiones el que la reducción de la microsegregación incrementa la resistencia a la tracción, el límite elástico, la ductilidad y la tenacidad.

En la refinación por agitación mecánica, Mondolfo (6) establece que se obtiene desgasificación, aumento en la humectación y mezclado de partículas inmiscibles y que en la refinación por adición de refinadores de grano existe una muy ligera influencia en la distribución de los microconstituyentes.

De acuerdo con Mondolfo (6), estos dos últimos métodos no necesariamente afectan la dendrita y la microsegregación; se podría esperar que no influyan en las propiedades mecánicas o solo ligeramente y por otra parte, él mismo parece establecer que la relación universal es entre propiedades mecánicas y las dimensiones del brazo dendrítico lo cual no necesariamente afecta el tamaño de grano.

Por todo lo anterior en este trabajo se estudió la relación estructura-propiedades de un aluminio Al , controlando la rapidez de enfriamiento, con el objeto de establecer una relación existente entre éste tipo de refinación y el material empleado.

CAPITULO I

BASES TEORICAS

ALUMINIO

El aluminio es un material de considerable importancia en la actualidad, a la vez que de uso múltiple (7). Sin duda es el metal, después del acero, que se utiliza con mayor frecuencia, siendo de destacar el hecho de que el período comprendido desde los comienzos de su obtención y utilización industrial hasta el empleo masivo del metal en la actualidad, apenas abarca 100 años.

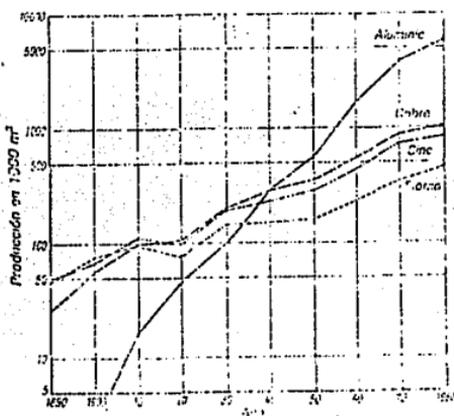


Fig.1.1 Producción de aluminio, cobre, cinc, plomo en 1000m³ e intervalos de 10 años.

Las propiedades del aluminio dependen de un conjunto de factores; en estos juegan un papel preponderante la existencia de otros elementos que se han adicionado , y en otros casos se

encuentran como impurezas.

Es muy importante en la industria, debido a que posee una serie de propiedades muy beneficiosas que le han convertido en uno de los materiales más idóneos y ventajosos, desde el punto de vista económico:

La densidad , de 2.6 a 2.8 g/cm³ (para el aluminio puro 2.7 g/cm³) es aproximadamente un tercio de la densidad del acero. Y es más favorable aún con relación a los metales pesados. Gracias a la baja densidad se obtienen fuertes disminuciones de peso en las construcciones móviles, como son los vehículos para el transporte.

Existen piezas de aluminio normalizados para las aplicaciones más diversas con propiedades óptimas en cuanto a su resistencia (resistencia mínima a la tracción desde 60 hasta aprox. 530 N/mm²). Si se tiene en cuenta las demás propiedades, se pueden encontrar soluciones óptimas para casi todos los campos de aplicación.

El aluminio puro y el de alto grado de pureza, así como las aleaciones libres de cobre muestran buena resistencia a la corrosión frente a muchos medios, como por ejemplo : productos químicos, a la intemperie y al agua de mar.

La excelente capacidad de conformación hace posible la fabricación mediante extrusión, de perfiles y tubos con secciones transversales completamente arbitrarias. También con casi todos los demás procesos habituales de conformado en frío y en caliente se puede fabricar, a partir de aleaciones de aluminio, toda clase

de productos semielaborados y piezas terminadas.

Los materiales de aluminio se pueden maquinar con facilidad.

A todos los materiales de aluminio se les puede aplicar la mayoría de los procesos generales, además de otros específicos encaminados a conseguir efectos decorativos, alta resistencia, dureza superficial o resistencia al desgaste.

No produce chispa, es incombustible, todas las aleaciones de aluminio presentan una conductividad eléctrica relativamente alta, así como la conductividad térmica.

Todas las aleaciones de aluminio son paramagnéticas.

El aluminio es un material que tiene una estructura cristalina f.c.c. (8), en estos materiales hay cuatro conjuntos de planos (111) y tres direcciones de empaquetamiento $\langle 110 \rangle$ en cada plano que hacen un total de 12 sistemas posibles de deslizamiento. Estos sistemas de deslizamiento están bien distribuidos en el espacio; por tanto, es casi imposible deformar un cristal f.c.c. y no tener al menos un plano (111) en una posición favorable para el deslizamiento. Como cabe esperar, la componente crítica del esfuerzo cortante necesaria para el deslizamiento sería bajo (para el aluminio 114 lb/pulg²), y los metales con este tipo de estructura reticular se deforman fácilmente.

SOLIDIFICACION

Lo siguiente es obtenido de (9).

La solidificación es el cambio del estado líquido al sólido. La importancia práctica de esta transformación física en metalurgia es obvia. Conviene recordar que todas las piezas metálicas, con excepción de las obtenidas pulvimetalúrgicamente y por electrodeposición, han pasado por la solidificación en alguna de sus etapas de elaboración, moldeadas directamente a la forma final, como las piezas de fundición, o han sido moldeadas a formas intermedias, llamadas lingotes.

La solidificación de un metal o una aleación, cuando se vierte en un molde, es una de las operaciones básicas y fundamentales de la tecnología metalúrgica.

La solidificación no es un fenómeno instantáneo, sino que ocurre a través del tiempo. Se aprecia que, en los primeros momentos de la solidificación, casi todo el metal es líquido, el cual va transformándose para dar lugar a sólido.

Únicamente los metales puros y las soluciones sólidas están formadas por granos o cristales de la misma clase, pero otras muchas aleaciones presentan estructuras más complicadas, por estar formadas por cristales de diferentes tipos. Los granos cristalinos, en los lingotes, difieren entre si en orientación, forma y tamaño. Frecuentemente, la macroestructura primaria o dendrítica persiste durante el enfriamiento del lingote, y los cristales secundarios forman un modelo más o menos regular dentro del contorno de los límites de los granos primitivos. Lo más

conveniente, siempre, es conseguir una macroestructura uniforme, con pequeños cristales equiaxiales, pero raramente se logra esta regularidad. En los lingotes obtenidos en los moldes metálicos, la uniformidad y la igualdad de los ejes de los cristales es mayor, para secciones análogas que los producidos en moldes de arena, y es bastante frecuente que, en los lingotes, se descubran tres zonas de cristales.

En los lingotes de los metales puros y de las mezclas eutécticas, que solidifican sin variación de temperatura, en contacto con la pared del molde, se forma, primero, una capa de granos equiaxiales heterogéneos orientados de modo casi arbitrario y cuyo tamaño depende de la velocidad de enfriamiento.

