



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

FACULTAD DE INGENIERÍA

**EFFECTO DEL MODIFICADOR EN LA
MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES
MECÁNICAS DE LA ALEACIÓN SAE788 (A17-X)**

T E S I S

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

P R E S E N T A:

CARLOS ARTURO REYES RUIZ

DIRECTOR DE TESIS

M. en I. EDGAR ISAAC RAMÍREZ DÍAZ



CD. UNIVERSITARIA

2008



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

Prólogo

El presente trabajo forma parte de los estudios realizados por la Unidad de Investigación y Asistencia Técnica en Materiales (UDIATEM) en la búsqueda por mejorar los procesos de fabricación de cojinetes de deslizamiento. A través del mismo se pretende estudiar el efecto de agregar un modificador a la aleación SAE-788, involucrando las variables en el proceso de obtención de los lingotes para con ello realizar una comparación con el proceso industrial que actualmente se desarrolla.

Con la utilización de mejores prácticas tribológicas se puede contribuir de forma efectiva en la reducción de las principales consecuencias de la fricción, como son el desgaste y la pérdida de energía. Inherentes a la reducción de dichas consecuencias se ven relacionados aspectos económicos, energéticos y ecológicos.

Por parte de los aspectos económicos se encuentra que, derivado del desgaste excesivo de los elementos de motores y maquinaria industrial, viene una interrupción en el trabajo, para la sustitución de los mismos, esto implica no sólo la reducción de la disponibilidad de una máquina, sino un aumento en los costos de mantenimiento de la misma. Los aspectos energéticos están relacionados directamente con los económicos dado que las pérdidas energéticas debidas al contacto entre dos superficies involucran un mayor consumo de combustible, y con ello un aumento en los costos. Finalmente se tiene que los aspectos ambientales relacionados con la lubricación implican que al mejorar esta, se pueden lograr mejores prestaciones y rendimientos, reflejándose no sólo en un menor consumo de energéticos, sino también en menor cantidad de emisiones. Además, con la longevidad de maquinaria mejor lubricada se obtiene menor número de desechos como consecuencia de piezas inservibles.

Sin importar a cual de los aspectos se prefiera asimilar, están íntimamente relacionados y todos ellos representan ventajas para las necesidades de la sociedad actual.

Inicialmente dentro de este trabajo se definen conceptos, los cuales tienen como objetivo ubicar al lector dentro del contexto en el cual se trabaja. Una vez logrado esto, se busca profundizar en el tema de interés manejando principios que ayuden a entender el comportamiento de una fundición.

Ya definido lo anterior, se lleva al terreno experimental obteniendo tanto un lingote de referencia, como uno modificado, para finalmente llevar a cabo la caracterización de dicha modificación relacionando las pruebas mecánicas con la microestructura observada.

Índice

	Página
1 Capítulo I. Aleaciones para cojinetes de deslizamiento	1
1.1 Tribología	1
1.2 Cojinetes de deslizamiento	2
1.3 Fabricación de cojinetes bimetálicos	4
1.4 Aleaciones tribológicas base aluminio para cojinetes de deslizamiento	5
1.4.1 Aluminio-Plomo	6
1.4.2 Aluminio-Estaño	6
1.4.3 Aluminio-Silicio	8
1.5 Elementos aleantes de la aleación SAE-788	8
1.5.1 Estaño	9
1.5.2 Silicio	10
1.5.3 Plomo	10
1.5.4 Cobre	11
1.6 Compuestos intermetálicos	12
2 Capítulo II. Fundición de aleaciones de aluminio	14
2.1 Solidificación de aleaciones de aluminio	14
2.2 Crecimiento columnar	16
2.3 Desgasificación	17
2.4 Refinamiento de grano	18
2.5 Modificación	21
2.6 Efectos del refinador y modificador	23

3	Capítulo III. Fundición y caracterización mecánica de la aleación	30
3.1	Fundición de la aleación SAE788	30
3.1.1	Preparación de la carga	30
3.1.2	Metodología de la fundición	32
3.1.3	Resultados de la fundición de la aleación SAE788	33
3.2	Curvas de enfriamiento	36
3.2.1	Metodología utilizada para la obtención de curvas de enfriamiento	36
3.2.2	Curvas de enfriamiento	38
3.3	Evaluación de las propiedades mecánicas	40
3.3.1	Metodología utilizada para evaluación de las pruebas mecánicas	40
3.3.2	Pruebas de tracción	41
4	Capítulo IV. Análisis y cuantificación microestructural	47
4.1	Microestructura de la aleación SAE788	47
4.2	Metalografía cuantitativa	55
4.2.1	Metodología utilizada para la cuantificación de las fases presentes	55
4.2.2	Distribución de las intersecciones de los granos de aluminio	58
4.2.3	Distribución de los compuestos intermetálicos	61
4.2.4	Distribución de las partículas Sn-Pb	64
4.2.5	Porcentajes de fases	67
5	Capítulo V. Conclusiones	68
	Bibliografía	71

Capítulo I

Aleaciones para cojinetes de deslizamiento

1.1 Tribología

La palabra viene del griego *tribos* que significa fricción o rozamiento y *logos* que significa tratado o estudio. Etimológicamente es la ciencia de la fricción, la ciencia que estudia los fenómenos que se producen cuando dos superficies en contacto se mueven una respecto a la otra. En una acepción más amplia, es la ciencia y la técnica de los sistemas en movimiento que se encuentran en contacto mutuo. Estudia y define todos los problemas relacionados con el transporte de carga.

La palabra tribología define el área de la ingeniería que se dedica al estudio de la “ciencia y tecnología de la interacción de superficies en movimiento relativo y los tópicos relacionados”. La tribología reúne varias disciplinas de la ingeniería en un sólo campo, con el objetivo de sistematizar el estudio.

El análisis del contacto entre los materiales incluye el estudio estadístico de las superficies ingenieriles, los cuales, por su proceso de producción muestran variados grados de rugosidad. Este aspecto pertenece sin duda a la ingeniería mecánica y más específicamente se puede clasificar en la especialidad de la manufactura. Cuando dos piezas estén en contacto, su relieve se alterará por deformaciones elásticas y plásticas; este aspecto de la tribología se relaciona con la mecánica de materiales. El desgaste de un material es la consecuencia directa del contacto entre piezas sujetas a un movimiento relativo. En este ámbito, los fenómenos se manifestaran a nivel cristalino por la generación de patrones de dislocaciones y microfisuras, así como en los procesos termodinámicos de adherencia y la oxidación de la superficie. El estudio de las interacciones entre deformación plástica, fractura y estructura cristalina se ubica dentro de un área de conocimiento difusa en medio de la metalurgia física y la mecánica. La oxidación (corrosión) por lo general se considera como una parte de la metalurgia química, pero en la tribología no se puede estudiar por separado. Finalmente, el estudio de la lubricación es una aplicación directa de la mecánica de fluidos y puede clasificarse como una especialidad de la ingeniería mecánica. [1]

1.2 Cojinetes de deslizamiento

Un cojinete se define como aquel elemento interpuesto entre dos piezas en movimiento relativo y cuya función principal es minimizar el desgaste, reducir las fuerzas de fricción y permitir la transmisión de carga y par. Su geometría básica consiste en una sección cilíndrica hueca que en su interior contiene un eje cuyo diámetro es ligeramente menor comparado con el cilindro, lo cual permite un deslizamiento relativo entre ambos elementos.

Los sistemas más comunes y geoméricamente más sencillos son aquellos que permiten la rotación relativa alrededor de un eje fijo, con una carga aplicada en dirección perpendicular. Aun así, se tienen que distinguir dos tipos de elementos: los cojinetes de deslizamiento y los que contienen elementos rodantes. Dentro de los cojinetes de deslizamiento encontramos sistemas en los que se puede tener o no lubricación. La lubricación limita la fricción mediante una capa de líquido de baja viscosidad presurizado; para elementos rodantes, el control del desgaste es sustancialmente diferente. En estos el componente tangente de la velocidad relativa entre la pista y el elemento es igual a cero en el caso idóneo. No obstante, debido al hecho de que la velocidad angular relativa entre eje y cojinete es constante, tanto en la pista interior como la exterior debe existir una componente tangencial limitada de velocidad relativa, justificando una lubricación mínima.[2]

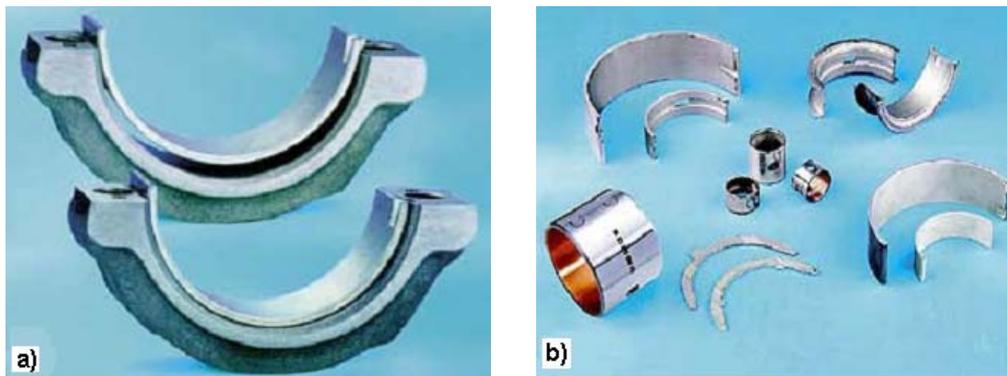


Figura 1.1 a) Cojinetes para bielas b) Cojinetes y bujes de un motor de combustión interna.[2]

Si los elementos de una máquina se mueven, debe haber superficies de apoyo para estos elementos, algunas de las cuales se pueden lubricar con facilidad, otras con dificultad y otras no se pueden lubricar.

Cuando la carga o la velocidad o ambas son altas, la lubricación de las superficies de contacto, ya sea por aceite, aire u otro fluido, debe proporcionar una película fluida que impida en lo posible el contacto directo de las superficies móviles. Lo anterior se cumple durante el pleno funcionamiento de la máquina, pero no siempre las superficies están separadas por esa película, es necesario que exista un movimiento relativo entre éstas; lo que implica que en el arranque de la máquina siempre existirá un periodo transitorio de contacto entre los dos elementos. Cuando las superficies en movimiento relativo

convergen, de modo que este movimiento hace que la presión del aceite sea suficiente para soportar la carga sin contacto entre metal y metal, la lubricación es hidrodinámica.

Debido a las enormes sollicitaciones a las que está sometido un cojinete de deslizamiento, las propiedades que debe tener una aleación para garantizar elementos de calidad, son:

- a) Resistencia a la compresión: necesaria para soportar la carga radial.
- b) Resistencia a la fatiga: imprescindible para soportar los cambios cíclicos de la carga.
- c) Compatibilidad con el material del muñón: propiedad de la aleación para no soldarse con otro material cuando trabajan en condiciones de contacto mutuo.
- d) Incrustabilidad: propiedad fundamental que permite que las partículas extrañas de orden de magnitud de la película lubricante, penetren en la superficie y sean eliminadas sin provocar ralladuras o abrasión.
- e) Conformabilidad: la resistencia y la ductilidad de los materiales para la fabricación de cojinetes hidrodinámicos deben ser lo más alto posible para su correcto funcionamiento y maquinado. Durante la operación inicial, el material menos duro, debe proveer la elasticidad suficiente para compensar un posible desalineamiento y otros errores geométricos.
- f) Resistencia a la corrosión: esta propiedad es de consideración ya que la temperatura de operación de la maquinaria es alta y existe el riesgo de degradación del aceite. Los productos de la oxidación de algunos lubricantes pueden atacar y corroer a elementos tales como el cadmio, plomo, zinc y aleaciones de cobre.
- g) Conductividad térmica: para que el calor generado debido a la fricción pueda ser disipado de forma eficiente.
- h) Coeficiente de expansión térmica: se debe buscar el adecuado para evitar diferencias con el eje.
- i) Factores económicos: frecuentemente el factor decisivo en la selección de un material es el costo. Generalmente una capa delgada de un material costoso puede satisfacer las necesidades tribológicas, mientras que se aplica un material barato como respaldo que satisface las necesidades de resistencia.
- j) Resistencia al desgaste bajo condiciones de frontera: se encuentra relacionada con todas las propiedades ya mencionadas en los puntos anteriores.

1.3 Fabricación de cojinetes bimetálicos

La forma de fabricación de cojinetes bimetálicos se describe en la figura 1.2. El proceso inicia con la fundición de la aleación seleccionada, en este caso la SAE-788. Posterior a la fundición se debe aplicar un tratamiento térmico con el cual se busca cambiar las fases intermetálicas que puedan derivar en problemas de fragilidad en el material durante el siguiente paso de fabricación, que es el laminado conjunto. Por otro lado, se desengrasa y cepilla la lámina de aluminio puro, dicha lámina proporciona la compatibilidad inexistente entre la aleación SAE-788 y la lámina de acero. Una vez listas las dos piezas, la lámina de aluminio y la aleación SAE-788, son sometidas a algunos pasos de colaminado con el fin de unir las y llegar al espesor deseado.

Con los pasos de laminación previos viene un proceso de corte debido a la formación de defectos en las orillas de la aleación. Con el fin de recristalizar el grano obtenido del proceso de laminado se le aplica un recocido al material, este proceso es seguido por el desengrasado de la misma para poder continuar con la 2ª etapa de colaminación. El objeto de este proceso, es el de unir una lámina de acero desengrasada y cepillada previamente, con la pieza aleación(SAE-788)-aluminio, para pasar al tratamiento térmico y finalmente al conformado de la pieza.

