



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

---

**FACULTAD DE INGENIERÍA**

**EVOLUCIÓN DE LA MICROESTRUCTURA DE  
LA ALEACIÓN SAE 788 (Al-Sn-Si-Pb-Cu)  
DURANTE SU FUNDICIÓN Y TRATAMIENTO  
TÉRMICO**

**T E S I S**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERO MECÁNICO**

**P R E S E N T A:**

**EDGAR ISAAC RAMÍREZ DÍAZ**

**DIRECTOR DE TESIS**

**M. en I. SARA MERCÉDES CERRUD SÁNCHEZ**



**CD. UNIVERSITARIA**

**2004**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**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.

## **Agradecimientos.**

A la UNAM por la formación proporcionada durante todos estos años.

Un agradecimiento muy especial a mi directora de tesis la M. en I. Sara Mercedes Cerrad Sánchez por el tiempo y los conocimientos aportados para el desarrollo de esta tesis.

A los profesores:

M. en I. Armando Ortiz Prado

M. en C. Rafael Schouwenaars Franssens

Dr. Arturo Barba Pingarrón

M. en I. Víctor Hugo Jacobo Armendáriz

Por los conocimientos aportados para la mejora de este trabajo de tesis.

A la UDIATEM (Unidad de Investigación Y Asistencia Técnica en Materiales) por el espacio y recursos aportados, en especial al Ing. Roberto Cisneros Hernández, Ing. Efraín Ramos Trejo, Ing. Ignacio Cueva Güitrón, Ing. Jorge Luis Romero Hernández y a Francisco Sánchez Sánchez, por su apoyo durante el desarrollo de la tesis.

Agradezco a mis padres por el apoyo y el cariño que me han dado durante todo este tiempo.

A mi hermano por tu amistad durante estos años.

A mis amigos de la Facultad de Ingeniería: Osvaldo, Noe, Sergio, Ana, Gerardo, Salvador, Julio, Andrés, Mar, William, Federico, Fabián y Daniel por hacer mucho mas amena esta etapa de mi vida.

A mis amigos de la Facultad de Química: Miguel Gil, José Luis, Ernesto, Miguel Herrera, Gregorio, Gabriela, Adriana Meré, Berenice, Minerva, Rocío, Adriana, Pilar y muy en especial a Deisy por que sin ti nada hubiera sido lo mismo.

Finalmente a toda la banda de la secundaria, en especial a Alejandra, por que de no ser por ti dificilmente se reuniríamos.

# Índice.

	Página
Prólogo	i
Capítulo 1. Introducción.	1
1.1 Aleaciones tribológicas base Aluminio para cojinetes de deslizamiento.	1
1.2 Aleaciones base Aluminio para cojinetes de motores de combustión interna de altas velocidades.	3
1.2.1 Al-20%Sn.	3
1.2.2 Al-30%Sn.	3
1.2.3 Aluminio-Plomo.	4
1.2.4 Aluminio-6% Estaño.	4
1.2.5 Aluminio-11% Silicio.	5
1.2.6 Aluminio-Cadmio y Aluminio-Cadmio-Silicio.	5
1.2.7 Aluminio-Zinc.	6
1.3 Aleaciones de aluminio para cojinetes para motores de baja velocidad.	6
1.3.1 Aleaciones de Aluminio con elevado porcentaje de Estaño.	6
1.4 Necesidades de la empresa que se dedica a la fabricación de cojinetes de deslizamiento.	6
1.5 Elementos aleantes de la aleación SAE 788.	9
1.6 Compuestos intermetálicos.	10
1.6.1 Intermetálicos Aluminio-Hierro-Silicio.	11
Capítulo 2. Fundición de la aleación SAE 788.	13
2.1 Solidificación de las fundiciones de Aluminio.	13
2.2 Refinador de grano AlTiB.	15
2.3 Defectos de fundición.	16
a) Defectos debidos a la forma de solidificación de la aleación.	16
a.1) Los rechupes.	16
a.2) Las grietas.	18
a.3) Esfuerzos internos.	19
b) Defectos debidos a los gases.	20
c) Defectos debidos a las inclusiones.	21
2.4 Metodología de la fundición.	22
2.4.1 Preparación de la carga.	22
2.4.2 Selección de la lingotera.	22
2.4.3 Preparación de las lingoteras.	23
2.4.4 Tipo de enfriamiento.	23
2.4.5 Fundición de la aleación SAE 788.	24
2.5 Fundiciones realizadas en la UDIATEM.	25
2.6 Proceso de solidificación de los lingotes.	25
2.6.1 Cambio de la microestructura de la aleación SAE 788 debido al uso del refinador de grano.	26

<b>Capítulo 3. Caracterización de la aleación SAE 788.</b>	<b>28</b>
3.1 Introducción.	28
3.2 Nomenclatura desarrollada para la caracterización de los lingotes.	28
3.3 Microestructura de la aleación SAE 788.	29
3.4 Ataque químico.	39
3.5 Metalografía cuantitativa.	40
3.5.1 Metodología utilizada para cuantificar las fases presentes en la microestructura.	40
3.5.2 Distribución del Sn-Pb (estaño-plomo) durante la solidificación de la fundición.	41
3.5.3 Distribución del Si (silicio) durante la solidificación de la fundición.	47
3.5.4 Distribución de los granos de Al (aluminio) durante la solidificación de la fundición.	52
3.6 Pruebas de tracción.	60
3.6.1 Metodología de las pruebas.	60
3.6.2 Resultados de las pruebas de tracción.	61
<b>Capítulo 4. Tratamiento térmico de disolución y homogenización.</b>	<b>66</b>
4.1 Tratamiento térmico de disolución en aleaciones de Aluminio.	66
4.2 Metodología del Tratamiento térmico.	69
4.3 Microestructuras de la aleación SAE 788 obtenidas durante los tratamientos térmicos.	71
4.4 Comportamiento de las partículas Sn-Pb durante el tratamiento térmico 1.	75
4.5 Comportamiento de las partículas Si durante el tratamiento térmico 1.	79
4.6 Comportamiento de las fases presentes en el tratamiento térmico 2.	84
<b>Conclusiones.</b>	<b>90</b>
<b>Bibliografía.</b>	<b>93</b>

## Prólogo.

Durante mucho tiempo las aleaciones Cu-Pb dominaron el mercado de los cojinetes para autos, hasta que se decidió cambiar por aleaciones de aluminio, buscando disminuir la cantidad de plomo en los automóviles debido a su toxicidad.

En la actualidad aleaciones de aluminio para cojinetes, son fabricadas por diversas empresas, pero la información acerca de esta clase de aleaciones es limitada.

En esta tesis se trabajó con una empresa que se dedica a la fabricación de cojinetes para automóviles, pero en realidad lo que se lleva a cabo dentro de ésta, es el colaminado de la aleación de aluminio SAE 788 con el acero y el conformado final. La empresa buscando disminuir costos, quiere que se fabrique la aleación de aluminio en su planta, para lo cual requiere que se obtengan temperaturas y tiempos del proceso de fundición y del tratamiento térmico de solución y homogenización.

Es por esto que se planteó desarrollar este trabajo de tesis, donde se caracterizará la aleación determinando las fases presentes, así como las propiedades que le otorga a la aleación cada una de estas. También se analizará el proceso de fundición estableciendo los parámetros más importantes para obtener una microestructura fina y homogénea, donde según la empresa se busca obtener un tamaño de grano del aluminio de aproximadamente  $25\ \mu\text{m}$ , las partículas de silicio menores a  $5\ \mu\text{m}$ , y las partículas Sn-Pb de aproximadamente  $8\ \mu\text{m}$ , mediante la determinación del tipo de molde, forma de enfriamiento, efecto del refinador de grano, temperaturas de colada. Aunado a esto también se caracterizará mecánicamente el material mediante ensayos de dureza y de tracción, para de esta manera, relacionar las propiedades mecánicas con las microestructuras observadas.

Finalmente se observará la evolución de la microestructura durante el tratamiento térmico de solución y homogenización y se establecerán las temperaturas y tiempos adecuados de éste, para dejar la aleación lista para ser laminada.

## Capítulo 1. Introducción.

### 1.1 Aleaciones tribológicas base Aluminio para cojinetes de deslizamiento.

El primer uso del aluminio en un cojinete fue para un motor de avión en 1930 cuando Rolls Royce introdujo una aleación aluminio-estaño. En los años 1940 aleaciones similares se introdujeron en Estados Unidos en aplicaciones automotrices y en cojinetes para maquinaria pesada.

Muchas aleaciones han sido utilizadas como materiales para cojinetes, la mayoría de estas basadas en la idea de tener una matriz relativamente suave de una solución sólida de aluminio y con partículas duras de otros elementos aleantes dentro de la matriz. Las aleaciones de aluminio que han tenido éxito como cojinetes son aquellas que contienen estaño, el cual en el caso de una falla en la lubricación cuando se encuentre en funcionamiento, se funde y cubre mediante una capa delgada que previene el contacto entre el aluminio y el hierro para que éstos no se adhieran uno al otro.

Aquellas aleaciones que contienen estaño también cuentan con otros elementos aleantes como pueden ser el cobre para aumentar la resistencia de la matriz y el silicio, hierro o níquel, que proveerán partículas duras que mejorarán la resistencia mecánica y en especial la resistencia a la fatiga, ya que la falla en este caso se da mediante el crecimiento de las discontinuidades del material al estar sometido a cargas cíclicas, por lo que las partículas con morfología esférica frenarán este crecimiento.

Algunas propiedades de las aleaciones son controladas principalmente por los elementos en solución (cobre, magnesio), otras principalmente por el estaño. De esta forma, la resistividad eléctrica depende principalmente de la cantidad de cobre o magnesio en solución sólida; la dureza, la resistencia a la fatiga y a la corrosión, del estaño y de los elementos solubles; La contracción térmica, y la conformabilidad por su parte dependen también del contenido y la distribución del estaño.

El enfriamiento rápido durante la fundición, tiende a formar partículas de estaño, con una matriz más o menos continua de aluminio dúctil, donde al encontrarse dispersos de manera homogénea darán una mejor microestructura.

Una microestructura mas fina se puede obtener si se aplica un tratamiento termomecánico, que consiste en deformar en frío la aleación y después aplicar un recocido que esferoidice las partículas de estaño.

La microestructura de las aleaciones aluminio-estaño debe mostrar los efectos tanto del laminado como del recocido, con los granos del aluminio fundido reemplazados por los nuevos granos recristalizados y las fases insolubles uniformemente distribuidas, los límites de grano continuos originalmente, cambian a una nueva configuración un poco más alargada y discontinua.

En la tabla 1.1 se presentan las principales aleaciones de aluminio SAE para cojinetes de deslizamiento, así como sus características más importantes, y sus aplicaciones, dando un panorama general de las aleaciones existentes en el mercado, para posteriormente profundizar en las aleaciones de aluminio para cojinetes de motores de combustión interna.

**Tabla 1.1 Aplicaciones según SAE de las aleaciones de aluminio.**

<b>Designación SAE</b>	<b>Designación ISO</b>	<b>Características</b>	<b>Aplicaciones</b>
<b>770</b>	AlSn6Cu	-Buena resistencia a la corrosión. -Compatibilidad. -Conformabilidad. -Incrustabilidad. -Resistencia a la fatiga - Resistencia a la cavitación	-Cojinetes de cigüeñal en motores de automóvil y como recubrimiento para servicio pesado.
<b>783</b>	AlSn20Cu	-Buena compatibilidad - Buena incrustabilidad - Buena resistencia a la corrosión - Baja resistencia a la fatiga y a la cavitación.	-Cojinetes para motores de automóviles.
<b>784</b>	AlSi11Cu	-Buena resistencia a la corrosión. -Mala compatibilidad. -Pobre conformabilidad. -Incrustabilidad. -Resistencia a la fatiga -Resistencia a la cavitación	- Cojinetes de cigüeñal para servicio pesado.
<b>786</b>	AlSn40	-Buena resistencia a la corrosión. -Compatibilidad. -Buena conformabilidad. -Incrustabilidad. -Baja resistencia a la fatiga -Baja resistencia a la cavitación	-Motores Diesel marinos generalmente con recubrimiento de plomo-estaño.
<b>788</b>	AlSn12Si	-La mejor resistencia a la fatiga y al desgaste en combinación con cigüeñales de hierro nodular.	Cojinetes para motores de automóviles.

## 1.2 Aleaciones base Aluminio para cojinetes de motores de combustión interna de altas velocidades.

### 1.2.1 Al-20%Sn.

Es la aleación que ha tenido mayor éxito en Europa. Durante su solidificación el estaño nuclea en los límites de grano del aluminio y virtualmente rodea los granos de éste. Su estructura es relativamente débil particularmente cuando el estaño alcanza su temperatura de fusión, ya que al estar en el límite de grano del aluminio en estado líquido va disminuir la resistencia del material.

Afortunadamente una mejor estructura se desarrolla al laminar en frío la aleación, seguida de un tratamiento térmico. Durante el colaminado el estaño se alarga en la dirección del laminado y su morfología cambia a delgados listones. Si la aleación es calentada a la temperatura de recristalización del aluminio, el estaño tomará la forma de islas irregulares características de la estructura final. Las islas están interconectadas a lo largo de los límites de grano del aluminio, formando una red reticular a través de la matriz de éste.

La resistencia de la aleación se puede aumentar adicionando cobre a un nivel del 1%, que actúa primeramente como endurecedor de la solución sólida y con la formación de algunos intermetálicos  $\text{CuAl}_2$ .

La resistencia a la fatiga es semejante a la que ofrece la aleación 70/30 Cu-Pb pero su resistencia al agarrotamiento<sup>1</sup> es significativamente mayor. De hecho puede trabajar bien sin el beneficio de un recubrimiento, que si es necesario en aleaciones Cu-Pb y Cu-bronce. Su compatibilidad, conformabilidad e incrustabilidad le han permitido ser utilizado en motores para automóviles de alta velocidad.

En este producto la corrosión es virtualmente inexistente bajo las condiciones del motor, ya que es completamente resistente a los aceites del motor y a sus productos degradados por las altas temperaturas.

### 1.2.2 Al-30%Sn.

Las aleaciones Al-Sn con un contenido de estaño superior al 20%, tienen algunas aplicaciones y en Japón con un 30% de Sn y un 1% de Cu se utiliza en motores para autos, tiene una mayor resistencia al agarrotamiento<sup>1</sup> que la aleación que tiene 20%Sn, pero sufre una pérdida en la resistencia a la fatiga.

---

<sup>1</sup>Agarrotamiento: Situación que se da cuando se pegan dos metales por presión (soldadura en frío).

La aleación Al-40% Sn sin ninguna adición de cobre es una aleación con una compatibilidad y conformabilidad cercana a la que ofrecen las aleaciones Cu-Pb pero con una elevada resistencia a la fatiga a temperaturas de aproximadamente 200°C, que es a la temperatura a la que los cojinetes trabajan, pero no ha encontrado una aplicación automotriz.

### **1.2.3 Aluminio-Plomo.**

Esta es una atractiva alternativa a las aleaciones Al-Sn, ya que el costo relativo del plomo es más bajo que el del estaño, pero la aleación presenta más problemas metalúrgicos, por lo que solo hay un número de cojinetes limitado en el mercado.

La tendencia del plomo a segregarse en la aleación fundida, debido a la gravedad, puede utilizarse de tal forma que de un lado del lingote quede una mayor cantidad de plomo para después colaminar la aleación de aluminio con acero en la superficie que tiene un bajo contenido de plomo, de tal forma que en la superficie del cojinete quede aproximadamente un 8% de plomo después del maquinado. El plomo tiene una forma de listones.

Esta aleación conocida en estados Unidos como Aluminio-Babbit contiene además 1% de cadmio, 1% de estaño y 4% de silicio y de esta forma ha sido introducida en motores para automóviles, con una buena compatibilidad, sin embargo la tendencia a la eliminación de metales pesados se ha traducido en una reducida difusión de la aleación.

### **1.2.4 Aluminio-6% Estaño.**

Es una aleación para cojinetes ampliamente utilizada en Estados Unidos y en menor cantidad en otras partes del mundo. La aleación está sujeta a pequeñas variaciones en su composición dependiendo de quien lo manufactura. La mayoría de las especificaciones se encuentran entre 5.5 y 7% de estaño, con adiciones de cobre y níquel en un nivel del 1% y silicio entre 0 y el 2%.

Para aplicaciones como cojinetes para automóviles la aleación se recubre, ya que la compatibilidad sin el beneficio de un recubrimiento es inadecuada para las condiciones de una delgada película de aceite. La secuencia para el recubrimiento es multietapas, consistiendo de una inmersión en un depósito electrolítico de zinc, un delgado electrodepósito de níquel o cobre y finalmente un electrodepósito de una aleación Pb-Sn. El espesor comúnmente usado es de 0.012-0.020 mm.

La resistencia a la fatiga de la aleación es casi igual a la aleación Al-20% Sn.

Sin embargo la presencia del recubrimiento aumenta la resistencia a la fatiga en un 10% extra, por lo que la aleación Al-6% Sn puede ser utilizada para condiciones que puedan ser difíciles para la aleación Al-20% Sn. La corrosión debida al aceite del motor degradado no es un problema en comparación con los cojinetes Cu-Pb.

#### **1.2.5 Aluminio-11% Silicio.**

En 1973 se desarrolló en el campo de los cojinetes de alta resistencia para motores la aleación con 11% de silicio y 1% de cobre. Ésta es similar en composición a las aleaciones utilizadas en los pistones, pero es procesada para producir una microestructura distinta, que consiste en partículas finas de Silicio en una matriz Al-Cu, lo que le da una elongación del 10%, comparado con el 1% de la aleación para el pistón.

La resistencia a la fatiga de estas aleaciones es elevada, equivalente con las más resistentes aleaciones base cobre para cojinetes.

Su compatibilidad es sorpresivamente buena, en vista de la ausencia de una fase suave, y esto se atribuye a un tamaño fino del silicio de aproximadamente 2 micras. Sin embargo la dureza de la aleación y la relativamente pobre incrustabilidad requiere que el cojinete sea recubierto para que tenga un desempeño satisfactorio.

La aleación fue desarrollada específicamente para los requerimientos de elevadas cargas de un motor Diesel turbo cargado, donde se está libre de corrosión y ofrece importantes ventajas sobre los bronce de plomo.

#### **1.2.6 Aluminio-Cadmio y Aluminio-Cadmio-Silicio.**

Estas aleaciones son originales de Estados Unidos y su uso está principalmente confinado a ese país. Ambas son aleaciones de alta resistencia, destinadas primeramente para motores Diesel de altas cargas, donde operan con un delgado recubrimiento de plomo-estaño o plomo-estaño-cobre.

Sus especificaciones nominales son: aluminio - 3% cadmio y aluminio - 1% cadmio - 4% silicio.

Su resistencia a la fatiga es ligeramente mas elevada que las aleaciones Al-6% Sn y con una compatibilidad comparable.

### **1.2.7 Aluminio-Zinc.**

La especificación marca 5% zinc- 1% níquel- 1% plomo- 1% magnesio -1% silicio. Tiene una resistencia moderada, pero tiene la mejor compatibilidad, no obstante este es operado con un recubrimiento de plomo-cobre (99.5% Pb-0.5% Cu).

### **1.3 Aleaciones de aluminio para cojinetes para motores de baja velocidad.**

#### **1.3.1 Aleaciones de Aluminio con elevado porcentaje de Estaño.**

El aluminio- 20% estaño es usado en una limitada cantidad de aplicaciones. Para motores marinos Diesel su conformabilidad es inadecuada y hasta ahora no hay sustituto para las aleaciones blancas (Babbitts, aleaciones base Sn y base Pb).

La omisión de la adición del 1% de cobre hecha a la aleación estándar con 20% de estaño, permite que la dureza sea reducida a un nivel comparable a la de los metales blancos.

La resistencia a la fatiga está en relación a la temperatura a la que trabaja el cojinete. A temperaturas de 100 °C la aleación de aluminio es 50% más resistente que la mejor aleación blanca, y la proporción aumenta al aumentar la temperatura de los cojinetes.

La aleación no puede ser colada por gravedad o por centrifuga ya que la estructura no sería satisfactoria, por lo que lo mas adecuado sería mediante colada continua.

### **1.4 Necesidades de la empresa que se dedica a la fabricación de cojinetes de deslizamiento.**

Esta tesis es la continuación de trabajos realizados dentro de la UDIATEM en conjunto con una planta de la industria metal-mecánica que se dedica a la fabricación de cojinetes de deslizamiento, en los cuales se determinó primero cambiar las aleaciones Cu-Pb que durante mucho tiempo dominaron el mercado de los cojinetes, por aleaciones de aluminio con un menor contenido de plomo, debido al interés que existe en el mercado mundial dentro de la industria automovilística donde se está intentando disminuir el empleo de plomo, debido a su toxicidad.

La empresa decidió que la aleación deberá fabricarse en sus instalaciones para buscar una disminución en costos y tener la certeza de calidad y disposición del material.

Las propiedades que se deben garantizar para tener una aleación de buena calidad son:

- a) Resistencia a la compresión: para soportar la carga radial.
- b) Resistencia a la fatiga: para soportar los cambios cíclicos de la carga.
- c) Compatibilidad con el material del muñón: para evitar el amarre.
- d) Incrustabilidad: de modo que partículas extrañas que se encuentren en el lubricante penetren en la superficie del cojinete para evitar rayaduras y desgaste.
- e) Conformabilidad: para tolerar algún desalineamiento del muñón.
- f) Resistencia a la corrosión: para soportar los productos de la descomposición del aceite lubricante debido a las altas temperaturas del motor.
- g) Conductividad térmica: para que el calor generado debido a la fricción pueda ser disipado.
- h) Coeficiente de expansión térmica: adecuado para evitar diferencias con el eje.
- i) Resistencia al desgaste bajo condiciones de frontera: se encuentra relacionada con todas las propiedades ya mencionadas en los puntos anteriores.

También son características importantes el costo del material y el costo de fabricación de la pieza, ya que deben ser lo más accesibles para el productor.

Debido a las necesidades de la industria automotriz y las exigencias de la ingeniería de diseño, la aleación que se investigó es la SAE 788 (A17X<sup>2</sup>) que tiene 82.8% Al -12% Sn - 2.5% Si - 1.7% Pb - 0.7% Cu - 0.3% otros.

El objetivo de este trabajo es desarrollar una tecnología para elaborar la aleación y generar el procesamiento adecuado para el laminado del lingote. Para esto hay que controlar los parámetros del tratamiento térmico previo a la laminación. Como se ve en la fig. 1.1, este trabajo solo abarca los dos primeros puntos del lado izquierdo del diagrama.

La forma en que se fabrican los cojinetes bimetálicos se muestra en la fig. 1.1, donde a grandes rasgos el procedimiento que se sigue es el siguiente: se funde la aleación SAE 788, para después aplicarle un tratamiento térmico con el fin de cambiar las fases intermetálicas Al-Fe-Si que puedan ocasionar problemas de fragilidad en el material durante su laminado, que es el siguiente paso del proceso para después darle un recocido para recrystalizar el grano, al mismo tiempo se desengrasa la lámina de aluminio puro y se cepilla.

---

<sup>2</sup> Marca Registrada por Daido.

Después se llevan a cabo algunos pasos de laminación con el fin de unir la lámina de aluminio puro con la aleación SAE 788 y se llega al espesor deseado, esto se realiza con el fin de obtener una mejor unión entre la aleación y el acero en pasos posteriores.

Luego se corta la lámina de la aleación eliminando las orillas dañadas, se desengrasa y se cepilla, mientras la lámina de acero que servirá como respaldo del cojinete se desengrasa.

Finalmente se colamina la aleación SAE 788 con el acero, y se le da un recocido final antes de su conformado.

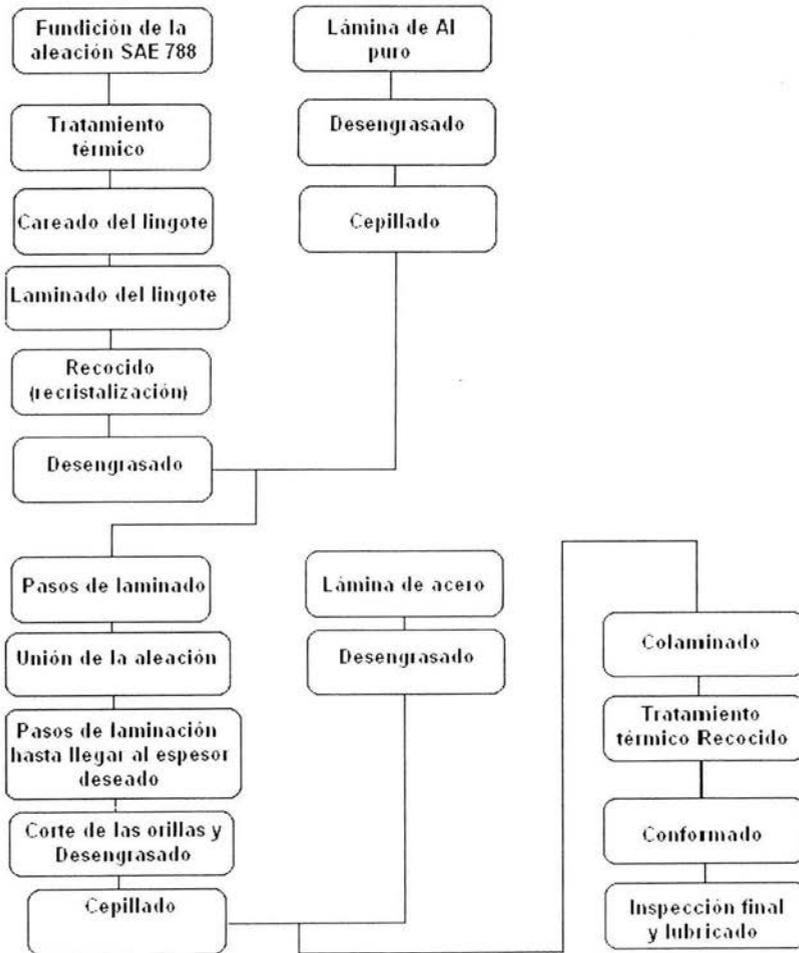


Fig 1.1 Diagrama de flujo para la fabricación de cojinetes.

### 1.5 Elementos aleantes de la aleación SAE 788.

La mayoría de las propiedades físicas del aluminio tales como densidad, temperatura de fusión, coeficiente de expansión térmica, conductividad térmica y eléctrica, son modificadas por la adición de uno o mas elementos aleantes, las relaciones de cambio dependen de la cantidad y del elemento o elementos que constituyan la aleación.

La disponibilidad del aluminio y su costo relativamente estable ha servido de incentivo para el desarrollo de nuevas aleaciones para cojinetes.

La matriz de aluminio provee una excelente resistencia a la corrosión en la mayoría de los ambientes, lo que debe atribuirse a la pasividad debida a la capa de óxido de aluminio creada, esta capa es fuertemente unida a la superficie del metal, y si hay daños son corregidos casi inmediatamente, la continuidad de la capa se ve afectada por la microestructura del metal, particularmente por la presencia de partículas de segunda fase.

Un porcentaje de 6% o mas de estaño, se utiliza en cojinetes debido a la excelente lubricación que le otorga a la aleación y es considerada una aleación que en el caso de los cojinetes tiene propiedades superiores sobre la mayoría de las aleaciones, pero es muy importante considerar, la metodología utilizada en la fundición ya que se debe tener una fina distribución interdendrítica del estaño, además de un pequeño espaciado interdendrítico, que se obtiene con un enfriamiento rápido después de la fundición y esto se recomienda ya que para esta aleación se tiene una dificultad única, ya que en el molde, después del vaciado, la solidificación comienza a los 650 °C aproximadamente y los constituyentes de estaño son líquidos hasta los 229 °C, por lo que el rango de solidificación es extremadamente grande y puede provocar segregación.

Para lograr una mejora en las propiedades mecánicas, se puede aplicar deformación plástica, seguida de un recocido que esferoidice el estaño.

El plomo está presente solo como una traza dentro del aluminio puro comercial, se agrega con una cantidad mínima aproximada de 0.5% para mejorar la maquinabilidad. Las adiciones de plomo pueden ser problemáticas ya que el plomo tiende a segregarse durante la fundición, además de que es un metal tóxico.

La solubilidad sólida del plomo y del estaño en el aluminio es menor al 0.025% a las temperaturas eutécticas, es por esto que al final siempre se encuentran las tres fases Al-Pb-Sn.

La incrustabilidad depende directamente de las fases blandas que en el caso de la aleación SAE 788 son el Sn y el Pb, ya que permiten que partículas ajenas se incrusten dentro de éstas.

La adición de un 2% de silicio se usa para fundición ya que mejora la resistencia mediante partículas duras dentro de la matriz y además, cuando se combina con cobre, mejora la capacidad de ser fundido, ya que con el porcentaje de silicio presente se formará una fase eutéctica durante la solidificación y en consecuencia habrá una disminución en el punto de fusión de la aleación.

El silicio después del hierro, es la impureza mas importante en el aluminio comercial (0.01 al 0.15%).

Con un contenido menor al 10% de cobre, con adiciones de otros elementos, y con un tratamiento térmico de envejecimiento se obtiene un aumento en la resistencia. La resistencia máxima se da entre 4 y 6 % de cobre, dependiendo de los otros elementos presentes.