A continuación, si la cantidad de calor eliminada por las paredes del molde es mayor que el que se pierde por radiación en el centro, la solidificación del metal líquido subsistente, una vez constituida la primer capa, se realiza más o menos perpendicular a la superficie de enfriamiento y se originan grandes granos columnares, que nacen hacia adentro desde la capa inicial de granos equiaxiales. La velocidad de eliminación del calor del metal fundido, que se encuentra en el interior, es relativamente pequeña, por lo que siempre existe suficiente metal líquido a una temperatura superior al punto de fusión, en el que no se pueden formar nuevos núcleos que crezcan, y la solidificación se limita al crecimiento de los granos en las direcciones perpendiculares al fondo y a las paredes del molde. En los lingotes pequeños, los granos columnares continúan

creciendo en sus direcciones dominantes, hasta que el lingote solidifica completamente y sólo hay dos zonas de granos, mientras que en los lingotes grandes, la aleación líquida puede enfriarse incluso por debajo de la temperatura de solidificación, antes que los granos columnares alcancen el centro, y entonces en la zona central, se forman granos equiaxiales, en vez de alargados, porque el crecimiento de los granos se realiza en direcciones al azar, a partir de los nuevos núcleos formados, por encontrarse el metal en la zona de temperatura de nucleación, éstas zonas están representadas en la figura No.1.2. En la figura No.1.3. se pone de manifiesto el crecimiento de grano primario columnar, formación que aparece más clara cuando el metal se vierte a temperatura bastante elevada. En la figura No.1.4. se ilustra el crecimiento de grano columnar en distintas formas de moldeo, y en la figura No.1.5. se pone de manifiesto la forma de los granos en una pieza de ángulo recto. Así pues, la estructura equiaxial, en las masas metálicas, se produce cuando el subenfriamiento es grande y los granos crecen esféricamente con rapidez, como resultado de la nucleación del líquido subenfriado. Entonces el líquido está más frío que el sólido y se puede alcanzar una velocidad muy grande de crecimiento de grano, ya que ésta no depende de la eliminación de calor del sistema. Los bordes se forman por contacto de varios granos y son relativamente débiles, porque falta tiempo para que el líquido penetre en los espacios que deja la contracción, que siempre acompaña a la solidificación en la mayoría de los metales.

Sobre el fenómeno de la solidificación en el lingote, a pesar de haberse estudiado profundamente, existen diversos criterios en cuanto al fenómeno exacto de crecimiento de grano en el centro del mismo, si bien la naturaleza equiaxial de los granos indica que la solidificación procede a partir de núcleos aislados. Existe, asimismo, la evidencia de que el crecimiento de grano ocurre periódicamente en bandas.

El ideal es obtener el lingote lo más uniforme posible, y se han desarrollado procedimientos especiales que lo proporcionan.

En los métodos corrientes, junto con la temperatura del metal que determina las clases de granos que componen el lingote, tiene una gran importancia la velocidad del vertido del metal en el molde.

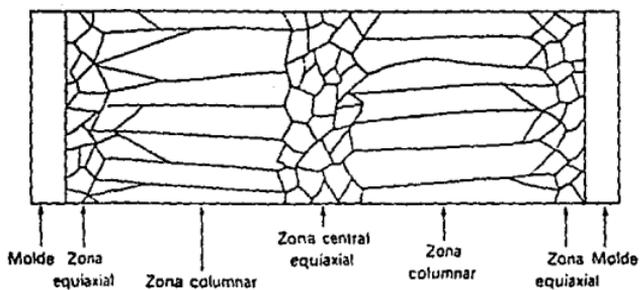


Fig.1.2.- Zonas observadas a través de un lingote de una aleación

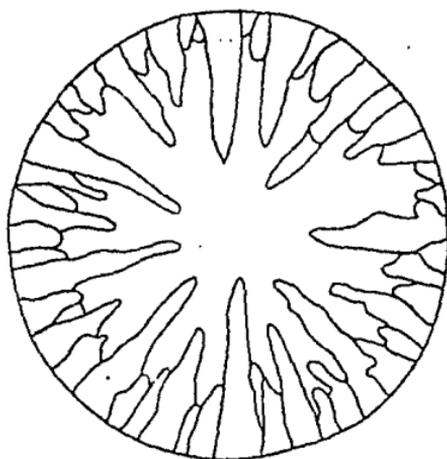


Fig.1.3.- Crecimiento de grano columnar primario.

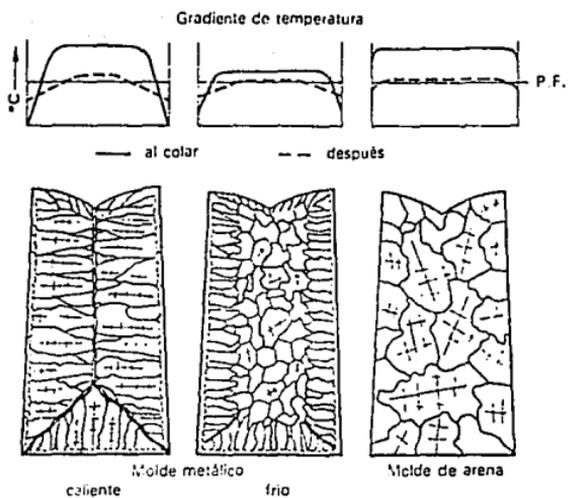


Fig.1.4.- Influencia de las condiciones del molde en la estructura del lingote

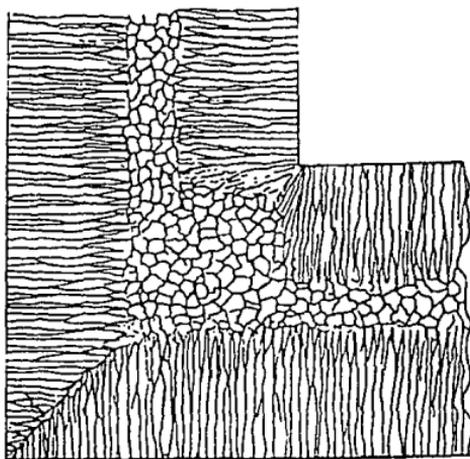


Fig.1.5.- Tipos de granos en una pieza de angulo recto.

ESTRUCTURA CELULAR

En la mayoría de los ejemplos prácticos de solidificación, el metal líquido se vierte en la cavidad de un molde y solidifica como consecuencia de las pérdidas de calor a través del molde. Como resultado, siempre es más baja la temperatura en las paredes del molde y se eleva hacia el centro del mismo. En consecuencia, la solidificación comienza en las paredes y continúa hacia adentro, por lo que la temperatura es más elevada adelante de la interfaz líquido-sólido. Esta situación se ilustra en la Fig. 1.6. en donde se supone que la temperatura del líquido se eleva linealmente con la distancia desde la interfaz. Una segunda curva en la figura muestra el punto de solidificación de la aleación líquida como una función de la distancia desde la interfaz. Esto, por supuesto, varía con la distancia desde la interfaz como resultado del cambio en la composición del líquido según se aleje de la interfaz. En la interfaz la temperatura de solidificación es T_3 , pero al alejarse de la interfaz se eleva rápidamente y entonces se nivela a la temperatura T_1 , la temperatura a la que la mayor parte del líquido comenzará a solidificar. Como se muestra en la fig. 1.6., la temperatura y el punto de solidificación del líquido intersectan en dos puntos: en la interfaz, y a la distancia x de la interfaz. El punto, pertinente, es que dentro de la distancia x el líquido queda a una temperatura que está por abajo de su punto de solidificación. Dentro de esta zona se encuentra efectivamente sobreenfriado a

pesar del hecho de que el gradiente de temperatura es positivo. Este hecho es, por supuesto, el resultado directo del gradiente de concentración en la aleación líquida enfrente de la intercara.