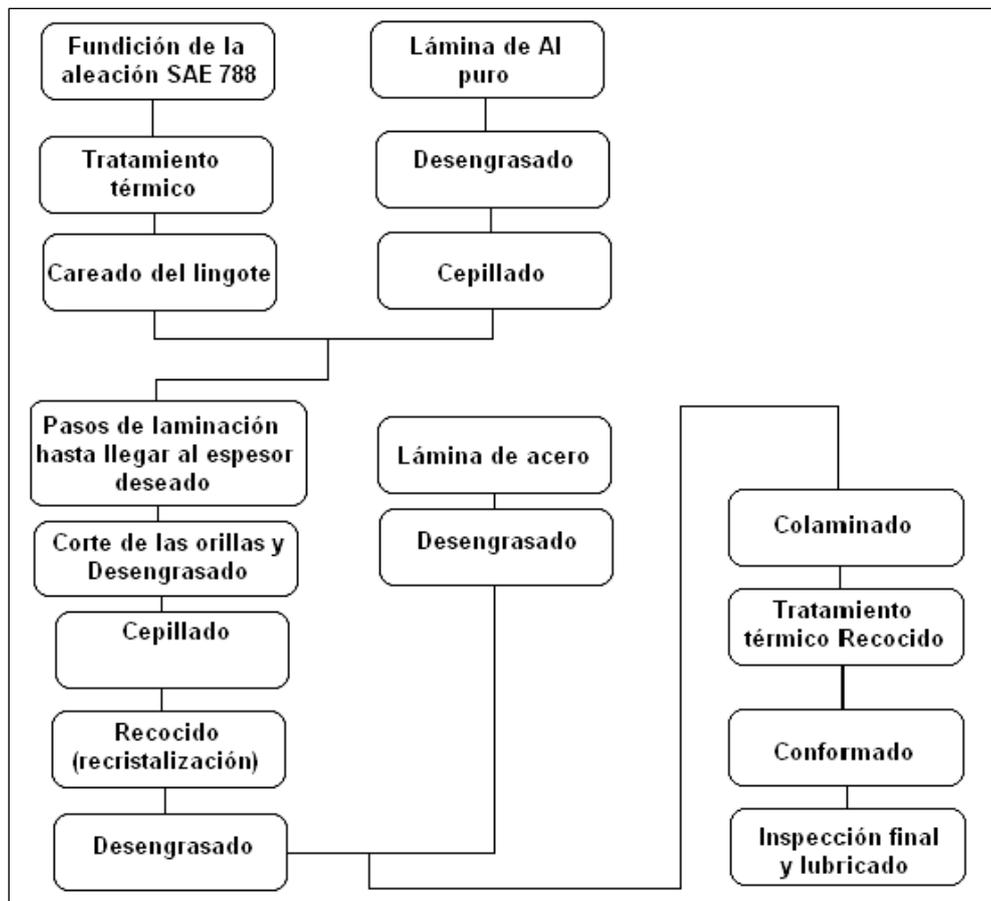


Figura 1.2 Diagrama del proceso de fabricación de cojinetes de deslizamiento.[3]

1.4 Aleaciones tribológicas base aluminio para cojinetes de deslizamiento

Muchas aleaciones han sido utilizadas como materiales para cojinetes, la mayoría de estas basadas en la idea de tener una fase blanda en una matriz de aluminio, con partículas duras de otros elementos alojadas en la fase blanda. 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.[3]

Tabla 1.1 Aplicaciones según SAE de las aleaciones de aluminio.[3]

Designación SAE	Designación ISO	Características	Aplicaciones
770	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.
783	AlSn20Cu	-Buena compatibilidad - Buena incrustabilidad - Buena resistencia a la corrosión - Baja resistencia a la fatiga y a la cavitación.	-Cojinetes para motores de automóviles.
784	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.
786	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.
788	AlSn12Si	-La mejor resistencia a la fatiga y al desgaste en combinación con cigüeñales de hierro nodular.	Cojinetes para motores de automóviles.

1.4.1 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.

Esta aleación conocida en Estados Unidos como Aluminio-Babbitt 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. [3]

1.4.2 Aluminio-Estaño

Las aleaciones binarias de AlSn tienen una resistencia mayor que la de los babbitts a la temperatura de trabajo. Pequeñas adiciones de otros elementos como el cobre o níquel no afectan la capacidad de redistribución del estaño por medio del tratamiento térmico. Estas adiciones se disuelven en la matriz del aluminio endureciéndola. También, cuentan con otros elementos aleantes como puede ser el silicio e impurezas como el hierro, que proveerán partículas duras que mejorarán la resistencia mecánica, 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 (por ejemplo cobre), 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.[3]

Aluminio-6%Sn

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 electrodeposición de níquel o cobre y finalmente un electrodeposición de una aleación Pb-Sn. El espesor comúnmente usado es de 0.012-0.020 mm. 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.[2]

Aluminio- 20%Sn 1%Cu

Ésta representa un compromiso satisfactorio entre los requerimientos opuestos de alta resistencia a la fatiga y buenas propiedades superficiales. La compatibilidad, conformabilidad y la incrustabilidad de partículas le permite girar sin muestras de agarrotamiento, incluso bajo régimen de lubricación de capa limite presente en la mayoría de los automóviles actuales. El ataque a esta aleación por la corrosión es virtualmente nulo. Lo mismo es completamente resistente al ataque de lubricantes como a la degradación de estos debido a las altas temperaturas de trabajo

Aluminio 30%Sn y Aluminio 40%Sn

Aleaciones aluminio-estaño con un contenido de estaño por encima del 20% son usadas en algunos casos y particularmente en Japón. La aleación formada por un 30% de estaño, 1% de cobre y el resto de aluminio ha sido probada exitosamente en motores de autos para pasajeros. Ésta posee una resistencia al gripado (denominación que se utiliza comúnmente para nombrar un tipo de avería que se produce cuando dos piezas que tienen rozamiento se sueldan por efecto de las altas temperaturas alcanzadas). El gripado aparece habitualmente cuando se han producido deficiencias en su lubricación. Si bien esta propiedad es mayor que en la aleación Al-20%Sn-1%Cu, situación opuesta en cuanto a la resistencia a la fatiga. Esta aleación aunque no ha encontrado aplicación en el campo automotriz se puede aplicar con éxito en otros campos. En la prueba de resistencia al rayado y desgarre, la aleación se mostró excepcionalmente buena, superior incluso a las aleaciones base estaño. Omitiendo la adición de 1% de Cu se facilita la reducción de la dureza a niveles comparables con los babbitts.

En cuanto a la resistencia a la fatiga, esto depende de la temperatura de trabajo. En el orden de los 100 °C, la aleación de aluminio es 50% más resistente que el mejor recubrimiento de babbitt. La aleación tiene suficiente conformabilidad, mientras que la compatibilidad para algunos casos no ha sido determinada, pudiendo requerir el uso de una capa protectora.[2]

Aluminio-Sn-Si

Éstas se obtienen por laminación y necesitan tratamiento térmico para lograr una fase reticular de estaño con partículas de silicio en la fase blanda. La dureza es controlada mediante el contenido de cobre y por tratamiento térmico.

Estas aleaciones demostraron ser más resistentes al agarrotamiento y desgaste provocado por árboles de fundición nodular que otros materiales. Esto se debe a una fina distribución de partículas de silicio en la estructura reticular de estaño, lo que permite que la superficie de desgaste esté en contacto con otra relativamente rugosa, sin que se produzca agarrotamiento o un desgaste excesivo. [4]

1.4.3 Aluminio-Silicio

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 sorprendentemente 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 turbocargado, donde está libre de corrosión y ofrece importantes ventajas comparado con los bronce de plomo.[3]

1.5 Elementos aleantes de la aleación SAE-788

La aleación SAE-788 (A-17X) reporta una alta resistencia a la fatiga, lo que la convierte en una aleación que satisface las necesidades de la industria automotriz en aplicaciones tribológicas, por lo que ha sido elegida como sujeto de estudio tanto para trabajos previos, como para el presente trabajo. La composición en porcentaje de peso es: Al-82.8%, Sn-12%, Si-2.5%, Pb-1.7%, Cu-0.7% y otros-0.3%, y fue diseñada por la compañía japonesa (DAIDO) de cojinetes de deslizamiento.

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

1.5.1 Estaño

El estaño es un elemento secundario dentro del mundo de las aleaciones base aluminio; en épocas anteriores era agregado para aumentar la fluidez de las aleaciones fundidas, pero en la actualidad es agregado a las aleaciones para cojinetes de deslizamiento.

La densidad de la aleación aumenta aproximadamente 0.06% por cada 0.1wt.% Sn agregado. La resistencia y especialmente la elongación caen rápidamente con la temperatura; a 500 K la resistencia de una aleación de este tipo con 10 wt. % de estaño es reducida a la mitad y la elongación cae del 60% a menos del 5% a temperatura ambiente; a 900 K la aleación es quebradiza. Una solución para estos problemas es mediante la deformación plástica que permite partir la red de estaño, seguida por un proceso de tratamiento térmico con enfriamiento rápido para que esferoidice el estaño. El efecto del estaño sobre la resistencia a la corrosión no es realmente significativo, aunque esta disminuye un poco tanto en solución alcalina, como en ácida.[5]

El estaño tiene un efecto muy pequeño en el refinamiento de grano sobre el aluminio. El endurecimiento por envejecimiento tiene un efecto limitado sobre las propiedades pero se lleva a cabo con la misma sucesión de pasos como en otros sistemas. Cantidades de 0.05-0.10%wt. Sn tienen un efecto muy importante sobre el endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones aluminio-cobre ya que al aumentar pequeñas cantidades de cobre se reduce la resistencia a la fatiga de las aleaciones aluminio-cobre.

Un porcentaje de 6% o más 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 enfáticamente debido a 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.[3]

1.5.2 Silicio

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

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 formará una fase eutéctica durante la solidificación y en consecuencia habrá una disminución en el punto de fusión de la aleación.

La adición de Si, además de reducir el coeficiente de expansión térmica produce una aleación de aluminio con un buen vaciado y reduce el desgaste. La influencia del contenido de Si de este tipo de aleaciones sobre su resistencia al desgaste ha sido bien documentada y se ha reportado que las aleaciones eutécticas tiene una mejor resistencia al desgaste que las hipoeutécticas e hipereutécticas.

Esta aleación tiene una importancia comercial muy significativa, basada en su alta fluidez y baja cantidad de reducción de volumen durante la fundición, soldabilidad y en diversas aplicaciones para soldadura. La dureza de las partículas de silicio da una alta resistencia a la aleación.

La estructura de la aleación cerca de la composición eutéctica depende más del rango de enfriamiento que del contenido de silicio, es decir, enfriamientos rápidos favorecen la formación de partículas silicio; y enfriamientos lentos aumenta la cantidad del eutéctico.

El silicio no tiene un efecto de refinamiento de grano decisivo sobre la solidificación del aluminio, pero afecta apreciablemente la facilidad de calentamiento durante procesos de fundición y soldadura. Esta propiedad alcanza un máximo en el límite de solubilidad sólida, donde el intervalo entre el sólido y el líquido es máximo. Desde este punto disminuye hasta alcanzar un mínimo en la composición eutéctica. Además disminuye la plasticidad del aluminio. Cerca de los 700 K la aleación presenta super-elasticidad, este efecto está probablemente relacionado con la esferoidización del silicio que se lleva a cabo a más altas temperaturas. El efecto sobre la recristalización es variable, probablemente por la interacción con otros elementos. [6]

1.5.3 Plomo

El plomo es un elemento añadido en pequeñas proporciones en algunas aleaciones de aluminio, el cual le imparte una muy buena maquinabilidad a la aleación. Es generalmente agregado junto con algo de bismuto porque la mezcla de los dos elementos no lleva a cabo ningún cambio de volumen durante la fundición y además para prevenir durante el tratamiento térmico el agrietamiento o lagrimeo. Se ha probado que aleaciones que contienen por arriba de 10 wt. % Pb pueden considerarse como aleaciones para cojinetes.

Además se ha encontrado que la resistencia a la corrosión en este tipo de aleaciones puede ser mejorada añadiendo estaño. Así mismo, el amplio rango de solidificación y diferencia de densidad entre el Al y el Pb aumentan enormemente la cinética de segregación del plomo durante la fusión y solidificación.[7]

Las propiedades mecánicas no son apreciablemente afectadas por la adición de pequeñas cantidades de plomo; puede haber un pequeño aumento de dureza en el límite de solubilidad. El alto sobrevoltaje del plomo disminuye la tendencia a la corrosión, hasta el punto que es casi despreciable en ácidos, y existen incluso algunas investigaciones del mejoramiento de la resistencia a la corrosión en algunas soluciones alcalinas. La reducción de la conformabilidad en frío y en caliente no es substancial para cantidades menores al 1% wt. Pb. El plomo no tiene efecto alguno sobre el endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones aluminio-cobre pero mejora substancialmente su maquinabilidad, reduciendo los requerimientos de potencia y aumentando los rangos permisibles de velocidad y ángulo de la herramienta. El mejoramiento de la maquinabilidad produce que las adiciones de plomo sean de las más grandes dentro del mundo de las aleaciones con matriz dura.

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 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.