En la parte rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Cu, la segunda fase dominante es un intermetálico  $\text{CuAl}_2$ . Con un bajo porcentaje de Cu en el Al, enfriando rápidamente la aleación a través de la fase simple de solución sólida a temperatura ambiente resulta en una solución supersaturada. Recalentando el material y enfriándolo rápidamente de alguna forma hasta la temperatura ambiente, por un período de tiempo es posible conseguir que se cause la precipitación de partículas intermetálicas extremadamente finas. Estas partículas endurecen el material inhibiendo el movimiento de las dislocaciones, pero a su vez la adición del cobre disminuye su resistencia a la corrosión (Westbrook, Fleischer, 2002).

### **1.6 Compuestos intermetálicos.**

Se trata de partículas intermetálicas con diferentes morfologías como plaqueta, vara o escritura china, que son observadas en las imágenes de especímenes a distintas velocidades de crecimiento. Es sabido que distintas fases intermetálicas pueden tener morfologías similares. Por ejemplo  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  y  $\beta\text{-AlFeSi}$  han sido reportadas con una morfología de plaqueta. En adición la misma fase intermetálica puede tener distintas variantes por ejemplo,  $\text{Al}_6\text{Fe}$  y  $\text{Al}_x\text{Fe}$ . Por esta razón, no es factible identificar las partículas de las fases intermetálicas solo basándose en sus morfologías.

Los compuestos intermetálicos son atractivos en aplicaciones tribológicas, no solo por sus propiedades intrínsecas, como su dureza, estabilidad, resistencia a la oxidación, etc., si no también debido a su compatibilidad con las matrices metálicas las cuáles confieren otras propiedades deseadas, por ejemplo, auto lubricación o difusividad térmica.

Algunos de las aleaciones para cojinetes de deslizamiento más viejas contienen intermetálicos, no deliberadamente por razones tribológicas pero sí de forma incidental al agregar solutos para endurecer las aleaciones.

Una de las propiedades que más limitan a los compuestos intermetálicos es su fragilidad a temperatura ambiente. Estos compuestos son generalmente ligeros, mantienen sus propiedades a altas temperaturas, es por esto que son atractivos para usos ingenieriles pero su fragilidad limita su uso.

El modo de fractura para esta clase de compuestos es tanto por clivaje, por ej. fractura a lo largo de planos cristalográficos específicos en un monocristal o en una muestra policristalina, o intergranular, por ejemplo, fractura a lo largo de los límites de grano en una muestra policristalina.

Una gran cantidad de investigaciones han buscado hacer más dúctiles los compuestos intermetálicos de tal forma que puedan ser utilizados y se han enfocado principalmente en tratar de encontrar aleantes que le den ductilidad a la matriz o específicamente para los compuestos que fallan intergranularmente, un aditivo que segregue a los límites de grano y aumente la cohesión entre éstos.

La fractura intergranular se da por una concentración de esfuerzos colocados en el límite de grano por los apilamientos de dislocaciones y como consecuencia, nuclea una fractura intergranular. Si los límites de grano son débiles, la fractura se propaga a lo largo de éstos y la falla se da antes de que el flujo del material tome lugar a través del límite de grano (Westbrook, Fleischer, 2002).

La fractura por clivaje requiere de más consideraciones. Cuando este modo de fractura es observado en compuestos desordenados, generalmente nuclea a través de un constituyente microestructural. Las fracturas se forman dentro de este constituyente a bajos esfuerzos y luego se propaga a través de la matriz. Este no puede existir afuera de una estequiometría perfecta, microfotografías demuestran que la estructura casi siempre contiene segundas fases o porosidad de fundición. Parece que estas segundas fases proveen sitios de nucleación para el clivaje (Westbrook, Fleischer, 2002).

### **1.6.1 Intermetálicos Aluminio-Hierro-Silicio.**

Esta clase de intermetálicos requieren mención aparte ya que van a ser trascendentales en los siguientes pasos del proceso de fabricación, esto debido a sus propiedades y en función de su morfología, serán benéficos o adversos para la aleación.

Aunque el hierro no sea uno de los elementos aleantes de la aleación SAE 788, siempre está presente en cierta cantidad ya que es la impureza más importante en todas las aleaciones comerciales de aluminio y forma una variedad de intermetálicos Al-Fe y Al-Fe-Si durante la solidificación (Hsu, O'Reilly, et al., 2001).

Durante la fundición de las aleaciones, los intermetálicos que contienen Fe, como las fases Al-Fe, Al-Fe-Si y Al-Fe-Mn-Si, se forman entre las dendritas de Aluminio. El tipo de fase formada depende principalmente de la velocidad de enfriamiento y de la relación entre el Fe y el Si en la aleación (Kuijpers, Kool, et al., 2002).

En las aleaciones que van a ser laminadas, la fase inestable monoclinica  $\beta$ -AlFeSi, la cual tiene una estequiometría aproximada al  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , está comúnmente presente. La morfología de esta fase es en forma de placas interconectadas dentro de una red como se muestra en la figura 1.2 con un espesor de unas décimas de micrómetro y las otras dos dimensiones del orden de 25  $\mu\text{m}$  (Guiglionda, Poole, 2002). La presencia de estas partículas influye de forma adversa las propiedades necesarias para laminar la aleación.

La fase  $\alpha$ -AlFeSi mejora la ductilidad de la aleación ya que su morfología de escritura china tiende menos a inducir micro grietas que la fase planar  $\beta$ -AlFeSi, además la fase  $\alpha$ -AlFeSi inducirá a una disminución en los defectos sobre la superficie extruida.

Por calorimetría diferencial de barrido (DSC) se confirma que la fase  $\beta$ -AlFeSi es una fase metaestable (Sha, Worth, et al., 2001). Resultados cuantitativos mediante difracción de rayos x (XRD) muestran que la proporción máxima de la fase intermetálica  $\beta$ -AlFeSi se produce a relativamente bajas velocidades de crecimiento en un rango de 30-60 mm/min y a altas velocidades de crecimiento como 120 mm/min, la formación de la fase  $\alpha$ -AlFeSi por reacción eutéctica domina la selección de la fase (Sha, Worth, et al., 2001).

En la fig. 1.2 se puede observar el intermetálico interconectado en forma de placa  $\beta$ -AlFeSi en la estructura de fundición.

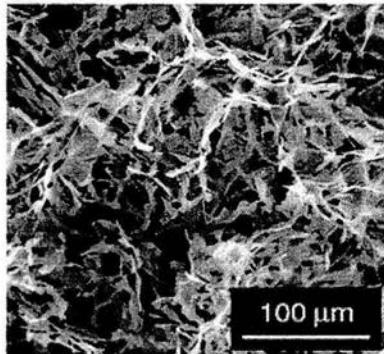


Fig. 1.2 Morfología de los intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi (Kuijpers, Kool, et al., 2002).

Por lo ya mencionado se observa que el control de los intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi, durante la fundición y el tratamiento térmico será importante para la obtención de un producto final de calidad.

## Capítulo 2. Fundición de la aleación SAE 788.

### 2.1 Solidificación de las fundiciones de Aluminio.

Durante la solidificación de una aleación Al-Sn-Si, los granos primarios se separan de las fases líquidas (L- $\alpha$ Al); seguido del silicio eutéctico (L- $\alpha$ Al + Si eutéctico); finalmente ocurre la reacción eutéctica ternaria a una temperatura cercana a los 225°C (L- $\alpha$ Al + Si eutéctico+  $\beta$ Sn). Las fases  $\beta$ Sn envuelven a las fases eutécticas de Si y se distribuyen en el límite de grano de la matriz en forma de red (Yuan, Li, et al., 2000).

Un modificador no solo refina las fases  $\alpha$ Al y Si, también hace que las fases  $\beta$ Sn se encuentren mejor distribuidas. Las fases  $\beta$ Sn son esferoidizadas alrededor de las partículas de Si, las cuales actúan como nucleadores durante la homogenización. El espesor de la estructura aumenta con el incremento del contenido de Sn o la disminución en el contenido de Si. La relación del contenido del Sn/Si influye en la fracción volumétrica y la distribución de estructura de islas del tipo peritético. Solo en un rango de 3-4 en la relación Sn/Si se puede esperar la mejor microestructura obtenida (Yuan, Li, et al., 2000).

Las fases  $\alpha$ Al aparecen en forma dendrítica, mientras que el Si eutéctico en forma de aguja se distribuye en el límite de las dendritas del aluminio y finalmente las fases  $\beta$ Sn siempre solidifican envolviendo a las fases Si.

En el caso de que no se haya modificado la aleación la longitud del Si en forma de aguja es mayor a 25 micras, el tamaño promedio de la fase  $\alpha$ Al es de 40 micras y la fase  $\beta$ Sn se encuentra segregada. Con el modificador, el tamaño promedio de las partículas de aluminio es de 25 micras.

La fracción volumétrica de las fases Sn y Si aumenta si su contenido se incrementa, por otro lado si la relación entre el Sn/Si es muy baja, la segregación del estaño se nota fácilmente (Yuan, Li, et al., 2000).

En el caso de aleaciones Al-Fe-Si cambiar las condiciones de solidificación puede llevar a variaciones en los contenidos de las fase secundaria Al-Fe y la fase ternaria Al-Fe-Si en distintas zonas de la fundición, las cuales en cambio pueden llevar al deterioro en las propiedades mecánicas y de superficie.

Dependiendo de la velocidad de enfriamiento local, las distintas fases secundarias estables o metaestables como  $Al_{13}Fe_4$ ,  $Al_3Fe$ ,  $Al_6Fe$ ,  $Al_mFe$ ,  $\alpha$ -AlFeSi,  $\beta$ -AlFeSi, etc. se pueden formar (Dutta, Rettenmayr, 2000).

Una variación en la velocidad de enfriamiento afecta la fracción volumétrica, forma y tamaño de las fases secundarias en eutécticos binarios y ternarios y por lo tanto intermetálicos de segunda fase.

La fracción volumétrica del eutéctico crece con el aumento de la velocidad de enfriamiento, esto se atribuye a la disminución de tiempo para los efectos de difusión a través del sólido, debido a la baja solubilidad del Fe en el Al, y la menor solubilidad del Si en el Al cuando está presente el Fe y pasa de 1.7 a 0.2 % en peso (Dutta, Rettenmayr, 2000).

La relación Fe/Si disminuye con el aumento de la velocidad de enfriamiento como un resultado de la disminución en la concentración de Fe y un aumento en la concentración de Si, esto se atribuye a la diferencia de solubilidad y difusividad del Fe y el Si en el Al. La mayor solubilidad y la cinética de difusión mas rápida del Si permite para el refuerzo de patrones de segregación que son cambiados sustancialmente por un aumento en la velocidad de enfriamiento, llevando a un mas alto contenido de Si en la fundición permanente.

En aleaciones ternarias Al-Fe-Si ocurre la siguiente transición de Al-Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> a Al- $\alpha$ -AlFeSi eutéctico a una velocidad crítica de 2.3 Ks<sup>-1</sup>, se atribuye la ocurrencia de esta transición al crecimiento de la fase con mínimo subenfriamiento y consecuentemente relacionado con este fenómeno una velocidad de crecimiento crítica en lugar de la velocidad de enfriamiento. Un aumento en la velocidad de enfriamiento de 0.04-3.5 Ks<sup>-1</sup> lleva a un aumento del contenido eutéctico de la aleación ternaria AlFeSi (Dutta, Rettenmayr, 2000).

Un aumento de la velocidad de enfriamiento está demostrado que refina el tamaño de los intermetálicos de fase secundaria al igual que su morfología tiende a ser equiaxial, esto se atribuye al proceso de nucleación repetida de las fases intermetálicas durante la solidificación eutéctica (Dutta, Rettenmayr, 2000).

La presencia de las partículas del refinador de grano TiB<sub>2</sub> en las aleaciones de Al de la serie 6xxx promueve la reacción metaestable cuasi-peritética  $\beta$ -AlFeSi (Sha, Titchmarsh, et al., 2003).

En la práctica de fundición más común que es la colada en matriz (DC) la velocidad de enfriamiento se encuentra en un rango de 1-20Ks<sup>-1</sup>. Desafortunadamente el diagrama de fases AlFeSi no es muy útil para predecir las fases que se formarán a tales velocidades de enfriamiento, ni tampoco durante el tratamiento de homogenización en los lingotes fundidos por DC. La principal razón es que la fase metaestable AlFeSi se forma más fácilmente que las fases en equilibrio. Por ejemplo en aleaciones Al-Fe las fases que se forman son Al<sub>6</sub>Fe o Al<sub>m</sub>Fe en lugar de la fase de equilibrio Al<sub>3</sub>Fe, la fase Al<sub>6</sub>Fe se forma a velocidades de enfriamiento de 1-10 K/s, mientras que la fase Al<sub>m</sub>Fe se forma a velocidades arriba de 10 K/s.

Un factor adicional es la variación local de la velocidad de enfriamiento durante la fundición, dependiendo de la distancia de la superficie del lingote y de la forma de fundir. Estas fluctuaciones en las propiedades de la superficie producen un problema cualitativo para algunas aplicaciones del material.

Elevadas velocidades de solidificación obtenidas en ciertas partes del lingote son benéficas en el refinamiento del tamaño de los compuestos intermetálicos frágiles, las cuales se pueden fracturar en los siguientes pasos de laminación que se le apliquen en el lingote y en algunas aleaciones se adicionan elementos aleantes que pueden cambiar la estructura y la morfología de los compuestos intermetálicos. Por ejemplo, para mejorar la conformabilidad del lingote, se adiciona Mn en exceso del orden de 0.3% en peso, lo cual promueve la formación de la b.c.c.  $\alpha$ -AlFeSi la cual tiene una morfología en forma mas aceptable de escritura china. En general, la mayoría de los lingotes comerciales producidos por DC, producen materiales en la cual la mayor parte de los compuestos intermetálicos están presentes en los límites de grano o entre los brazos de las dendritas (Westbrook, Fleischer, 2002).

## 2.2 Refinador de grano AlTiB.

El método de inoculación es ampliamente practicado dentro de la industria de aluminio, ya que provee de beneficios directos o indirectos, incluyendo la posibilidad de mayores velocidades de producción.

Las cantidades de aleación maestra Al-5% Ti-1% B adicionadas a la fundición van del 1 al 2% en peso del total de la fundición.

Dentro de los beneficios al utilizar refinadores de grano en fundiciones de aleaciones de aluminio, se tiene que las propiedades mecánicas pueden mejorarse, se reduce la susceptibilidad a la fractura en caliente y la fluidez es mejorada. Hay diferentes formas de introducir las partículas del refinador de grano en la fundición, el método mas ampliamente aceptado es adicionar la aleación maestra AlTiB dentro de la mezcla en forma de barra.

Este método provee muchos beneficios en comparación con otros, incluyendo la reducción de emisiones (comparado con el uso de tabletas) y un mejor control de la composición (Limmaneevichitr, Eidhed, 2003).

El tamaño de grano depende de la velocidad de enfriamiento de la fundición, el nivel de soluto y la cantidad de inoculantes agregada (Greer, Bunn, et al., 2000).

Los refinadores AlTiB consisten de partículas  $TiB_2$  de 0.1 a 10 micras de diámetro y las partículas  $Al_3Ti$  pueden ser un nucleador muy importante para el aluminio de 20-50 micras de diámetro, pero esta fase se disuelve rápidamente cuando se adiciona al aluminio puro, debido a que el contenido total de titanio en la fundición está dentro del límite de solubilidad (Greer, Bunn, et al., 2000).

Se ha demostrado que para nucleadores potenciales, como refinadores de grano de aluminio comerciales, la fase de nucleación por sí misma no es un factor de control.

El número de granos es determinado por una condición de libre crecimiento en la cual los granos crecen a partir de una partícula refinada a una velocidad inversamente proporcional al diámetro del grano.

Para el refinamiento de grano, las partículas inoculantes adicionadas a la fundición deben ser substratos potenciales para la nucleación heterogénea. Por cierto la nucleación puede ocurrir solo si la fundición es sobreenfriada (Greer, Bunn, et al., 2000).

En un sistema de solidificación, la fundición remanente puede ser sobreenfriada sólo si hay algunos solutos en la fundición que restrinjan el crecimiento del sólido.

Se da por hecho que una vez formado un núcleo puede rápidamente envolver una partícula, dándose un evento de nucleación por partícula. La velocidad de nucleación de una partícula es dependiente del subenfriamiento, el ángulo de contacto y el tamaño de la partícula, además el crecimiento libre de los cristales ocurre primero en las partículas más grandes y después sobre las partículas más pequeñas (Greer, Bunn, et al., 2000).

### **2.3 Defectos de fundición.**

Existen distintas formas de clasificar los defectos de fundición, por ejemplo por sus formas o aspecto (protuberancias, agujeros, cavidades, etc.) o según el elemento que ocasiona la causa (defectos debidos a la arena, a la aleación, etc.), pero tal vez la clasificación mas adecuada es la que se basa en el origen mismo de la causa que produce los defectos:

- a) Defectos debidos a la forma de solidificación de la aleación.
- b) Defectos debidos a los gases.
- c) Defectos debidos a las inclusiones.

#### **a) Defectos debidos a la forma de solidificación de la aleación.**

##### **a.1) Los rechupes.**

La contracción líquida y la solidificación al sumar sus efectos, dan lugar a los rechupes, que son cavidades que se forman en el interior o exterior de los lingotes y que tienen por causa la disminución de volumen que experimenta el metal o aleación colada, en el momento de su enfriamiento.

Los rechupes primarios se dan durante la solidificación ya que el líquido se enfría por una parte por conducción, cediendo calor al material del molde y también por radiación en su superficie libre, lo que provoca que se solidifique en capas delgadas que finalmente como se observa en la fig. 2.1 debido a la contracción líquida, el volumen del líquido que queda es insuficiente para llenar la cavidad, formada por la aleación sólida.

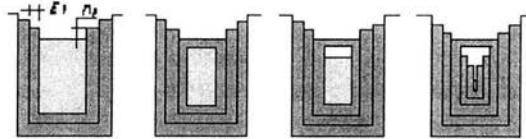


Fig. 2.1. Solidificación del metal líquido dentro de la lingotera (Le Breton, 1965).

Los microrechupes se forman cuando la red cristalina está prácticamente formada, y solo quedan pequeños espacios líquidos que están totalmente incomunicados unos de otros fig. 2.2. Cada pequeña porción líquida puede considerarse como una pieza muy pequeña, donde su cavidad está formada por las superficies de cristales sólidos que lo limitan. Al descender la temperatura, la aleación líquida considerada va a sufrir una contracción líquida, después al solidificarse, experimentará una contracción de solidificación, por lo que ocupará un volumen menor al de la cavidad y se formará un hueco.

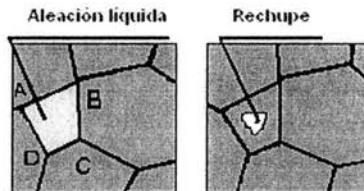


Fig. 2.2 Formación de un microrechupe (Le Breton, 1965).

La formación de rechupes se evitará:

a) Si durante el enfriamiento y la solidificación, la aleación no cambia de volumen: Situación que no se da en la mayoría de las aleaciones con algunas excepciones como el Al-20% Si, pero para el resto de las aleaciones lo más cercano es colar tan frío como sea posible, ya que cuanto más caliente se cuele, más importante será la contracción líquida y por tanto los rechupes resultantes.

b) Si durante el enfriamiento y la solidificación, la pieza permanece en todo tiempo isoterma: Lo que quiere decir que en cada instante la pieza tiene la misma temperatura en toda su masa y por lo tanto que la repartición de cristales es idéntica en todos los puntos, situación que no se presenta en la realidad, pero una aproximación a esto, sería, cuando el enfriamiento de la pieza colada es muy lento, ya que por conductibilidad se propaga el calor a través de la aleación en proceso de solidificación desde los puntos calientes hacia los fríos de forma rápida, o cuando la aleación tiene excelente conductividad térmica, ya que el calor cedido por la aleación al molde, es inmediatamente compensado por el centro de la pieza, o también si la aleación tiene un gran calor latente de fusión, lo que hará que la aleación necesite mas tiempo para solidificarse y entonces tendrá tiempo de equilibrarse térmicamente la masa, o por último si su calor específico es muy grande, ya que sus cristales tienden a permanecer calientes durante mucho tiempo, lo que favorecerá el equilibrio térmico de la masa.

c) Si la pieza tiene una solidificación direccional, es decir si se solidifica en capas paralelas infinitamente delgadas: Donde al final de la solidificación no hay rechupe y lo único sería una disminución de la dimensiones lineales, de forma práctica se acerca de la circunstancia ideal, si la colada se realiza de forma directa, ya que la aleación se enfría primero en el fondo, luego sobre las paredes y por conductividad a través de la aleación, que deberá seguir siendo alimentada de forma lenta, para que la aleación empiece a solidificarse a medida que va llenando el molde y así las contracciones sufridas por la aleación que se solidifica son compensadas por la que es vertida en el molde. También si se cuenta con un molde que sea buen conductor de calor, por que entonces la cantidad de calor cedido por el metal en un tiempo dado es muy grande y la solidificación de la aleación en zonas paralelas es mas intensa y finalmente si se cuela tan frío como sea posible, por que así en un tiempo dado, disminuye mucho la temperatura de la aleación colada, y se solidifica en el sentido deseado.

d) Si en todo instante hay metal o aleación que llenen las cavidades de los rechupes a medida que se producen.

## **a.2) Las grietas.**

Defectos debidos a la contracción sólida en forma de grietas en la aleación que se producen en las partes de las piezas que no se encuentran completamente solidificadas y que presentan la menor resistencia a la tracción, cuando la contracción en estado sólido no puede efectuarse normalmente, se pueden dar en ángulos, en partes masivas, también pueden ser de colada, internas o de lingote.

Las grietas que se producen en la superficie de piezas macizas cuya profundidad es muy variable (de 0.1mm hasta varios cm), cuya dirección es la del eje de la pieza, y cuya extensión puede alcanzar mas o menos la longitud de la pieza. Se forman cuando se cuela una aleación en una lingotera, y debido a su buena conductividad térmica y a la temperatura relativamente baja de las paredes del molde, se solidifica una capa de aleación contra éstas, mientras que el centro de la aleación colada permanece líquido o pastoso. Por ello la aleación líquida queda rodeada de una capa prácticamente solidificada. A medida que solidifica la aleación, experimenta la contracción de solidificación, la aleación líquida al enfriarse se contrae y la sólida que forma el caparazón comienza su contracción.

El caparazón tiende a disminuir el volumen de la masa central no solidificada y ya que los líquidos son incompresibles, resultan en la corteza sólida tensiones enormes debido a esto, por lo que si la cubierta presenta una parte de menor resistencia, se va a formar una grieta.

Una solución a este problema es buscar formas de lingoteras que permitan al lingote deformarse bajo la acción de las contracciones y que aseguren un espesor de caparazón tan regular como sea posible y lo suficientemente resistente para evitar la grieta. Además se deberá alimentar el molde colando la mayor cantidad posible en el centro de la lingotera, de lo contrario ésta será recalentada desigualmente, lo que puede ocasionar la grieta que generalmente es de forma estrellada y que además da en el seno de la aleación partes de menor resistencia mecánica.

Para que la grieta interna no se produzca, es importante que la contracción de la pieza sea de tal forma que en cada instante, y hasta su completa solidificación, cada zona concéntrica de la aleación esté comprimida por las zonas que la rodean, lo que exige:

- Una muy buena conductibilidad de la aleación.
- Una rápida evacuación de calor por el molde, el cual deberá estar constituido de un material de gran conductibilidad térmica y un espesor suficiente.

### **a.3) Esfuerzos internos.**

Se dan cuando las velocidades de enfriamiento relativas, del centro y la periferia provocan tensiones dentro del material, pero que no son suficientes para sobrepasar la resistencia mecánica de la aleación, pero si provocan esfuerzos muy elevados cercanos al límite de ruptura de la aleación, lo que generalmente provoca deformación, pero también las tensiones pueden equilibrarse sin que el lingote sufra deformación alguna.

También se puede dar que si el lingote va a sufrir un proceso posterior, en el momento que sea sometido a esfuerzos, estos se añadirán a las tensiones existentes y el material se deformará o se romperá en el caso de superar la resistencia mecánica del material.

Las tensiones, después del enfriamiento completo, serían inexistentes, si en cada instante comprendido entre el final de la solidificación y el momento en que la pieza alcanza la temperatura ambiente se mantiene isoterma la aleación.

### **b) Defectos debidos a los gases.**

El hidrógeno es el único gas que es apreciablemente soluble en el aluminio y sus aleaciones, esta solubilidad varía directamente con la temperatura y la raíz cuadrada de la presión, siendo mayor en el estado líquido que en el sólido. Durante la solidificación, este gas disuelto en exceso puede precipitar en forma molecular, provocando la formación de poros primarios y secundarios.

La formación de burbujas se ve limitada por la tensión superficial, por el enfriamiento del líquido, las velocidades de solidificación y la ausencia de sitios para la nucleación y precipitación del hidrógeno, por lo que se requieren concentraciones significativamente en exceso de la solubilidad sólida de aproximadamente 0.3 ml/100g.

Son dos las formas de porosidad que se pueden presentar por efecto del hidrógeno, la primera y de más importancia es la porosidad interdendrítica, la cual se da cuando la cantidad de este gas es elevada y el hidrógeno rechazado en el frente de solidificación provoca presiones mayores a la atmosférica. La segunda es la porosidad secundaria, del orden de micras, y ocurre cuando los poros se dan a partir del hidrógeno remanente disuelto en el metal.

Las fuentes potenciales de hidrógeno en el aluminio son la atmósfera del horno, los materiales de carga, aditivos, componentes externos y reacciones entre el metal fundido y la lingotera. Los hornos pueden generar hidrógeno debido a la combustión incompleta del combustible, mientras que todos los utensilios como la cuchara y tenazas, pueden llevar hidrógeno a la fundición si no se tienen los cuidados adecuados, también la mayoría de los aditivos utilizados en la fundición son sales higroscópicas, que pueden provocar la absorción de hidrógeno a partir de la descomposición de agua y finalmente si el vaciado se lleva a cabo de forma turbulenta, se puede aspirar aire hacia el molde y este puede quedar atrapado si no se expulsa antes de la solidificación.

Ya que la presencia de porosidad por hidrógeno es resultado de nucleación y crecimiento controlados por difusión, la forma de suprimir su incremento se da aumentando la velocidad de solidificación entre otros.

El método más común de desgasificación, es mediante hexacloroetano ( $C_2Cl_6$ ) que se descompone en la aleación fundida de aluminio para formar burbujas de gas  $AlCl_3$ , que colectan el gas hidrógeno y lo llevan hacia la superficie de la aleación fundida, con lo que se evita la formación de poros debido a éste. Para ser totalmente efectivo, las tabletas se deben mantener secas, deben ser sumergidas con limpieza, con herramientas secas, se meten hasta el fondo del crisol y hay que mantenerlas hasta que se note un ligero burbujeo en la superficie de la aleación fundida, si esto no se lleva a cabo la menor densidad de la tableta provocará que flote en la superficie del material líquido durante la descomposición, y no habrá una adecuada desgasificación.

También se puede desgasificar inyectando un gas. El hidrógeno se difunde hacia dentro de la burbuja del gas que flota hacia la superficie y es expulsada a la atmósfera.

El gas purgante puede ser inerte (argón o nitrógeno) o reactivo (cloro y freón-12), el cloro reacciona con el aluminio para formar  $AlCl_3$  gaseoso que sirve como purgante y en el freón, el flúor forma  $AlF_3$ , en fase sólida.

### **c) Defectos debidos a las inclusiones.**

Existen varios tipos de inclusiones en fase sólida para las aleaciones de aluminio: óxidos, espinelas, boruros, carburos, intermetálicos y nitruros.

Los óxidos se forman por oxidación directa con el aire, por reacción con el vapor de agua o por reacciones del aluminio con los óxidos de otros metales como el hierro y el silicio contenidos en los utensilios y refractarios.

Bajo cualquier condición, las inclusiones en forma de película o de partículas, son perjudiciales para las propiedades mecánicas, ya que provoca una concentración de esfuerzos cuando las inclusiones se encuentran cerca de la superficie. La resistencia de cedencia y última se ven sustancialmente reducidas así como la ductilidad.

Para separar las partículas no metálicas, se usan aditivos sólidos o gases químicamente activos que contienen cloro o flúor, que en ambos casos lo que se busca es separar la interfase con la fundición.

## 2.4 Metodología de la fundición.

De lo antes expuesto se constatan los cuidados antes y durante la fundición, para obtener un producto que sea funcional y de calidad, con base en dichas consideraciones se determinó la siguiente metodología teórica.

### 2.4.1 Preparación de la carga.

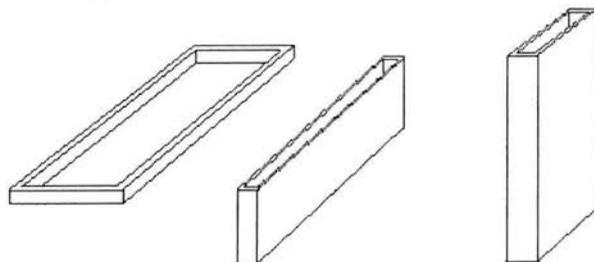
Se alista la fundición cortando el material de los lingotes de Al puro, Sn puro, Pb puro, la aleación maestra Al-Cu y la aleación maestra Al-Si para obtener el peso que nos de los porcentajes teóricos correspondientes a la aleación, mostrados en la tabla 2.1.