Si ocurre o no una verdadera solidificación dendrítica, junto con la proyección de ramificaciones de primer o más elevado orden, cuando se sobreenfría constitucionalmente el líquido adelante de la intercara, depende de la cantidad del sobreenfriamiento. En fundiciones comerciales de gran tamaño la capa sobreenfriada (distancia x en la fig.1.6) es usualmente grande y la solidificación dendrítica es un factor importante. Por otra parte si la capa sobreenfriada es delgada, no es posible el crecimiento de puntas verdaderas debido a la limitada profundidad de la capa sobreenfriada dentro de la que puede crecer. En este caso, la inestabilidad de la intercara puede resultar en la formación de una superficie compuesta de proyecciones más o menos ovaladas del tipo mostrado en la fig. 1.7. Debido a que el movimiento de una superficie de este tipo está acoplado con el movimiento hacia adelante de una región sobreenfriada estrecha, su forma es estable. Esto conduce a un resultado muy interesante. Para que la superficie pueda mantener su forma, la solidificación debe ser uniforme sobre toda la superficie. Sin embargo, el sólido que queda sobre la superficie en los centros de las proyecciones, que se encuentran más a la derecha, queda a una temperatura más elevada (T_1) que en los dientes (T_2), que se encuentran más a la izquierda. Junto a esta

diferencia en la temperatura hay una diferencia en la composición del líquido que solidifica en las dos posiciones. El que solidifica en los dientes tiene una concentración de soluto más elevada que el del centro de las proyecciones. El resultado de este proceso de solidificación es la formación de una estructura celular (10), en la cual son definidas las paredes de las celdas (líneas horizontales en la fig. 1.7.) como regiones de concentración de soluto elevadas. La fig. 1.8. muestra una fotografía real tomada normal a la intercara de una de estas estructuras celulares. Obsérvese que lo que se ve en la figura es la superficie de un cristal simple, el cual no es uniforme en composición; las líneas oscuras representan áreas de mayor concentración de soluto.

Es notable la estructura celular discutida en los párrafos anteriores ya que muestra cómo se puede obtener una distribución de soluto no uniforme en una escala menor que la del tamaño del cristal. En general, este tipo de fenómeno se denomina microsegregación.

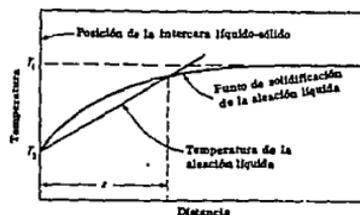


Fig.1.6.- Dentro de la distancia (x), la temperatura de la aleación es más baja que en el punto de solidificación. Esto constituye lo que se conoce como un enfriamiento constitucional.

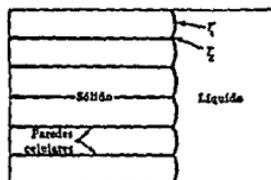


Fig.1.7.- Cuando la región de un sobreenfriamiento constitucional es angosta, se puede formar una estructura celular como resultado del movimiento de una intercara estable del tipo mostrado arriba.

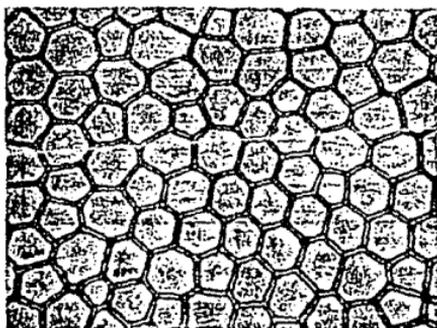


Fig.1.8.- Estructura celular en el estaño vista normal a la intercara. (Rutter, J.W., ASM Seminar. Liquid Metal and Solidification, 1958, Pag, 248).

CAPITULO II

DESARROLLO EXPERIMENTAL

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Se seleccionó un aluminio A 1 con la siguiente composición química 1 :

Ni	0.0049
Zn	0.0374
Fe	0.1242
Pb	0.0000
Mg	0.0037
Mn	0.0255
Cu	0.0049

Para poder realizar el análisis de las muestras después de la fundición, fue necesario el diseño y manufactura de un molde permanente de acero inoxidable, como se muestra en la figura 2.1. Las muestras obtenidas fueron cilindros de 2.8 centímetros de diámetro por 17 centímetros de largo.

Se fundieron cargas de 200 g cada una en un horno eléctrico de resistencia, con un crisol de carburo de silicio.

Con el propósito de cambiar los gradientes térmicos, se varió la temperatura a la que se encontraba el molde y la temperatura de colada (Anexo B, tabla No.3.2).

1 Análisis realizados en el laboratorio químico del Departamento de Metalurgia, Fac. de Química, UNAM.

Las pruebas realizadas a las muestras fuerón las siguientes:

- Análisis Metalográfico
- Prueba de Dureza
- Resistencia a la Tracción
- Resistencia a la Corrosión

Análisis Metalográfico .- Se prepararon las muestras para la metalografía según se explica en el anexo A.

Se obsévaron las estructuras obtenidas en las muestras con ayuda de microscopios ópticos y petrográfico.

Se midieron las macroestructuras con ayuda de un vernier y las microestructuras en un microscopio óptico y un ocular graduado de medición por comparación.

Se tomaron fotografías de las macroestructuras y microestructuras obtenidas en las muestras , ver figuras No.3.1 y No.3.2.

Prueba de Dureza (11).- A todas las muestras se las midió dureza Brinell en el centro, extremo y costado de las probetas. Se utilizó un penetrador de diámetro de 5 mm, una carga de 200 Kg y un tiempo de penetración de 30 seg.

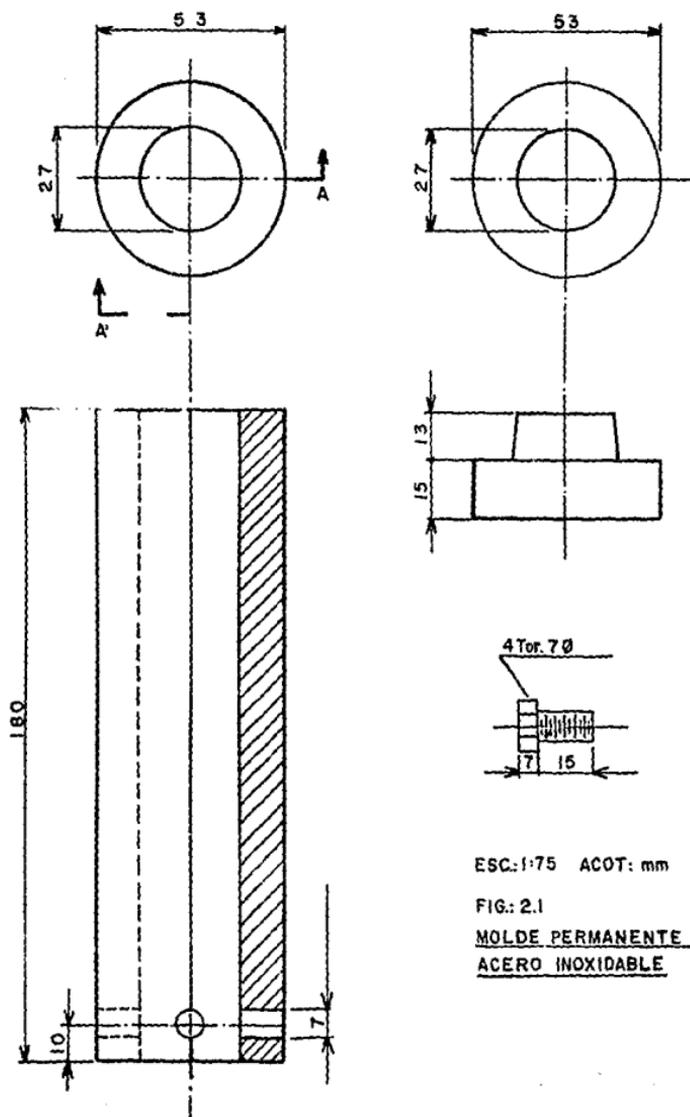
Resistencia a la Tracción .- Las muestras No. 2, 4, 9 y 11 fueron maquinadas como probetas de tracción, largo 10 cm y

diámetro 1 cm . Fueron traccionadas en una maquina INSTRON 4206 , 30000 lb.

Resistencia a la corrosión (12).- Fue medida por el metodo potenciométrico. De las muestras originales se cortaron cilindros de 2 cm de altura y se montaron en una resina aislante, se colocó un alambre conductor en contacto con la muestra. En la figura No. 2.2 se muestra el esquema de las probetas.