1.5.4 Cobre

El cobre es uno de los más importantes elementos aleantes para el aluminio gracias a su solubilidad y a que aumenta la resistencia de la aleación. Cuando el contenido de cobre se incrementa, se presenta un aumento continuo de la dureza del material, pero la resistencia, y especialmente la ductilidad, depende de si el cobre está en solución sólida o no, cuando esferoidiza en partículas distribuidas uniformemente o como una red continua en los límites de granos. El cobre disuelto produce un incremento mayor en la resistencia mientras que mantiene una cantidad substancial de ductilidad; distribuidas en la red no sólo la ductilidad desaparece, incluso la resistencia es reducida por que el material se hace muy quebradizo. La adición de cobre refina el tamaño de grano del aluminio de fundición, pero el refinamiento no es muy grande. En la parte rica en aluminio del diagrama de equilibrio Al-Cu, la segunda fase dominante es un intermetálico CuAl_2 . [2]

1.6 Compuestos intermetálicos

El hierro es probablemente uno de los elementos que más se deben controlar ya que forma compuestos intermetálicos frágiles, los cuales impactan seriamente la ductilidad de la aleación. Varios compuestos ricos en hierro se pueden formar durante la solidificación, incluyendo grandes plaquetas de β - (FeSiAl_3) , fases de escritura china ($\text{Al}_3\text{FeMg}_3\text{Si}_6$). La reducción en la ductilidad, tenacidad y propiedades de fatiga en aleaciones que contienen hierro es atribuida a la precipitación de delgadas capas aciculares de FeSiAl_5 . [8]

El efecto de deterioro producido por el hierro puede ser contrarrestado procurando que el porcentaje del mismo en la carga sea el menor posible, incrementando la velocidad de enfriamiento y haciendo las adiciones adecuadas de neutralizadores a la fundición. A bajas velocidades de enfriamiento, las agujas de FeSiAl_5 son gruesas y concentradas en las fronteras de los granos, donde promueven la fractura frágil. A grandes velocidades de enfriamiento, las partículas de FeSiAl_5 son mucho menores y mayormente intergranulares. La adición más común para neutralizar el efecto del hierro es el Mn; adiciones menos comunes incluyen cobalto, berilio y cromo. La adición de estos elementos cambia la morfología de las fases de hierro de cristales aplanados a partículas de escritura china. Incluso en ausencia de estos neutralizadores, la morfología de las fases de hierro pueden ser modificadas sobre calentando el caldo apropiadamente. Estos resultados indican que la fase de hierro cristaliza predominantemente como partículas de escritura china en lugar de placas de hierro cuando el caldo es sobrecalentado entre 850-900°C durante periodos cortos. Los efectos de deterioro causado por el hierro pueden ser mermados con estroncio como modificador. Se ha reportado que la formación de grandes fases intermetálicas frágiles de hierro pueden ser suprimidas en una aleación bien modificada. [8]

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 placa. En adición, la misma fase intermetálica puede tener distintas variantes por ejemplo, Al_6Fe y Al_xFe . 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., sino también debido a su compatibilidad con las matrices metálicas las cuáles confieren otras propiedades deseadas, por ejemplo, auto lubricación o difusividad térmica.

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.

La fractura intergranular se da por una concentración de esfuerzos concentrados 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.

Las fracturas se forman dentro de los compuestos intermetálicos a bajos esfuerzos y luego se propagan 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.[9]

En las aleaciones que van a ser laminadas, la fase inestable monoclinica β -AlFeSi, la cual tiene una estequiometría aproximada al Al_5FeSi , está comúnmente presente. La morfología de esta fase es en forma de placas interconectadas dentro de una red como se muestra en la figura 1.3 con un espesor de unas décimas de micrómetro y las otras dos dimensiones del orden de 25 μm . La presencia de estas partículas influye de forma adversa en las propiedades para laminar la aleación.

La fase α -AlFeSi mejora la ductilidad de la aleación ya que su morfología de escritura china tiende en menor escala a inducir micro grietas que la fase planar β -AlFeSi, además la fase α -AlFeSi inducirá a una disminución en los defectos sobre la superficie extruida.

En la fig. 1.3 se puede observar el intermetálico interconectado en forma de placa β -AlFeSi en la estructura de fundición.

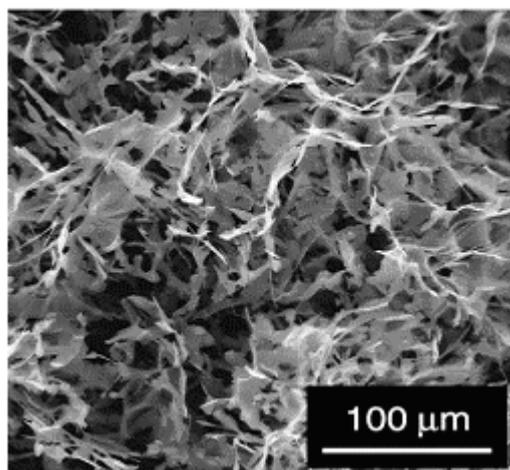


Figura. 1.3 Morfología de los intermetálicos β -AlFeSi. [9]

Por lo ya mencionado, se observa que el control de los intermetálicos β -AlFeSi, durante la fundición y el tratamiento térmico será importante para la obtención de un producto final de calidad.[3]

Capítulo II

Fundición de aleaciones de aluminio

2.1 Solidificación de aleaciones de aluminio

En la mayoría de las fundiciones de aluminio, la solidificación comienza con el desarrollo de la red dendrítica de aluminio primario (alfa). El DAS (dendrite arm spacing) secundario es esencialmente determinado por la composición de la aleación, velocidad de enfriamiento, tiempo de solidificación local y gradiente de temperatura. Se ha encontrado que el silicio es un elemento que tiene una influencia en el DAS. Al incrementar el contenido de silicio tiende a decrecer el espaciamiento dendrítico secundario. Se ha visto que DAS varía con la velocidad de enfriamiento de acuerdo a la relación:

$$\log\left(\frac{dT}{dt}\right) = -\left(\frac{\log(DAS) - 2.37}{4}\right)$$

donde dT/dt es la velocidad de enfriamiento que está dada por °C/min y DAS en micrómetros.

En cualquier lugar de la fundición, el tiempo local de solidificación determina el DAS y por tanto, las propiedades mecánicas. El DAS secundario controla la medida y la distribución de porosidades, así como los intermetálicos dentro de la fundición. Mientras el DAS se hace menor, las porosidades y componentes de las segundas fases son dispersadas finamente. Este refinamiento de la microestructura genera una mejora en las propiedades mecánicas, principalmente el esfuerzo último a la tensión y el porcentaje de elongación. En aleaciones Al-Si, tanto el esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo a la tensión y el esfuerzo último a la fractura se incrementan con la velocidad de enfriamiento. Este comportamiento es contrario al de las aleaciones Al-Cu donde la tenacidad a la fractura varía inversamente con la resistencia. Sin embargo, en las aleaciones Al-Si, hay sólo un pequeño decremento en la tenacidad con el aumento del esfuerzo de cedencia. Entonces, la morfología de las partículas de silicio, así como su distribución es mucho más importante en la matriz de estas aleaciones.[8]

Como progreso de la solidificación, varias reacciones fuera del equilibrio pueden ocurrir en el líquido interdendrítico dependiendo de la velocidad de enfriamiento y de la cantidad de impurezas (mayormente hierro y manganeso).

Durante la solidificación de una aleación Al-Sn-Si, los granos primarios se separan de las fases líquidas ($L \rightarrow (\alpha Al + Si)$); seguido del silicio eutéctico ($L \rightarrow (\alpha Al + Si \cdot eutectico)$); finalmente ocurre la reacción eutéctica ternaria a una

temperatura cercana a los 225°C ($L \rightarrow (\alpha Al + Si \cdot eutectico + \beta Sn)$). Las fases βSn envuelven a las fases eutécticas de Si y se distribuyen en el límite de grano de la matriz en forma de red.[3]

La fase αAl aparece en forma dendrítica, mientras que el Si eutéctico en forma de aguja se distribuye en el límite de las dendritas del aluminio y finalmente la fase βSn siempre solidifica envolviendo a las fases Si. [8]

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 a una disminución 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.[9]

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, que pasa de 1.7 a 0.2 % en peso.[9]

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 más 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 más alto contenido de Si en la fundición remanente.

En aleaciones ternarias Al-Fe-Si ocurre la siguiente transición de Al- $Al_{13}Fe_4$ a Al- $\alpha-AlFeSi$ eutéctico a una velocidad crítica de 2.3 K/s, se atribuye la ocurrencia de esta transición al crecimiento de la fase con un mínimo subenfriamiento y, consecuentemente relacionado con este fenómeno, una velocidad de crecimiento crítica. Un aumento en la velocidad de enfriamiento de 0.04-3.5 K/s lleva a un aumento del contenido eutéctico de la aleación ternaria AlFeSi.[9]

En la práctica de fundición más común que es la colada en matriz (DC), la velocidad de enfriamiento se encuentra en un rango de 1-20K/s. 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_6Fe o Al_mFe en lugar de la fase de equilibrio Al_3Fe , la fase Al_6Fe se forma a velocidades de enfriamiento de 1-10 K/s, mientras que la fase Al_mFe 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.

Un aumento de la velocidad de enfriamiento refina el tamaño de los intermetálicos de fase secundaria y modifica su morfología a una geometría equiaxial, esto se atribuye al proceso de nucleación repetida de las fases intermetálicas durante la solidificación eutéctica. Por otro lado, para mejorar la conformabilidad del lingote, se adiciona Mn en el orden de 0.3% en peso, lo cual promueve la formación de la b.c.c. $\alpha-AlFeSi$ la cual tiene una morfología 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.[3]

2.2 Crecimiento columnar

En la solidificación de lingotes o coladas pueden distinguirse tres zonas de solidificación entre el molde y metal. Como consecuencia, granos muy pequeños presentan una orientación al azar y nuclearán en la superficie del molde, formando una zona equiaxial externa. Estos granos dan lugar al crecimiento dendrítico, desarrollando brazos, los cuales crecerán a lo largo de las direcciones cristalográficas.

El crecimiento de los granos orientados al azar permite que aquellos que presenten velocidades de crecimiento más altas, sean los predominantes en la morfología de la interfase sólido/líquido, y por lo tanto guíen la formación de la zona columnar. Frecuentemente se observa otra zona equiaxiada en el centro de la colada, consecuencia del crecimiento de los brazos dendríticos desprendidos en el líquido restante, el cual es ligeramente subenfriado.[9]

Durante el crecimiento columnar forzado (durante el crecimiento del sólido, el flujo de calor se lleva a cabo a través de la región semi-sólida), la temperatura en la punta de la dendrita puede disminuir significativamente por debajo de la isoterma del líquido. Este sobrenfriamiento en la punta de la dendrita puede deberse al efecto de curvatura de la interfase sobre el punto de fusión de equilibrio.

Actualmente, los modelos de crecimiento pueden predecir la transición entre el crecimiento columnar a equiaxiado figura 2.1. El desarrollo de una zona equiaxiada es dependiente de la presencia de núcleos equiaxiados la cual se ve afectada por las condiciones de crecimiento térmicas en el líquido y la velocidad del crecimiento del frente columnar.[9]

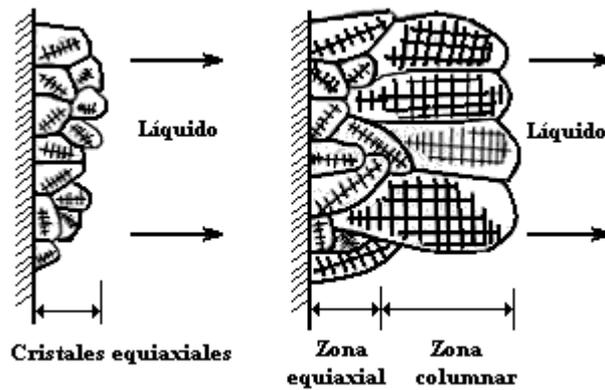


Figura 2.1 Zona Columnar, crecimiento hacia el centro del lingote, pues están favorablemente orientados para crecimiento rápido.[9]

2.3 Desgasificación

Las fundiciones de aleaciones de aluminio son altamente susceptibles a la absorción de hidrógeno durante la fusión. La solubilidad del hidrógeno en el aluminio líquido es una función de la temperatura y decrece rápidamente con la temperatura de solidificación. El hidrógeno expulsado del metal líquido durante la solidificación promueve la generación de porosidades. La contracción relativamente grande en la solidificación de las aleaciones de aluminio exacerba este problema. Dependiendo de las condiciones del proceso, los niveles de porosidad que pueden ser detectados en fundiciones comunes van desde 0.5% a 3%.

La cantidad de hidrógeno que puede ser tolerada antes de tener cantidades excesivas de porosidades depende de varios factores, incluyendo la composición de la aleación, tiempo local de solidificación, gradientes térmicos y concentraciones de inclusiones. Resultados de muchos análisis matemáticos y experimentales indican que, dependiendo de la velocidad de enfriamiento, existen concentraciones críticas de hidrógeno debajo de las cuales no se forman porosidades en la fundición.

El mecanismo de porosidades de hidrógeno inducido puede ser analizado considerando la distribución de hidrógeno disuelto en la interfase sólido-líquido. Durante la solidificación, el líquido interdendrítico es gradualmente enriquecido con hidrógeno mientras que la fracción de sólido crece, por tanto, la mayoría del hidrógeno es expulsado en la interfase sólido-líquido.