**Tabla 2.1 Composición teórica de la aleación y su equivalente en peso.**

%	Material	Peso [g]	Peso en [g] para las maestras 60/40 Al-Cu y 81/19 Al-Si
82.8	Aluminio	6624	5688
12	Estaño	960	960
2.5	Silicio	200	1052 Al-Si
1.7	Plomo	136	136
0.7	Cobre	56	140 Al-Cu
0.3	Otros	24	24

### 2.4.2 Selección de la lingotera.

Existen tres tipos de lingoteras básicas a utilizar:



Horizontal

Transversal

Vertical

**Fig. 2.3**

El parámetro más importante para hacer la selección de cual es la forma más adecuada de colar el material en la lingotera, se basó en la cantidad de rechupe que se podía ocasionar en cada una de estas y por lo tanto la cantidad de material que se iba a desperdiciar, por lo que se descartó la lingotera horizontal, simplemente considerando que tiene un área mayor en contacto con la superficie libre que es donde se formaría el rechupe primario.

Comparando la lingotera transversal con la vertical se puede decir que al tener una aleación con tantas partículas secundarias tendientes a segregarse, la opción más viable es la lingotera transversal, ya que la vertical necesitaría un enfriamiento muy rápido para poder evitar la segregación.

Por lo anterior la lingotera seleccionada fue la de forma transversal, fabricada en placa de acero 1018 y con las siguientes dimensiones especificadas por la planta 425 mm de longitud, 25 mm de ancho, 135 mm de altura y 10 mm de espesor de las placas de acero.

#### **2.4.3 Preparación de las lingoteras.**

A las lingoteras metálicas se les coloca un recubrimiento sobre las superficies internas llamado plumbagina (grafito triturado), con el fin de que el óxido de los moldes no esté en contacto con la fundición al colar. También se le coloca material refractario en las esquinas de las lingoteras, para evitar que se pierda material en el momento de la colada.

#### **2.4.4 Tipo de enfriamiento.**

Aquí el parámetro más importante a considerar es el de acelerar el proceso de solidificación, es decir aumentar la velocidad de enfriamiento, con el fin de obtener una microestructura fina, pero para esto se debe tomar en cuenta que el método a utilizar debe ser accesible para la empresa, por lo cual se decidió enfriar metiendo las lingoteras con la aleación fundida dentro de un depósito con agua, ya que es un procedimiento económico y sencillo de realizar en comparación con el ideal que sería la fundición por colada continua, pero su costo no la hace una opción viable.

### 2.4.5 Fundición de la aleación SAE 788.

El crisol se coloca dentro del horno con los lingotes de la aleación maestra Al-Si, Al-Cu y Al puro ya que son los elementos de la aleación, que más tiempo necesitan para fundirse debido a que requieren de temperaturas más elevadas, en el caso del Al puro 660°C, la aleación Al-Si a aproximadamente 680°C y en el caso de la maestra Al-Cu a 575°C.

Después de encender el horno se colocan las lingoteras en la superficie del horno, para prevenir el choque térmico en el momento de la colada.

Una vez que se alcanza la fusión del material con el sobrecalentamiento necesario para garantizar su adecuada manipulación durante el vaciado, se retiran las lingoteras y se colocan cerca de la tina de enfriamiento.

Luego de apagar el horno, se retira el crisol con la aleación totalmente fundida y se añaden el resto de los elementos aleantes el estaño y el plomo, ya que la temperatura a la que se encuentra la aleación fundida es suficiente para la fusión de estos elementos, enseguida se añade la pastilla desgasificante de hexacloroetano ( $C_2Cl_6$ ).

Por último se adiciona el refinador de grano, que es una aleación principalmente de AlTiB, donde el Titanio cuenta con un 4.8%, mientras que el Boro con un 0.2%, y esto da lugar al refinamiento de grano por inoculación donde se adicionan partículas que actúan como sustratos para la nucleación heterogénea.

Mientras se agregan tanto los elementos aleantes (Sn y Pb), el desgasificante y el refinador de grano debe haber una agitación constante para evitar la segregación de los elementos más densos (Sn y Pb) y obtener una aleación homogénea. Posteriormente se desgasifica inyectando gas argón a través de un tubo, que debe ser de grafito, lo que asegura que la aleación maestra AlTiB adicionada quede distribuida sobre toda la fundición (Limmaneevichitr, Eiidhed, 2003).

Se retira la escoria para vaciar en los moldes a una temperatura aproximada de 750°C, la colada se realiza de forma directa, ya que el metal líquido se enfría primero en el fondo, luego sobre las paredes y por conductividad a través de la aleación, que deberá seguir siendo alimentada en forma lenta, para que la aleación empiece a solidificarse a medida que va llenando el molde y así las contracciones sufridas por el material que se solidifica son compensadas por la que es vertida en el molde. Finalmente se enfrían los moldes con agua, para evitar microrechupes, y acelerar el proceso de solidificación.

## 2.5 Fundiciones realizadas en la UDIATEM.

Se trató de seguir al pie de la letra la metodología planteada pero al no tener un control de las temperaturas en el horno, simplemente fue imposible lograrlo.

Debido a lo ya planteado con anterioridad se midieron las temperaturas mostradas en la tabla 2.2.

**Tabla 2.2 Datos obtenidos de las fundiciones llevadas a cabo.**

NO. DE COLADA	COLADA 1 (A17X-1)		COLADA 2 (A17X-2)		COLADA 3 (A17X-3)	
	T[°C]	Hora	T[°C]	Hora	T[°C]	Hora
Colocación del crisol con el Al, Al-Cu y Al-Si	21.1	16:50	17.7	10:50	25.2	15:50
Encendido del horno	21.1	16:55	17.7	10:55	25.2	15:55
Aleación completamente fundida	1038	17:50	970	12:15	1000	17:00
Durante la agitación antes de colar	939	18:00	780	12:25	860	17:09

## 2.6 Proceso de solidificación de los lingotes.

La forma en la que se propone que va solidificando la aleación se hizo considerando los diagramas de fase. Durante la solidificación de la aleación, al principio se deben considerar las partículas que aporta el refinador de grano,  $TiB_2$  y  $Al_3Ti$ , los granos primarios se separan de las fases líquidas nucleando a partir de las partículas ya mencionadas ( $L-\alpha Al$ ); después las fases ( $L-\alpha Al + Si + Cu$ ), donde se incluyen los intermetálicos presentes en la aleación  $Al_5FeSi$  ( $\beta-AlFeSi$ ),  $Al_{12}Fe_3Si$ . ( $\alpha-AlFeSi$ ) y el  $CuAl_2$  a una temperatura aproximada de entre 615-606°C (Sha, Titchmarsh, et al., 2003); finalmente ocurre la reacción eutéctica a una temperatura cercana a los 225°C ( $L-\alpha Al + Si + \beta Sn + Pb$ ).

Las fases  $\beta Sn$  contienen a las fases de Si y se distribuyen en el límite de grano de la matriz como una estructura en forma de red reticular. El Si es parcialmente disuelto en solución sólida en la matriz primaria  $\alpha Al$  y parcialmente en la forma de fases intermetálicas que se forman durante la solidificación, por afinidad química y dependiendo de la velocidad de enfriamiento se van a formar intermetálicos  $AlFeSi$ , que pueden ser de dos tipos  $Al_5FeSi$  ( $\beta-AlFeSi$ ) y  $Al_{12}Fe_3Si$ . ( $\alpha-AlFeSi$ ). El tipo, tamaño, morfología y distribución de las partículas son muy importantes en determinación de las propiedades de los materiales.

### 2.6.1 Cambio de la microestructura de la aleación SAE 788 debido al uso del refinador de grano.

En experimentos realizados con lingotes fabricados en la empresa con la que se está trabajando, se pudo observar el comportamiento microestructural que tiene la aleación SAE 788 al agregar a la fundición el refinador de grano AlTiB.

A diferencia de los lingotes fabricados en la UDIATEM, en la planta se llevo a cabo la fundición sin refinador de grano, y con un exceso de hierro, ya que todos los utensilios para fundir son de este material y no tienen ningún recubrimiento, esto provocó tener una gran cantidad de intermetálicos AlFeSi y principalmente el Al<sub>5</sub>FeSi ( $\beta$ -AlFeSi), lo que no permitía laminar el material ya que era sumamente frágil.

Además su método para fundir es distinto al que se usó en la UDIATEM, ya que la forma de la lingotera es horizontal, y también la forma de enfriar la aleación, donde esto se realiza a través de una placa metálica fría por conducción que se encuentra a una temperatura de 80°C aproximadamente.

Al comparar las microestructuras producidas a través del proceso de la UDIATEM y compararlo con el industrial se puede decir que la forma de colar y de enfriar mas adecuada es como se realiza en la planta por que la microestructura a lo largo de todo el lingote es mas homogénea que el que se genera en la lingotera transversal. Pero por otro lado el uso del refinador de grano es necesario para esta clase de aleaciones ya que actúa como acelerador de la nucleación y crecimiento de las partículas secundarias incluyendo los intermetálicos AlFeSi y esto provoca que al tener una mayor velocidad de crecimiento el intermetálico que tiende a formarse es Al<sub>12</sub>Fe<sub>3</sub>Si ( $\alpha$ -AlFeSi), que tiene una morfología de escritura china como se observa en la fig. 2.5 que no vuelve al material frágil al momento de laminarlo.

Mientras, en la figura 2.4 se observa una microestructura con una gran cantidad de intermetálicos Al<sub>5</sub>FeSi, que como ya se había mencionado en el capítulo anterior se encuentran interconectados, y esto provoca que la aleación sea frágil y no pueda ser laminada posteriormente.

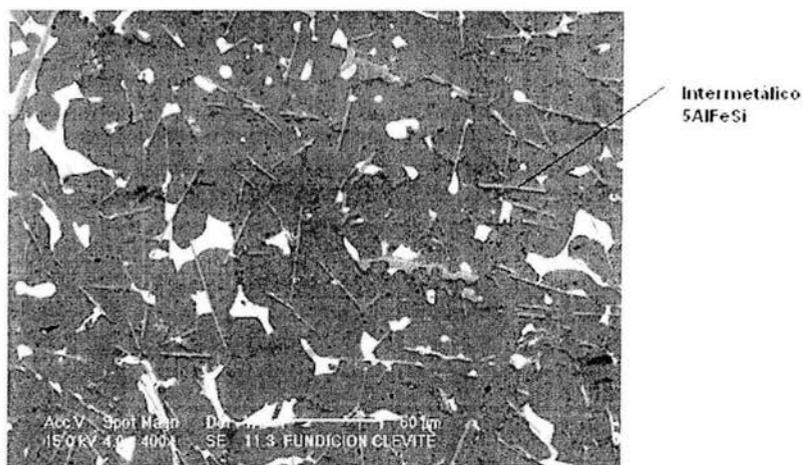


Fig. 2.4 Aleación SAE 788 sin refinador de grano.

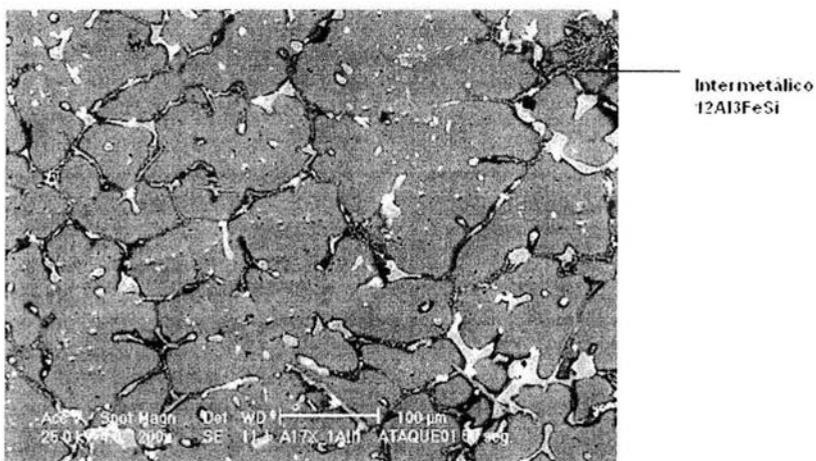


Fig. 2.5 Aleación SAE 788 con refinador de grano  
Al-4.8%Ti-0.2%B.

## Capítulo 3. Caracterización de la aleación SAE 788.

### 3.1 Introducción.

Se determinaron todas las fases presentes en la aleación, observando sus morfologías mediante microscopía electrónica de barrido, realizando análisis químicos mediante espectrometría de rayos x por energía dispersa (EDS), para de esta forma comparar las morfologías observadas con las encontradas en la literatura y a su vez con los resultados del análisis químico.

Para caracterizar adecuadamente la microestructura de la aleación SAE 788, se requirió hacerlo de forma cuantitativa. Para lo cual se observaron a 100X y 200X todas las piezas obtenidas de los lingotes, la medición se desarrolló de forma manual, éste método es poco eficiente, por el tiempo y esfuerzo que requiere, pero proporcionó una perspectiva más exacta de la microestructura obtenida de la fundición y de sus cambios durante el tratamiento térmico, que si solo se hubiera hecho por observación.

### 3.2 Nomenclatura desarrollada para la caracterización de los lingotes.

Se desarrollaron tres coladas de las cuales se obtuvieron seis lingotes, dos de cada colada. Para poder caracterizarlos se cortaron tres piezas de cada lingote, con la finalidad de poder observar el efecto del enfriamiento en la microestructura, ya que las piezas abarcan desde la parte que se encuentra en el fondo de la lingotera en el momento de colar, como la que quedó en contacto con el medio ambiente.

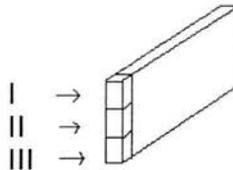


Fig. 3.1 Corte de las piezas, para la caracterización de los lingotes.

Nomenclatura de las piezas obtenidas de los lingotes.

#### A17X-UVW

U: Es el número de la colada, por lo que puede tomar los valores de 1, 2 o 3.

V: Es para diferenciar en el caso de que aparezca "a" es que pertenece al primer lingote de esa colada y "b" para el segundo lingote.

W: Pertenece al número de la pieza y puede ser I, II o III.

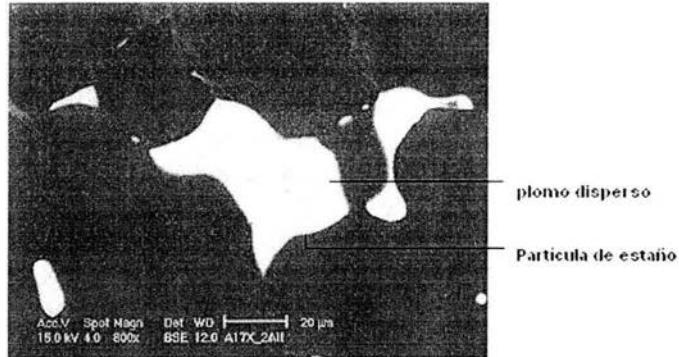
Durante las tres coladas que se desarrollaron, se tomaron temperaturas y tiempos para poder evaluar como afectaron tanto microestructuralmente, como mecánicamente a cada uno de los lingotes obtenidos.

### 3.3 Microestructura de la aleación SAE 788.

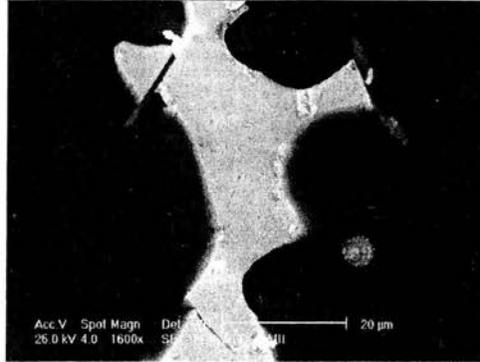
En esta sección se observarán todas las fases presentes en la microestructura así como su morfología.

Tanto en la figura 3.2 como en la 3.3 se pueden observar las partículas de estaño (en gris claro) y plomo que son las que se observan de color blanco debido a su mayor densidad, donde el plomo aparece dentro del estaño como pequeñas partículas, esto se debe principalmente a que al ser los elementos de menor punto de fusión, son los últimos en solidificar, es decir que cuando la estructura cristalina del aluminio esta totalmente solidificada, tanto el estaño como el plomo siguen en forma líquida, entonces el aluminio trabaja como pequeñas lingoterías donde solidifican ambos elementos.

El porcentaje de Sn-Pb que podemos encontrar en cada partícula, si se desprecian las solubilidades con el aluminio, el porcentaje sería de 87.5% Sn y 12.5% Pb aproximadamente.



**Fig.3.2** Lingote A de la segunda colada, pieza número II, partícula Sn-Pb a 800X.



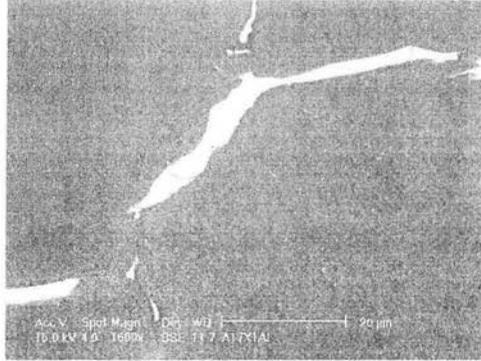
**Fig.3.3** Lingote A de la tercera colada, pieza número III, partícula Sn-Pb a 1600X.

Como se podrá observar a continuación el silicio aparece dentro de la aleación de distintas formas.

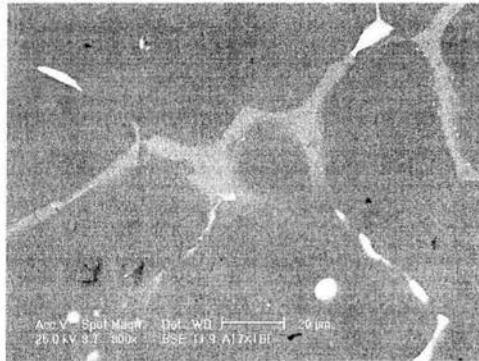
En las figuras 3.4 y 3.5 se pueden observar los intermetálicos  $Al_5FeSi$  en color gris medio dentro de la imagen, (que será objeto de un análisis mas profundo en el capítulo acerca del tratamiento térmico) ya que el análisis químico mediante EDS resultó 63.82% Al – 11.84% Si – 24.34% Fe y 64.57% Al – 11.81% Si – 23.01% Fe – 0.3% Sn – 0.3% Mn respectivamente y al pasar estos porcentajes en peso a número de átomos 5.4 Al - 1.3 Si- 1 Fe y 5.8 Al – 1 Fe – 1 Si, se asemejan al intermetálico ya mencionado y comparando la morfología con la imagen 16-27b (Zalensas, Jorstad, et al., Aluminum Casting Technology, 1993, pág. 317), teniendo una morfología de placa vista transversalmente.

En el caso de la fig. 3.6 se muestra una típica estructura conocida como escritura china, comparada con la imagen 16-19b (Zalensas, Jorstad, et al., 1993, pág. 314), donde después del análisis químico mediante EDS presentó 63.92% Al- 25.34% Fe – 3.64% Mn – 7.1% Si, que en átomos es 13.4 Al – 2.9 Fe – 2 Si y se asemeja en morfología al intermetálico  $Al_{12}Fe_3Si$ .

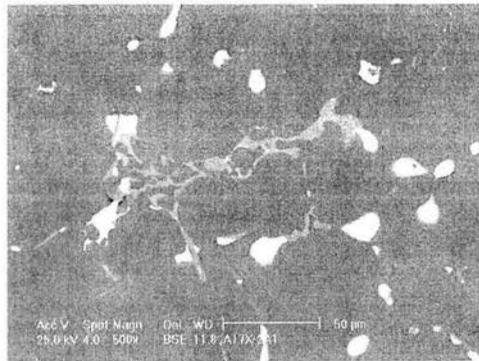
También aparece silicio puro dentro de la aleación, pero en muy pequeñas cantidades, con una morfología cúbica como en la imagen 16-38b (Zalensas, Jorstad, et al., 1993, pág. 320), prácticamente imperceptible, mediante el uso de SEM.



**Fig. 3.4** Lingote A de la primer colada, pieza número I, intermetálico  $Al_5FeSi$  en forma de placa a 1600X.



**Fig. 3.5** Lingote B de la primera colada, pieza número I, intermetálico  $Al_5FeSi$  en forma de placa a 800X.



**Fig. 3.6** Lingote A de la segunda colada, pieza número I, intermetálico  $Al_{12}Fe_3Si$  en forma de escritura china a 500X.

En la figura 3.7 se ve una nueva estructura que pertenece al intermetálico  $\text{CuAl}_2$ , ya que la morfología corresponde con la mencionada en la tabla 16-4 (Zalensas, Jorstad, et al., Aluminum Casting Technology, 1993, pág. 312), y en los dos análisis químicos EDS realizados se obtiene que 57.92% Al- 33.4% Cu- el resto impurezas, y 56.59% Al- 33.3% Cu- el resto impurezas, todo dado en porcentaje en peso, pero para convertir a número de átomos se consideró que la matriz de aluminio influyó para que el resultado no fuera exacto, es decir que aparece en mayor cantidad, ya que el resultado obtenido fue 4 Al- 1 Cu.

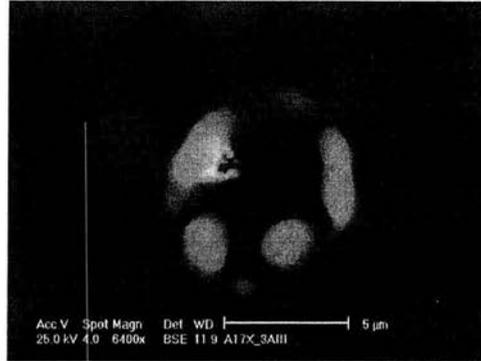
Para las figuras 3.8 y 3.9 los porcentajes obtenidos del análisis químico EDS son los siguientes 68.95% Al- 17.47% Cu y 67.72% Al- 25.73% Cu , y se hizo la misma consideración que en caso de la fig. 3.8, por lo que se induce al observar las morfologías que las imágenes pertenecen al intermetálico  $\text{CuAl}_2$ .



**Fig. 3.7** Lingote A de la tercer colada, pieza número II, intermetálico  $\text{CuAl}_2$  a 1600X.

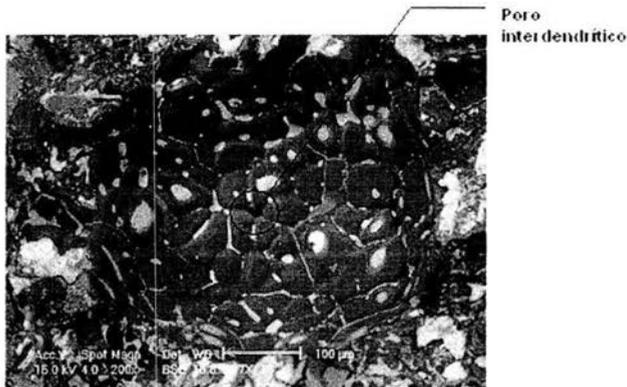


**Fig. 3.8** Lingote A de la tercer colada, pieza número III, intermetálico  $\text{CuAl}_2$  a 6400X.

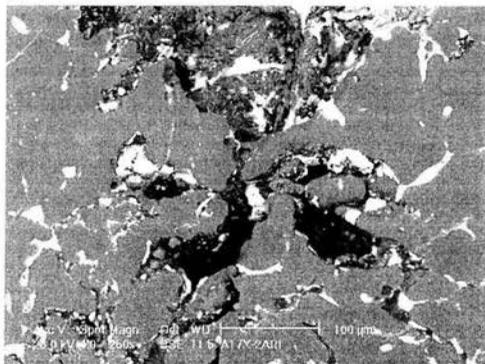


**Fig. 3.9** Lingote A de la tercer colada, pieza número III, intermetálico  $\text{CuAl}_2$  a 6400X.

En las figuras 3.10 y 3.11 se pueden observar las dos clases de porosidad que aparecieron en los lingotes, en el caso de la figura 3.10 es una porosidad debida a un efecto combinado del hidrógeno presente y la contracción que se da en el proceso de solidificación, se presentó en grandes cantidades, con una distribución homogénea en ambos lingotes de la colada 1 y muestran una morfología similar a la mostrada en la imagen 16-42 (Zalensas D. L., Jorstad J. L. y Rasmussen W. M., Aluminum Casting Technology, 1993, pág. 321) en el caso de la fig. 3.11 se muestra una morfología típica de porosidad por  $\text{H}_2$  inducida por óxidos, tiene una distribución heterogénea, ya que se concentra en zonas aisladas de ambos lingotes de la segunda colada, su morfología es similar a la presentada en la Fig.37 (Henry S. D., Frueh S. E., Boring R., Levicki D. y Harrison L., ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, 1993, pág. 529).



**Fig. 3.10** Lingote B de la primer colada, pieza número I, porosidad debida al hidrógeno y al efecto de la contracción del material durante la solidificación 200X, imagen obtenida de una prueba de impacto.

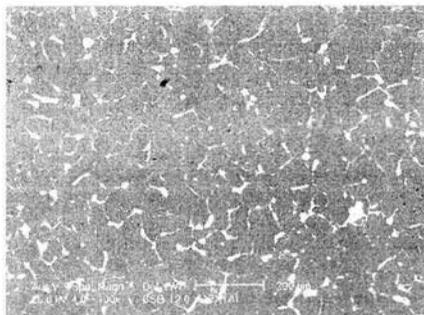


**Fig. 3.11** Lingote A de la segunda colada, pieza número III, porosidad por  $H_2$  debida a la presencia de óxidos a 250X.

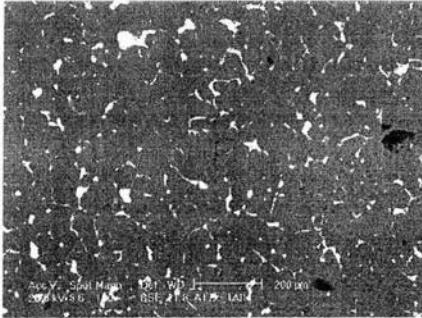
En las figuras 3.12, 3.13 y 3.14 se puede observar el primer lingote de la primera colada donde las partículas estaño-plomo tienen la peor distribución en comparación con las demás coladas (como se comprobará cuantitativamente).

La pieza III es la perteneciente a la zona inferior del lingote, en el momento que se llevo a cabo la colada, ya que se puede observar un tamaño de grano del aluminio menor, si se considera que las partículas Sn-Pb se encuentran en el límite de grano, y también una mejor distribución de las partículas Sn-Pb.

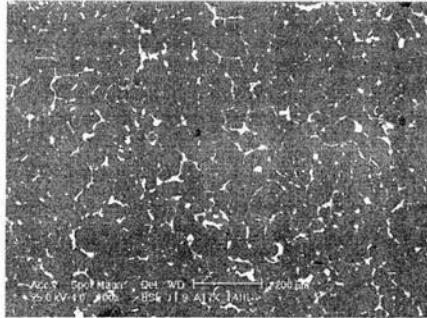
Aunque no se muestra en éstas imágenes este lingote presenta porosidad debida al hidrógeno y a la contracción durante la solidificación, se coló a una temperatura de  $939^\circ C$  lo que provoca que el hidrógeno tenga mayor solubilidad en el aluminio, además de que al momento de colar se crea mayor turbulencia lo que origina que se aspire aire hacia el molde y quede atrapado dentro de la aleación.



**Fig. 3.12** Lingote A de la primera colada, pieza número I a 100X.

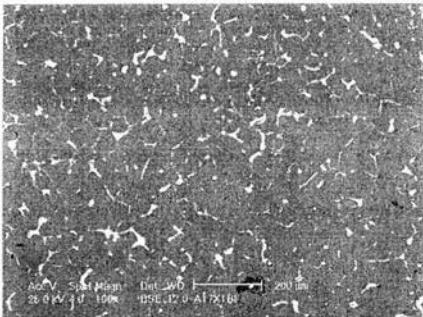


**Fig. 3.13** Lingote A de la primera colada, pieza número II a 100X.

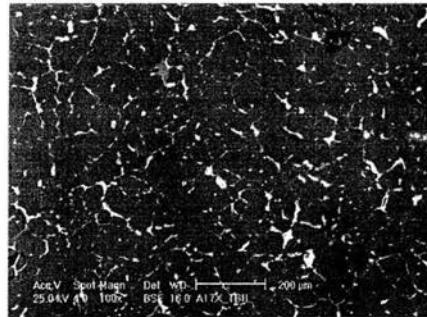


**Fig. 3.14** Lingote A de la primera colada, pieza número III a 100X.

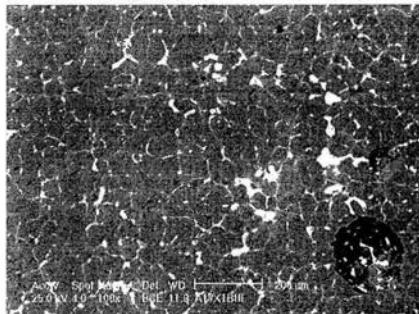
Las imágenes 3.15, 3.16 y 3.17 pertenecen al segundo lingote de la primera colada, al igual que el otro lingote de esta colada muestra partículas de Sn-Pb grandes en comparación con lo obtenido en las otras coladas, su porosidad es de forma esférica, con una distribución sobre todo el lingote y en este caso la pieza III es la que se encontró en el fondo de la lingotera durante la colada.