La superficie expuesta de las probetas se pulió a espejo. Las probetas ya montadas y pulidas se introdujeron en una retorta de 4 bocas conteniendo una solución de agua de mar sintetica, usando como ánodo la probeta como cátodo un electrodo de grafito y un electrodo de referencia de calomel; conectado todo este sistema a un Potenciostato/Galvanostato como se muestra en la figura 2.3.

Se midieron los potenciales de corrosión para cada una de las muestras, y a partir de este se corrierón hacia la dirección anódica y catódica 200 V , midiendo la corriente.



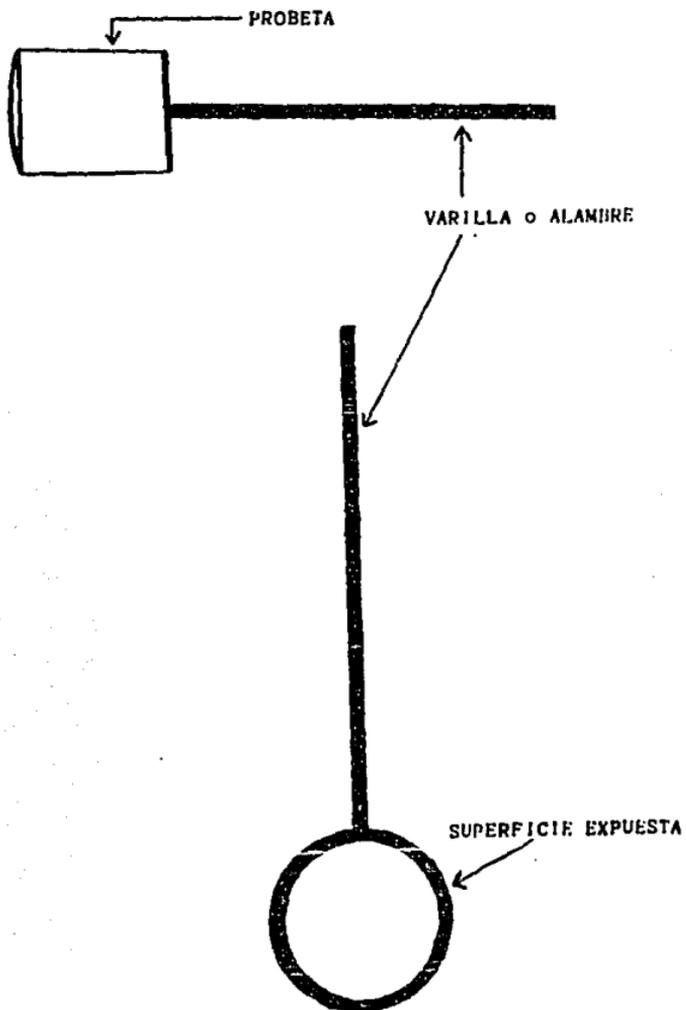


Fig. 2.2 .- Esquema del «electrodo de trabajo»

POTENCIOSTATO/GALVANOSTATO

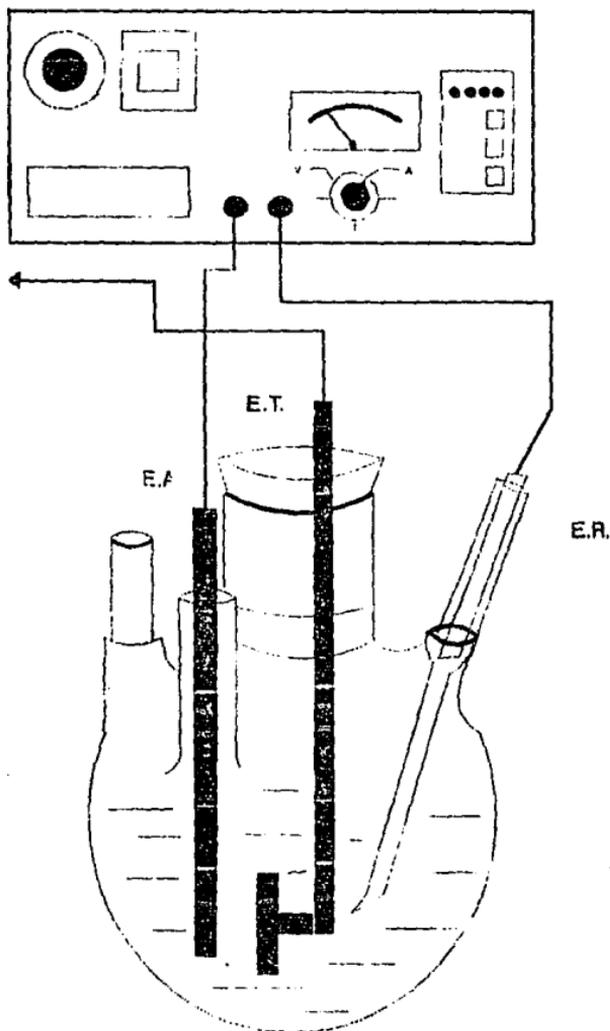


Fig.2.3.- Sistema ocupado en las pruebas de corrosion.

CAPITULO III

RESULTADOS Y DISCUSION

RESULTADOS

Del trabajo experimental que se desarrolló se obtuvieron los siguientes resultados :

Se lograron obtener gradientes térmicos desde 915 hasta 85 C, como se muestra en la tabla No.3.1. en el anexo B.

Las macroestructuras obtenidas en las diferentes pruebas se muestran en la figura No.3.1. Sus respectivas medidas se muestran en la tabla No. 3.1. En estas estructuras se pueden observar diferentes cantidades relativas de grano columnar y equiaxial, así como sus diferentes tamaños. Se observan fácilmente las zonas de grano columnar que crecen hacia la zona de solidificación y posteriormente, en la mayoría de las muestras se aprecia el grano equiaxial .

Las microestructuras obtenidas después del pulido y el correspondiente ataque (Anexo A), se muestran en la figura No.3.2. Estas son estructuras celulares y celulares dendríticas (13), las cuales fueron tomadas en corte transversal al grano columnar. Las medidas de estas estructuras se muestran en la tabla No.3.1. Se obtuvieron estructuras celulares, con paredes definidas. En la figura No.3.3 y 3.4 se muestran estructuras celulares y dendrítico celulares para su mejor observación.

De las pruebas de dureza se obtuvieron resultados en unidades Brinell, con ayuda de la fórmula siguiente:

$$HB = \frac{200 \text{ Kg}}{\frac{\pi (5 \text{ mm})}{2} (5 - \sqrt{25 - D^2})}$$

Los resultados de dureza se presentan en la tabla No.3.1.

Las durezas en unidades Brinell obtenidas en nuestras muestras fuerón de HB = 21, hasta HB = 35.

De las pruebas de corrosión se obtuvieron los datos que se muestran en la tabla del anexo B. Estos datos se graficaron para cada muestra, y por medio del método de extrapolación de Tafel se encontraron las respectivas corrientes de corrosión para cada muestra en estudio.

Las corrientes de corrosión encontradas en cada caso se sustituyeron en la siguiente fórmula :

$$V_c \text{ (mpy)} = \frac{0.13 i \text{ corr (p.e.)}}{S}$$

donde: V_c = velocidad de corrosión en milipulgadas por año.

$i \text{ corr}$ = intensidad de corriente en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$.

p.e. = peso específico en gr.

S = densidad del material en gr/ml

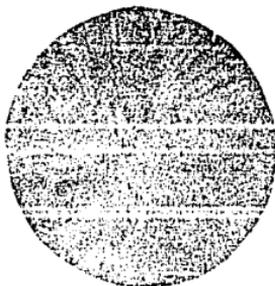
Se muestran los resultados de velocidad de corrosión en milipulgadas por año (mpy) en la tabla No.3.1. Los resultados que se obtuvieron de corrosión, fueron constantes en todas las muestras en estudio.