Durante el proceso de solidificación, el contenido de hidrógeno en el líquido se incrementa y eventualmente excede el límite de solubilidad. Idealmente un poro de gas debe nuclear en este punto. Sin embargo, la creación de un nuevo poro requiere el establecimiento de una nueva superficie, debido a esta barrera, la concentración de hidrógeno en el líquido continúa creciendo sobre el límite de solubilidad hasta que excede el valor máximo para el cual los poros pueden ser formados. En este punto, el poro comienza a nuclear. Esta nucleación puede

ocurrir predominantemente en la raíz de la dendrita o en otro lugar heterogéneo como son las inclusiones. Una vez que el poro ha nucleado, hay un rápido crecimiento durante las etapas iniciales y la concentración de hidrógeno decae. Consecuentemente, el poro puede emigrar de la dendrita y moverse dentro de las regiones intergranulares, donde el espacio disponible para el crecimiento es mayor que en las regiones inter-dendríticas. El crecimiento en este periodo ocurre a una velocidad relativamente baja.[8]

Las inclusiones en las fundiciones ofrecen sitios heterogéneos para la nucleación del poro y con ello promueven su formación. Incluso en presencia de pequeñas cantidades de inclusiones, la concentración crítica de hidrógeno para la formación del poro puede ser significativamente baja.

Dependiendo de la aplicación, una variedad de métodos pueden ser utilizados para desgasificar la fundición de aleaciones de aluminio, incluyendo adición de flujos de gases inertes a través del metal fundido, desgasificación por vacío y vibraciones ultrasónicas de la fundición. El flujo de gas inerte por periodos largos para completar la desgasificación es caro ya que incluye varios gases tales como N_2 , Cl_2 , SF_6 y mezcla nitrógeno-freón en su uso. Factores como el tamaño y área superficial de la burbuja, la velocidad del flujo, la profundidad del contenedor y la temperatura son factores en el proceso de desgasificación. Existen además comercialmente tabletas las cuales liberan cloro cuando se integran a la fundición, desgasificandola. La eficiencia de las diferentes técnicas para retirar los gases es objeto de controversia, principalmente debido a las dificultades asociadas al muestreo del aluminio y análisis para hidrógeno disuelto.

Los resultados de recientes análisis de modelos matemáticos muestran que los procedimientos de desgasificación son principalmente controlados por tres parámetros: temperatura del metal, tamaño y composición de las burbujas de purga. La solubilidad de hidrógeno en el aluminio crece exponencialmente con la temperatura y por ello el tiempo de degasificación a un cierto nivel se duplica por cada incremento de $70^{\circ}C$ de temperatura de la fundición. Se vuelve entonces, de vital importancia que se mantenga la mezcla a la menor temperatura permisible. Finalmente, el proceso de degasificación opera al 100% cuando la purga de gas tiene burbujas menores que 5mm de diámetro.[8]

2.4 Refinamiento de grano

El refinamiento de grano para aluminio proporciona un gran número de ventajas técnicas y económicas, derivado de un diámetro de grano menor, ya que se reducen las fracturas en los lingotes y proporciona una estructura más homogénea, así como buenas propiedades mecánicas.

En el refinamiento de grano se ha demostrado que la nucleación heterogénea no es necesariamente el paso limitador de velocidad, para la iniciación del crecimiento de cristales en una fundición. La velocidad de crecimiento libre de un cristal empieza en una partícula dada a un subenfriamiento inversamente proporcional al diámetro de la partícula.

El tamaño de grano depende de la velocidad de enfriamiento de la fundición, así como también del nivel de soluto y la cantidad de inoculantes agregada.

Los tres principales métodos para el refinamiento de grano en las aleaciones de aluminio son:

- Enfriamiento
- Agitación (mecánica rápida, electromagnética y vibración ultrasónica) durante la solidificación.
- Adición de refinador de grano.

En el primer método, la estructura fina del grano es formada durante el vaciado debido a la reducción del crecimiento de grano durante el proceso de solidificación, el gradiente de temperatura entre la pared de la lingotera y la fase sólida es un factor determinante buscando que este sea lo mayor posible.

El segundo método de refinamiento de grano se lleva a cabo mecánicamente con una ruptura de las dendritas recientemente formadas y aún en un estado semi-sólido, normalmente el grado de refinamiento depende de la energía de entrada dentro del mismo metal solidificado.

El tercero es el método más usado en la industria, donde se adiciona un agente nucleante en forma de una aleación maestra o sales.

La refinación de grano es un fenómeno inversamente exponencial por lo que llega un momento en que por más refinador que se añada, el tamaño de grano se mantiene constante. Cuando se utiliza Al_3Ti como refinador para aleaciones de aluminio, al exceder el punto de la reacción peritética (alrededor del 2% de Ti) el refinamiento de grano es nulo. [9]

Para refinar el grano es necesario suprimir los mecanismos que favorecen la producción de granos columnares y sustituirlos por los productores de nucleación equiaxial.

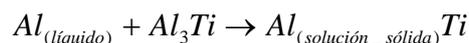
Las aleaciones de aluminio son refinadas con titanio o con la aleación maestra Al-Ti-B para controlar la estructura del grano en la aleación. El refinamiento de grano provee sitios de nucleación para la formación de las dendritas primarias $\alpha-Al$ y facilita la producción de una fundición con un gran número de granos pequeños, uniformes y equiaxiados. El refinamiento de grano con la aleación maestra provee a la fundición varias ventajas dentro de las que se encuentran la redistribución y reducción de porosidades, disminución de la susceptibilidad a la fractura en caliente y es mejorada la fluidez.

Cuando no se añade el refinador de grano, la estructura de los granos es muy gruesa, y el tamaño promedio de los mismos es mayor a los 3mm. Con la adición del refinador de grano en forma de aleación maestra el tamaño del grano se reduce rápidamente y es medida en menos de 300 micrómetros a concentraciones de titanio arriba del 0.2%. Debe mencionarse que se debe de tener necesariamente un contenido mínimo de 0.15 a 0.20% para obtener un refinamiento de grano sustancial. La presencia de cobre y zinc en solución sólida interfiere con el desempeño de refinador de grano. [8]

El refinador de grano puede alterar la medida y la morfología de los poros en la fundición. La presencia del refinador de grano permite una redistribución de las porosidades. En muchas ocasiones, también se presenta una considerable reducción en la cantidad de porosidades derivado del refinamiento de grano. La adición de 0.2% de Ti reduce la cantidad de porosidades del 1.5% a 0.5%. Esta reducción en la fracción de porosidades está directamente relacionada con la disminución con el diámetro promedio del poro debido al refinador de grano. [8]

Hay diferentes formas de introducir las partículas del refinador de grano en la fundición. El método más ampliamente aceptado es adicionar la aleación maestra Al-Ti-B 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 con sales) y un mejor control de la composición.

La teoría de la nucleación peritética propone que el refinamiento de grano se alcanza por la acción de ciertos elementos en transición semejantes a Ti, Zr, Cr, Mo y W, los cuales producen una reacción peritética con el aluminio. En la fusión del Titanio que es el elemento refinador más común, la reacción ocurre de acuerdo con el diagrama de fase Al-Ti.



La reacción peritética ocurre aproximadamente a 665° y con una concentración mínima de 0.15%. La principal secuencia de eventos comienza en la formación de dendritas de aluminio en inoculantes Al₃Ti durante la solidificación. En la primera y segunda etapa, las partículas de Al₃Ti liberan Ti en partes que se disuelven durante la fusión. En la tercera etapa el Al (con una solución de Ti sólido) nuclea sobre las partículas de Al₃Ti disueltas, logrando un nivel crítico para la iniciación de la reacción peritética.

Las aleaciones maestras están basadas en el sistema binario Al-Ti y el ternario Al-Ti-B que son de los más comúnmente usados como refinadores de grano. El nivel típico de titanio en los dos sistemas es de 6%. El contenido de Boro va desde 0.1 a 3%. [9]

En el tipo de aleaciones maestras Al-Ti-B, el boro forma varios compuestos semejantes a AlB₂, TiB₂, (AlTi)B₂ y AlB₁₂. En donde TiB₂ es más estable en la forma bórica y las partículas TiB son las responsables de la nucleación de los cristales de aluminio, y de la efectividad de la acción de refinamiento de grano.

El Boro se añade para refinar el grano en fundiciones, su adición es de entre 0.005% y 0.1%, se hace más efectivo en combinación con Ti en una proporción de 5 Ti por 1 B. Las partículas de TiB_2 que se forman en fase líquida sirven como núcleo para la precipitación de los primeros cristales de Al, aumentando de tal manera la proporción de granos que se forman en el líquido comparado con los que crecen desde el molde. [9]

Para el refinamiento de grano, las partículas inoculantes adicionadas a la fundición deben ser substratos potenciales para la nucleación heterogénea. La nucleación puede ocurrir solo si la fundición es subenfriada en un sistema de solidificación, la fundición remanente puede ser subenfriada solo si hay algunos solutos en la fundición que restrinjan el crecimiento del sólido. También en un frente columnar compitiendo con una solidificación equiaxial o desde partículas donde la nucleación ha apenas ocurrido. Mientras que un refinamiento efectivo requiere de ambas; nucleación heterogénea y restricción de crecimiento.

Los refinadores Al-Ti-B consisten de partículas TiB_2 de 0.1 a 10 micras de diámetro y las partículas Al_3Ti puede ser un nucleador muy importante para el aluminio de 20-50 μm de diámetro, pero esta fase disuelve rápidamente cuando se adiciona al aluminio puro, ya que el contenido total de titanio en la fundición está dentro del límite de solubilidad. [9]

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.

Especialmente para bajos niveles de adición del refinador, son menores los niveles de soluto, y menores las velocidades de enfriamiento, donde el número de granos está limitado por el recalentamiento de la fundición.

Si el tiempo de contacto es muy corto, el tamaño de grano más fino puede no ser alcanzado, por otro lado, si el tiempo de contacto es muy largo, la efectividad del refinador de grano disminuye. La composición de ambos (Ti y B), disminuye con el tiempo de contacto y el tamaño de grano resultante es mayor.[9]

2.5 Modificación

Una estructura eutéctica irregular es observada en aleaciones Al-Si con desmedido crecimiento de aluminio junto con cristales de silicio. Esto, depende de las condiciones de crecimiento, velocidad de la interfase y gradiente de temperatura, y la concentración del caldo, la fase de menor importancia del silicio puede adoptar una variedad de morfologías. A bajas velocidades de enfriamiento el silicio se presenta grueso, y como laminillas aciculares interconectadas. Estas laminillas actúan como iniciadoras de grietas, y consecuentemente, el material falla de una forma frágil. Una transición de laminilla a fibra ocurre a velocidades de crecimiento mayores de 1mm/s. Dicha

forma de fibras para el silicio minimiza la concentración de esfuerzos aportando ductilidad sustancial a muestras que son rápidamente enfriadas durante la solidificación.

La transición de laminillas a fibras puede ser también obtenida químicamente por la adición de pequeñas cantidades de elementos reactivos al caldo, tales como el sodio o estroncio. Este proceso, mejora significativamente las propiedades mecánicas de la aleación. Una modificación con sodio y estroncio resulta en una fina y fibrosa fase de silicio eutéctico.

Un efecto parcial de la modificación es también obtenido por la adición de antimonio al caldo, el cual produce una estructura laminar del silicio.

La cantidad de modificador necesario generalmente depende del tipo y la concentración de impurezas, los cuales merman el efecto del modificador. Cerca del 0.005 a 0.01% de sodio es suficiente para obtener una modificación completa, mientras que para obtener el mismo efecto se requiere de 0.01 a 0.02% de estroncio. El Sr es efectivo como modificador incluso con tiempos muy cortos de contacto (5 min). [8]

Una cantidad de porosidades es generalmente detectada en muchas muestras modificadas. El promedio del tamaño del poro también se incrementa con la modificación de la aleación. La adición de elementos reactivos al caldo, tales como sodio y estroncio, reduce la tensión superficial y puede facilitar la nucleación del poro.

La modificación química de la mezcla tiene un efecto similar a los cambios estructurales que ocurren durante un tratamiento térmico. El objetivo primario durante el tratamiento es esferoidizar las partículas de silicio a través de un proceso de modificación. Dicha esferoidización ocurre rápidamente en aleaciones modificadas con estroncio. En consecuencia, la modificación química puede ser usada para reducir significativamente los costos de tratamientos térmicos.

Un modificador no solo refina las fases αAl y Si, también hace que las fases βSn se encuentren mejor distribuidas. Las fases βSn 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. [3]

La adición de Sr a la aleación comercial Al-12Si, induce una reducción en el tamaño en los cuboides primarios de silicio, un cambio en la morfología de la fase $\alpha\text{-Al}$ de dendrítico a cúbico, y un incremento en la fracción volumen de la misma fase.