**Fig.3.15** Lingote B de la primera colada, pieza número I a 100X.



**Fig.3.16** Lingote B de la primera colada, pieza número II a 100X.

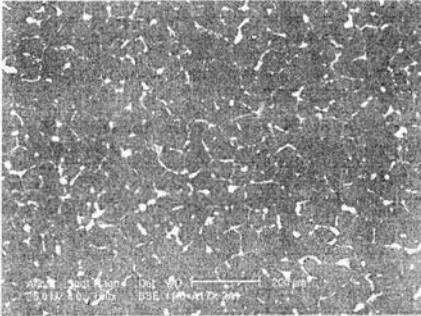


**Fig.3.17** Lingote B de la primera colada, pieza número III a 100X.

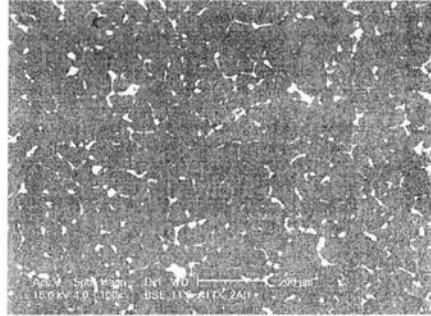
En el caso de las figuras 3.18, 3.19 y 3.20 se puede ver el primer lingote de la segunda colada donde el estaño-plomo tiene una mejor distribución en comparación con las colada 1 (como se observará en la cuantificación).

La pieza III es la que se encontraba en la parte inferior de la lingotera en el momento de la colada, ya que tiene un tamaño de grano de aluminio menor, si se considera que el Sn se encuentra en el límite de grano, y también una mejor distribución del Sn-Pb, con partículas más pequeñas.

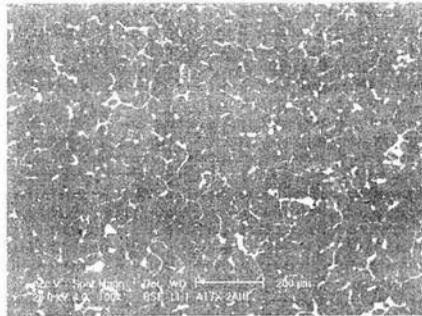
Este lingote presenta porosidad debida al H<sub>2</sub> inducida por óxidos, como se pudo observar en la figura 3.11.



**Fig.3.18** Lingote A de la segunda colada, pieza número I a 100X.

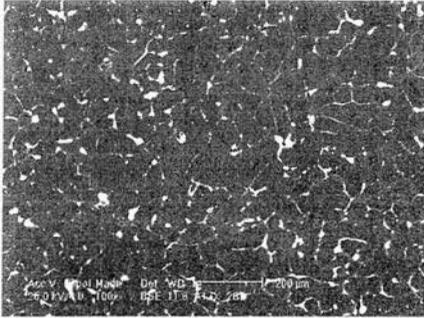


**Fig.3.19** Lingote A de la segunda colada, pieza número II a 100X.

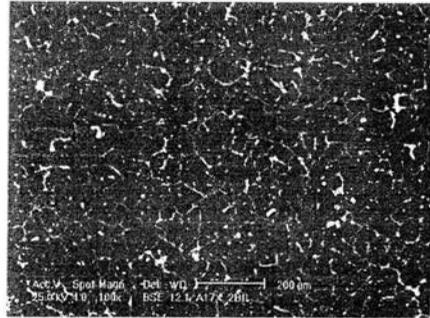


**Fig.3.20** Lingote A de la segunda colada, pieza número III a 100X.

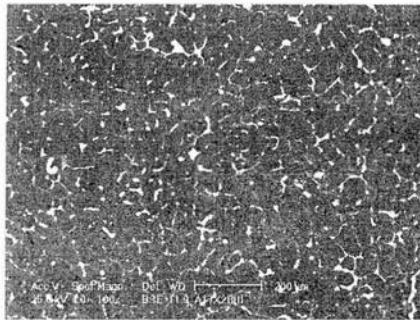
Las imágenes siguientes 3.21, 3.22 y 3.23 son del lingote B de la segunda colada, también este lingote muestra una mejor distribución de las partículas de Sn-Pb en la matriz de aluminio, en comparación con la colada 1, aunque tampoco es lo que se espera, por otro lado tiene una porosidad debida a la contracción, con una distribución aislada y en este caso la pieza I es la que se encuentra en el fondo de la lingotera al colar.



**Fig.3.21** Lingote B de la segunda colada, pieza número I a 100X.



**Fig.3.22** Lingote B de la segunda colada, pieza número II a 100X.

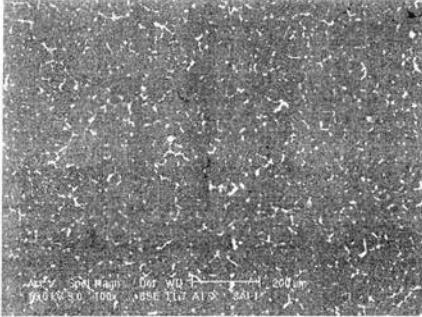


**Fig.3.23** Lingote B de la segunda colada, pieza número III a 100X.

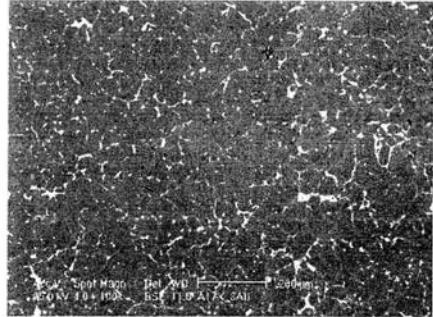
En las figuras 3.24, 3.25 y 3.26 corresponden al primer lingote de la tercera colada donde se obtuvo la mejor distribución de las partículas de Sn-Pb en el aluminio, de las tres coladas (se cuantificará mas adelante).

La pieza I es la que se encontraba en la parte inferior de la lingotera en el momento de colar, ya que tiene una mejor distribución del estaño, con partículas más pequeñas.

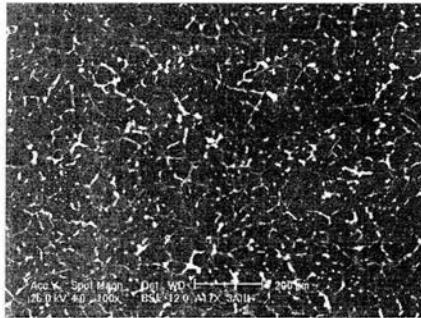
Este lingote no presentó porosidad, ya que fue la colada que se apegó mas a las condiciones planteadas en la metodología, en especial durante el enfriamiento de la aleación.



**Fig. 3.24** Lingote A de la tercera colada, pieza número I a 100X.

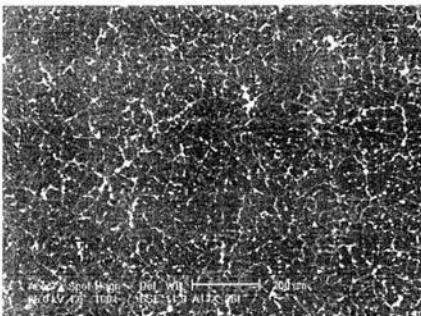


**Fig. 3.25** Lingote A de la tercera colada, pieza número II a 100X.

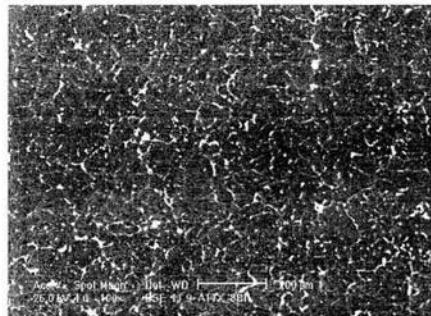


**Fig. 3.26** Lingote A de la tercera colada, pieza número III a 100X.

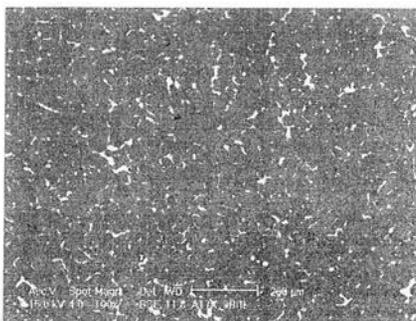
Por último las imágenes 3.27, 3.28 y 3.29 son del segundo lingote de la tercera colada, también este lingote muestra la mejor distribución de las partículas de Sn-Pb sobre la matriz de aluminio, en comparación con las dos coladas anteriores. Por otro lado no muestra porosidad y finalmente en este caso la pieza I es la que se encontraba en el fondo de la lingotera durante la colada.



**Fig.3.27** Lingote B de la tercera colada, pieza número I a 100X.



**Fig.3.28** Lingote B de la tercera colada, pieza número II a 100X.



**Fig. 3.29** Lingote B de la tercera colada, pieza número III a 100X.

Como se pudo observar dependiendo de las condiciones de la fundición se van a obtener distintos tamaños de las fases presentes en la microestructura, teniendo como factor principal la velocidad de enfriamiento de la aleación ya que entre mas rápido solidifica menor tamaño de partículas se obtienen, lo que se traduce en propiedades mecánicas superiores.

### 3.4 Ataque químico.

Para observar la microestructura de la aleación se procedió a atacarla químicamente ya que algunas de las fases tales como los intermetálicos Al-Fe-Si y el Si puro no siempre son visibles sin el uso de un reactivo. Con este fin se tuvo que experimentar con distintos ataques ya que los que maneja la literatura para revelar el grano del Aluminio puro no lo pudieron hacer y además atacaba en exceso las fases Sn y Pb. La solución que se obtuvo fue utilizar la solución denominada Sargent's modificado, 15.5 ml de  $H_3PO_4$ , 0.5 ml de HF (48%), 3 g de  $CrO_3$ , 84 ml  $H_2O$ , que en realidad lo que hace es decorar las segundas fases de tal forma que se pueden distinguir perfectamente, todas las fases de la aleación (aluminio, estaño, silicio, plomo, y los intermetálicos AlFeSi).

El ataque se realiza por inmersión durante 50 segundos, e inmediatamente después se enjuaga con agua, después con alcohol grado reactivo, para finalmente secar la pieza con aire.

El uso de este ataque fue realmente importante para cuantificar las fases secundarias de la aleación, así como también para el tamaño de grano del Aluminio, ya que al encontrarse todas las segundas fases en los límites de grano, estas fases secundarias fueron las que delimitaron los granos del aluminio.

### 3.5 Metalografía cuantitativa.

#### 3.5.1 Metodología utilizada para cuantificar las fases presentes en la microestructura.

En esta sección se evaluó de forma cuantitativa la microestructura obtenida en cada una de las piezas cortadas, de tal forma de poder relacionar numéricamente la microestructura con las propiedades mecánicas, para comparar los lingotes obtenidos y determinar cual es el procedimiento más óptimo para obtener las propiedades deseadas en el material.

La cuantificación se llevó a cabo de forma manual. Se midió tanto el tamaño de grano del aluminio (matriz), el cual se pudo realizar debido a que las segundas fases presentes se acomodan en el límite de grano de éste, así como las segundas fases principales de la aleación, es decir las partículas Sn-Pb y las partículas de Si puro.

Para las partículas de estaño-plomo y las partículas de silicio, la cuantificación se realizó midiendo sobre dos imágenes obtenidas con el microscopio electrónico de barrido de diferentes zonas de la pieza, con un aumento de 200X, en un área total de  $0.555 \text{ mm}^2$  y la medición se hizo sobre todas las partículas encontradas en estas dos áreas tomando la longitud mayor medida horizontalmente de cada una de las partículas.

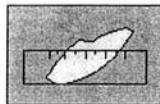


Fig. 3.30 Medición de las partículas de Sn-Pb y Si.

En el caso del aluminio se utilizó el método ASTM E112 Annual Book of ASTM Standards 2000, Section 3 Metals Test Methods and Analytical Procedures, Vol 3.01 Metals-Mechanical Testing, Elevated and Low-Temperature Tests, Metallography, American Society for Testing and Materials, para cuantificar tamaño de grano por intercepción lineal, midiendo la longitud principal del grano interceptado, es decir midiendo de límite de grano a límite de grano, donde para tener una medición correcta se deben realizar por lo menos 50 mediciones. Se eligió éste método sobre los demás por que es simple y por la velocidad a la que se puede trabajar, además de que los resultados obtenidos son muy similares a los que se pueden conseguir por otros métodos. Se hizo por facilidad sobre imágenes tomadas en el microscopio electrónico de barrido a un aumento de 100X, ya que el observar el supuesto límite de grano del aluminio remarcado por las segundas fases era más fácil a este aumento. Las mediciones de los granos de aluminio se realizaron sobre 9 líneas de  $936 \mu\text{m}$  de longitud cada una, es decir sobre una longitud total de  $8.424 \text{ mm}$ .

En el caso de los intermetálicos en forma de agujas, no se cuantificaron ya que la cantidad era despreciable, y para la escritura china era difícil poder determinar su tamaño debido a su morfología, por lo que tampoco se midió.

Para comparar, los datos medidos se ajustaron a la distribución logarítmica normal, esto se realizó ordenando las mediciones (tamaños de partículas) de menor a mayor, después se obtuvo el logaritmo natural de cada una de éstas, así como el promedio de todos los logaritmos y su desviación estándar, los dos últimos datos importantes para el ajuste a la distribución logarítmica, esta columna se gráfico contra un porcentaje acumulado resultado de numerar desde el primer dato medido hasta el último y dividirlos entre el último dato (que en el caso de ejemplo es 5) lo que nos da un aumento gradual hasta tener como valor máximo el uno.

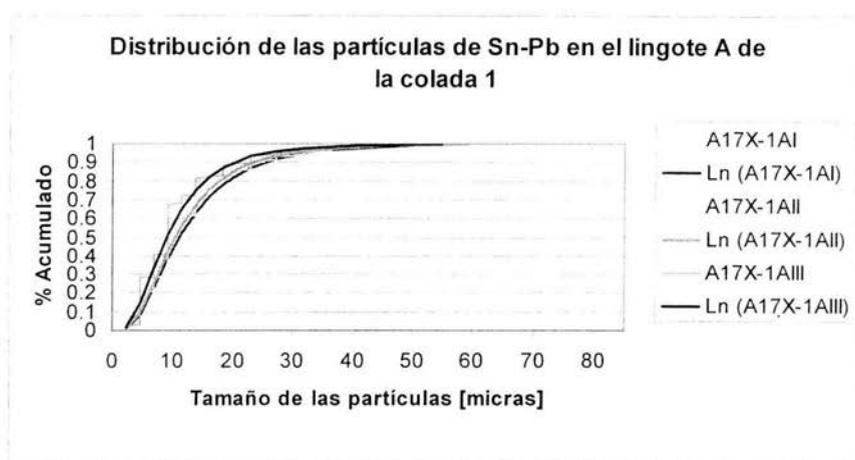
**Tabla 3.1 Procedimiento para graficar las distribuciones de las partículas.**

	Tamaño D [micras]	Ln(D)	Numeración n	% Acumulado n/nmáx	Distr. Log.Normal
	24	3.17805383	1	0.2	0.04344176
	32	3.4657359	2	0.4	0.25488981
	40	3.68887945	3	0.6	0.56257637
	48	3.87120101	4	0.8	0.79525317
	56	4.02535169	5	1	0.91757784
Promedio	40	3.64584438			
Desv. Std.	10.3279556	0.27323082			

En el caso de las gráficas que muestran "Cantidad de partículas" en alguno de sus ejes se refiere a la cantidad total de partículas medidas en un área de  $0.555 \text{ mm}^2$ , que es el área abarcada por dos imágenes a 200X tomadas con microscopio electrónico de barrido.

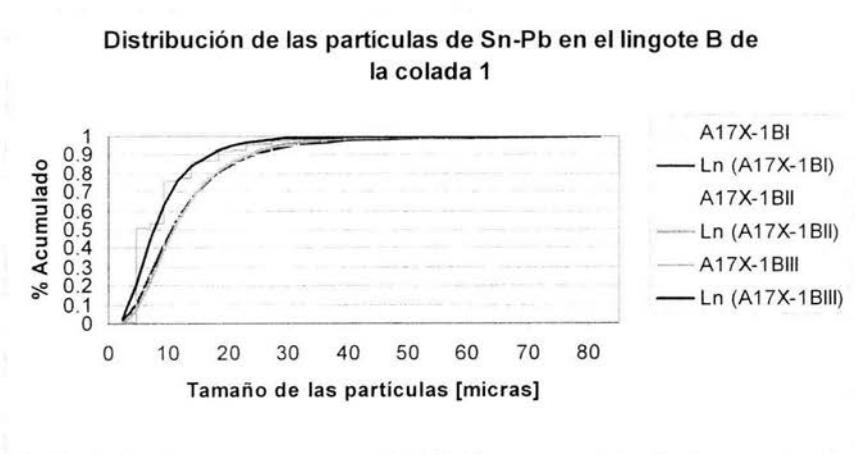
### 3.5.2 Distribución de las partículas estaño-plomo durante la solidificación de la fundición.

En la gráfica 3.1 se observa la distribución que tienen las partículas de estaño-plomo del lingote A de la colada 1 y se nota que las características en las tres piezas observadas es similar pero para la pieza I, el tamaño de las partículas de Sn-Pb, son mas grandes, mientras que la pieza III tiene una distribución recorrida hacia la izquierda de la gráfica por lo que tiene las partículas mas finas en este lingote. Estas distribuciones corresponden a las figuras 3.12, 3.13 y 3.14.

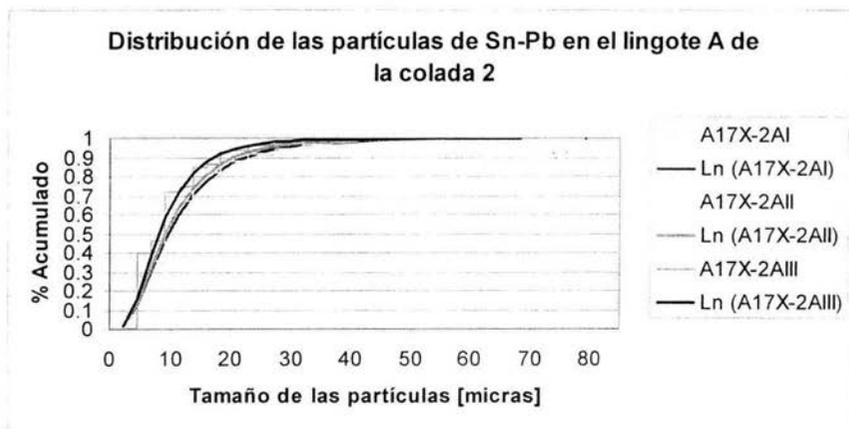


En la gráfica 3.2 para el caso del lingote B de la colada 1, las piezas I y II están prácticamente sobrepuestas, aunque en el caso de las partículas más pequeñas hasta aproximadamente  $14\ \mu\text{m}$  la pieza I es la que tiene las partículas un poco más grandes, mientras que arriba de éste tamaño es la pieza II la que tiene las partículas más grandes.

Por otro lado para la pieza III se observa una diferencia marcada en el tamaño de las partículas, teniendo ésta última las partículas de menor tamaño dentro del lingote. Distribuciones correspondientes a las figuras 3.15, 3.16 y 3.17.

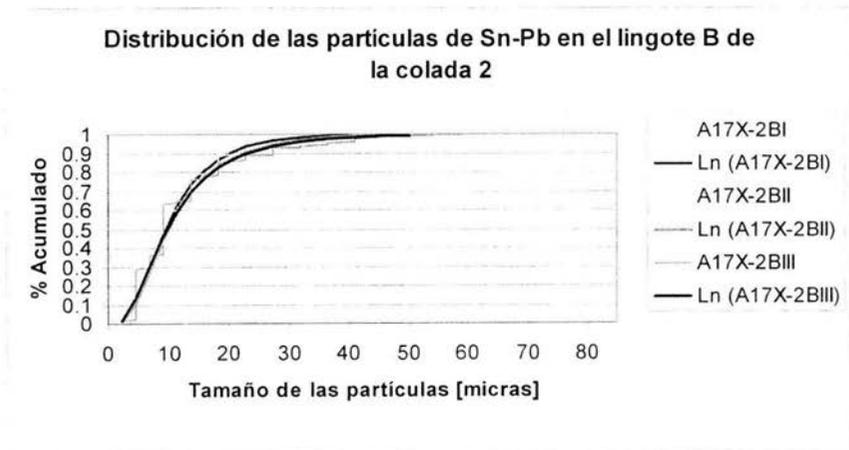


Para el lingote A de la colada 2 (gráfica 3.3), también se observa que la microestructura de la pieza I es la que tiene partículas de mayor tamaño, mientras que la pieza III tiene partículas más finas mostrando una diferencia marcada con las otras dos piezas. Estas distribuciones pertenecen a las figuras 3.18, 3.19 y 3.20.



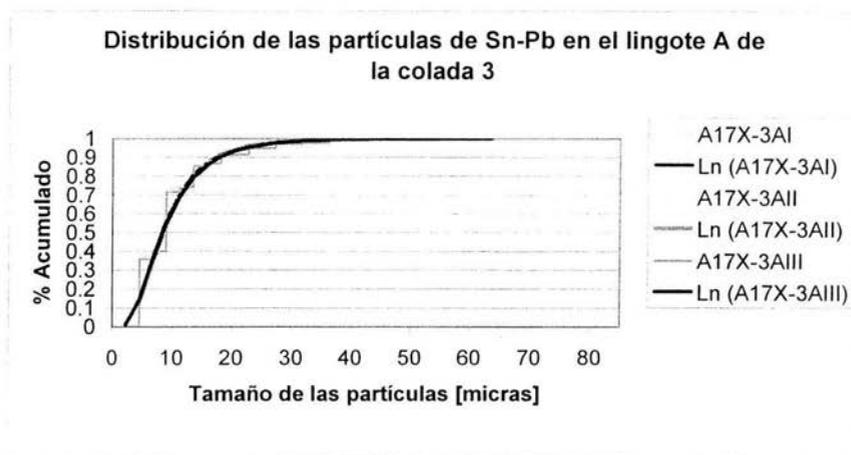
Gráfica 3.3

En la gráfica 3.4 la distribución de las piezas II y III es prácticamente la misma, y para la pieza I sigue también prácticamente el mismo comportamiento hasta aproximadamente 9  $\mu\text{m}$ . Por encima de éste valor las partículas de la pieza I son más finas en comparación con las otras dos piezas. Las distribuciones corresponden con las figuras 3.21, 3.22 y 3.23.

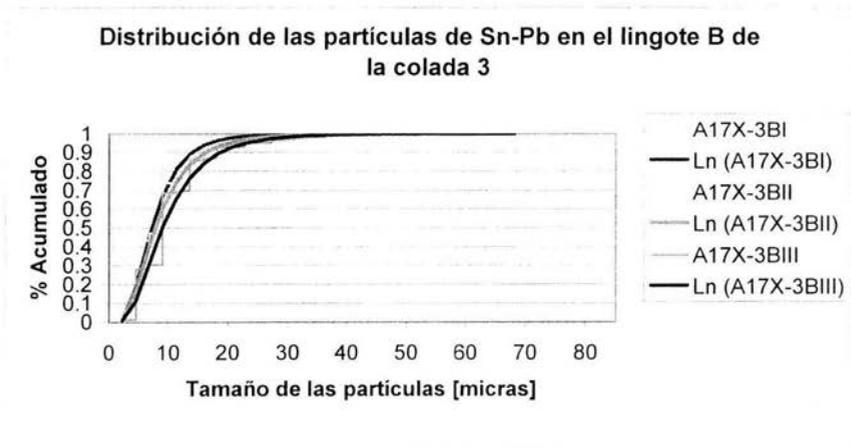


Gráfica 3.4

En la gráfica 3.5 se observa el lingote con la distribución mas homogénea obtenida debido al enfriamiento de las partículas Sn-Pb, ya que prácticamente las tres gráficas se enciman. Correspondiente a las figuras 3.24, 3.25 y 3.26.



Para el lingote B de la tercera colada (gráfica 3.6), el comportamiento de las partículas es que la pieza III es la que tiene las partículas mas grandes y la pieza I es la que tiene las partículas de menor tamaño, la pieza II tiene un comportamiento intermedio a las piezas anteriores. Distribuciones correspondientes a las figuras 3.27, 3.28 y 3.29.



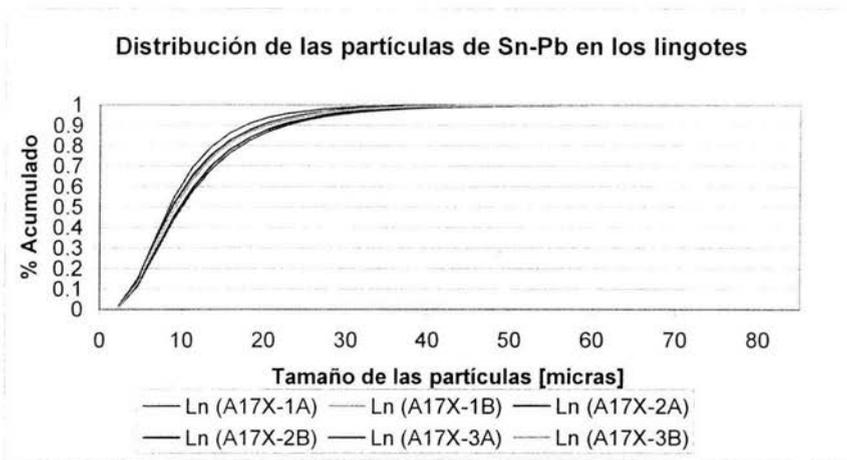
**Tabla 3.2 Mediciones promedio obtenidos de las mediciones de las partículas Sn-Pb.**

	Tamaño [micras]	Cantidad de partículas	Dureza Brinell
A17X-1AI	13.6	210	43
A17X-1AII	12.7	248	49
A17X-1AIII	11.1	279	45
A17X-1BI	13.0	239	40
A17X-1BII	12.8	229	42
A17X-1BIII	9.3	473	45
A17X-2AI	12.0	256	45
A17X-2AII	11.3	333	50
A17X-2AIII	9.7	412	55
A17X-2BI	11.4	274	47
A17X-2BII	12.3	297	57
A17X-2BIII	12.4	211	54
A17X-3AI	9.9	448	52
A17X-3AII	10.2	352	55
A17X-3AIII	10.2	404	59
A17X-3BI	8.4	590	60
A17X-3BII	9.4	488	63
A17X-3BIII	10.8	367	64

Comparando las distribuciones de los lingotes de las diferentes coladas en la gráfica 3.7 y ordenándolos de tal forma que el primero es el que tiene la distribución de partículas Sn-Pb mas finas se obtiene:

1. A17X-3A
2. A17X-2A
3. A17X-1B
4. A17X-3B
5. A17X-2B
6. A17X-1A

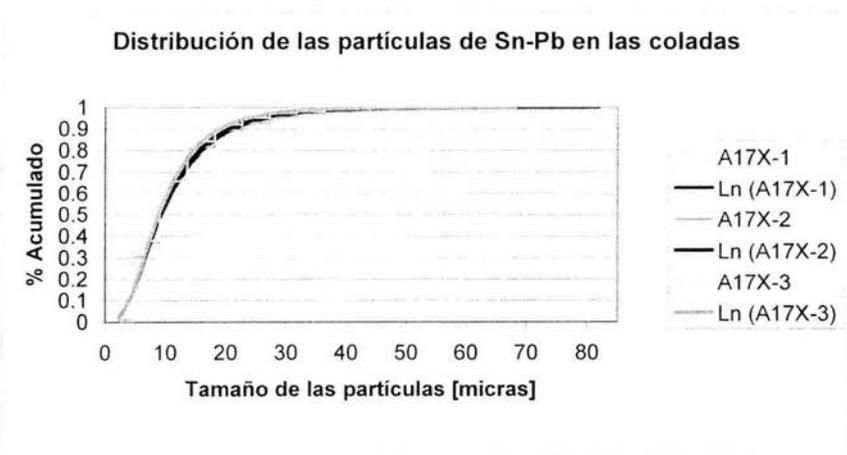
Siendo la distribución del lingote A de la tercera colada la más fina, seguida de la distribución del lingote A de la segunda colada y del lingote B de la primera colada, que prácticamente se enciman una con otra, después ya viene el lingote B de la tercera colada con partículas con un tamaño ligeramente mayor a los dos lingotes anteriores, después el lingote B de la segunda colada, para finalmente tener el primer lingote de la primera colada con la peor distribución de partículas Sn-Pb.



Gráfica 3.7

De esta sección se puede concluir que la colada mejor realizada fue la número tres, seguida de la segunda colada y la peor la número uno (gráfica 3.8).

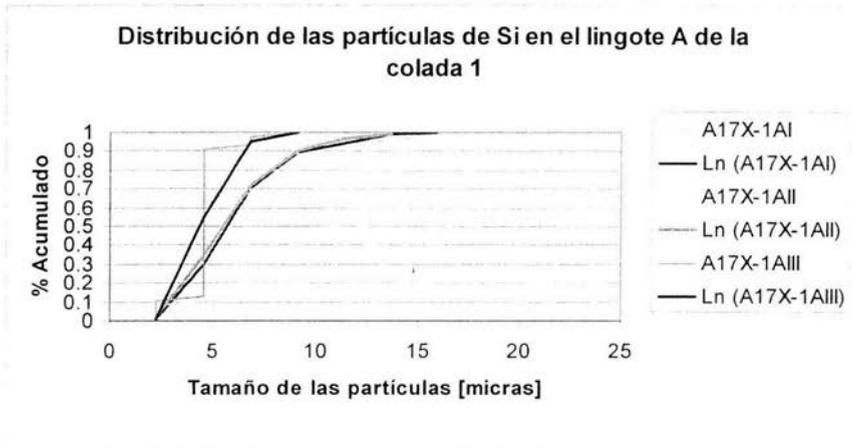
También hay que resaltar el hecho de que al momento de enfriar se meta primero un lingote dentro de la tarja con agua, mientras el otro espera su turno, lo cual afecta microestructuralmente el material, ya que la diferencia entre el lingote que se enfría más rápido es marcada, como se puede observar en todas las coladas, para las mediciones hechas para las partículas Sn-Pb.