De los ensayos de tracción que se efectuaron, se obtuvieron los datos de resistencia a la fluencia, resistencia a la tracción y porcentaje de alargamiento, sus resultados se encuentran reportados en la tabla No.3.1.

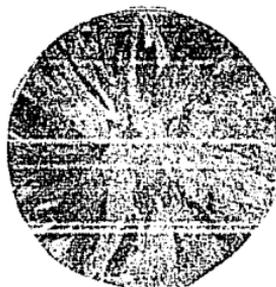
Fig.No.3.1.- Macroestructuras obtenidas en los diferentes experimentos.



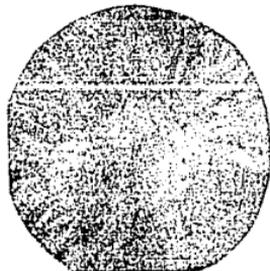
G.T-845
No.muestra=2



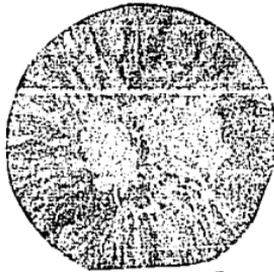
G.T-810
No.muestra=5



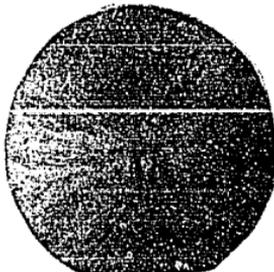
G.T-793
No.muestra=6



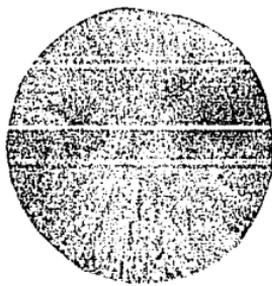
No.muestra=7
G.T-769



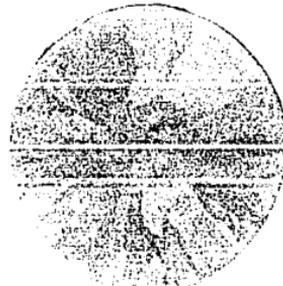
No.muestra=8
G.T-762



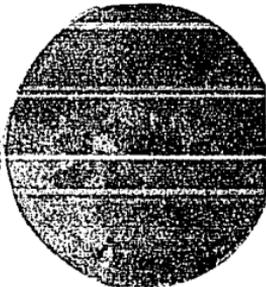
No.muestra=9
G.T-727



G.T-490
No.muestra=11

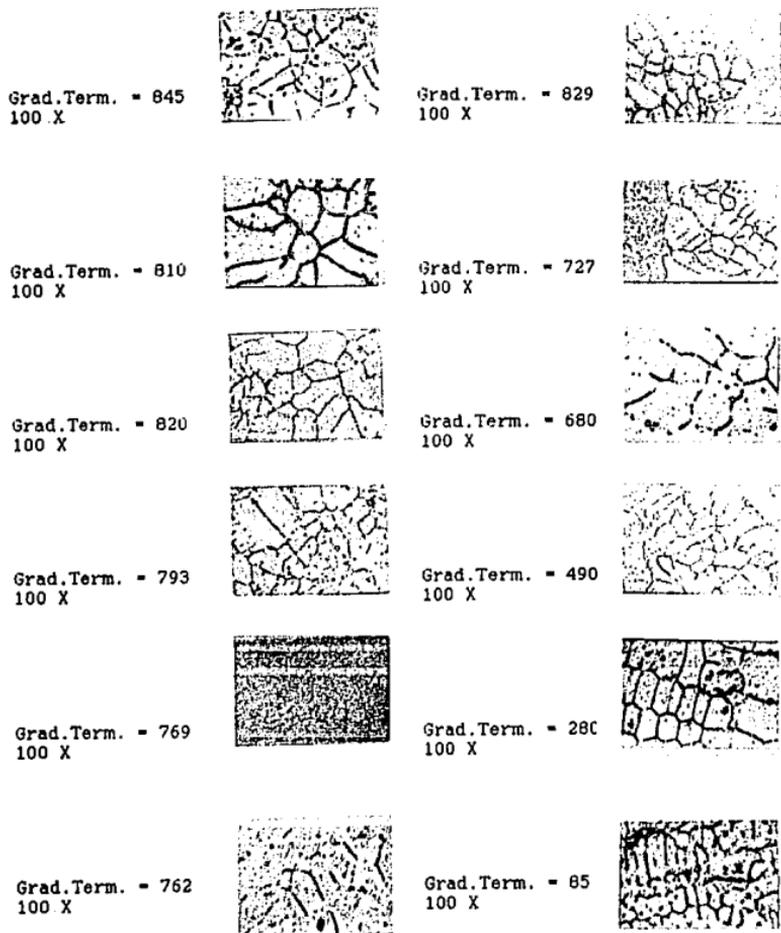


G.T-280
No.muestra=12

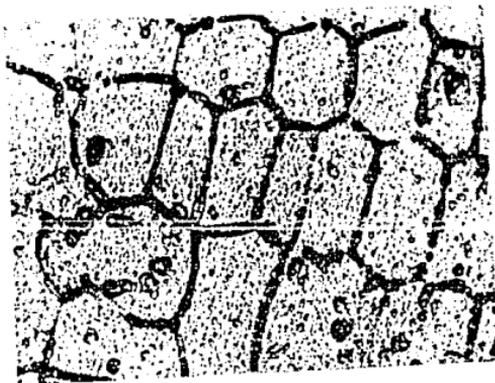


G.T-85
No.muestra=13

Fig.No.3.2.- Microestructuras obranidas en los diferentes experimentos.



a)



b)

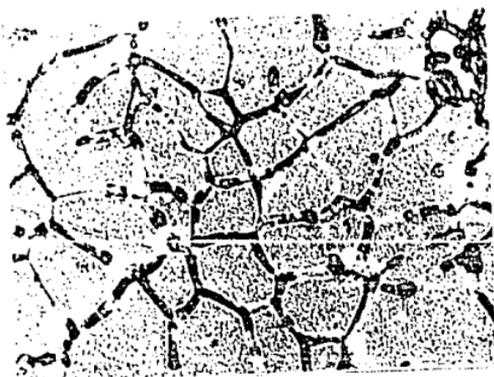
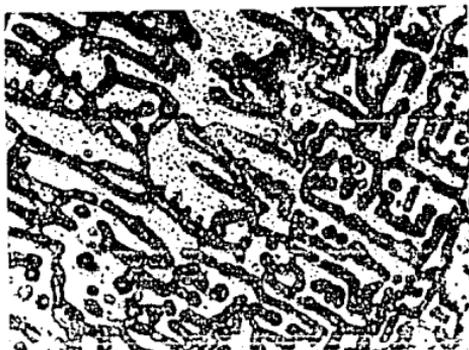


Fig.No.3.3.- Estructuras dendritico celulares
a) muestra de G.T. = 280 . 100X
b) muestra de G.T. = 845 . 100X

a)



b)



Fig.No.3.4.- Estructuras dendritico celulares
a) muestra de G.T. = 845 , 100X
b) muestra de G.T. = 845 , 100X

DISCUSION

En la gráfica No.3.1. se puede observar el resultado de la relación, entre el tamaño de celda en mm y la dureza en unidades Brinell, se encuentra una tendencia de aumento de dureza al ir incrementando el tamaño de celda, lo cual es contrario a lo que típicamente se conoce.

Entre las medidas de dureza, (23.64 a 34.92 HB) se tuvo una variación de un 47 %.

La resistencia a la fluencia, y la resistencia a la tracción aumentan al disminuir el tamaño de celda, como se puede observar en las gráficas No.3.2. y No.3.3.