2.6 Efectos del refinador y modificador

En un estudio en el cual se integra únicamente el refinador de grano se obtuvieron las imágenes aquí presentadas en las cuales se puede observar en un primer acercamiento los efectos de la adición de diferentes porcentajes del mismo. Para el estudio presentado se integran 0%, 0.1%, 0.2%, 0.4%, 0.8% y 1.6% de aleación maestra.[9]

Los efectos del refinador de grano se pueden ver directamente en las figuras siguientes, en la figura 2.2 se tiene la colada de referencia, en esta se puede observar una heterogeneidad en el tamaño de los granos aunque predominantemente se presentan granos de un tamaño mayor, en la figura 2.3 se ilustra la adición de 0,1% de refinador, en esta imagen se tiene una homogeneidad en el tamaño de grano, siendo este valor significativamente menor, en general, la distribución del estaño- plomo es homogénea. Para la figura 2.4 se tiene una adición de 0.8% de refinador, se observa la disminución en el efecto del mismo así como una disminución en la equitativa distribución del estaño-plomo. De lo anterior “se puede concluir que con 0.1% de refinador se obtiene un grano más fino y una mejor distribución del estaño-plomo en la matriz de aluminio”.[9]

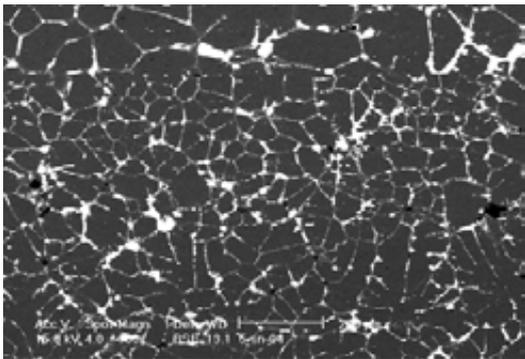


Figura. 2.2 Lingote sin refinador.[9]

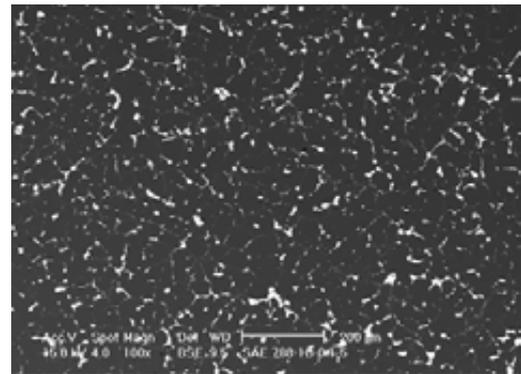


Fig. 2.3 Lingote con 0.1% de refinador.[9]

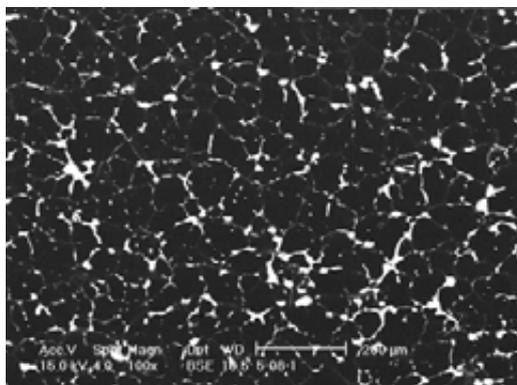


Fig. 2.4 Lingote con 0.8% de refinador.[9]

Los resultados cuantificables de dicho trabajo se presentan a continuación. Dentro de la tabla 2.1 se puede observar un mejor desempeño de la aleación con 0.1% de refinador ya que presenta en general los menores tamaños para cada una de las posiciones estudiadas. Las posiciones en el lingote a las que se hace referencia en la tabla 2.1 son presentadas en la figura 2.5.

Tabla 2.1 Tamaño de grano[μm] en cada una de las 9 posiciones del lingote.[9]

% de Refinador	0%	0.10%	0.20%	0.40%	0.80%	1.60%
I	27.272	25.210	26.549	32.609	27.523	27.523
II	30	25.210	31.25	30	27.027	28.037
III	30	26.549	26.547	35.294	32.258	30
IV	32.967	28.037	31.25	26.786	28.846	36.144
V	35.714	29.703	35.714	32.258	33.333	30.612
VI	30.303	28.302	36.585	34.884	36.585	32.967
VII	31.9154	29.703	31.25	28.571	33.708	36.585
VIII	34.884	26.316	37.975	30.303	37.5	35.294
IX	31.579	28.302	32.967	30.612	27.027	36.585
Promedios	31.626	27.4813	32.232	31.257	31.534	32.639

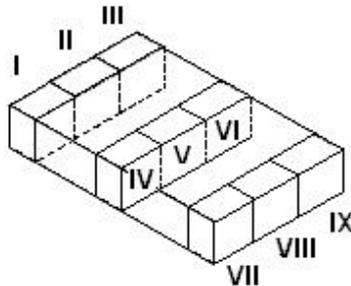


Figura 2.5 Corte de las piezas para la caracterización de los lingotes.[9]

En la figura 2.6 se observa el comportamiento en el tamaño de grano a los diferentes porcentajes, en las distintas posiciones de estudio. El 0.1% presenta la menor variación, es decir, es más homogéneo en su tamaño de grano, además de presentar los menores tamaños de grano ubicándose por debajo de todas las demás ahí representadas. Se encuentra al porcentaje de 0.2 como el más heterogéneo en cuanto a tamaño de grano en las diferentes posiciones.[9]

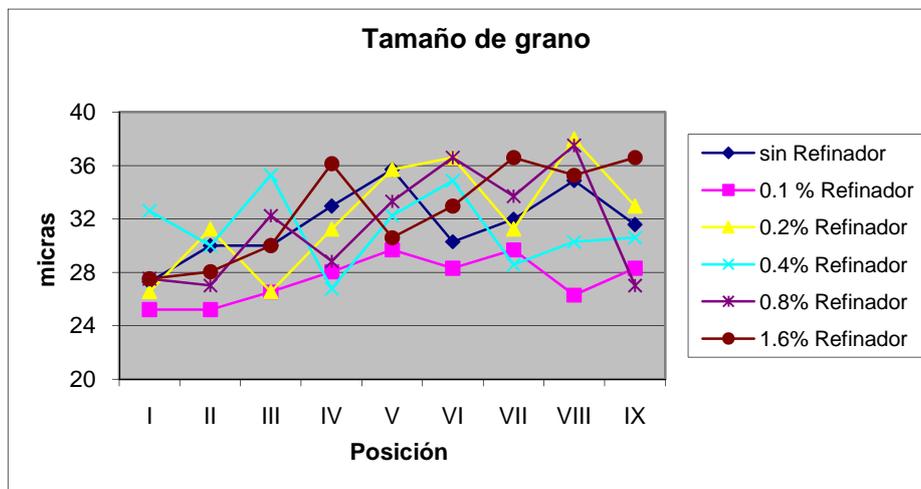


Figura 2.6 Comportamiento del tamaño de grano de los diferentes porcentajes de refinador.[9]

En la figura 2.7 se tiene la menor dispersión en el tamaño de los intermetálicos Al-Fe-Si para un porcentaje de 0.1% de refinador, mientras que de nuevo para 0.2% se tiene la dispersión más grande. El comportamiento del gráfico se puede entender como lineal para fines prácticos, interpretando que a menores porcentajes de refinador se tienen menores tamaños en los intermetálicos.

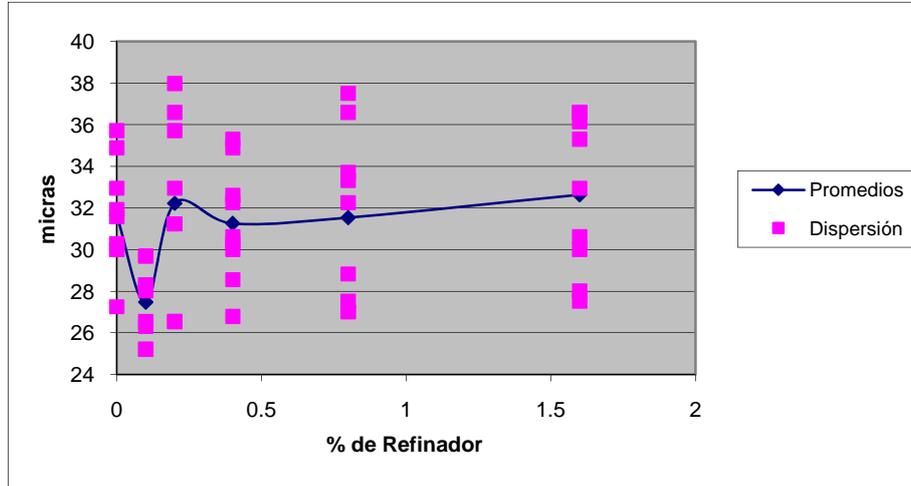


Figura 2.7 Promedios del tamaño de intermetálicos vs porcentajes de refinador.[9]

Por otro lado se tienen trabajos en los cuales se reportan unos menores porcentajes de refinador de grano además de variar el tiempo de contacto. En la figura 2.8 se muestra el gráfico en el cual se evalúan diferentes aleaciones a diferentes porcentajes manteniendo el tiempo de contacto en 5 minutos. Los resultados parecen estabilizarse a partir de 0.03% y no tienen mayor cambio hasta llegar a 0.06%. En la figura 2.9 el tiempo de contacto es de 120 minutos y se observa en general un gráfico similar al anterior, el tamaño de grano se estabiliza en 0.03% y no sufre cambio significativo hasta llegar al final del gráfico. Para ambas ilustraciones el tamaño de grano obtenido por la aleación maestra con mejor comportamiento es similar, reflejando que la refinación entrega óptimos resultados incluso en periodos cortos de contacto.[10]

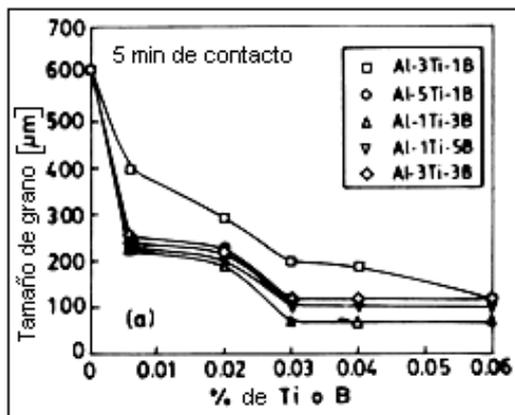


Figura 2.8 5min de contacto.[10]

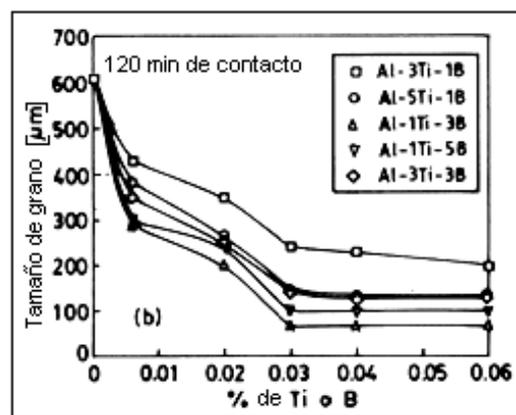


Figura 2.9 120min de contacto.[10]

De igual forma existen diversos estudios en los cuales no se considera únicamente el efecto del refinador de grano, sino en conjunto con algún o algunos modificadores.

El efecto de una modificación y refinación de una aleación comercial Al-Si se presenta en las figuras 2.10 y 2.11. Inicialmente se presenta una micrografía de la aleación comercial sin inoculación, mostrando dendritas gruesas de α -Al junto con agujas de silicio en los espacios interdendríticos. En la figura 2.11(a) se ilustran los efectos de una modificación con 0.02%Sr, 0.5%Sb y 0.5%Al-5Ti-2C con un tiempo de contacto de 5 minutos. En esta imagen se observa un tamaño fino de las dendritas junto con la buena modificación del silicio eutéctico que se deriva del silicio eutéctico fibroso, sugiriendo que la modificación con Sr tiene un efecto positivo aún en un corto tiempo de contacto.[11]

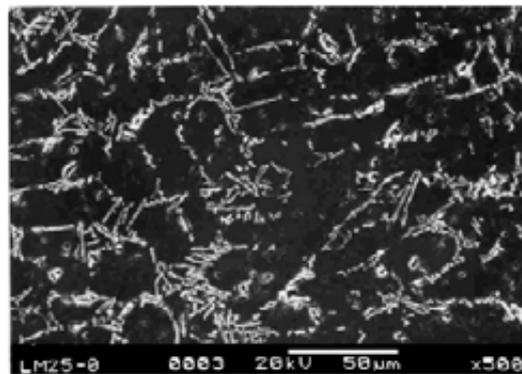


Figura 2.10 Microfotografía de aleación sin tratamiento.[11]

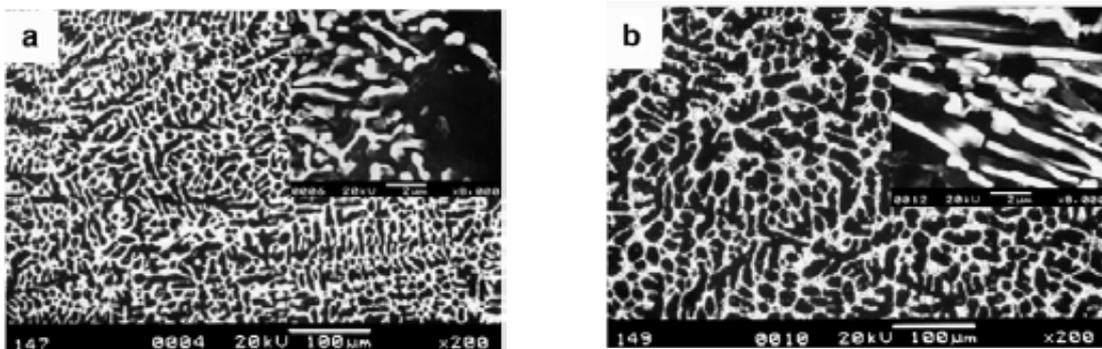


Figura 2.11. (a)Microfotografía de la aleación inoculada con (0.02%Sr + 0.5%Sb + 0.5%Al-5Ti-2C) con 5min de contacto. (b) Microfotografía de la aleación inoculada con (0.02%Sr + 0.5%Sb + 0.5%Al-5Ti-2C) con 120min de contacto.[11]

En la figura 2.11(b) el tiempo de contacto es de 120 minutos inoculando la aleación con 0.02%Sr, 0.5%Sb y 0.5%Al-5Ti-2C, los efectos se ven reflejados en un cambio de morfología de la aleación comercial. Al comparar los tamaños de las dendritas entre las aleaciones con 5 y 120 minutos de contacto es considerable el tamaño menor de las dendritas de la primera aleación. Los 120 minutos parecen opacar el efecto de refinación. Sin embargo la morfología del silicio eutéctico ahora es laminar fina. Se concluye que tanto el refinamiento de grano como modificación de la aleación logran presentar una microestructura fina a tiempos cortos de contacto.[11]