Gráfica 3.8

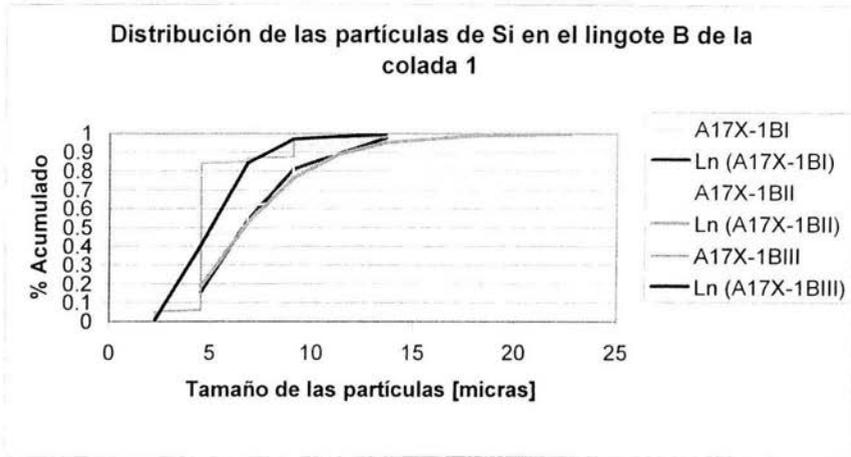
### 3.5.3 Distribución del silicio durante la solidificación de la fundición.

En la gráfica 3.9 se observa que la distribución de las partículas más finas están en la pieza III y las piezas I y II se muestran encimadas, donde la pieza I siempre tiene un tamaño de partículas mayor a la pieza II. Estas distribuciones corresponden a las figuras 3.12, 3.13 y 3.14.

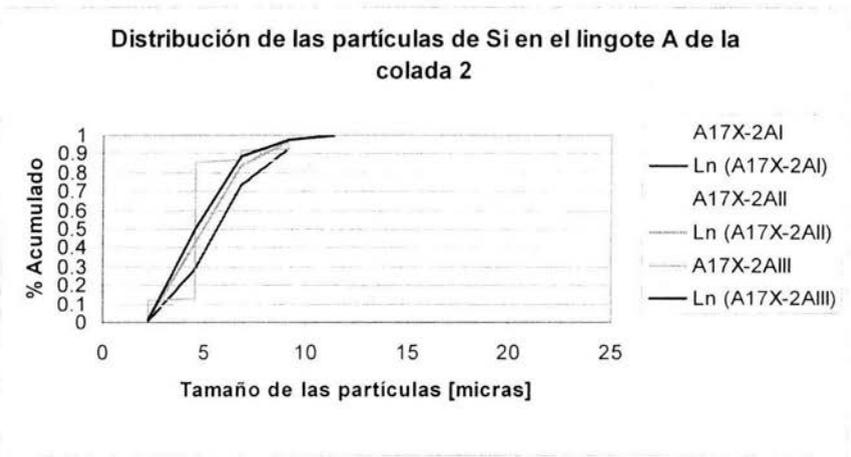


**Gráfica 3.9**

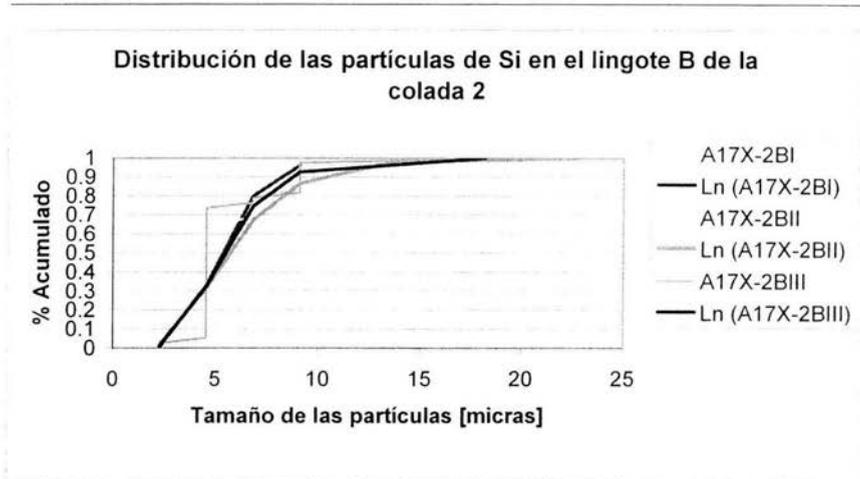
Para el lingote B de la colada 1 (gráfica 3.10), la pieza III muestra una clara diferencia en su tamaño, siendo mucho más fino, mientras que la pieza I y la pieza II tienen un comportamiento similar, la pieza I tiene partículas más grandes hasta aproximadamente 6.8 micras y la pieza II a partir de este valor siempre muestra partículas de mayor tamaño. Distribuciones correspondientes a las figuras 3.15, 3.16 y 3.17.



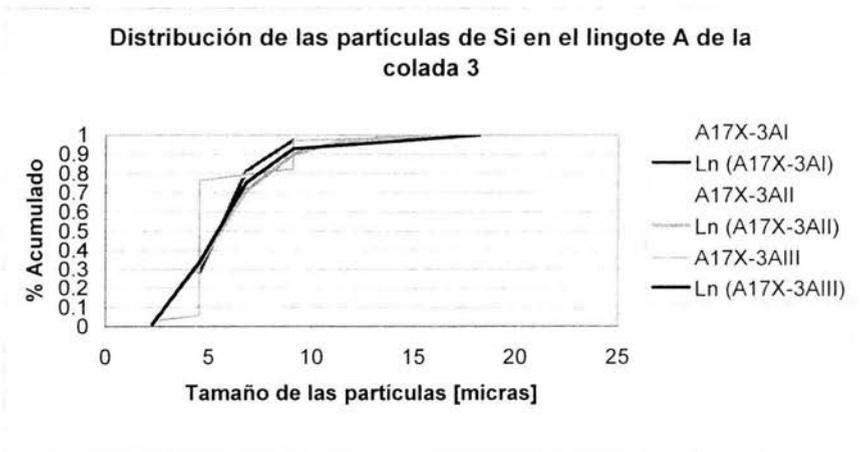
En el lingote A de la colada 2 (gráfica 3.11), la pieza III tiene el tamaño de partículas más fino y la pieza I la que tiene una distribución con un tamaño de partículas mayor. Estas distribuciones pertenecen a las figuras 3.18, 3.19 y 3.20.



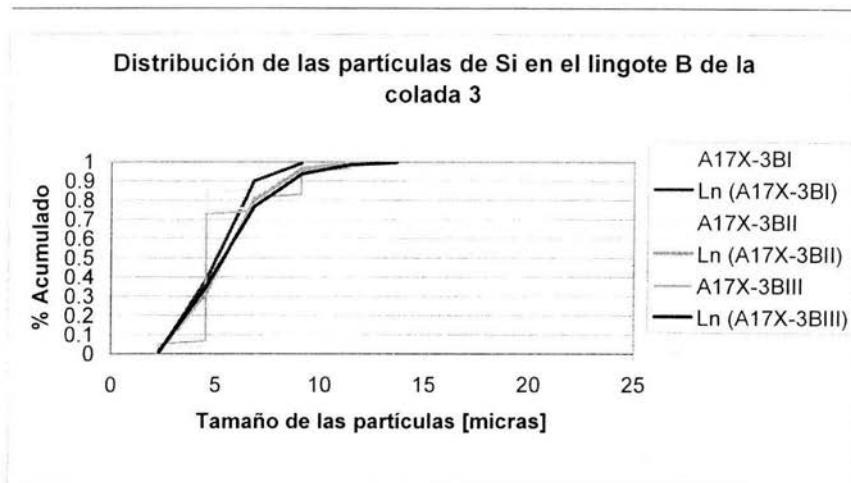
El lingote B de la segunda colada (gráfica 3.12) muestra que la pieza que tiene la microestructura mas fina es la pieza I, mientras que la pieza II es la que tiene partículas de mayor tamaño, todas las piezas hasta un tamaño aproximado de 5 micras tienen exactamente el mismo comportamiento. Las distribuciones corresponden con las figuras 3.21, 3.22 y 3.23.



Para la gráfica 3.13 la pieza I es la que cuenta con las partículas mas finas y homogéneas, entre 6.2 y 11.4 micras la pieza número II es la que tiene el mayor tamaño y para las partículas arriba de 11.4 micras la tercera pieza es la que tiene el tamaño mas grande. Correspondiente a las figuras 3.24, 3.25 y 3.26.



En la gráfica 3.14 la pieza I tiene las partículas mas finas y la pieza III es la que tiene el tamaño de partículas mayor. Distribuciones correspondientes a las figuras 3.27, 3.28 y 3.29.



Gráfica 3.14

Tabla 3.3 Mediciones promedio obtenidos de las mediciones de las partículas Si.

	Tamaño [micras]	Cantidad de partículas	Dureza Brinell
A17X-1AI	6.1	27	43
A17X-1AII	5.8	37	49
A17X-1AIII	4.5	46	45
A17X-1BI	7.1	29	40
A17X-1BII	7.4	47	42
A17X-1BIII	5.2	113	45
A17X-2AI	5.8	32	45
A17X-2AII	5.1	91	50
A17X-2AIII	4.8	99	55
A17X-2BI	5.5	35	47
A17X-2BII	6.3	41	57
A17X-2BIII	5.8	38	54
A17X-3AI	5.6	49	52
A17X-3AII	6.0	51	55
A17X-3AIII	5.7	34	59
A17X-3BI	5.1	76	60
A17X-3BII	5.6	63	63
A17X-3BIII	5.6	59	64

Para el caso de las distribuciones de las partículas de Si en los lingotes de las diferentes coladas en la gráfica 3.15 se obtuvo lo siguiente:

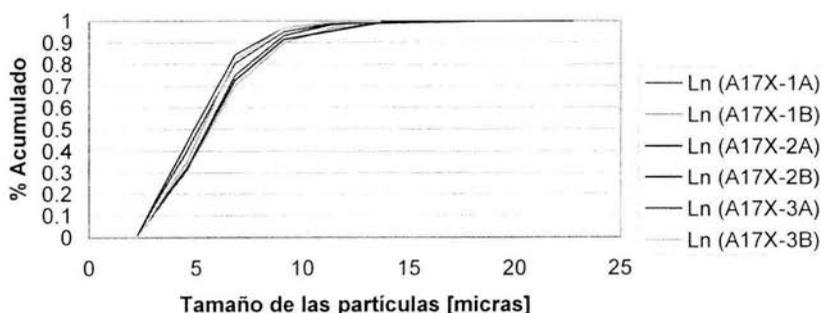
1. A17X-2A
2. A17X-1A
3. A17X-3B
4. A17X-3A
5. A17X-2B
6. A17X-1B

La distribución del lingote A de la segunda colada es la más fina, seguida de la distribución del lingote A de la primera colada y del lingote B de la tercera colada, estas dos últimas encimándose una con otra, teniendo hasta un tamaño de partícula de 6.8 micras, con partículas mas finas al lingote A de la primera colada y con tamaños arriba de este valor la que muestra partículas mas finas es el lingote B de tercera colada, después vienen enlazadas las tres distribuciones con las partículas mas grandes, hasta un tamaño de 4.55 micras donde se separan y la que tiene una estructura mas fina a partir de este valor es el lingote A de la tercera colada, seguido del lingote B de la segunda colada y por último el lingote B de la primera colada.

El comportamiento observado en las distribuciones de las partículas de silicio es importante ya que entre mas desplazadas hacia la derecha se encuentren, mayor cantidad de partículas grandes hay dentro de la aleación, las cuales son nocivas ya que fragilizan el material, aunado a esto la mayoría de éstas se distribuyen en el límite de grano del aluminio, donde no tienen un efecto endurecedor del material, como si lo tendrían si se encontraran dentro de los granos de aluminio donde servirían como frenadotes de dislocaciones.

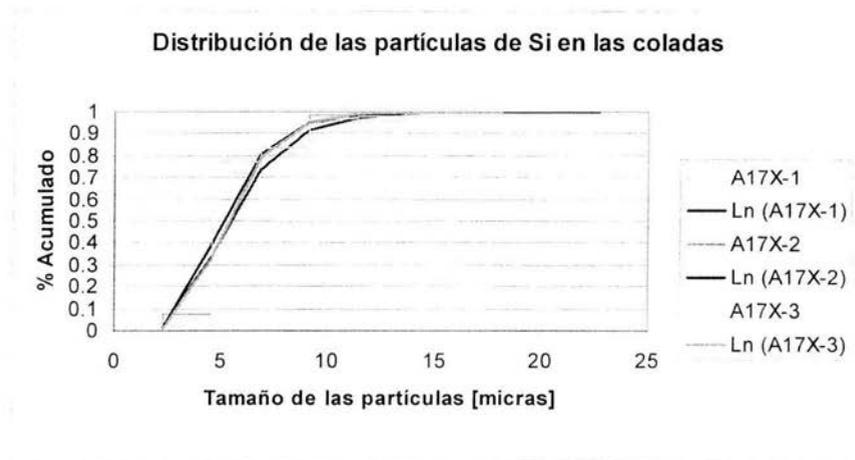
Se concluye que los resultados obtenidos de la medición de las partículas de Si comparando pieza por pieza prácticamente en todos los casos muestran el mismo comportamiento que las partículas de Sn-Pb, pero al comparar los resultados obtenidos por lingote realmente muestra diferencias significativas en el comportamiento que presentan las partículas Sn-Pb y esto se debe a que al ser tan pequeñas las partículas de silicio, no se midieron con la exactitud requerida.

**Distribución de las partículas de Si en los lingotes**



**Gráfica 3.15**

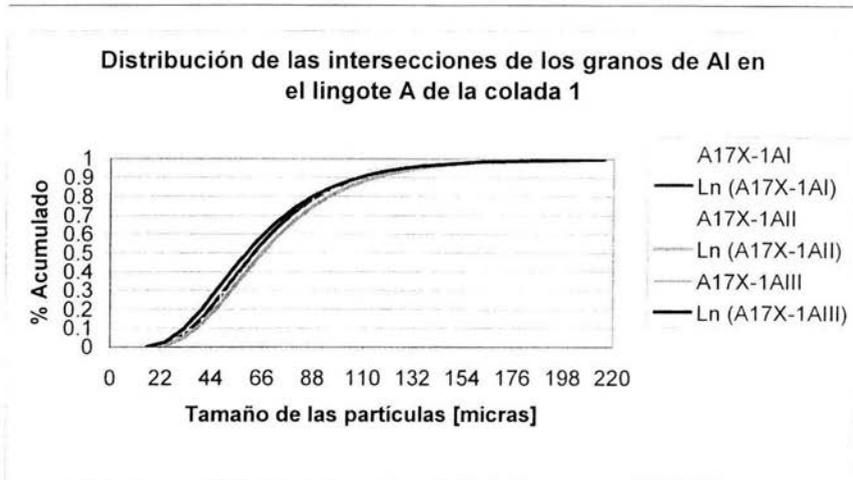
De la gráfica 3.16 se puede concluir que las partículas de silicio más finas se encuentran en la segunda colada, mientras las de mayor tamaño están en la primera colada, lo que va a producir que se alcance una mayor dureza debido a las partículas secundarias de silicio distribuidas en la matriz de aluminio, en la segunda colada, ya que se tendrán una mayor cantidad de partículas que frenen el movimiento de las dislocaciones.



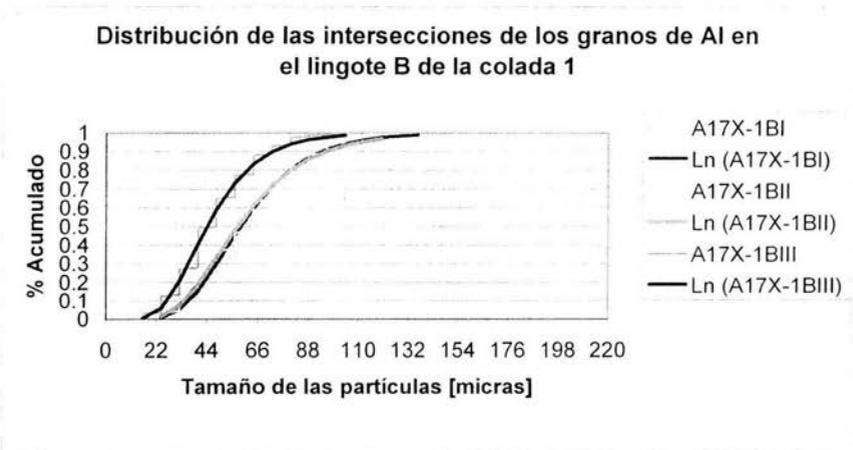
Gráfica 3.16

#### 3.5.4 Distribución de los granos de aluminio durante la solidificación de la fundición.

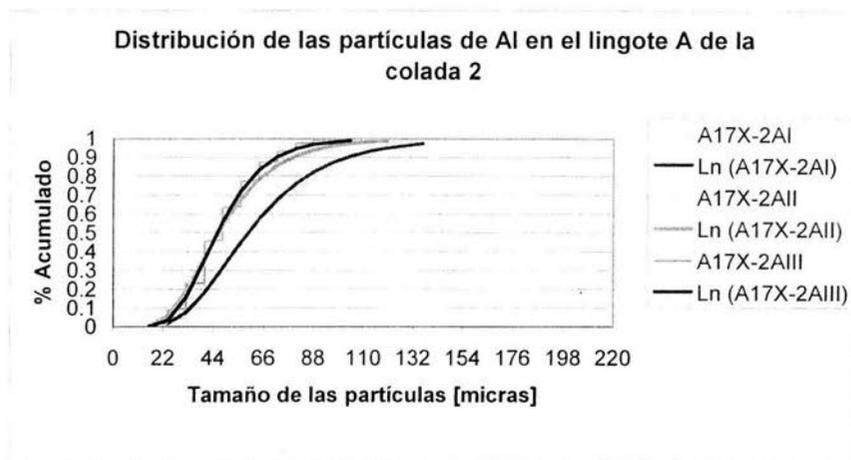
En la gráfica siguiente se observa que los granos más finos se encuentran en la pieza III, mientras que los granos de mayor tamaño se encuentran en la pieza II. La pieza I tiene un comportamiento intermedio a los dos mencionados con anterioridad. Estas distribuciones corresponden a las figuras 3.12, 3.13 y 3.14.



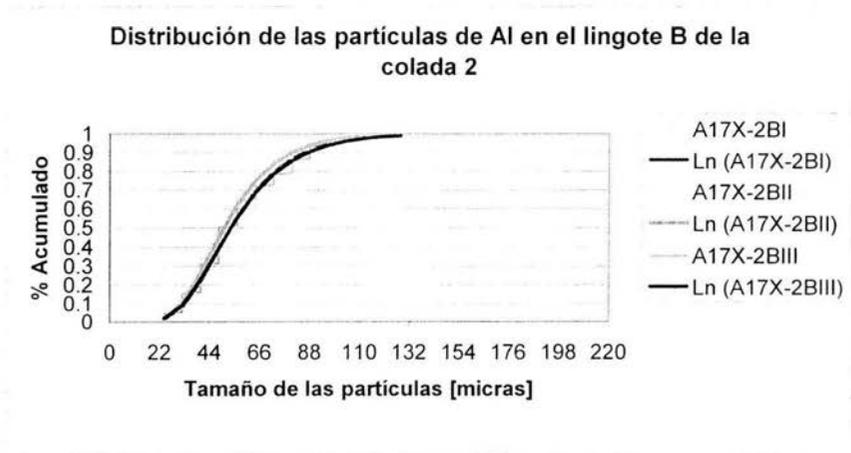
En la gráfica 3.18 se observa una marcada diferencia entre la pieza III con las otras dos, ya que tiene partículas mucho más finas, en el caso de la pieza II y la pieza I se encuentran encimadas, hasta un valor de 72 micras. La pieza II tiene partículas más finas. Correspondiente a las figuras 3.15, 3.16 y 3.17.



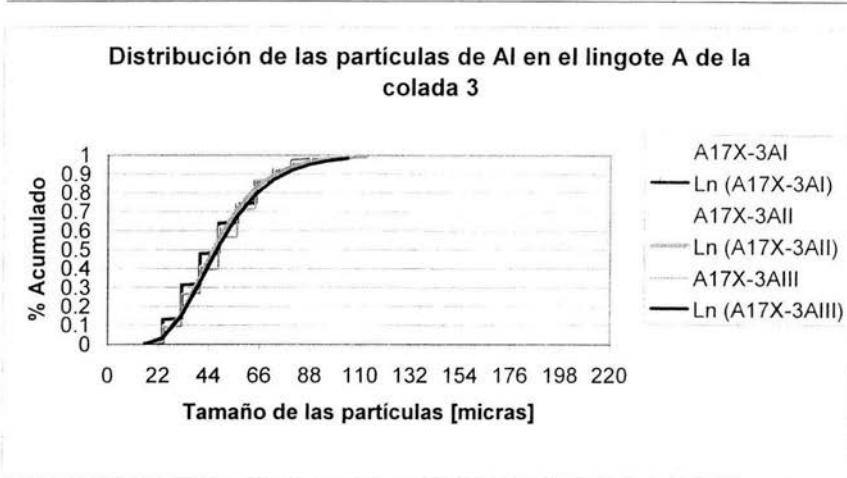
En la gráfica 3.19 se observa una distribución que tiene un tamaño de partículas claramente superior a las otras dos distribuciones, que se encuentran encimadas en un tamaño de 48 micras hasta donde la pieza II tiene la distribución más fina y a partir de este valor la distribución de la pieza III es la que tiene las partículas más finas. Estas distribuciones pertenecen a las figuras 3.18, 3.19 y 3.20.



El lingote B de la colada 2 (gráfica 3.20) muestra una distribución muy homogénea ya que las piezas I y III tienen el mismo comportamiento, mientras que la pieza II se encuentra más refinada, es decir que su tamaño de partículas es menor en comparación con las otras dos piezas. Las distribuciones corresponden con las figuras 3.21, 3.22 y 3.23.

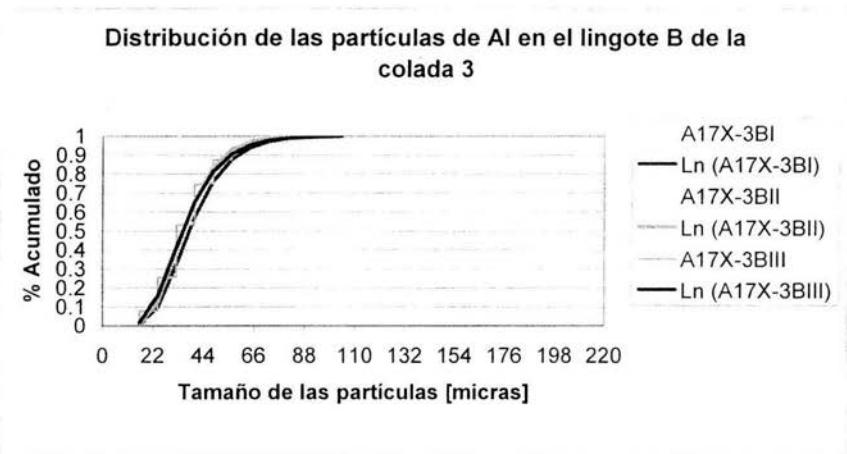


En la gráfica 3.21 se observa que definitivamente el lingote con un comportamiento más homogéneo en el tamaño de sus partículas ya que las tres distribuciones se encuentran encimadas unas con otras, estando la pieza II con un tamaño más fino de partículas a partir de las 40 micras. Correspondiente a las figuras 3.24, 3.25 y 3.26.



Gráfica 3.21

En la gráfica 3.22 también se muestran distribuciones encimadas en el caso de las piezas II y III, ya que la pieza I si muestra una distribución con partículas de mayor tamaño. Distribuciones correspondientes a las figuras 3.27, 3.28 y 3.29.



Gráfica 3.22

En la gráfica 3.23 se muestra la siguiente relación lineal basada en la regla de Hall-Petch

$$y = 421.17x - 6.5275$$

Donde:

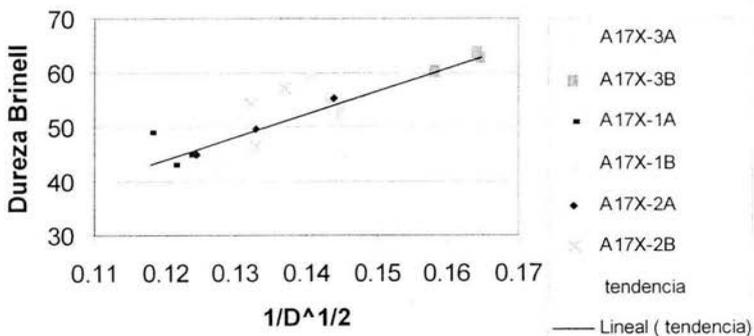
$y$  = Valor promedio de dureza Brinell, obtenido de las siete mediciones realizadas a cada una de las piezas analizadas [ $\text{kg/mm}^2$ ].

$x = 1/D^{1/2}$  y  $D$  es el tamaño promedio de las intersecciones de los granos de aluminio [ $\mu\text{m}$ ].

Se observa que entre mas pequeño es el tamaño de grano, la dureza del material es mayor.

Habría que mencionar que la dispersión de los datos encontrados es de consideración y se debe principalmente a que la dureza del material no está solamente relacionada con el tamaño de grano de la matriz si no también por el efecto que tienen los elementos en solución sólida y las partículas secundarias que se encuentran en la microestructura, por otro lado otra incongruencia de la relación es que la ordenada al origen de la recta es negativa, lo que comprueba que los factores ya mencionados tienen un efecto importante en la dureza del material.

**Variación de la dureza Brinell con la raíz cuadrada del inverso del tamaño promedio del Aluminio**



**Gráfica 3.23**

**Tabla 3.4 Mediciones promedio obtenidos de las mediciones de los granos de Al.**

	Tamaño [micras]	Cantidad	Dureza Brinell
A17X-1AI	68.0	97	43
A17X-1AII	71.8	101	49
A17X-1AIII	65.6	128	45
A17X-1BI	62.3	128	40
A17X-1BII	61.6	137	42
A17X-1BIII	47.1	158	45
A17X-2AI	64.7	112	45
A17X-2AII	56.7	126	50
A17X-2AIII	48.4	158	55
A17X-2BI	56.7	126	47
A17X-2BII	53.4	134	57
A17X-2BIII	57.2	129	54
A17X-3AI	47.7	169	52
A17X-3AII	48.6	150	55
A17X-3AIII	50.5	148	59
A17X-3BI	39.9	187	60
A17X-3BII	36.9	198	63
A17X-3BIII	37.0	196	64

**Tabla 3.5 Tamaño de grano ASTM.**

LINGOTES	INTERSECCIÓN LINEAL PROMEDIO [MICRAS]	TAMAÑO DE GRANO ASTM G
A17X-1A	68.2	4.5
A17X-1B	56.4	5
A17X-2A	53.3	5
A17X-2B	55.7	5
A17X-3A	48.9	5.5
A17X-3B	37.9	6

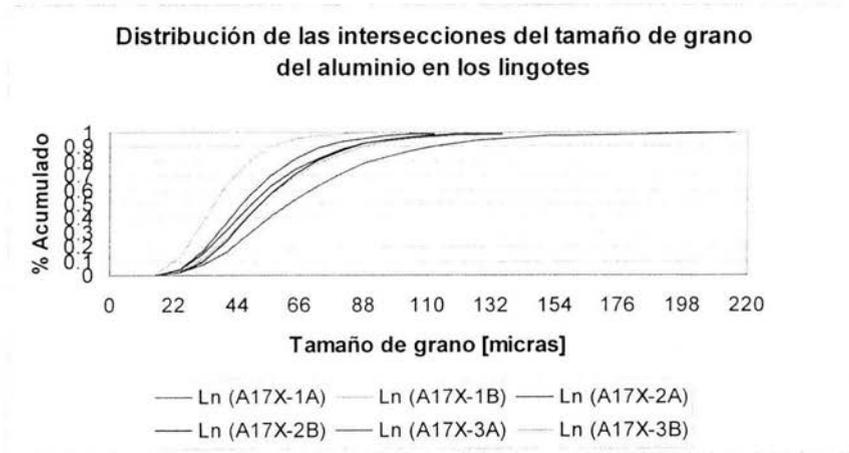
Al comparar las distribuciones de las intersecciones de los granos de aluminio de los lingotes fabricados en la UDIATEM, se ordenan de la distribución con tamaños de partículas más finas hasta la que tiene la distribución de partículas con mayor tamaño.

1. A17X-3B
2. A17X-3A
3. A17X-2A
4. A17X-2B
5. A17X-1B
6. A17X-1A

Teniendo la distribución del lingote B de la tercera colada como la más fina, seguida de la distribución del lingote A de la tercera colada y del lingote A de la segunda colada, después ya viene el lingote B de la segunda colada que se encima con el lingote B de la primera colada, presentando un tamaño de grano menor en este último hasta un valor de 56 micras. Finalmente, la peor distribución es la que presenta el lingote A de la primera colada, como se observa en la gráfica 3.24.