La resistencia a la tracción (53.85 a 74.61 Mpa) y la resistencia a la fluencia (28.85 a 44.61 Mpa) tuvieron un cambio de un 38 % y 54 % respectivamente.

El porcentaje de elongación aumenta al aumentar el tamaño de celda, gráfica No.3.4.

El porcentaje de elongación (13.06 a 53.06) tuvo una variación de un 306 %.

Al graficar el tamaño de grano equiaxial con la dureza, no se encontró una tendencia clara.

La resistencia a la fluencia, aumenta al disminuir el tamaño de grano, gráfica No.3.5. Al igual la resistencia a la tracción, aumenta al disminuir el tamaño de grano, aunque de forma no muy clara, gráfica No.3.6.

En la relación obtenida entre el porcentaje de elongación y

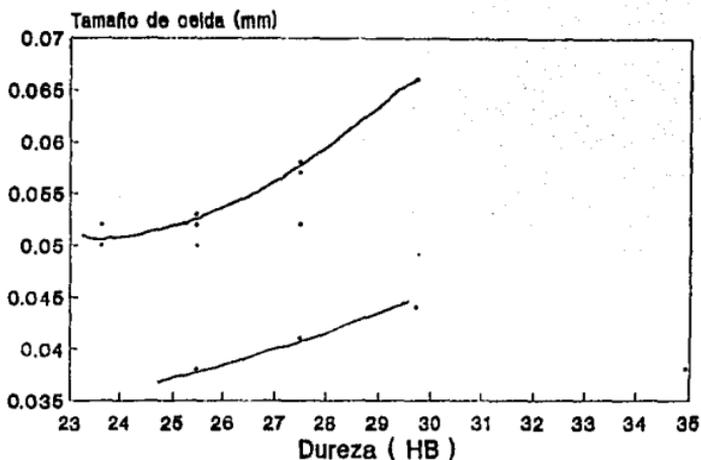
En la relación obtenida entre el porcentaje de elongación y el tamaño de grano equiaxial, se encuentra que al aumentar el tamaño de grano, aumenta la elongación, gráfica No.3.7.

Se relacionaron las propiedades medidas con el % de grano equiaxial, no se encontró una tendencia clara entre éste y la dureza. Con respecto a la resistencia a la fluencia, se encuentra que al aumentar el porcentaje de grano equiaxial, aumenta la resistencia a la fluencia, de igual manera se observa una tendencia de aumento de la resistencia a la tracción, según las gráficas No.3.8 y 3.9.

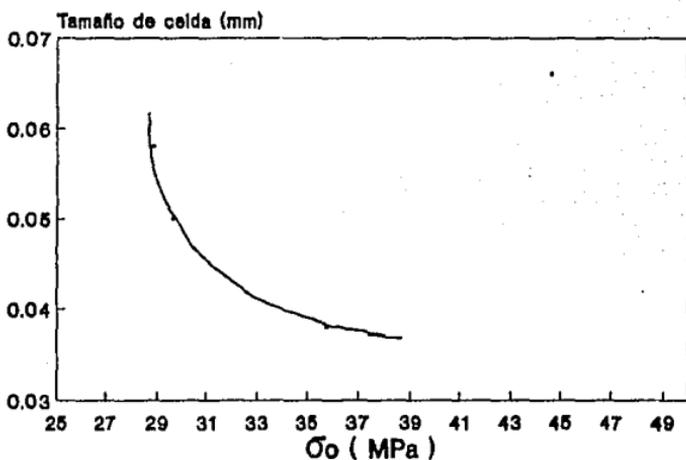
En la gráfica No.3.10 se observa cómo, al disminuir el porcentaje de grano equiaxial, aumenta el porcentaje de elongación.

Al graficar el largo de grano columnar con los parámetros estudiados, no se logra encontrar una tendencia clara entre estos.

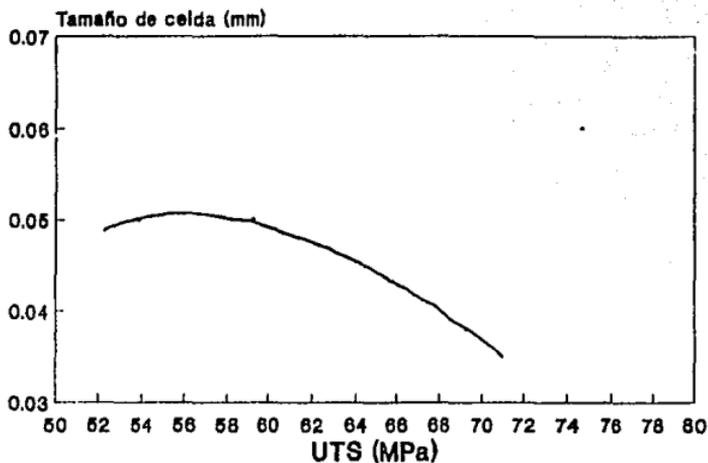
Con respecto a la velocidad de corrosión, en la gráfica No.3.11. se observa, que predomina la tendencia del aluminio a autopasivarse, por lo que no es dominante en esta propiedad el cambio de tamaño de grano.



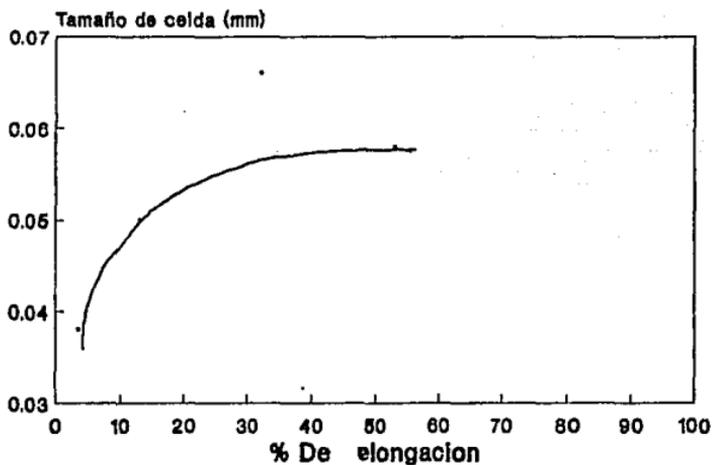
Gráfica No.3.1.- En esta gráfica se muestran los datos de dureza en función de el tamaño de celda.



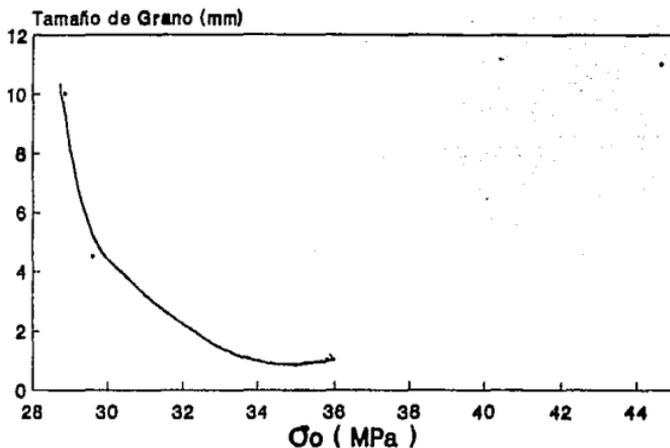
Gráfica No.3.2.- Tamaño de celda en función de los resultados obtenidos de resistencia de fluencia.