Se han hecho observaciones en las que se concluye que la adición de estroncio, ya sea en conjunto o solo, con elementos de transición como Mn promueve el desarrollo de la fase intermetálica α la cual se ve en forma de escritura china. Este tipo de morfología reduce la formación de agujas β , la cual ocasionalmente sirve como apoyo para la nucleación de la fase eutéctica. Y se ha encontrado que la adición de 0.04% de Sr tiene el efecto de producir una mayoría de agujas β -AlFeSi. En la figura 2.12 se encuentra la microfografía de la aleación comercial, presenta predominantemente agujas de forma acicular y no es posible definir algún grano. El efecto desprendido de la adición de 0.04%Sr se representa en la figura 2.13, en general la partículas son de un tamaño menor y no se distinguen tantas agujas de forma acicular en ésta.[12]

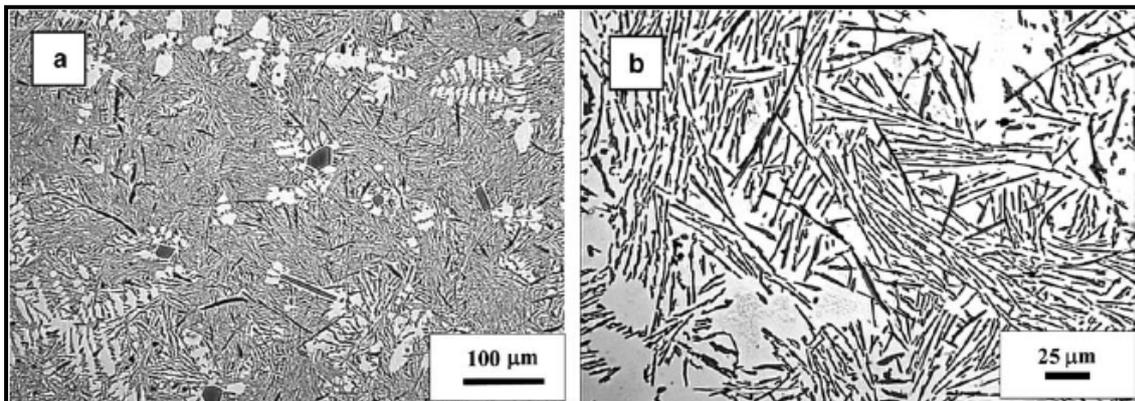


Figura 2.12 Microfotografía de la aleación Al-Si. (a) Pequeña amplificación que muestra la morfología acicular. (b) Amplificación mayor que muestra las agujas aisladas en la matriz de Al-Si.[12]

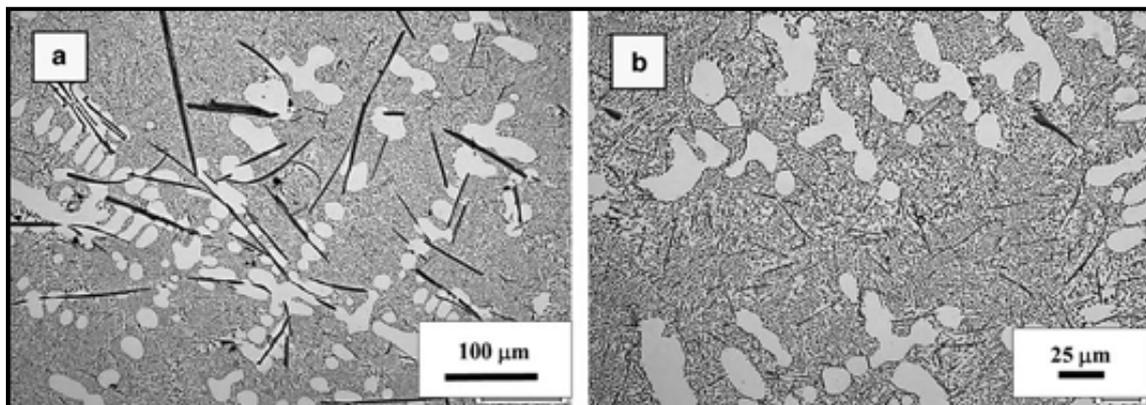


Fig. 2.13 Microfotografía de la aleación Al-Si con 0.04%Sr. (a) Agujas gruesas de la fase β atrapadas en las dendritas α -Al. (b) Pequeñas cantidades de finas agujas en la zona eutéctica. [12]

La aleación inoculada con 0.05%Ti y 0.05%Sr, referida a la figura 2.14(a), muestra la presencia de agujas primarias de alta temperatura de la fase β que sirvieron en algunos casos como sitios de nucleación para la fase α -Al con la cual son asociadas. En la figura 2.14(b) las agujas secundarias de la fase β , de tamaño uniforme, aparecen en las regiones eutécticas.

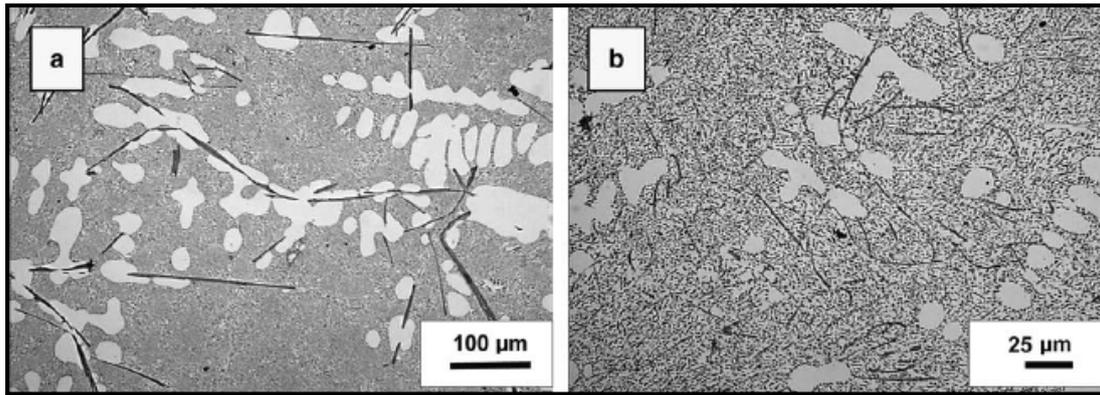


Figura 2.14 Microfotografía se la aleación Al-Si con 0.05%Ti y 0.05%Sr. (a) Morfología de la fase β a baja amplificación. (b) Agujas secundarias β de tamaño similar al de las partículas.[12]

La tabla 2.2 muestra los resultados de un estudio realizado a una aleación Al-Si en la cual se manejan diferentes tipos de refinador y modificador. Del mismo se obtiene la fracción volumétrica de la fase α -Al, que es muy similar en todos los casos. El mayor valor se obtiene para los valores más elevados de Ti y Sr, como refinador y modificador respectivamente (aleación 5). La adición de Sr únicamente (aleación 3) produce también una reducción en el tamaño promedio de grano aunque sólo llega a $364\mu\text{m}^2$. Por otro lado la adición, tanto de Ti como Sr continúa la misma tendencia con un menor tamaño de grano.[13]

La estructura de la aleación de referencia muestra granos en su mayoría equiaxiados de dendritas de la fase primaria α -Al que aparecen uniformemente distribuidas en la matriz. La adición de 0.02%Sr (aleación 3) induce un cambio en la cinética de crecimiento tanto del eutéctico como del silicio primario. De la tabla 2.2 se observa que la fracción de volumen de los cuboides Si disminuye considerablemente, además, la medida lineal de los cuboides disminuye también con la adición del modificador y permanece sin cambio. Cuando el refinador y modificador son simultáneamente adicionados se observa tanto el efecto sobre la fracción volumen como el tamaño de las partículas de silicio. Como resultado, el cambio en la fracción y tamaño de los cuboides pueden ser únicamente atribuidos a la adición del estroncio.[13]

Tabla 2.2 Variación de la fracción de volumen y tamaño de área.[13]

Aleación	Ti %	Sr %	α -Al Vv%	A μm^2	Si cub Vv%	L μm
1 comercial			46.23	553	1.23	3.7
2 refinada	0.024		48.51	204	1.28	3.5
3 modificada		0.02	43.59	364	0.76	2.2
4 ref y mod	0.03	0.04	48.20	314	1.13	2.5
5 ref y mod	0.04	0.04	53.48	307	1.24	2.4

Cuando únicamente 0.024%Ti es adicionado con propósitos de refinación, el tamaño de las dendritas primarias α -Al se reduce a la mitad y la fracción de volumen de las dendritas se incrementa. Cuando la aleación es modificada con 0.02%Sr una reducción en el tamaño y la fracción volumen de los cuboides es obtenida. Cuando Ti y Sr son adicionados en conjunto el refinamiento de grano prevalece. Sin embargo, comparando las aleaciones que contienen ambos elementos (4 y 5), se percibe que el Sr tiene un efecto negativo en el potencial de refinamiento del Ti. Esto se observa en la reducción de tamaño de grano α -Al, cuando el %Ti fue aumentado de 0.03% a 0.04% mientras que el porcentaje de Sr se mantuvo fijo en 0.04%. Esta adición simultanea de refinador y modificador da lugar a la presencia de amplia pero cortas hojuelas de Si. Esta variación en la morfología eutéctica es más pronunciada a altos valores de Ti.[13]

Capítulo III

Fundición y caracterización mecánica de la aleación

3.1 Fundición de la aleación SAE788

3.1.1 Preparación de la carga

Las lingoteras utilizadas en las coladas son del tipo horizontal, mostradas en la figura 3.1. Dichas lingoteras están formadas por placa de cobre de $\frac{1}{4}$ " de espesor (6.3mm). El material de estas lingoteras permite una buena transferencia de calor, lo cual resulta benéfico debido a que se desea aplicar diferentes velocidades de enfriamiento a las coladas.

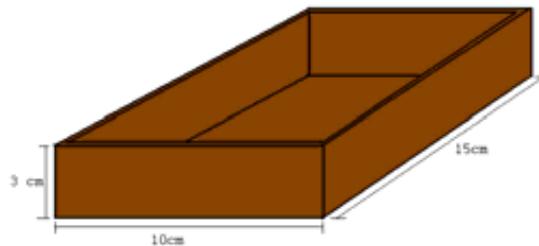


Figura 3.1 Lingotera horizontal de Cu.

Conociendo la capacidad de cada una de las lingoteras se estima la carga a preparar considerando que no existe pérdida de ningún elemento aleante de acuerdo con los porcentajes presentados en la tabla 3.1. Debido a que se desea realizar el análisis considerando como una de las variables la velocidad de enfriamiento, la carga debe ser suficiente para obtener dos lingotes en la misma colada, teniendo cada uno de ellos una velocidad de enfriamiento particular.

La cantidad de refinador de grano agregado en forma de aleación maestra (Al-5Ti-1B) fue fija para todas las coladas, 0.15% wt., dicho valor reporta menor presencia de intermetálicos en la aleación y un óptimo efecto en la refinación de grano [9]. En las coladas que incluyen modificador partiendo de trabajos previos, se incluyó 0.15%wt Sb.

Tabla 3.1 Pesos individuales para una carga de 3Kg.

Composición en %wt		
Elemento aleante	%wt	Peso [gr]
Sn	12	360
Si	2.5	75
Pb	1.7	51
Cu	0.7	21
Refinador	0.15	4.5
Modificador	0.15	4.5
Al	Bal.	Bal.

Se tienen 4 diferentes coladas de la misma aleación mostradas en la tabla 3.2. La primera de ellas es la presentada en la tabla 3.1 sin modificador con un enfriamiento realizado al aire; la segunda es igual a la primera pero el enfriamiento de ésta es en agua; la tercera colada obedece a la composición igualmente mostrada en la tabla 3.1 con modificador y es enfriada en aire; finalmente a la cuarta también se añade modificador pero su enfriamiento es en agua. La “x” en la nomenclatura corresponde al número de probeta en caso de que referirse a ella sea necesario.

Tabla 3.2 Nomenclatura de las coladas.

Nomenclatura de las coladas		
Enfriamiento / Modificador	Aire	Agua
	NO	RA-x
SI	MA-x	MW-x

3.1.2 Metodología de la fundición

Previo a la fundición se deben preparar los dispositivos necesarios tales como el sistema de desgasificación, los sistemas de enfriamiento, sistemas de medición de temperatura, elementos de captura de datos y herramienta. El cuidado en la preparación de estos elementos se reflejará en un proceso óptimo y confiable.

Con la carga determinada se procede a la aplicación de refractario a las lingoteras con el objetivo de no tener fugas de material mientras se realiza la colada, este proceso conviene realizarlo con anticipación para evitar humedad en la lingotera.

Anticipadamente a la colocación de la materia prima en el crisol, se debe verificar la limpieza del mismo para evitar con ello la presencia de residuos (cáscaras, sales etc.) de fundiciones anteriores que pudieran afectar la presente. Una vez corroborada la limpieza del mismo es posible su introducción en el horno para el inicio de la fundición. Debido a que en esta ocasión se cuenta con el Cu y el Si en polvo, su adición se realizará junto con el Sn y Pb, colocando en un principio dentro del crisol exclusivamente el aluminio.