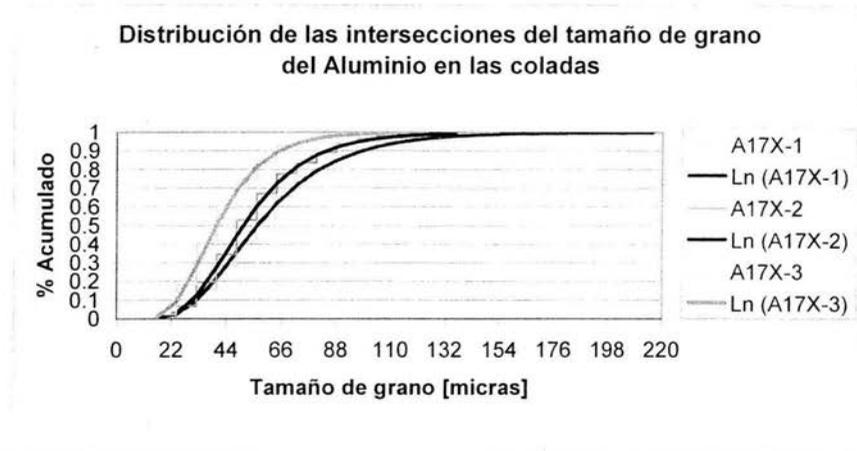
En este caso se observa que el tamaño de los granos del aluminio, aunque si se ven influenciados por el hecho de que primero se enfríe uno de los lingotes y después el otro, no es tan radical como se muestra en el caso de las partículas de Sn-Pb, ya que se puede observar claramente el orden que tienen las coladas según su tamaño de grano.

Se puede concluir que aunque la tercera colada no fue la que se coló a menor temperatura, si fue la que mejor enfriamiento tuvo, ya que mediante el flujo continuo de agua en el recipiente donde se colocaron las lingoteras se obtuvieron microestructuras mas finas en comparación con las otras dos coladas, por lo que sería importante para trabajos posteriores poder medir esta velocidad de enfriamiento con el fin de poder relacionarla con las microestructuras resultantes.



**Gráfica 3.24**

Para la gráfica 3.25 se observa claramente que la mejor distribución es la de la tercera colada, mientras que la peor es la primera colada.



**Gráfica 3.25**

En el análisis pieza por pieza, los resultados obtenidos acerca de cual es la pieza de cada lingote que muestra la microestructura más fina, es decir la zona por la cual empezó la solidificación durante el enfriamiento, prácticamente en todas las mediciones hechas para las partículas Sn-Pb, Si y Al, coinciden los resultados:

**Tabla 3.6 Piezas que solidificaron mas rápido durante la fundición.**

LINGOTE	PIEZA CON LA MICROESTRUCTURA MAS FINA
A17X-1A	III
A17X-1B	III
A17X-2A	III
A17X-2B	I
A17X-3A	I
A17X-3B	I

Con excepción del los lingotes A17X-2B y A17X-3B, donde para las mediciones hechas para los granos de Aluminio, no coincidió el resultado de la tabla anterior.

De los resultados obtenidos se puede decir que en los lingotes A17X-1A, A17X-1B y A17X-2A, su solidificación se fue dando de la pieza III a la pieza I, mientras que para los lingotes A17X-2B, A17X-3A y A17X-3B la solidificación se dio de la pieza I a la pieza III, como se puede ver en la siguiente figura, donde la solidificación se da desde el fondo y de la caras laterales de la lingotera por conducción y por radiación desde la superficie libre.

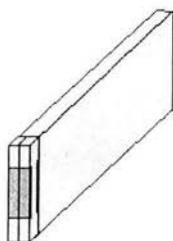


**Fig. 3.31 Solidificación del lingote**

### 3.6 Pruebas de tracción.

#### 3.6.1 Metodología de las pruebas.

Para la caracterización mecánica de la aleación se realizaron, dos pruebas de tracción en cada lingote. Las probetas se generaron de acuerdo a lo indicado en la figura 3.32.



**Fig. 3.32 Corte de las probetas de tracción**

Tal vez no fue la forma mas adecuada ya que atraviesa por todas las zonas analizadas durante la solidificación y esto como ya lo pudimos constatar nos da zonas en algunos casos muy heterogéneas microestructuralmente lo que provoca una diferencia marcada en sus propiedades mecánicas a lo largo de la probeta de tracción. Pero fue necesario para no desperdiciar material y así tener material suficiente para en un futuro laminar los lingotes y observar los resultados.

La nomenclatura usada para distinguir entre las dos probetas fue la siguiente:

#### **A17X-UV.W**

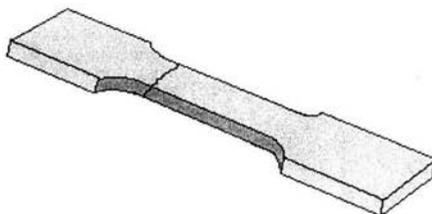
U: Número de colada que puede ser 1,2 ó 3.

V: Lingote A ó B.

W: Número de probeta 1 ó 2.

### 3.6.2 Resultados de las pruebas de tracción.

Las probetas de tracción durante los ensayos se rompieron de tal forma que confirmaron que la diferencia microestructural mostrada en la caracterización de los lingotes si influyó en las propiedades mecánicas, ya que ninguna se partió en el centro de la probeta si no que tendieron a romperse donde la microestructura mostró un tamaño de grano mayor Fig. 3.33, ya que el hecho de tener granos mas grandes no permite que las dislocaciones se apilen en los límites de grano y por consecuencia que se aumente la resistencia del material.

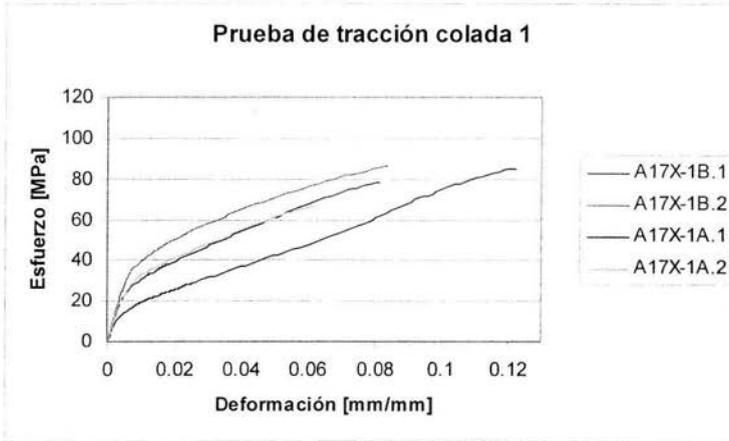


**Fig. 3.33 Probeta después del ensayo de tracción.**

En la gráfica 3.26 se muestra el resultado de los ensayos de tracción donde en el caso de la prueba A17X-1A.1 tiene un comportamiento peculiar ya que en la parte plástica existe una leve curvatura hacia abajo, teniendo como hipótesis que se debe a la fragilidad que provocan los compuestos intermetálicos, pero ya que se presentan en muy pequeñas cantidades no provocan la fractura del material.

Los resultados de las probetas A17X-1A.2 y A17X-1B.1 muestran prácticamente el mismo comportamiento aunque la A17X-1B.1 tiene una resistencia mayor.

En términos generales el lingote B muestra un mayor esfuerzo de fluencia y también un mayor esfuerzo máximo.

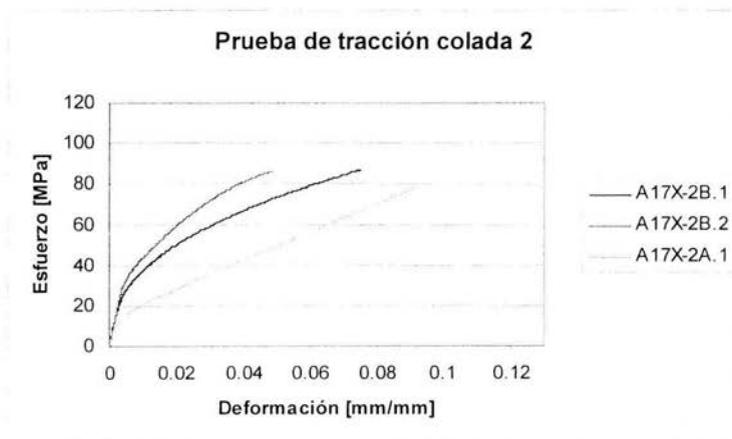


Gráfica 3.26

En el caso de la gráfica 3.27 se tiene el problema que al realizar las pruebas de tracción la selección de la celda de carga no fue la adecuada ya que la resistencia del material, fue mayor que el esfuerzo aplicado por lo que no se tiene exactamente el esfuerzo máximo ni la deformación máxima del material.

En el caso de la prueba del lingote A se tuvo un problema con el software de la máquina de tracción y sólo se pudieron rescatar los puntos clave de la prueba A17X-2A.1, por lo que el comportamiento presentado solo cuenta con los puntos extremos.

Al igual que en el caso anterior hay una marcada diferencia entre un lingote y otro siendo el B en promedio el que también muestra mayor resistencia.



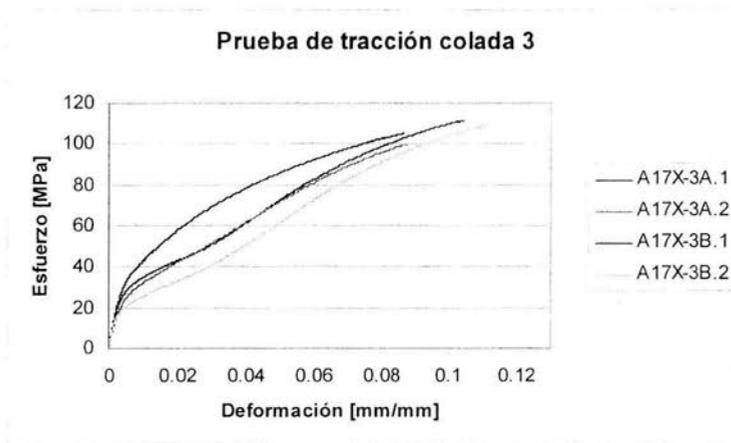
Gráfica 3.27

Como ya se había observado en la microestructura y ahora su comportamiento durante las pruebas de tracción lo comprueban, la tercer colada muestra una resistencia máxima muy superior a las otras dos coladas, ya que el tamaño de las partículas es mas pequeño, en especial el tamaño de grano de la matriz de aluminio lo que provoca que un mayor apilamiento de dislocaciones y en consecuencia un aumento en la resistencia del material, también tres de los ensayos tienen esa leve curvatura en la parte plástica provocada por los intermetálicos AlFeSi (gráfica 3.28).

A diferencia de las otras dos coladas se observa un comportamiento mucho más homogéneo entre los lingotes, y además no se tienen factores como la porosidad que si tienen las dos coladas anteriores que también hacen que su resistencia mecánica disminuya.

Después de los resultados obtenidos se puede esperar que los lingotes de la tercera colada sean los que presenten un producto final de mejor calidad.

En la gráfica 3.29 se observa que en la relación encontrada entre el esfuerzo de fluencia y el inverso de la raíz cuadrada del diámetro es inadecuada ya que los datos se encuentran muy sesgados lo que demuestra que la resistencia del material depende de varios factores tales como el efecto que tienen los átomos de los elementos en solución sólida y las partículas secundarias en la microestructura como ya se había observado en la gráfica 3.23.

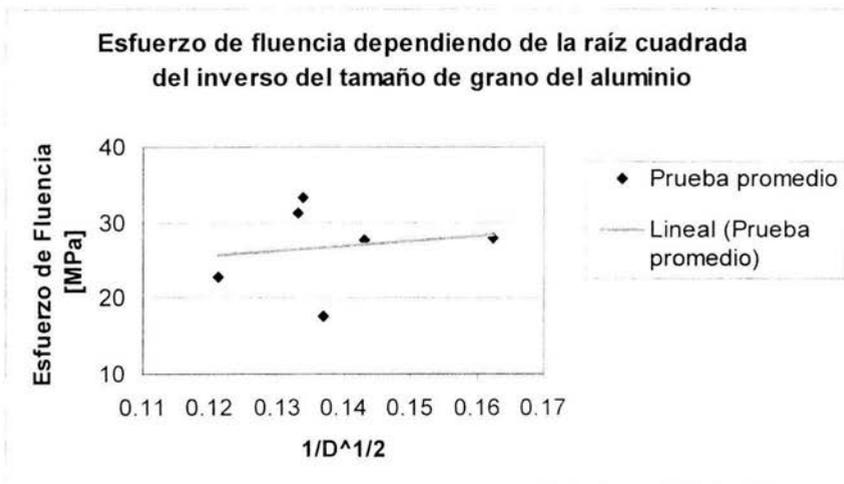


**Gráfica 3.28**

**Tabla 3.7 Valores obtenidos de las gráficas Esfuerzo – Deformación de las pruebas de tracción.**

		Esf. [MPa]	Def. [mm/mm]	Promedio 2 pruebas	
				Esf. [MPa]	Def. [mm/mm]
A17X-1A.1	f	17.08	0.007426	22.725	0.007349
	máx	85.45	0.1219	76.05	0.092075
A17X-1A.2	f	28.37	0.007272		
	máx	66.65	0.06225		
A17X-1B.1	f	26.14	0.006755	31.255	0.007309
	máx	78.64	0.08155	82.62	0.082945
A17X-1B.2	f	36.37	0.007863		
	máx	86.4	0.08434		
A17X-2A.1	f	17.72	0.006862	17.72	0.006862
	máx	78.84	0.09219	78.84	0.09219
A17X-2B.1	f	29.18	0.005619	33.205	0.0061415
	máx	87.13	0.0755	86.97	0.062125
A17X-2B.2	f	37.23	0.006664		
	máx	86.81	0.04875		
A17X-3A.1	f	29.05	0.005452	27.76	0.005649
	máx	111.8	0.1054	105.81	0.096305
A17X-3A.2	f	26.47	0.005846		
	máx	99.82	0.08721		
A17X-3B.1	f	34.49	0.005791	27.96	0.005713
	máx	105.3	0.08705	107.25	0.099375
A17X-3B.2	f	21.43	0.005635		
	máx	109.2	0.1117		

f :esfuerzo o deformación en el límite de fluencia, máx. :esfuerzo o deformación máxima.



Dentro de los defectos de fundición que se encontraron, la porosidad presente durante la primera y en la segunda colada es tal vez el más importante ya que afectó las propiedades mecánicas del material y se debió a descuidos durante la fundición que ya se enunciaron en el capítulo 2.

Dentro de las perspectivas para trabajos posteriores, se debe encontrar un ataque químico que revele el tamaño de grano para el aluminio en esta aleación, ya que de esta forma se podrán relacionar las propiedades mecánicas del material con las microestructuras observadas, con un menor margen de error, pero principalmente para poder observar y controlar el tamaño de grano durante los procesos posteriores a los que será sometida la aleación (laminado y recocido), en los cuales no se puede asegurar que las segundas fases presentes se mantendrán en el límite de grano y donde será importante saber su comportamiento.

Por otro lado al comparar los resultados pieza a pieza, muestran en general por donde empezó la solidificación del lingote y como la elección de la forma de colar no fue la mas correcta ya que si existen diferencias microestructurales en el lingote debido al enfriamiento, ello provoca que las propiedades mecánicas del material no sean homogéneas a lo largo del lingote. La solución mas simple para este problema sin cambiar el modo de fundir es tener un recipiente de enfriamiento más alto para que el nivel del agua abarque toda la lingotera o simplemente al igual que en la colada 3 buscar tener una alimentación continua de agua hasta que el lingote quede completamente solidificado como los resultados lo muestran.

Comparando el tamaño de grano observado en los lingotes fabricados en la planta y los lingotes fabricados en la UDIATEM, se puede decir que el refinador no tiene influencia significativa en el tamaño de las partículas de aluminio, ni en las de Sn-Pb, pero como ya se dijo en el capítulo anterior es necesario debido a la influencia que ejerce sobre los intermetálicos AlFeSi.

Finalmente en las pruebas de tracción se constató que los lingotes con las mejores propiedades mecánicas son los de la tercera colada por lo que sólo con estos lingotes se trabajará en el siguiente capítulo, ya que además el hecho de que las coladas 1 y 2 muestren porosidad sería un factor mas a considerar durante el tratamiento térmico, lo que complicaría el estudio.

## Capítulo 4. Tratamiento térmico de disolución y homogenización.

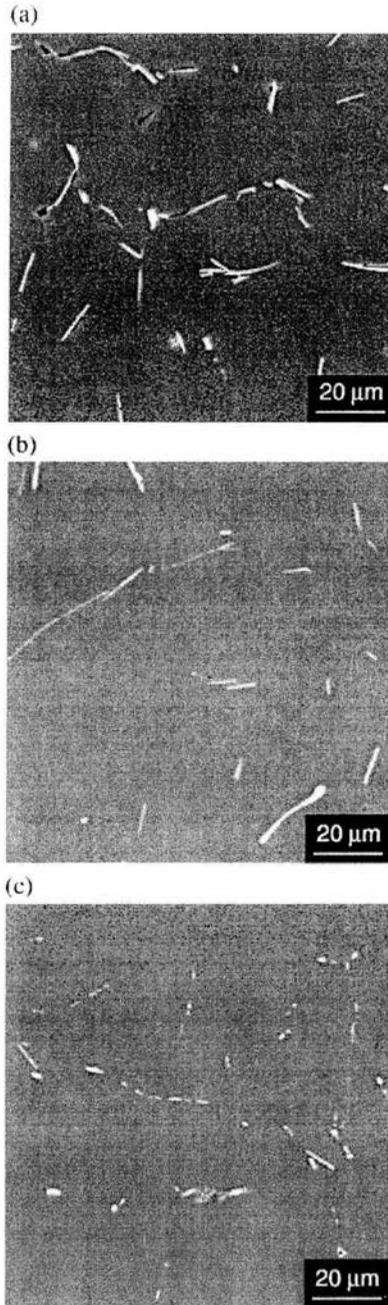
### 4.1 Tratamiento térmico de disolución en aleaciones de Aluminio.

Durante el tratamiento de disolución, las aleaciones son expuestas a altas temperaturas correspondientes a los máximos límites de seguridad relativos al mínimo punto de fusión de los elementos que componen la aleación, con el fin que las fases solubles formadas durante la solidificación puedan ser redisueltas en la matriz, y con esto se eliminen las fases intermetálicas frágiles que disminuyen las propiedades mecánicas, en especial la tenacidad, y también se aumenta la resistencia y la dureza después del envejecimiento.

El tiempo del tratamiento de solución a la temperatura nominal debe ser largo para poder homogenizar la aleación y asegurar un grado satisfactorio de disolución de los precipitados. Por otro lado, el tratamiento de solución por muchas horas es caro y podría no ser necesario para alcanzar la resistencia requerida en la aleación, mas que nada por la bastedad de los constituyentes microestructurales y la posible formación de porosidad secundaria que se origina después de prolongados recocidos a temperaturas que puedan deteriorar las propiedades mecánicas (Lasa, Rodríguez-Ibabe, 2002).

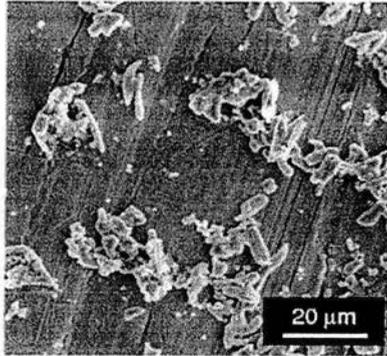
Se ha encontrado que la velocidad de disolución del  $Al_2Cu$  a altas temperaturas es especialmente rápida al principio del tratamiento pero va disminuyendo lentamente hasta alcanzar el equilibrio si el tiempo se lo permite (Lasa, Rodríguez-Ibabe, 2002).

En la figura 4.1 se muestra una fundición que contiene intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi y precipitados  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si, principalmente sobre la superficie de el  $\beta$ -AlFeSi; en la segunda muestra parcialmente homogenizada, la cual sigue teniendo el intermetálico  $\beta$ -AlFeSi pero los precipitados  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si estan ahora disueltos, la tercera muestra contiene los intermetálicos  $\alpha$ -Al(FeMn)Si, la transformación de  $\beta$ -AlFeSi a  $\alpha$ -Al(FeMn)Si, en la cual la fase  $\beta$ -AlFeSi se rompe en glóbulos de partículas redondeadas  $\alpha$ -Al(FeMn)Si como se puede ver claramente. También algunas partículas  $\alpha$ -Al(FeMn)Si son nucleadas en la matriz con tamaños menores 0.5  $\mu$ m (Kuijpers, Kool, et al., 2002). Esto es lo que se espera que pase con los intermetálicos en forma de placa durante el tratamiento térmico, para posteriormente laminarlo.



**Fig. 4.1** Microfotografías SEM (a) Muestra de fundición (b) Muestra parcialmente homogenizada a 540°C durante 20min. (c) Muestra completamente homogenizada a 540°C por 32horas (Kuijpers, Kool, et al., 2002).

En la fig. 4.2 se muestra la extracción de los intermetálicos  $\alpha$ -Al(FeMn)Si donde mediante un ataque químico a la matriz de aluminio se observa la estructura en 3D del intermetálico presente. La estructura coherente de la fase  $\beta$ -AlFeSi (fig. 1.3) pierde su coherencia durante la transformación al intermetálico  $\alpha$ -Al(FeMn)Si, lo cual permite que el material sea laminado sin fracturarse.



**Fig. 4.2 Estructura transformada después de la homogenización (Kuijpers, Kool, et al., 2002).**

Mediante estudios realizados mediante calorimetría Lasa y Rodríguez-Ibabe han señalado la importancia de la velocidad de calentamiento. Por debajo de 10 °C/min, considerables cantidades de  $\text{Al}_2\text{Cu}$  son disueltas durante el calentamiento, disminuyendo el pico de energía. Es especialmente clara esta situación por debajo de 2.5°C/min.

En el caso de las aleaciones de Al, el tratamiento térmico de homogenización después de la fundición es para mejorar la capacidad de ser laminado. Durante la homogenización, ocurre una transformación de fases, la estructura intermetálica evoluciona de una estructura en forma de placa en una red interconectada a partículas con una distribución discreta y pasa de la monoclinica  $\beta\text{Al}_5\text{FeSi}$  a la cúbica  $\alpha\text{Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$  (Kuijpers, Tirel, et al., 2002).

El tratamiento térmico de homogenización es necesario para mejorar la ductilidad en un grado suficiente para tener una laminación eficiente.

La interconectividad entre los intermetálicos es alta cuando la fase  $\beta\text{Al}_5\text{FeSi}$  es la dominante y esta conectividad disminuye cuando la transformación  $\beta\text{Al}_5\text{FeSi} - \alpha\text{Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$  ocurre. La distribución de las partículas se mantiene no homogénea aún a largos tiempos de homogenización de aproximadamente 32 horas (Kuijpers, Tirel, et al., 2002).

La morfología de los intermetálicos en los primeros pasos de la transformación es predominantemente en forma de plato interconectado. La nucleación de la fase  $\alpha\text{Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}$  ocurre sobre los platos iniciales de la fase Beta.

En la primera mitad de la transformación, crecen sus núcleos y las placas beta se quiebran debido a sus bordes, por lo que el cambio morfológico se da en la primera mitad de la transformación (Kuijpers, Tirel, et al., 2002).

En la segunda mitad de la transformación los núcleos iniciales alfa, se convierten en más cilíndricos y la conectividad disminuye dramáticamente. Sin embargo la morfología se estabiliza en forma cilíndrica para las partículas  $\alpha\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ . La distribución espacial de los cilindros  $\alpha\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$  sigue reflejando la distribución espacial de las placas originales Beta.

El Fe favorece la precipitación del  $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ , mientras que el Si favorece la precipitación de la fase cúbica  $\alpha\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$  ó  $\text{Al}_{12}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}$  cuando el Fe está presente en la aleación. El intermetálico  $\alpha\text{-Al}(\text{Mn},\text{Fe})\text{Si}$  dispersado, se considera que es incoherente a la matriz (Lasa y Rodríguez-Ibabe, 2002).

Las aleaciones forjadas con frecuencia reciben un tratamiento térmico de homogenización antes de su extrusión o laminado. Las aleaciones de fundición también reciben un tratamiento térmico de solución antes del envejecimiento.

En resumen los propósitos de la etapa del tratamiento térmico de solución son (Dons, 2001):

- Remover partículas y gradientes de segregación que darán películas o áreas con bajas temperaturas de fusión, para evitar fracturas laterales durante la extrusión y el laminado.
- Para envolver partículas duras con bordes afilados, los cuales dan una pobre ductilidad.
- Para formar partículas secundarias dispersas para control de tamaño de grano durante la extrusión y el laminado.
- Para obtener una distribución uniforme de los elementos aleantes en solución sólida antes del laminado, extrusión o envejecimiento.

#### 4.2 Metodología del Tratamiento térmico.

Se siguió el tratamiento térmico utilizado por la empresa que actualmente fabrica la lámina de la aleación SAE 788, para estudiar su comportamiento microestructural con el paso del tiempo.

Para esto se efectuó un experimento, en el cual cada cierto tiempo se sacó una pieza del horno y se enfrió en salmuera con el fin de retener la microestructura que se encontraba a la temperatura a la que fue sacada del horno.

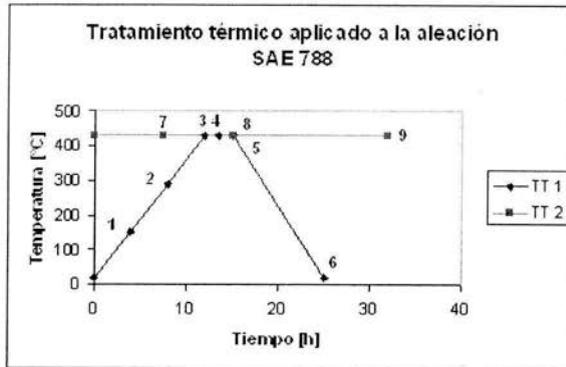


Fig. 4.3

En el tratamiento térmico 1 durante la rampa de calentamiento efectuada a una velocidad de  $9.9 \text{ E-}3 \text{ } ^\circ\text{C/seg.}$  se sacaron 3 piezas del horno, la primera a las 4 horas (A17X-3AI), la segunda a las 8 horas (A17X-3AII), y la tercera a las 12 horas donde llega a la temperatura máxima (A17X-3AIII). Después, durante las tres horas en que se mantiene constante la temperatura del horno se sacaron dos piezas más a las 13.5 horas (A17X-3BI) y a las 15 horas (A17X-3BII) de tratamiento térmico. Finalmente, se apagó el horno y se dejó enfriar la última pieza (A17X-3BIII) dentro del horno apagado lo que demandó aproximadamente 10 horas.

Para comparar los resultados de las mediciones hechas se graficaron al igual que en el capítulo anterior las distribuciones logarítmicas normales para cada una de las partículas medidas. En el caso de los lingotes fabricados en la UDIATEM se midieron solo las partículas de Si y de Sn-Pb, para ver su comportamiento durante el tratamiento térmico, ya que al tener solo intermetálicos en forma de escritura china  $\text{AlFeSi}$ , resultaban difíciles de medir debido a su morfología irregular y por otro lado los granos de aluminio no se midieron dado que no se encontró un ataque químico que revelara el límite de grano, y al no poder asegurar que durante el tratamiento térmico las segundas fases como el Sn-Pb se mantienen en los límites de grano, se optó por no efectuar estas mediciones. Las mediciones se hicieron en un área de  $0.555 \text{ mm}^2$ , de la misma forma que se llevaron a cabo en el capítulo anterior.

El tratamiento térmico 2 surge a raíz de que en la empresa con la que se está trabajando, después de aplicar el tratamiento térmico 1 sus lingotes se fracturaban durante el laminado, y se supusieron dos hipótesis, la primera como ya se vio en el capítulo 2 fue que al no usar refinador de grano el intermetálico  $\beta\text{-AlFeSi}$  abundaba y esto hacía a la aleación muy frágil, pero además de esto se planteó que la cantidad de intermetálicos  $\beta\text{-AlFeSi}$ , iba a seguir siendo un problema en la laminación por lo cual se determinó cambiar el tratamiento térmico 1, para lo cual se experimentó como muestra la figura 4.3, donde se planteó un tratamiento térmico a temperatura constante donde se sacaron 3 piezas del horno y se enfriaron rápidamente en salmuera, la primera a las 7.5 horas, la segunda a las 15 horas y la tercera a las 32 horas que es

donde el intermetálico  $\beta$ -AlFeSi se transforma completamente (Kuijpers, Kool, et al., 2002). Para el tratamiento térmico 2 se utilizaron los lingotes fabricados en la empresa con la que se está trabajando, aún sin refinador de grano.

Para el tratamiento térmico a temperatura constante, se midieron las partículas de Sn-Pb y Si, pero además la longitud de los intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi, así como los granos de aluminio suponiendo que durante el tratamiento térmico las segundas fases se mantienen en el caso del Sn-Pb y nuclean en el límite de grano en el caso del Si puro. Las partículas de Sn-Pb y Si se midieron de igual forma que en el caso de la fundición pero en un área de  $0.145 \text{ mm}^2$ . Para los intermetálicos se midió su longitud máxima y para el aluminio se utilizó la norma ASTM E112 por intersección lineal sobre 16 líneas de  $232 \mu\text{m}$ , es decir sobre una longitud total de  $3.712 \text{ mm}$ . Cabe mencionar que el tratamiento térmico 1 también se realizó sobre piezas de los lingotes de la empresa, para poder comparar los resultados.

### 4.3 Microestructuras de la aleación SAE 788 obtenidas durante los tratamientos térmicos.

En las figuras 4.4, 4.5 y 4.6 se muestran las microestructuras durante la rampa del tratamiento térmico 1, donde después de 4 horas casi no se observa cambio respecto a la microestructura de fundición, a las 8 horas ya empieza a haber precipitados de silicio puro, y al final de la rampa es decir, a las 12 horas, se notan claramente los precipitados de silicio.