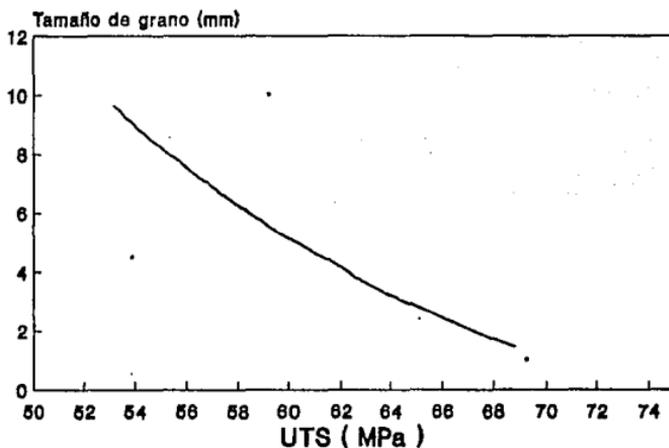
Gráfica No.3.3.- Tamaño de celda en función de los resultados obtenidos de resistencia a la tracción.



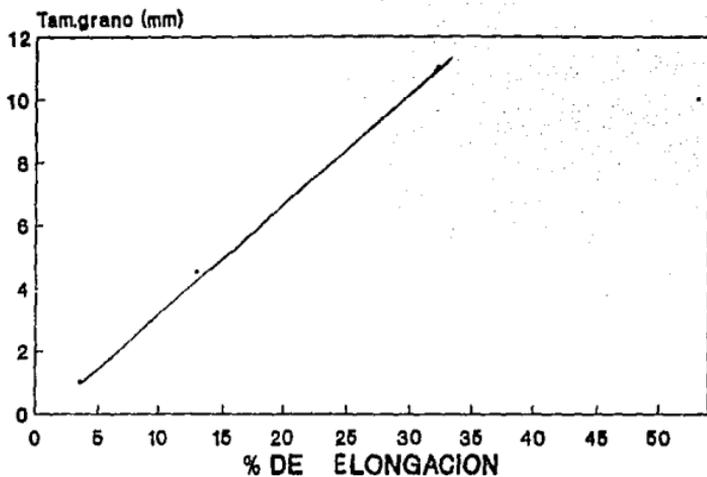
Gráfica No.3.4.-Relación obtenida para los datos de tamaño de celda y % de elongación.



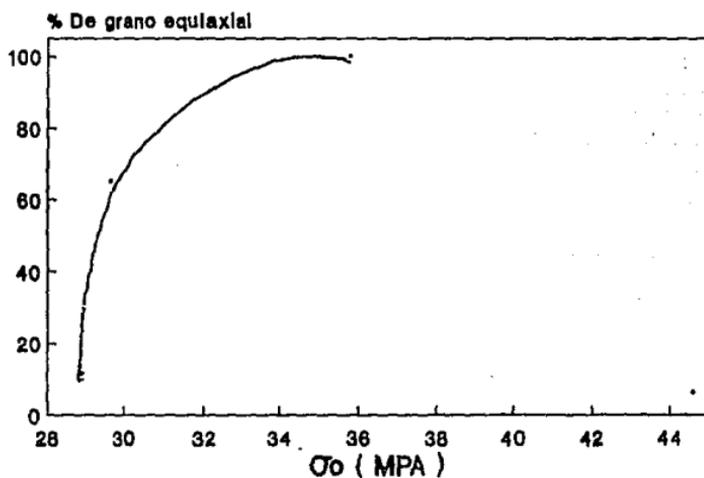
Gráfica No.3.5.-Relacion entre el tamaño de grano equiaxial y la resistencia a la fluencia.



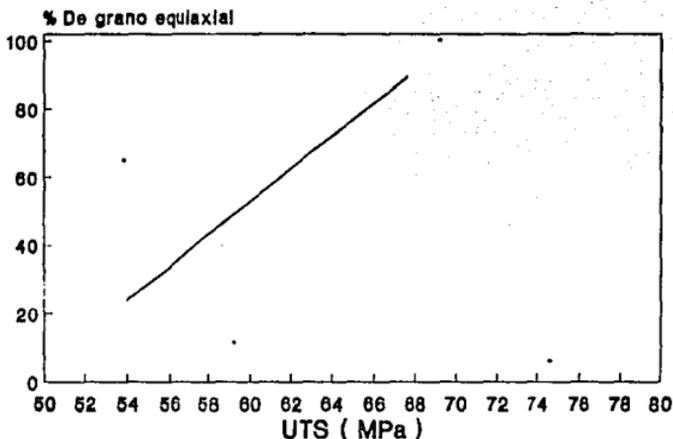
Gráfica No.3.6.- Tamaño de grano equiaxial en función de la resistencia a la tracción.



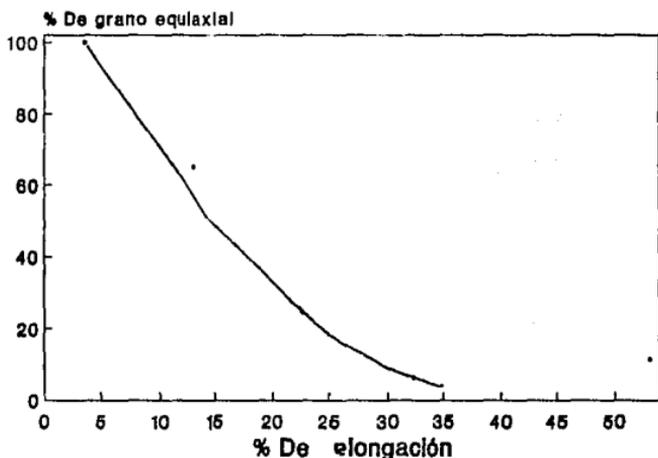
Grafica No.3.7.- Relacion obtenida para los datos de tamaño de grano y el % de elongacion.



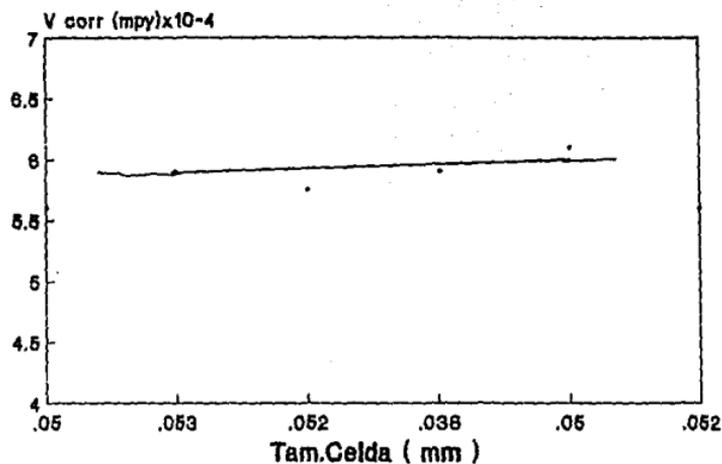
Grafica No.3.8.- Relacion obtenida para el % de grano equiaxial en funcion de la resistencia a la fluencia.



Gráfica No.3.9.- Relación entre el % de grano equiaxial y la resistencia a la tracción.



Gráfica No.3.10.-Relación entre el % de grano equiaxial y el % de elongación.



Grafica No.3.11.- En esta grafica se observa que la velocidad de corrosion se mantuvo constante

CAPITULO IV

CONCLUSIONES

CONCLUSIONES

Modificando la velocidad de enfriamiento, durante la solidificación, se logró modificar la macro y microestructura.

La microestructura influye más en el comportamiento mecánico, que la macroestructura.

El aluminio se deforma fácilmente, y tomando en cuenta que se trabajó con un aluminio comercialmente puro, resulta evidente que la estructura sí modifica las propiedades.

La resistencia a la corrosión presentada por el aluminio, como propiedad intrínseca de éste, fue más dominante y no se afectó por los cambios de estructura.