El encendido del horno y la regulación de la mezcla marcan el inicio de la fundición, es importante la toma de lecturas tanto del tiempo como de la temperatura, esta captura de datos se debe realizar durante todo el proceso para tener con ello un marco de referencia que permita la identificación de factores que pudieran reflejarse en los resultados. Sobre la tapa del horno se colocan las lingoteras así como el Cu y el Si en cucharas separadas para evitar un choque térmico derivado de la diferencia de temperaturas entre los elementos o de la presencia de humedad.

Una vez que el aluminio ha alcanzado aproximadamente 850°C las lingoteras son desplazadas al lugar donde se llevará a cabo el vaciado al igual que el Cu y el Si. Se extrae con cuidado el crisol del horno y es transportado lo más cercano al suelo, la toma de la temperatura del caldo es importante.

Una vez estable el crisol se agregan los elementos aleantes uno por uno, después se agrega $\frac{1}{2}$ pastilla desgasificante (hexacloroetano CH_2Cl_6) la cual libera burbujas de AlCl_3 , que tienen el objetivo de llevar el hidrógeno a la superficie evitando la formación de poros durante la solidificación del lingote por el confinamiento del mismo. Como medida de precaución, es importante alejarse de los gases producidos por la pastilla desgasificante ya que son nocivos para la salud. Es necesario retirar la capa de escoria que se ha generado y agitar el caldo para evitar la sedimentación de alguno de los elementos aleantes y promover su adecuada distribución en el mismo.

Posteriormente se agrega el refinador de grano. La adición del refinador de grano tiene como objetivo proveer sitios para una nucleación heterogénea y con ello reducir el crecimiento de los mismos.

Seguido de la adición del refinador de grano se genera un flujo de gas inerte (Ar) de aproximadamente $5\text{dm}^3/\text{min}$ durante 2 minutos, con el cual se pretende eliminar en su totalidad el hidrógeno que pudiera haber quedado dentro del caldo en la primera desgasificación. Se retira nuevamente la escoria y se agita el caldo para garantizar la homogeneidad al vaciar.

Vaciado el material en las lingoteras se aplican los sistemas de enfriamiento definidos para cada lingote, una vez que los lingotes alcanzan una temperatura menor a los 200°C y pueden ser manipulados, son retirados de la lingotera.

3.1.3 Resultados de la fundición de la aleación SAE788

Cuidar los procedimientos de fundición es una actividad a la cual se debe prestar el cuidado suficiente para de esta forma tener bajo control los diversos factores que tienen efecto en las propiedades mecánicas de los materiales obtenidos, tales como la composición química, la adición de elementos ajenos a la aleación original, el sobrecalentamiento, los procesos de desgasificación del caldo, las velocidades de enfriamiento etc.

En la tabla 3.3 se muestra el registro que se obtuvo del procedimiento para el primer par de coladas en el cual no se añadió el elemento modificador Sb, en ella se puede dar seguimiento a los pasos realizados durante la fundición y colada de la aleación bajo estudio. La toma de las temperaturas presentadas se realizó con un termómetro infrarrojo para medición de alta temperatura, de rápida acción con puntero laser, la toma de lecturas de este instrumento es superficial, por lo que en aquellas lecturas en las que se presentó una incongruencia se consideró que el termómetro no fue correctamente orientado o bien, que la lectura se realizó sobre algún objeto interpuesto entre el instrumento y el caldo, producto de los procedimientos necesarios para realizar la colada y no son presentados en la tabla 3.3.

Como consecuencia de trabajar con una carga pequeña se logra un breve sobrecalentamiento del caldo, dicho sobrecalentamiento favorece la cristalización de la fase de hierro predominantemente como partículas en forma de escritura china y no como placas [8]; el tiempo que se requirió para llevar el aluminio desde la temperatura ambiente hasta los 900°C reportados fue de 38 minutos; el caldo una vez fuera del horno permaneció 9 minutos para la adición de los demás elementos de la aleación y realización de procesos de desgasificación, para finalmente ser vertido a 788°C en las lingoteras; debido a la resolución en la toma del tiempo no hay diferencia entre la lectura para el vaciado del caldo y la colocación de la lingotera en el agua para su enfriamiento.

El mayor descenso de temperatura se presenta con la adición de los demás elementos de la aleación así como el proceso de desgasificación con el hexacloroetano (CH_2Cl_6). Debido a que la única fuente de calor es el mismo caldo, la adición de los elementos y la desgasificación deben ser realizadas lo más eficientemente posible, es por ello que se dificulta el acceso al caldo para la toma de la temperatura del caldo; sin embargo no se deben omitir pasos para poder con ello obtener un material con propiedades superiores.

Tabla 3.3 Datos de la fundición sin modificador

Procedimiento	Temp [°C]	Tiempo [min]
Encendido del horno	25	0
Colocar los moldes sobre el horno	25	0
Retirar los moldes		37
Fundir el aluminio	900	38
Agregar el Sn		39
Agregar Si y Cu		39
Mover la fundición		39
Agregar pastilla desgasificante		41
Limpiar la escoria	788	42
Agregar refinador		42
Inducir flujo de Ar	788	44
Limpiar la escoria	788	46
Mover la fundición		46
Realizar el vaciado		47
Colocar los moldes en agua		47

En la tabla 3.4 se observa que pese a ser la misma carga, el tiempo que se requirió para fundir el aluminio es mayor que en la fundición anterior, en este caso es de 48 minutos, en los cuales no se lo logra alcanzar los 800°C debido a fallas mecánicas del horno; dicho factor se espera no sea representativo en los resultados posteriores.

En esta ocasión el tiempo de permanencia de la fundición fuera del horno se redujo a aproximadamente 7 minutos debido al conocimiento de no haber pasado los 800°C por lo que se tuvo que acelerar el vaciado y con esto evitar la solidificación dentro del crisol.

De nueva cuenta, la resolución de las lecturas revela que no hay consideración de tiempo entre el vaciado y la colocación de la lingotera en el agua. Debe recordarse que para cada colada se tendrán dos tipos de enfriamiento, se reporta exclusivamente el tiempo que se tarda en colocar una de las lingoteras en el agua ya que el enfriamiento complementario una vez vaciado, se encuentra ya en su medio de enfriamiento que es el medio ambiente.

La tabla revela sobre todo los tiempos de los procedimientos ya que, como se había hecho mención anteriormente, el desarrollo de los procesos posteriores a la fundición del aluminio no permite en todo momento la toma de temperaturas.

Tabla 3.4 Datos de la fundición con modificador

Procedimiento	Temp [°C]	Tiempo [min]
Encendido del horno	27	0
Colocar los moldes sobre el horno	27	0
Retirar los moldes	109	46
Fundir el aluminio	795	48
Agregar el Sn, Si y Cu		49
Agregar Sb		49
Mover la fundición		50
Agregar pastilla desgasificante		50
Limpiar la escoria		52
Agregar refinador		53
Inducir flujo de Ar		53
Limpiar la escoria		54
Mover la fundición		54
Realizar el vaciado		55
Colocar los moldes en agua		55

Pese a manejar durante ambas fundiciones la misma carga en la segunda fundición no se logra sobrecalentar el aluminio, la cual es la principal diferencia en el procedimiento entre ambas coladas ya que al iniciar la adición de los demás elementos el proceder resulta similar.

Al observar la forma de los lingotes resultante se encuentran diferencias notables entre los lingotes enfriados en agua y los enfriados en aire; no así entre los que contienen modificador y los que no. Esta diferencia se aprecia en la superficie libre, es en ésta en la que se desarrolla el rechupe.

En el lingote enfriado en aire el rechupe se presenta de forma homogénea, la curvatura de éste es suave al igual que las aristas y los vértices del lingote, se aleja de la forma de prisma debido a la suavidad de su forma y la curvatura de sus esquinas; sin embargo el rechupe es más profundo que para el lingote enfriado en agua. Para éste las aristas y los vértices se encuentran más definidos, el rechupe no es con la curvatura constante que presenta el enfriado en agua, se presenta como un escalón cuya profundidad es menor a la presentada por el enfriamiento en aire (figura 3.2).

Dichas características toman importancia en el momento de maquinar los lingotes para poder extraer del mismo las diferentes piezas que se requieren para la caracterización de las coladas, mientras el lingote obtenido conserve la forma prismática de la lingotera menor será el desperdicio de material; profundidad del desbaste; y el tiempo de maquinado, además de ser más sencilla la sujeción.



Figura 3.2 a) Lingote obtenido de un enfriamiento en aire, b) lingote obtenido de un enfriamiento en agua.

La figura 3.3 muestra la representación de un corte transversal de los lingotes con lo cual se puede observar la diferencia entre el rechupe generado por un enfriamiento en agua y uno en aire. De los lingotes obtenidos para el presente trabajo no se puede hablar de un efecto del modificador en la magnitud y forma del rechupe.



Figura 3.3 Ilustración de la forma del rechupe para los diferentes enfriamientos

3.2 Curvas de enfriamiento

3.2.1 Metodología utilizada para la obtención de las curvas de enfriamiento

Dentro del trabajo de caracterización de un material se busca obtener la mayor información posible, esto permite un mejor análisis de los resultados obtenidos y al mismo tiempo permite la comparación entre las coladas obtenidas así como con trabajos relacionados.

Es por ello que durante la fundición de la aleación se buscó la medición de la temperatura de los lingotes durante su solidificación. Si bien se cuenta con el equipo necesario para la obtención de los datos el resultado no es siempre el esperado, se debe prestar atención a pequeños detalles que pueden hacer que las mediciones sean correctas.

Debido a que el material del que se obtendrán las lecturas es un material conductor se puede recurrir a la Ley de Metales Intermedios, con la cual es posible realizar las lecturas precisamente del material deseado al no juntar las terminales de termopar, como se hace usualmente, para cerrar el circuito justamente con el material conductor.

Por características propias del instrumento de medición, es importante cuidar que no se cierre el circuito más que exclusivamente en el punto en el que se llevará a cabo la medición, el no hacerlo acarrea ruido en las lecturas o simplemente la toma de lecturas de un punto que no es el de interés. Para evitar este tipo de problemas la preparación de los termopares es muy importante, con ayuda de las piezas cerámicas se protege el cable y la conexión de las altas temperaturas, sin embargo en los pequeños espacios que pueden quedar entre ellas se pueden accidentalmente juntar las terminales y provocar errores; con el uso de la pintura refractaria se puede aislar en su totalidad el sistema para con ello asegurar el buen funcionamiento del instrumento durante la toma de las lecturas.

Tal como se muestra en la figura 3.4, el recubrimiento de las terminales con pintura refractaria se realiza mínimo con un día de anticipación a la toma de lecturas para permitir que ésta seque en su totalidad. Se pueden cubrir las puntas con pintura y una vez seca se remueve en los puntos más cercanos para asegurar cerrar el circuito en el lugar deseado.

Para el desarrollo del presente trabajo se emplearon termopares tipo K y una frecuencia de 10 Hz en la toma de lecturas.

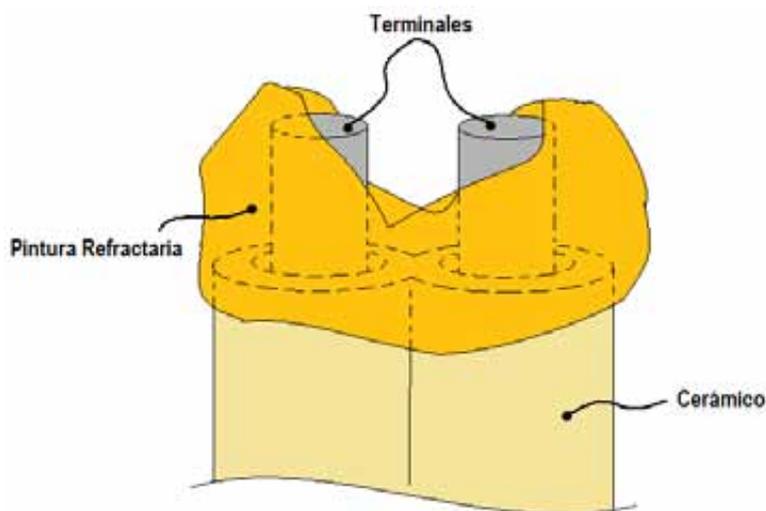


Figura 3.4 Colocación de la pintura refractaria en las terminales de los termopares.

Derivado de la necesidad de optimizar la cantidad de material de la aleación, se ubicaron los termopares para la toma de lecturas de temperatura durante la solidificación cercanos a una esquina del prisma, procurando dejarlo a media altura para no obtener lecturas de la superficie en contacto con la lingotera.

3.2.2 Curvas de enfriamiento

El gráfico (a) presentado en la figura 3.5 es el obtenido de la aleación con modificador para los enfriamientos en agua y aire. Debido a la diferencia de tiempo entre un enfriamiento y otro para alcanzar una temperatura ambiente, éste es acompañado del gráfico (b) presentado en la misma figura con la intención de poder comparar los dos enfriamientos.