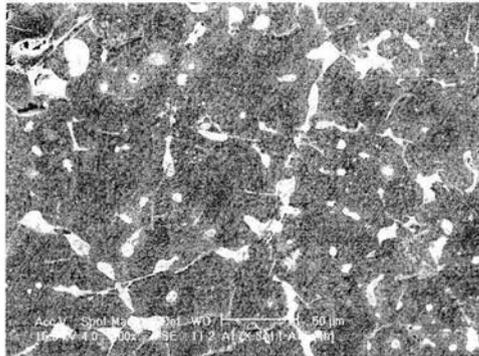


Fig. 4.4 Pieza A17X-3Al después de 4 horas de tratamiento térmico.

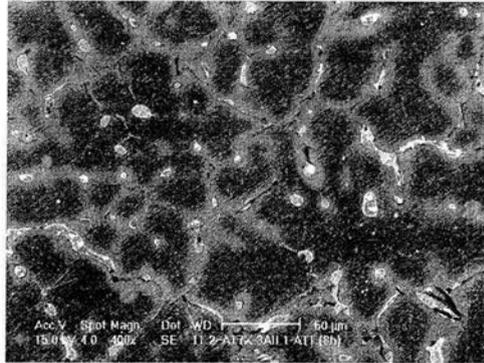


Fig. 4.5 Pieza A17X-3All después de 8 horas de tratamiento térmico.

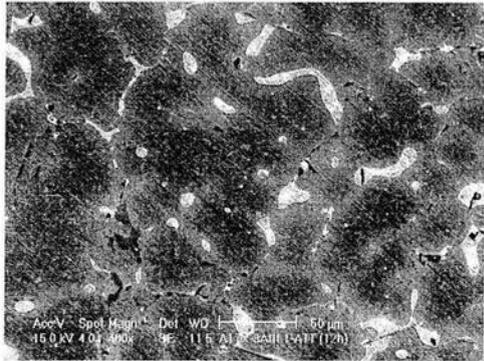


Fig. 4.6 Pieza A17X-3AllI después de 12 horas de tratamiento térmico.

En las figuras 4.7, y 4.8 que son las piezas después de 13.5 horas y 15 horas de tratamiento térmico, se sigue observando en menor cantidad los intermetálicos Al-Fe-Si en forma de escritura china cada vez más delgada.

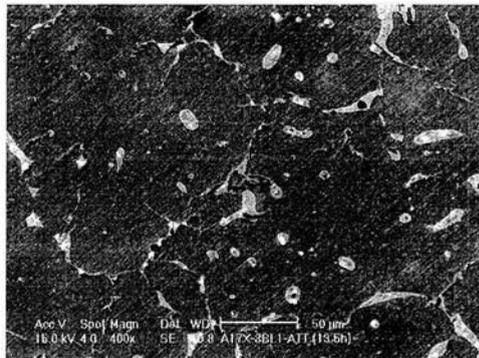


Fig. 4.7 Pieza A17X-3BI después de 13.5 horas de tratamiento térmico.



Fig. 4.8 Pieza A17X-3BII después de 15 horas de tratamiento térmico.

Después del enfriamiento lento de diez horas aproximadamente dentro del horno apagado, se observan partículas de Si puro envueltas por las partículas Sn-Pb, mientras que el intermetálico Al-Fe-Si prácticamente ya no se observa (Fig.4.9).

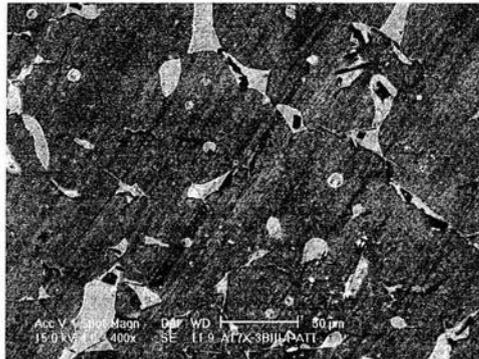


Fig. 4.9 Pieza A17X-3BIII después de 25 horas de tratamiento térmico.

Como ya se había mencionado, se planteó un tratamiento térmico alternativo que se estudió con las fundiciones hechas en la planta. A las 7.5 horas ya se observa un cambio importante respecto a la microestructura de fundición (fig. 2.4), ya que se notan las partículas de silicio puro precipitado cerca o en las partículas Sn-Pb, y al mismo tiempo se observa un adelgazamiento de los intermetálicos Al-Fe-Si en forma de placas vistas transversalmente (fig.4.10).

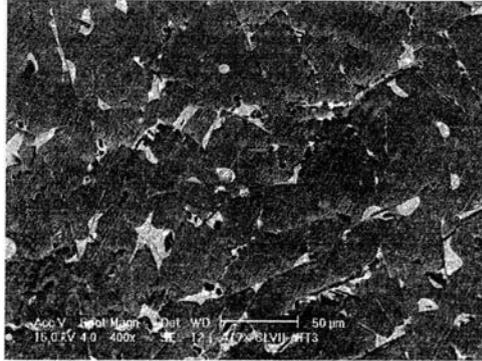


Fig. 4.10 Pieza A17X-CLVII después de 7.5 horas de tratamiento térmico.

Después de 15 horas son notorias las partículas de Si puro, mientras que los intermetálicos Al-Fe-Si en forma de placa se han adelgazado y separado en partículas más pequeñas  $\alpha$ -Al(FeMn)Si (fig. 4.11).

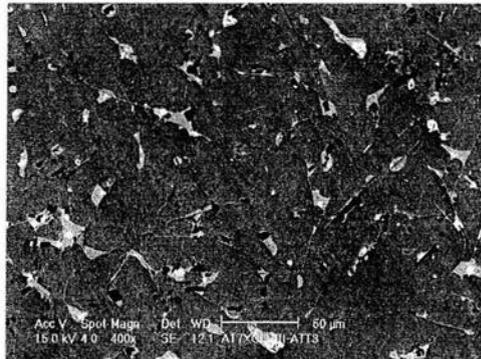


Fig. 4.11 Pieza A17X-CLVIII después de 15 horas de tratamiento térmico.

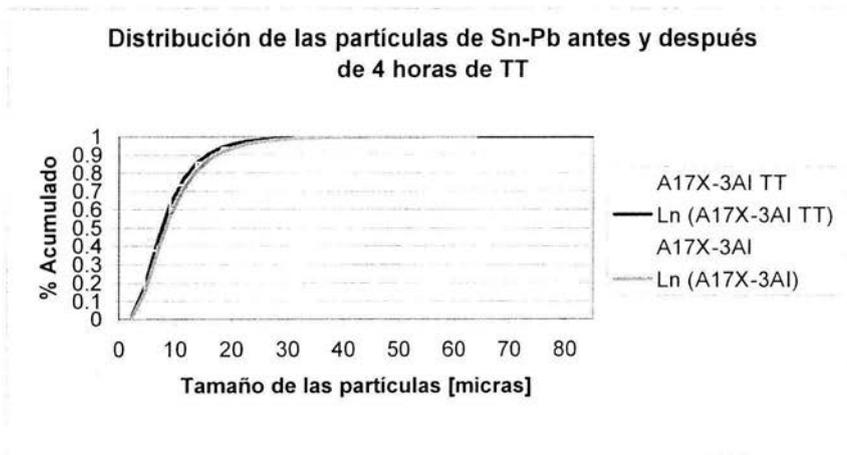
Por último en la fig. 4.12 se muestra la microestructura totalmente transformada mostrando una gran cantidad de precipitados de Si puro. Pareciera que se encuentran en los límites de grano del aluminio, mientras que los pocos intermetálicos que se mantienen son  $\alpha$ -Al(FeMn)Si.



Fig. 4.12 Pieza A17X-CLIX después de 32 horas de tratamiento térmico.

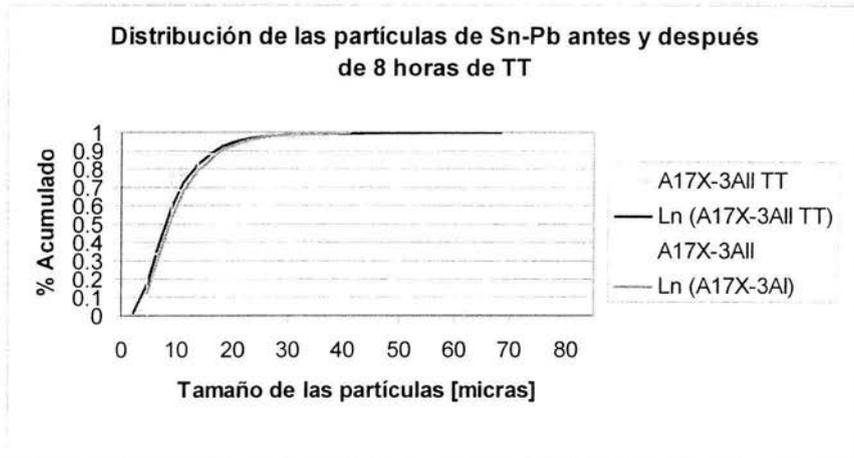
#### 4.4 Comportamiento de las partículas Sn-Pb durante el tratamiento térmico 1.

En la gráfica 4.1 se observa que durante las primeras 4 horas de tratamiento térmico, existe un ligero refinamiento en el tamaño de las partículas Sn-Pb. Distribuciones correspondientes a la fig. 4.4.



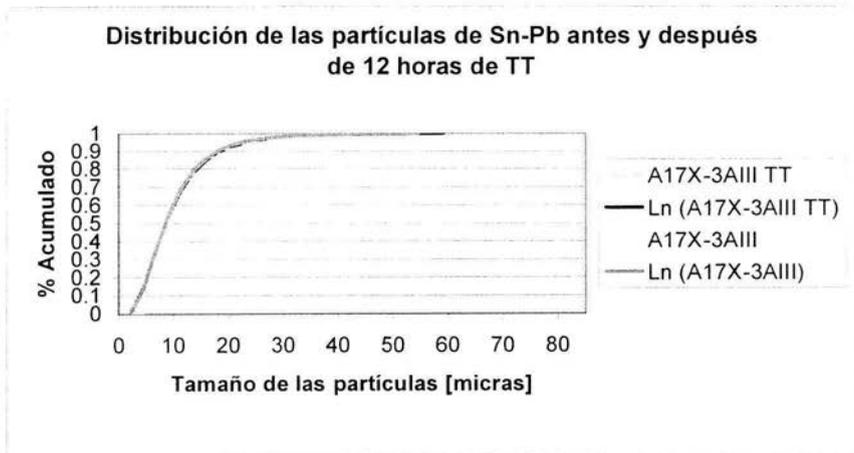
Gráfica 4.1

En la gráfica 4.2 después de 8 horas de tratamiento térmico se sigue observando que el tamaño de las partículas es menor que el de la fundición, pero en comparación con la gráfica 4.1 se nota un ligero aumento en el tamaño. Medición correspondiente a la fig. 4.5.



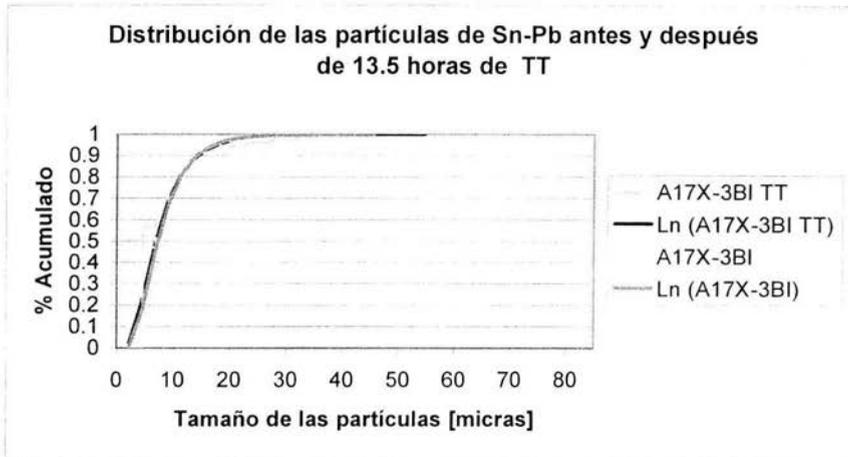
Gráfica 4.2

En la gráfica 4.3 después de 12 horas las gráficas de fundición y después del tratamiento térmico se traslapan por lo que vuelve a haber un ligero aumento en el tamaño de las partículas Sn-Pb en comparación con la gráfica 4.2. Distribuciones correspondientes a la fig. 4.6.



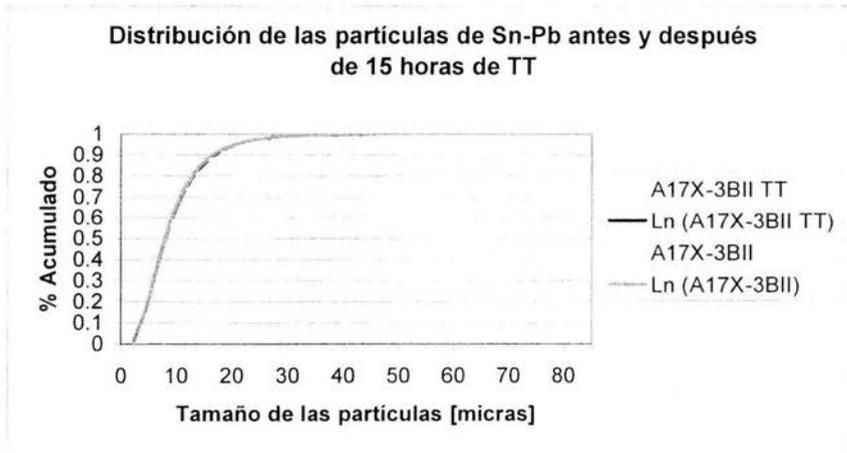
Gráfica 4.3

En la gráfica 4.4 después de 13.5 horas de tratamiento térmico no hay prácticamente ningún cambio respecto a la gráfica 4.3. Medición realizada sobre la fig. 4.7.



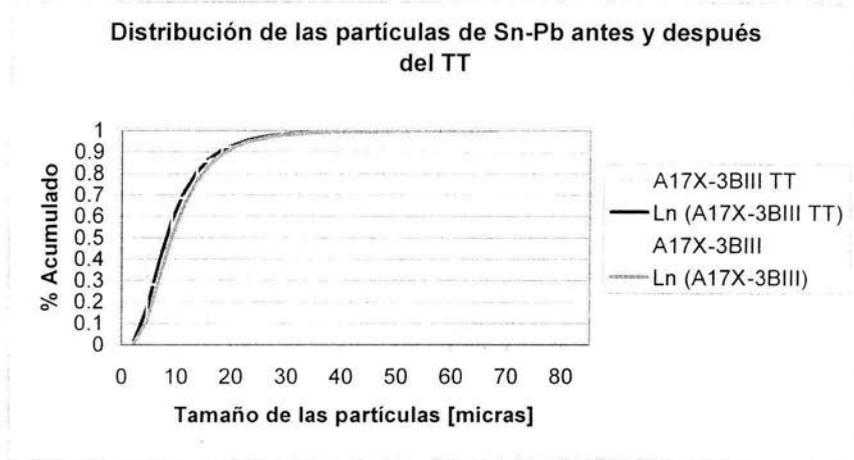
Gráfica 4.4

En la gráfica 4.5 después de 15 horas de tratamiento térmico no hay ningún cambio respecto a las 2 gráficas anteriores. Distribuciones correspondientes a la fig. 4.8.



Gráfica 4.5

La gráfica 4.6 muestra lo que pasa con las partículas de Sn-Pb después del enfriamiento lento de aproximadamente 10 horas, donde existe un pequeño crecimiento en el tamaño de las partículas. Distribuciones pertenecientes a la figura 4.9.



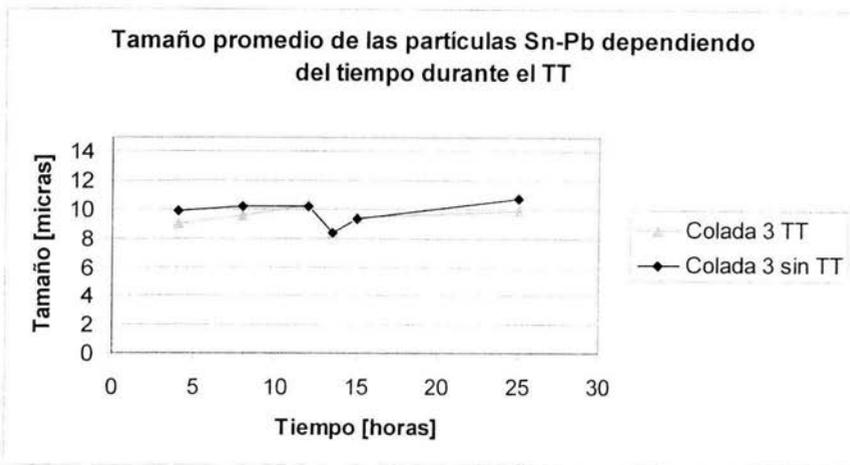
Gráfica 4.6

En la gráfica 4.7 se observa la evolución del tamaño promedio de las partículas de Sn-Pb, teniendo como referencia los valores medidos durante la fundición.

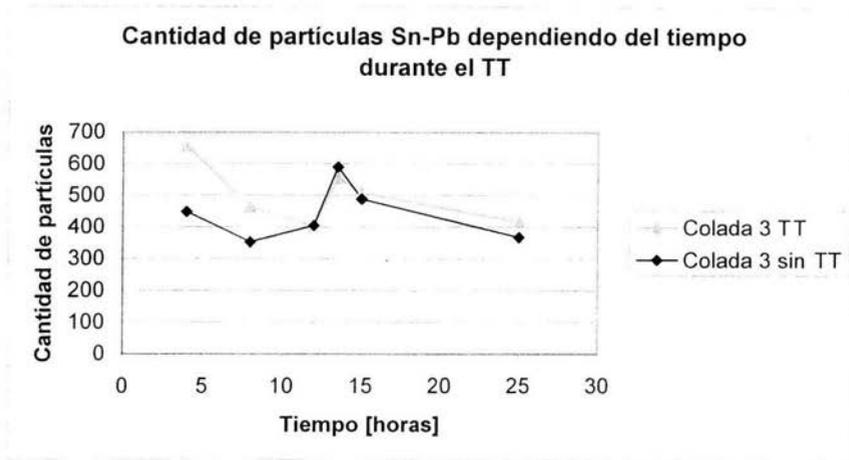
En la gráfica 4.8 se ven la cantidad de partículas Sn-Pb contadas en un área de  $0.555 \text{ mm}^2$ , y al igual que en la gráfica 4.7 se observa tanto su cambio durante el tratamiento térmico como los valores patrón obtenidos en la fundición.

Utilizando ambas gráficas se observa que durante el calentamiento, en las primeras 4 horas hay un ligero refinamiento en las partículas que al transcurrir el tiempo regresa al tamaño que tenía en la fundición después de 12 horas de tratamiento térmico, donde se mantiene de la misma forma hasta las 15 horas. Finalmente, durante el enfriamiento lento si existe un crecimiento mínimo en las partículas, pero en general parece que los cambios no son significativos por lo que se puede decir que las partículas Sn-Pb se mantienen prácticamente con el mismo tamaño y distribución durante el tratamiento térmico 1.

#### 4. Tratamiento térmico de disolución y homogenización.



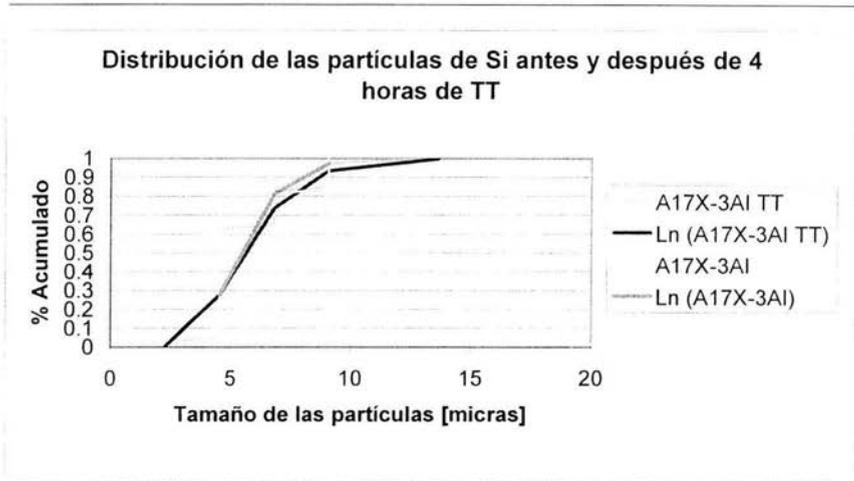
Gráfica 4.7



Gráfica 4.8

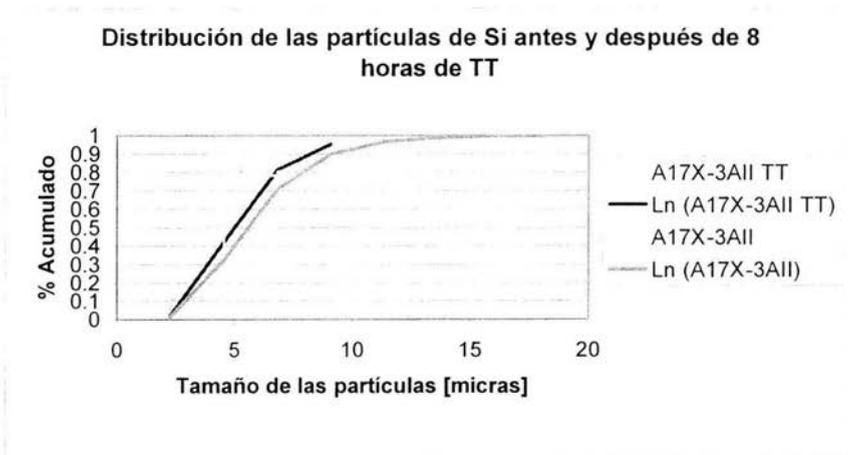
#### 4.5 Comportamiento de las partículas Si durante el tratamiento térmico 1.

En la gráfica 4.9 se muestra el comportamiento del silicio después de 4 horas de tratamiento térmico donde hay un ligero crecimiento de las partículas, pero también hay una dispersión mayor, ya que aparecen partículas con tamaños mayores y menores, que en el caso de la fundición. Medición correspondiente a la fig. 4.4.



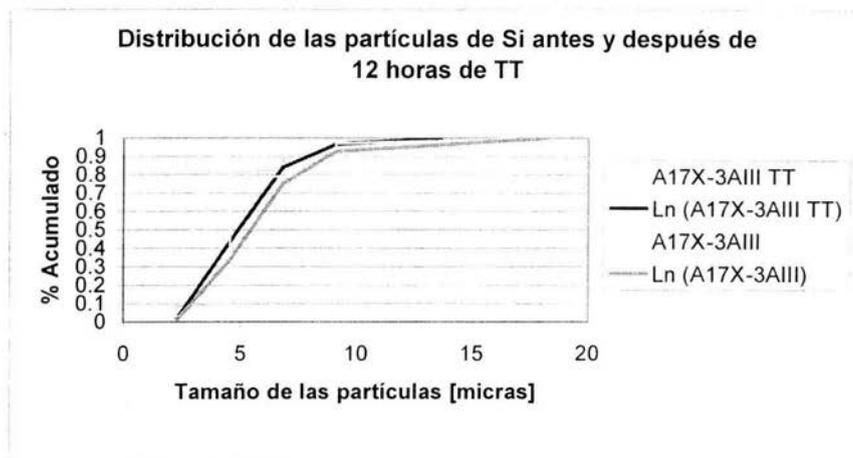
Gráfica 4.9

Después de 8 horas de tratamiento térmico (gráfica 4.10) se observa un refinamiento en las partículas de silicio. Medición correspondiente a la fig. 4.5.



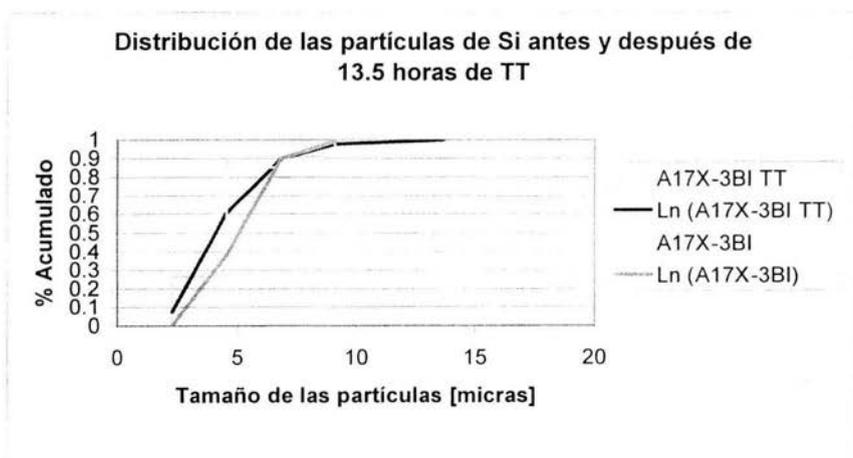
Gráfica 4.10

Después de 12 horas (gráfica 4.11) al igual que después de las 8 horas de tratamiento térmico, se mantiene el tamaño de partícula menor que el de fundición, pero a diferencia de la gráfica anterior ya aparecen partículas de hasta 13.5 micras. Distribuciones correspondientes a la fig. 4.6.



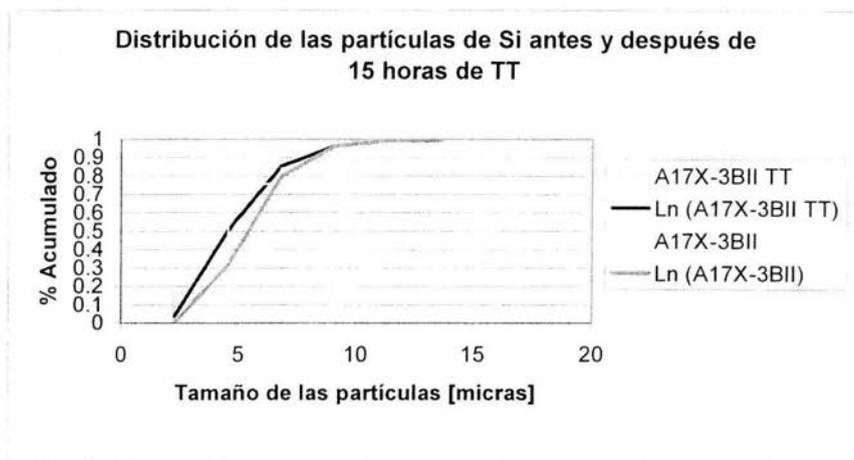
Gráfica 4.11

En la gráfica 4.12 después de 13.5 horas se mantiene el tamaño de partículas mas fino que el de fundición, pero en un rango de 7 a 9 micras, presentan el mismo comportamiento ambas gráficas. Medición realizada sobre la fig. 4.7.



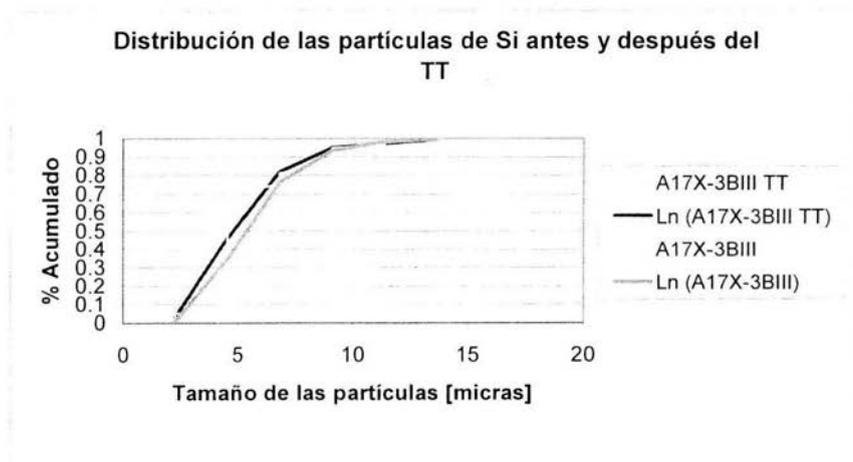
Gráfica 4.12

Después de 15 horas de tratamiento térmico (gráfica 4.13) se mantiene el tamaño del silicio en comparación con el de la fundición. Distribuciones correspondientes a la fig. 4.8.



Gráfica 4.13

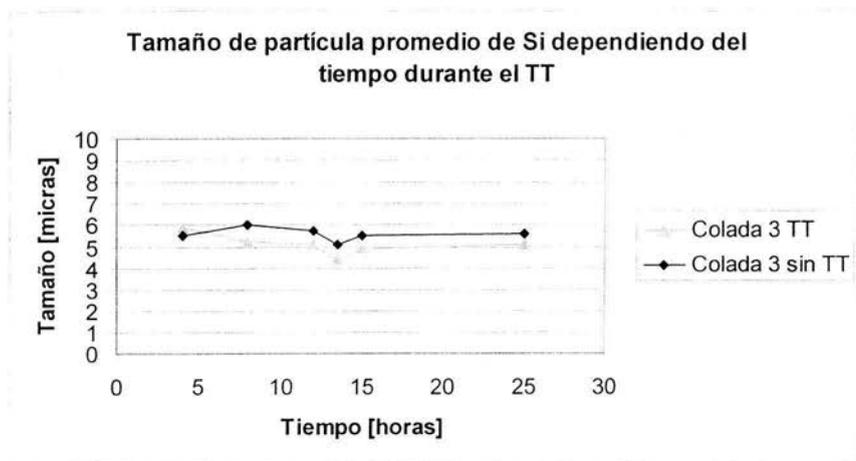
En la gráfica 4.14 al igual que en todos los casos anteriores hay un ligero refinamiento de partícula. Perteneciente a la figura 4.9.