CAPITULO V

BIBLIOGRAFIA

BIBLIOGRAFIA

- (1) Verhoeven John D.
Fundamentos de Metalurgia Física
Ed. Limusa, 1987 , México.
- (2) Spear, R. E. y Gardner, G.R. Trans. A. F. S.
209 - 215, (1963).
- (3) 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 220 25, 1972. p.p. 53 - 83.
- (4) De Ross , A. B. & Mondolfo, L. P. " metallurgical Aspects of Casting Aluminium Transformation Technology and Application, American Society for Metals. 1989, p.p. 74.
- (5) T. Robert, M.E. Noguez, G. Salas and S. Montejano
Influence of grain refinement on some mechanical properties of non ferrous cast alloys.
Acta metall.mater.Vol. 40, No. 4, pp. 771 - 777, 1992.
U.N.A.M., Fac. Quimica, Dep. Metalurgia.
- (6) Mondolfo, L. F. " Grain refinement in the casting of nonferrous alloys". Ed. G.U. Abbschian C.S.A. David ; Grai.

- (7) W. Hufnagel H.
Manual del aluminio.
Ed. Reverté , S. A., 1992, Barcelona.
- (8) Avner Sydney H.
Introducción a la Metalurgia Física
Mc.Graw - Hill
México, 1985.
- (9) Morral F. R., Jimero E. , P. Molera.
Metalurgia General, Tomo I.
Ed. Reverté, S.A. , 1985, España.
- (10) Reed - Hill Robert, E.
Principios de Metalurgia Física.
Ed. Continental, S. A. de C. V.
México, 1986.
- (11) Kehl George L.
Fundamentos de la Práctica Metalográfica
Aguilar, S. A. de Ediciones- Madrid.
3ª Edición, 1974, Madrid.
- (12) Tesis: Metodos electriquímicos para determinar
la velocidad de corrosión de la hojalata.
I.Q. Villalobos Drozco Francisco J.
México 1988, U.N.A.M., Fac. Química.
- (13) Chalmers B.
Principles of Solidification
2ª Ed., Sep. 1967.
Ed. John Wiley & Sons, Inc. U.S.A.
- (14) Metallographi Etching.
Gunter Petzow
American Socoety For Metals.
Metals Park, Ohio, 1978.

01 r
46
500 p
30

FALTA PAGINA

No. 46

ANEXO A

PREPARACION METALOGRAFICA.

Las muestras se cortaron en cilindros transversales de 2 cm de alto, se pasaron a la desvastadora y posteriormente a lija 240, 360, 400 y 600, despues se pasaron a paño fino, hasta obtener un pulido a espejo utilizando alumina 1 μ .

Se revelo estructura con reactivo Keller's-reagent Al M4, para obtener una buena observacion de la macroestructura (14).

Fara el revelado de la microestructura se selecciono el reactivo m10 (14).

Reactivo (Keller's-reagent)

Al M4

Agua	20 (50) ml
Ac. Clorhídrico (1 - 19)	20 (15) ml
Ac. Nítrico (1 - 40)	20 (25) ml
Ac. Fluorhídrici (40 %)	5 (10) ml

Reactivo m10

Metanol (95 %)	25 (50) ml
Ac. Clorhídrico (1 - 19)	25 (30) ml
Ac. Nítrico	25 (30) ml
Ac. Fluorhídrico (40 %)	1 gota

Las muestras se atacarán por inmersión de la pieza metálica en un recipiente plástico , el cual contenía el reactivo de ataque, cubriendo totalmente la muestra y agitando cada 15 segundos, para remover el reactivo ya gastado de la superficie de la muestra . Los tiempos de ataque que se manejarán fueron entre 30 y 90 segundos.

Ya listas las muestras y con sus estructuras reveladas adecuadamente se analizaron con ayuda de microscopio óptico .

ANEXO B

TABLA No.3.1-- TABLA DE RESULTADOS

No.Mstra.	Grad.Term	Zona Columnar			Zona Equiaxial			Tam.Celda (mm)	Oo (MPa)	UTS (MPa)	%Enlong.	Vcorr. (mpy)
		Tam.Grano largo(mm)	Tam.Grano ancho(mm)	Dureza (HB)	Tam.Grano (mm)	%Equiax.	Dureza (HB)					
1	915	6.50	1.00	21.9	0.22	57.27	23.64	0.05				5.8
2	845	0.00	0.00	30.89	1.00	100.00	34.92	0.038	35.77	69.23	3.6	
3	829	1.30	1.50	27.9		0.00	27.47	0.041				
4	820	4.50	1.00	21.9	1.00	65.00	23.64	0.05	29.61	53.85	13.06	
5	810	9.70	1.00	24.53	0.90	9.47	25.46	0.053				5.9
6	793	11.00	1.20	26.44	0.90	4.69	29.69	0.044				
7	769	0.40	0.50	27.47	1.50	8.85	27.47	0.052				5.75
8	762	7.00	1.00	27.47	0.90	29.00	27.47	0.057				
9	727	11.05	0.50	25.46	0.90	6.09	29.69	0.066	44.61	74.61	32.22	
10	680	8.00	1.00	25.46	1.30	19.44	25.46	0.038				5.9
11	490	10.00	0.50	25.46	1.00	11.46	27.46	0.058	28.85	59.23	53.06	
12	280	8.00	2.00	24.53	4.00	50.00	25.46	0.05				6.1
13	65	0.00	0.00	21.98	5.00	100.00	25.46	0.052				5.6

Tabla No.3.2. Gradientes termicos obtenidos y sus respectivas temperatura de molde y de metal liquido.

TEMPERATURA DEL MOLDE (C)	TEMPERATURA DEL METAL (C)	GRADIENTE TERMICO
-60	785	845
-50	760	810
-40	780	820
-40	875	915
-8	785	793
6	775	769
13	775	762
21	850	829
23	750	727
70	750	660
300	790	490
500	780	260
700	785	85

ANEXO B

TABLA NO.3.3.-Datos obtenidos en las pruebas de corrosión.

E (mv)	GRADIENTE TERMICO		
	769	829	819
-530	-1.41	-1.41	-1.4
-550	-1.44	-1.44	-1.43
-570	-1.47	-1.48	-1.46
-590	-1.51	-1.52	-1.5
-610	-1.55	-1.56	-1.54
-630	-1.59	-1.61	-1.58
-650	-1.65	-1.66	-1.64
-670	-1.71	-1.71	-1.7
-690	-1.79	-1.76	-1.75
-710	-2.2	-1.82	-1.94
-730	-2.61	-2.2	-2.49
-750	-2.8	-2.4	-2.9
-770	-2.4	-2.38	-2.77
-790	-2.29	-2.26	-2.52
-810	-2.2	-2.19	-2.19
-830	-2.13	-2.13	-2.29
-850	-2.08	-2.08	-2.22
-870	-2.04	-2.05	-2.16
-890	-2	-2.01	-2.12
-910	-1.97	-1.98	-2.08
-930	-1.94	-1.95	-2.04
-950	-1.92	-1.92	-2.01

E (mv)	GRADIENTE TERMICO		
	85	680	280
-530	-1.42	-1.41	-1.46
-550	-1.45	-1.44	-1.5
-570	-1.49	-1.48	-1.54
-590	-1.51	-1.52	-1.59
-610	-1.59	-1.57	-1.65
-630	-1.65	-1.62	-1.68
-650	-1.72	-1.67	-1.72
-670	-1.9	-1.73	-1.79
-690	-1.87	-1.78	-1.85
-710	-2.35	-1.83	-1.89
-730	-3.2	-2.9	-1.98
-750	-3.1	-2.63	-2.9
-770	-2.75	-2.32	-2.75
-790	-2.39	-2.21	-2.65
-810	-2.28	-2.15	-2.6
-830	-2.21	-2.1	-2.45
-850	-2.15	-2.02	-2.29
-870	-2.1	-1.98	-2.21
-890	-2.06	-1.96	-2.14
-910	-2.02	-1.93	-2.08
-930	-1.99	-1.89	-2.05
-950	-1.95	-1.85	-2.01