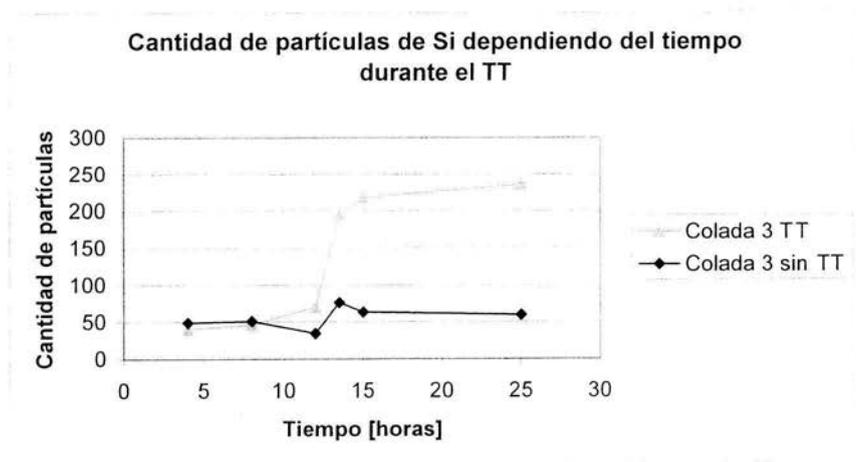
Gráfica 4.14

#### 4. Tratamiento térmico de disolución y homogenización.

En la gráfica 4.15 y 4. 16 se observa el tamaño promedio de partícula durante el tratamiento térmico, así como la cantidad de partículas medidas en un área de  $0.145 \text{ mm}^2$  y se nota que a las 4 horas de tratamiento térmico prácticamente no hay un cambio significativo en el tamaño ni en la cantidad de partículas. A partir de las 8 horas de tratamiento térmico el tamaño de las partículas muestra un refinamiento que se mantiene constante hasta después de todo el tratamiento térmico, y en el caso de la cantidad de partículas después de 12 horas de tratamiento térmico hay una precipitación significativa de silicio puro.



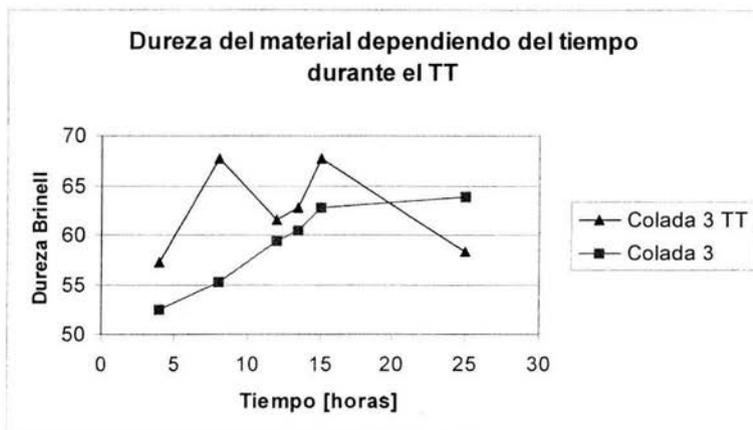
Gráfica 4.15



Gráfica 4.16

#### 4. Tratamiento térmico de disolución y homogenización.

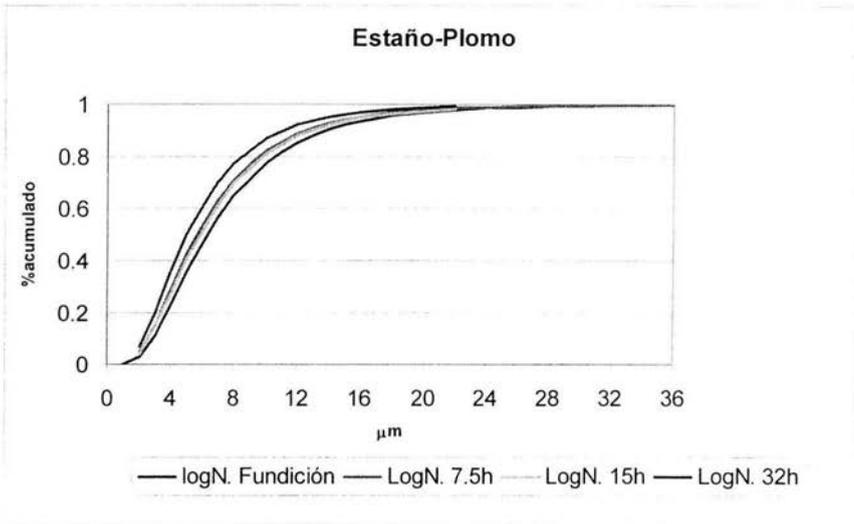
La dureza del material a las 4 horas tiene un ligero aumento, después de 8 horas muestra ya una diferencia considerable, que después a las 12 horas de tratamiento térmico disminuye de tal forma que prácticamente tiene la misma dureza que la de las piezas de fundición, para que finalmente durante el enfriamiento lento hay una ligera disminución en la dureza (gráfica 4.17).



Gráfica 4.17

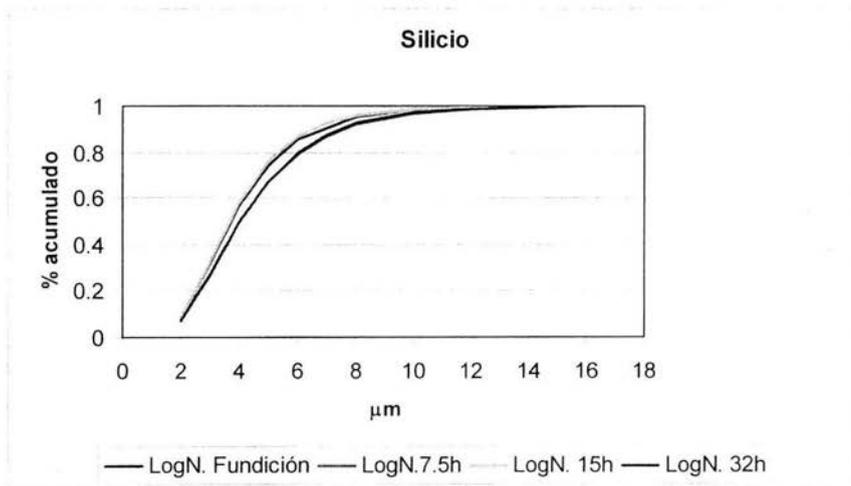
#### 4.6 Comportamiento de las fases presentes en el tratamiento térmico 2.

En el caso de las partículas Sn-Pb se nota durante las primeras 7.5 horas un refinamiento de las partículas, el cual se mantiene prácticamente constante hasta las 15 horas de tratamiento térmico, para que finalmente a las 32 horas se obtengan partículas más finas (gráfica 4.18), pero en realidad estas ligeras variaciones se deben principalmente a los errores de medición, por lo que realmente el tamaño de las partículas se mantiene constante.



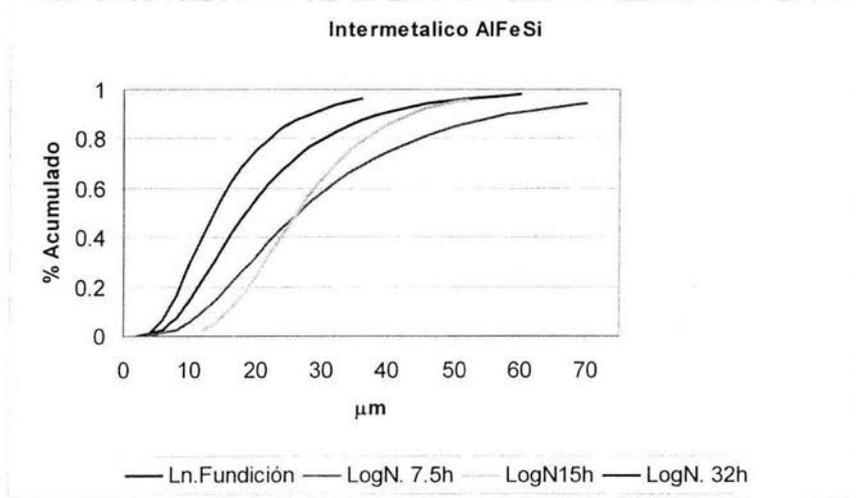
**Gráfica 4.18**

En el caso del silicio a las 7.5 horas hay un crecimiento de partículas que son las que ya se traían de la fundición, pero a las 15 horas presenta tamaños muy similares a los que tenía de fundición por lo que parece que empiezan a nuclear las nuevas partículas a partir del intermetálico Al-Fe-Si que se está disolviendo y a las 32 horas tiene de nuevo un ligero crecimiento debido al enfriamiento lento (gráfica 4.19).



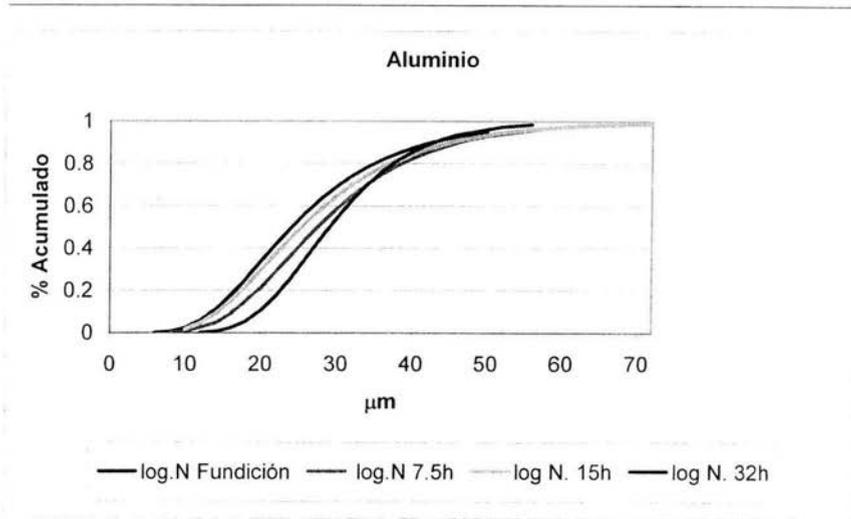
**Gráfica 4.19**

El intermetálico  $\beta$   $Al_5FeSi$ , si se cuantificó en este caso ya que la cantidad presente es significativa, y después de 7.5 horas muestra un crecimiento importante en la longitud de las partículas. A las 15 horas, se observa, que las partículas se empiezan a separar en partículas más pequeñas, para que a las 32 horas se cambien por completo los intermetálicos  $\beta$   $Al_5FeSi$  en el intermetálico  $\alpha$   $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$  y otros se disuelvan por completo (gráfica 4.20).



Gráfica 4.20

En la gráfica 4.21 se ve que el aluminio tiene un crecimiento de grano a las 7.5 horas de tratamiento térmico, a las 15 horas regresa casi a la distribución presente de fundición, mientras que a las 32 horas tiene un crecimiento de grano pero muestra una distribución mas homogénea.



Gráfica 4.21

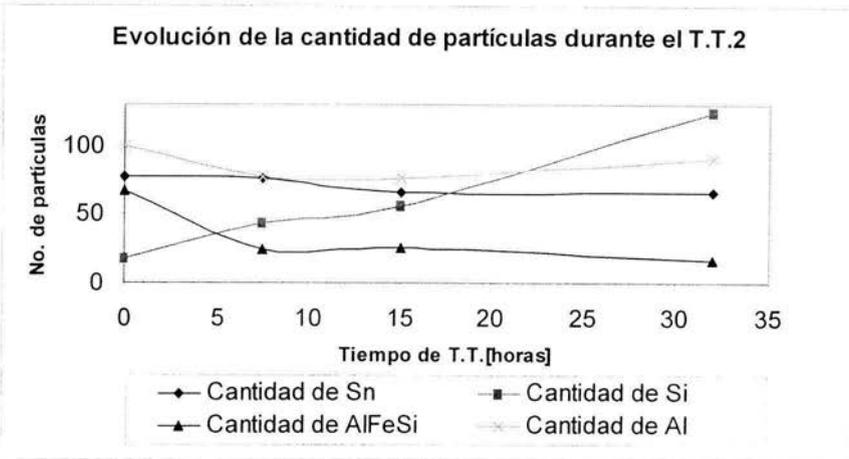
Las 4 gráficas anteriores fueron obtenidas de las figuras 4.10, 4.11 y 4.12.

En las gráficas 4.22 y 4.23 se nota que para las partículas de Sn-Pb, hay un ligero refinamiento de las partículas pero en realidad es mínimo por lo que se mantiene su tamaño durante el tratamiento térmico.

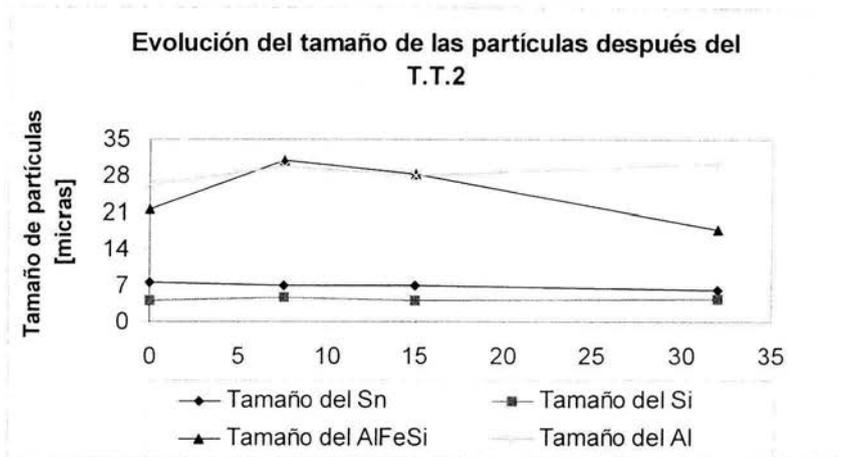
Para el Silicio también hay un refinamiento mínimo de sus partículas, que es prácticamente imperceptible, pero hay una nucleación importante ya que la cantidad medida aumenta de forma muy considerable con el paso del tiempo.

El Aluminio si muestra un crecimiento de grano durante el tratamiento térmico.

Finalmente el intermetálico  $\beta$   $Al_5FeSi$ , tiene en un principio un crecimiento para después disolverse y cambiar al intermetálico  $\alpha$   $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ .



Gráfica 4.22



Gráfica 4.23

Después de los resultados obtenidos en las aleaciones SAE 788, se observa que la rampa de inicio no presenta ninguna ventaja respecto a hacer el tratamiento térmico a temperatura constante ya que la microestructura a las 15 horas del tratamiento térmico 2 tiene a simple vista una cantidad menor del intermetálico  $\beta$   $\text{Al}_5\text{FeSi}$  (fig. 4.11), en comparación con la fig. 4.13 donde si se llevó a cabo el tratamiento térmico 1.

Así pues lo mas adecuado es efectuar el tratamiento térmico a temperatura constante ya que la microestructura obtenida es más apropiada para el proceso de laminación al que va a ser sometido después del tratamiento térmico. Por otro lado tiene la ventaja de que no requiere de un control mas sofisticado como si se necesita para efectuar la rampa de calentamiento.

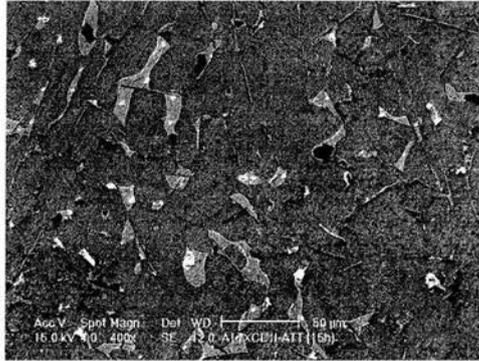


Fig. 4.13 Pieza A17X-CLII después de 15 horas de tratamiento térmico.

Respecto a las segundas fases presentes, en el silicio se confirma que su tamaño sufre un refinamiento muy pequeño, pero que la nucleación de partículas de silicio puro debido a la disolución de los intermetálicos  $\text{AlFeSi}$  es notoria.

Los intermetálicos  $\text{AlFeSi}$  en forma de escritura china durante ambos tratamientos térmicos se disuelven y precipitan en partículas de  $\text{Si}$  puro, mientras que el intermetálico  $\beta\text{-AlFeSi}$ , una cantidad se disuelve y precipita en partículas de  $\text{Si}$  puro mientras que los que presentaban un espesor mayor se transforman en el intermetálico  $\alpha\text{-Al(FeMn)Si}$ .

Para las partículas de  $\text{Sn-Pb}$  parece que no hay cambios significativos en su tamaño a pesar de que el tratamiento térmico se lleva a cabo a una temperatura superior a la del punto de fusión de estos dos componentes.

Finalmente el aluminio presenta un crecimiento de grano, pero a su vez una homogenización.

## Capítulo 5. Conclusiones.

1) La microestructura que presenta la aleación SAE 788 es la siguiente:

El estaño se presenta como una fase secundaria junto con el plomo ya que estos elementos son solubles entre sí, pero prácticamente no tienen solubilidad en el aluminio.

El silicio se presenta principalmente en forma de intermetálicos que se forman con el hierro presente como impureza dentro de la aleación. En el caso de los lingotes en donde se utilizó refinador de grano al momento de fundir, el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi es el que se presenta en mayor cantidad, mientras que el intermetálico  $\beta$ -AlFeSi, al igual que las partículas de silicio puro solo aparecen como trazas. Contrariamente a esto en el caso donde no se adicionó refinador de grano, la forma en que se presenta el silicio varía radicalmente teniendo una gran cantidad en forma del intermetálico  $\beta$ -AlFeSi mientras que el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi y el silicio puro aparecen solo como trazas como se pudo observar en el capítulo 2.

El cobre se presenta en solución sólida en el aluminio y en forma de precipitados  $\text{CuAl}_2$ .

2) La solidificación de la aleación SAE 788 se da de forma heterogénea a partir de las partículas adicionadas en el refinador de grano  $\text{TiB}_2$  y  $\text{Al}_3\text{Ti}$  de donde nuclea la fase primaria  $\alpha$ -Al a una temperatura aproximada de  $650^\circ\text{C}$ , seguido de los intermetálicos  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ( $\beta$ -AlFeSi),  $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$  ( $\alpha$ -AlFeSi) y el  $\text{CuAl}_2$  a una temperatura aproximada de entre  $615$ - $606^\circ\text{C}$ , para finalmente tener la reacción eutéctica a una temperatura cercana a los  $225^\circ\text{C}$  donde solidifican la fase  $\beta$  Sn y el Pb.

3) Durante la caracterización de la aleación se observó que la lingotera utilizada en las fundiciones realizadas en la UDIATEM muestra diferencias en el tamaño de las fases presentes a lo largo del lingote (aluminio, silicio y partículas Sn-Pb), lo que repercute directamente en las propiedades mecánicas del material, como se observó en las pruebas de tracción. El efecto del rechupe principal en el tipo de lingotera seleccionada no fue un factor determinante durante la fundición, como se pensó en un principio, ya que los lingotes colados en la empresa de forma horizontal no representaron un desperdicio de material considerable comparado con el que tuvieron los lingotes fabricados en la UDIATEM, además de que las microestructuras observadas en los lingotes fabricados en la planta muestran en general mayor homogeneidad, por lo cual se propone efectuar las fundiciones teniendo un enfriamiento rápido mediante un flujo continuo de agua, evitando con esto el crecimiento de los granos (aluminio, silicio y partículas Sn-Pb), como se pudo realizar en la tercera colada ó simplemente cambiar la lingotera transversal por una horizontal y de esta forma asegurar una microestructura más homogénea.

4) A diferencia de lo encontrado teóricamente para aleaciones de aluminio de la serie 6xxx la presencia de las partículas intermetálicas  $TiB_2$ , no promueven la formación del intermetálico  $\beta-AlFeSi$ , ya que en los experimentos realizados los resultados muestran que al agregar el refinador de grano  $AlTiB$ , el intermetálico  $\beta-AlFeSi$  prácticamente no aparece, por lo que se puede decir que el refinador suprime la formación de éste o que promueve la formación del intermetálico  $\alpha-AlFeSi$ , lo que se puede atribuir a que el refinador al acelerar el proceso de nucleación mediante las partículas inoculantes adicionadas, aumentan la velocidad de crecimiento, lo que favorece su formación. Lo anterior contrapone la teoría de que el refinador de grano solo afecta a la fase primaria  $\alpha-Al$  durante la solidificación, de hecho en esta aleación no se observa un cambio en el tamaño de los granos de aluminio, pero se debe controlar la cantidad de refinador, que se adiciona, pues tiene un efecto benéfico para la aleación, ya que el intermetálico  $\alpha-AlFeSi$  no fragiliza el material durante la laminación, como si lo hace la fase  $\beta-AlFeSi$ , por lo que se hace necesario su uso.

5) En la colada 1, al fundir a una temperatura de  $1038^\circ C$  y al vaciar a  $939^\circ C$ , se provocó que el hidrógeno presente en la atmósfera formara porosidad en el lingote, ya que entre mas alta es la temperatura a la que se encuentra la aleación mayor solubilidad de éste gas tiene, además de que al momento de colar se crea mayor turbulencia lo que origina que se aspire aire hacia el molde y éste queda atrapado dentro de la aleación, lo que a su vez da como resultado un lingote con menores propiedades mecánicas.

6) Se debe buscar minimizar el hierro presente en la aleación cambiando los utensilios que están en contacto con la fundición, esto principalmente para los lingotes fabricados en la planta ya que la cantidad de intermetálicos que muestra su microestructura es muy alta y esto provoca tener un lingote frágil.

7) Definitivamente un punto en el que se debe trabajar continuamente es en encontrar un ataque químico que nos revele el tamaño de grano del aluminio, para de esta forma observar su comportamiento durante el resto del proceso de fabricación de los cojinetes.

8) Se debe mencionar que la resistencia del material depende principalmente del tamaño de grano de la matriz de aluminio y de la solución sólida debida a los elementos aleantes, ya que las partículas de silicio al situarse en el límite grano del aluminio, no sirve como frenador de dislocaciones, además de que se sitúa dentro de las partículas  $Sn-Pb$  donde su efecto endurecedor será contrareestado por estas partículas.

9) Durante los tratamientos térmicos se observó que:

El comportamiento de las partículas Sn-Pb durante ambos tratamientos térmicos es muy similar, ya que prácticamente no sufren cambios en su tamaño, ni en la distribución, y las ligeras variaciones observadas son propias de los errores de medición.

Las partículas de silicio por su parte también tienen un comportamiento muy similar durante ambos tratamientos térmicos, ya que no hay cambios en su tamaño, pero en este caso la cantidad de partículas aumenta de forma importante, debido a los mecanismos de difusión que se activan durante el tratamiento térmico donde se disuelve el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi presente y precipita como silicio puro.

Para los lingotes fabricados en la UDIATEM el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi se disuelve completamente después del tratamiento térmico 1, y lo único que se observa en la microestructura son los precipitados de silicio puro.

En el caso de los intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi medidos en el tratamiento térmico 2, en las primeras 7.5 horas empiezan a crecer los intermetálicos presentes, pero a partir de este punto las partículas empiezan a disolverse y a transformarse en el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi, para finalmente a las 32 horas tener únicamente precipitados de Si y el intermetálico  $\alpha$ -AlFeSi.

Los granos de aluminio durante el tratamiento térmico 2, presentaron un ligero crecimiento, pero en este caso hay que tener en cuenta que se supuso que las fases secundarias se mantienen en el límite de grano y a partir de esto se midió el tamaño de grano del aluminio.

10) En el tratamiento térmico 1, la rampa de calentamiento aplicada demostró ser innecesaria, a temperatura constante de 430°C se obtiene una microestructura más adecuada para la laminación, ya que muestra una menor cantidad de Intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi, además de que el tratamiento a temperatura constante facilita el proceso.

Por otro lado en el tratamiento térmico 2 después de 32 horas se modifican por completo los intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi por los  $\alpha$ -AlFeSi, pero este tiempo en el horno implica elevados costos para una empresa por lo que no es lo más adecuado a realizar. La propuesta que se tiene es llevar a cabo un tratamiento térmico en el cual se encuentre un punto intermedio donde no se tenga el horno trabajando durante tantas horas con los mismos lingotes y donde la cantidad de intermetálicos  $\beta$ -AlFeSi no afecten las propiedades del material.

Se propone elevar la temperatura a la máxima potencia del horno para llegar lo más rápido posible a los 430°C y mantenerlo a esta temperatura durante 15 horas, para después de este tiempo apagar el horno permitiendo un enfriamiento lento de unas 7 horas con el fin de evitar esfuerzos internos debidos a un enfriamiento rápido, que durante el laminado puedan causar grietas.

## Bibliografía.

1. Boyer H. E. y Gall T. L., Metals Handbook, Desk Edition, American Society for Metals, 1985.
2. Dons A. L., Journal of light Metals, Vol. 1, The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys, Páginas 133-149, Mayo 2001.
3. Dutta B. y Rettenmayr M., Mater. Sci. Eng. A, Vol. 283, Effect of cooling rate on the solidification behavior of Al-Fe-Si alloys, Páginas 218-224, Mayo 2000.
4. Greer A.L., Bunn A. M., Tronche A., Evans P. V. y Bristow D. J., Acta Materialia, Vol. 48, Modelling of inoculation of metallic melts: application to grain refinement of aluminum by Al-Ti-B, Páginas 2823-2835, Junio 2000.
5. Guiglionda A.L. y Poole W. J., Materials Science and Engineering A, Volume 336, The role of damage on the deformation and fracture of Al-Si eutectic alloys, Páginas 159-169, Octubre 2002.
6. Henry S. D., Frueh S. E., Boring R., Levicki D. y Harrison L., ASM Specialty Handbook, Aluminum and Aluminum Alloys, Ed. Davis and Associates, 1993.
7. Hsu C., O'Reilly K. A. Q., Cantor B. y Hamerton R., Mater. Sci. Eng. A, Vol. 304-306, Non-equilibrium reactions in 6xxx series Al alloys, Páginas 119-124, Mayo 2001.
8. Kuijpers N. C. W., Kool W. H., Koenis P. T. G., Nilsen K. E., Todd I. y van der Zwaag S., Materials Characterization, Vol. 49, Assessment of different techniques for quantification of  $\alpha$ -Al(FeMn)Si and  $\beta$ -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys, Páginas 409-420, Diciembre 2002.
9. Kuijpers N. C. W., Tirel J., Hanlon D. N. y van del Zwaag S., Materials Characterization, Vol. 48, Quantification of the evolution of the 3D intermetallic structure in a 6005A aluminum alloy during a homogenisation treatment, Páginas, 379-392, Julio 2002.
10. Lasa L. y Rodríguez-Ibabe J.M., Materials Characterization, Vol. 48, Characterization of the dissolution of the Al<sub>2</sub>Cu phase in two Al-Si-Cu-Mg casting alloys using calorimetry, Páginas 371-378, Agosto 2002.
11. Le Breton H., Defectos de las piezas de fundición, Tomo 1, 2, Ediciones URMO, España, 1965.
12. C. Limmaneevichitr y W. Eidhed, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 349, Fading mechanism of grain refinement of aluminum-silicon alloy with Al-Ti-B grain refiners, Páginas 197-206, Mayo 2003.

13. Mandolfo L. F., Aluminum Alloys, Structure and Properties, Ed. The Whitefriars, England, 1976.
14. Massalski T. B., Murray J. L., Bennett L. H., Baker H. y Kacprzac L., Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1, American Society for Metals, 1986.
15. Mills K., Davis J. R., Destefani J. D. y Dieterich D. A., Metals Handbook, Ninth Edition, Vol. 9, Metallography and Microstructures, American Society for Metals, 1985.
16. Pratt G. C., International Metallurgical Reviews, Vol. 18, Review 174, Materials for Plain Bearings, Páginas 62-88, 1973.
17. Ramos E., Tesis Análisis de falla en cojinetes de deslizamiento fabricados en aleaciones Cobre Plomo, 2000.
18. Sha G., K. Titchmarsh J. M., O'Reilly K. A. Q, Cantor B., y Hamerton R., Acta Materialia, Vol. 51, Quasi-peritectic solidification reactions in 6xxx series wrought Al alloys, Páginas 1883-1897, Abril 2003.
19. Sha G., Worth J., O'Reilly K., Cantor B., y Hamerton R., Mater. Sci. Eng. A, Vol. 304-306, Growth related metastable phase selection in a 6xxx series wrought Al alloy, Mayo 2001.
20. Storer R. A., Carnillot J. L. y Fazio-Fluehr P. C., Annual Book of ASTM Standards 2000, Section 3 Metals Test Methods and Analytical Procedures, Vol 3.01 Metals-Mechanical Testing, Elevated and Low-Temperature Tests, Metallography, American Society for Testing and Materials.
21. Westbrook J. H. y Fleischer R. L., Intermetallic Compounds, Principles and Practice, Vol. 3, John Wiley and Sons, 2002.
22. Yuan G. C., Li Z. J., Lou Y. X. y Zhang X. M., Mater. Sci. Eng. A, Vol. 280, Study on crystallization and microstructure for new series of Al-Sn-Si alloys, Páginas 108-115, Marzo 2000.
23. Zalensas D. L., Jorstad J. L. y Rasmussen W. M., Aluminum Casting Technology, 2<sup>nd</sup>. Edition, American Foundrymen's Society. inc, 1993.