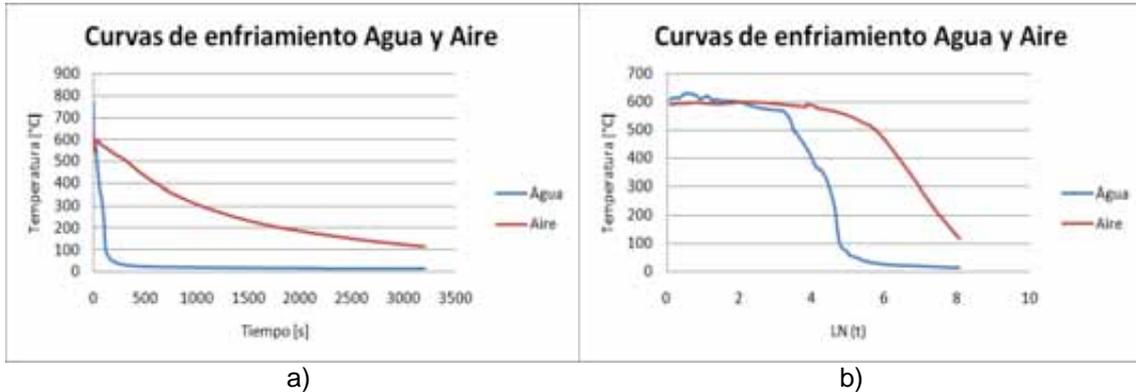


Figura 3.5 Gráficos Temperatura-Tiempo de la colada con modificador

Del diagrama binario de fase Al-Sn, considerando a este último como el principal elemento aleante, la solidificación de la aleación inicia aproximadamente a los 600°C, en ambos enfriamientos se observa esta temperatura de líquido, sin importar el tipo de enfriamiento la temperatura es la misma. Continuando con el enfriamiento antes de llegar a los 300°C se presenta la solidificación de la fase blanda β Sn distribuyéndose en los espacios interdendríticos.

La figura 3.6 muestra únicamente el enfriamiento realizado en agua, en ésta se puede ver el tiempo que requiere para llevarse a cabo el enfriamiento de la pieza, alcanza los 100°C en aproximadamente 2 minutos, un tiempo mucho menor que los 60 minutos que requiere la pieza enfriada en aire. En éste gráfico se observa el inicio de la solidificación de la fase α -Al por encima de los 600°C, la formación del silicio eutéctico a unos 580°C y finalmente la solidificación del Sn-Pb a aproximadamente 350°C.



Figura 3.6 Gráfico Temperatura-Tiempo de la colada con modificador enfriada en agua.

Al aproximar un comportamiento lineal a este gráfico se promedia un enfriamiento de $4.182\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; con un gradiente de temperaturas como el encontrado para el enfriamiento en agua se espera un refinamiento en el tamaño de los intermetálicos de fase secundaria, así como la modificación de su morfología a una geometría equiaxial. [9]

En el caso del enfriamiento en aire de la colada con modificador se tiene un gradiente de 0.137°C/s considerando un comportamiento lineal que apreciablemente no obedece la curva (figura 3.7), sin embargo, al seccionar la curva en los primeros 10 minutos la velocidad de enfriamiento es de 0.333°C/s ; para la parte media se obtiene un gradiente de 0.182°C/s ; para obtener en la parte final 0.063°C/s .

En el inicio de curva la velocidad de enfriamiento es mayor debido a que es en esta etapa en la que se presenta el crecimiento dendrítico y la mayor liberación de energía; en el rango de temperatura de los 400 a los 250°C se intuye la solidificación de la fase blanda por el cambio de velocidad de enfriamiento observado, la pérdida de calor es menor debido a que el flujo del mismo es a través de las dendritas formadas ; por debajo de los 200°C la pieza se encuentra totalmente sólida, las fases están totalmente formadas, por lo que la pérdida de calor es lenta.

En la curva representada de la figura 3.7 no se logra apreciar claramente el inicio de la solidificación de la fase blanda debido al largo periodo de tiempo que es requerido para disminuir la temperatura de la pieza.



Figura 3.7 Gráfico Temperatura-Tiempo de la colada con modificador enfriada en aire.

3.3 Evaluación de las propiedades mecánicas

3.3.1 Metodología utilizada para evaluación de las propiedades mecánicas

Para la caracterización de las fundiciones a través de pruebas mecánicas se obtienen probetas de tracción de acuerdo a la norma ASTM E8 de la ubicación mostrada en la figura 3.8. Debido a que en el proceso de solidificación se procura que las seis caras del cilindro se encuentren bajo el mismo medio para su enfriamiento, se consideran frentes de solidificación simétricos, por lo que la selección de la ubicación y orientación de dichas probetas obedece a las necesidades de optimizar en lingote para la caracterización de la fundición.

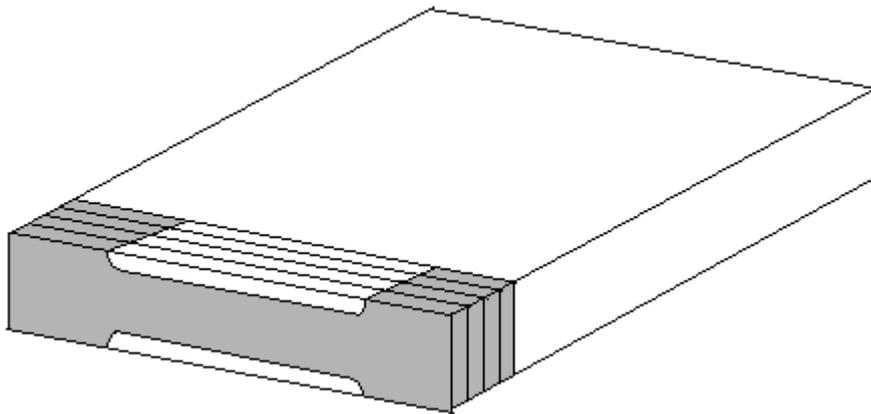


Figura 3.8 Ubicación y orientación del corte de las probetas de tracción.

Las pruebas mecánicas se llevaron a cabo con una máquina de tracción INSTRON modelo 4026 con base en la norma ASTM E8M-00. La velocidad de las mordazas en los ensayos fue de 2.5 [mm/min]. El esfuerzo a la fluencia de cada probeta fue obtenido con el método de corrimiento al 0.2% de deformación, representado gráficamente en la figura 3.9.

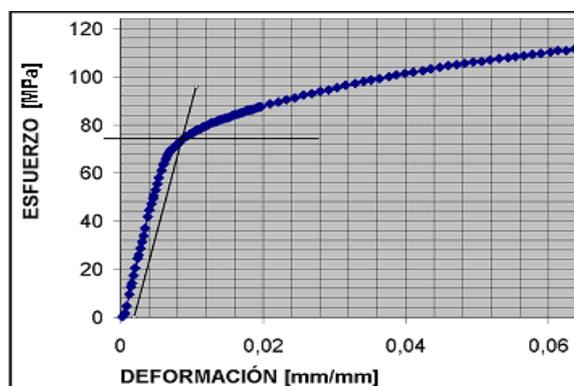


Figura 3.9 Método gráfico para obtener el esfuerzo de fluencia.[2]

Con un valor obtenido para el esfuerzo de fluencia en cada probeta se puede obtener ahora un valor para el módulo de elasticidad, graficando exclusivamente la zona elástica y, por medio de una aproximación lineal obtener la pendiente de la misma.

Aunado a las pruebas de tracción realizadas en las distintas coladas se realizan pruebas de dureza con la finalidad de realizar un análisis comparativo con trabajos previos.

3.3.2 Pruebas de tracción

Para el caso de la colada sin modificador enfriada en aire se reportan únicamente ocho especímenes de los diez obtenidos para cada colada, esto se debe a que igual al orden en que se reportan los resultados del trabajo se procedió durante la fase experimental, y derivado de algunos ajustes necesarios en la máquina de pruebas no fue posible la toma correcta de datos de dos de las probetas de dicha colada.

En la figura 3.10 se muestran las curvas Esfuerzo-Deformación para la colada sin modificador enfriada en aire. Las probetas analizadas muestran comportamientos similares, si bien una de ellas (RA-9) falla antes que las demás y otra (RA-3) falla después que la mayoría las trayectorias de las ocho se comportan de manera similar.

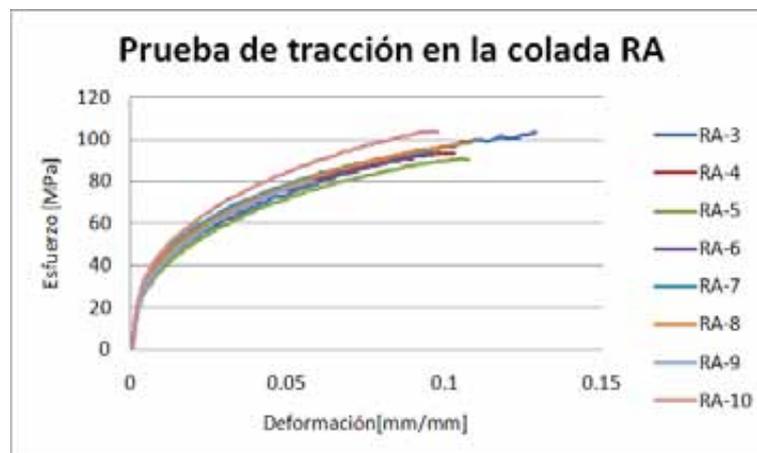


Figura 3.10 Curvas Esfuerzo-Deformación de la colada sin modificador enfriada en aire.

En la tabla 3.5 se encuentra el promedio de los diferentes valores cuantificados para las probetas, la resolución mostrada en el esfuerzo a la fluencia (σ_y) se deriva del método utilizado para su obtención; los esfuerzos de fluencia y máximo ($\sigma_{m\acute{a}x}$) presentan valores equiparables a los encontrados en probetas del mismo material en trabajos previos [2]; En el caso de la deformación máxima ($\epsilon_{m\acute{a}x}$), ésta resulta superior a los valores obtenidos en el trabajo previo antes mencionado, prácticamente alcanzando el doble de lo reportado.

Tabla 3.5 Resultados de las pruebas de tracción de la colada sin modificador enfiada en aire.

Probeta	σ_y [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [Mpa]	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ [mm/mm]
3	27	103.46	0.1286
4	33	93.12	0.103
5	29	90.34	0.1072
6	33	93.29	0.0961
7	34	95.22	0.0979
8	30	98.28	0.108
9	29	79.52	0.0587
10	32	103.33	0.0975
Promedio	30.88	94.57	0.0996
Desv. Est.	2.32	7.23	0.0183

Ya que la velocidad de enfriamiento de esta colada es pequeña se espera que los valores obtenidos sean mejorados por las coladas subsecuentes, una velocidad de enfriamiento lenta permite el crecimiento de las dendritas y consecuentemente el crecimiento de los intermetálicos AlFeSi aciculares presentes en los espacios interdendriticos, permitiendo con ello la formación de grietas y la fractura de la pieza durante el proceso de deformación plástica.

Las curvas Esfuerzo-Deformación para la colada sin modificador con enfriamiento en agua se presentan en la figura 3.11, al aumentar la velocidad de enfriamiento se espera una mejora en las propiedades mecánicas del material. Del gráfico no se aprecian variaciones significativas en el comportamiento de las probetas, la falla se presenta en promedio a los 120MPa con una deformación de 0.1954[mm/mm], representando ésta última el doble de la obtenida para el enfriamiento en aire.

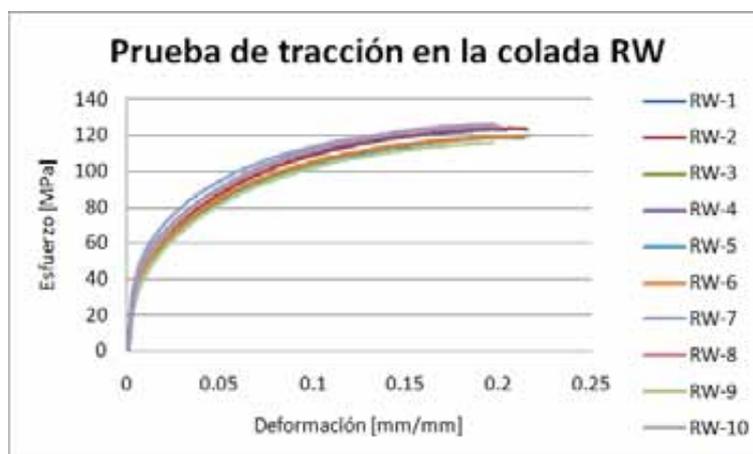


Figura 3.11 Curvas Esfuerzo-Deformación de la colada sin modificador enfiada en agua.

Con detalle se puede observar en la tabla 3.6 como el esfuerzo de fluencia aumenta; de nuevo el módulo de elasticidad obtenido a partir de las curvas resulta en un valor elevado; dos probetas (RW-5 y RW-7) fallan a una deformación máxima menor pero el esfuerzo máximo se mantiene dentro de la media obtenida, en el gráfico no resulta evidente este comportamiento por lo que es importante cotejar los datos visibles de las curvas con los valores de la tabla.

Tabla 3.6 Resultados de las pruebas de tracción de la colada sin modificador enfriada en aire.

Probeta	σ_y [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [Mpa]	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ [mm/mm]
1	32	118.76	0.2133
2	35	123.06	0.2154
3	36	120.3	0.2169
4	41	123.12	0.2041
5	32	114.06	0.1716
6	34	119.09	0.21
7	46	118.45	0.1268
8	43	124.68	0.2006
9	33	116.09	0.1976
10	41	126.06	0.1977
Promedio	37.30	120.37	0.1954
Desv. Est.	4.78	3.63	0.0260

Con una mayor velocidad de enfriamiento se aumentó en aproximadamente 7 MPa el esfuerzo de fluencia, y en 25 MPa el esfuerzo máximo, duplicando la deformación máxima.

La dispersión de las trayectorias de las curvas Esfuerzo-Deformación de la colada con modificador y enfriamiento en aire mostradas en la figura 3.12, es la mayor de las presentadas hasta el momento. Si bien no muestran valores con excesiva diferencia y trayectorias independientes se observan dos grupos principales, ambos alcanzan el esfuerzo máximo promedio pero no así la deformación máxima. Las curvas en esta ocasión se pueden distinguir entre probeta y probeta, situación que no se observaba en las coladas anteriores.

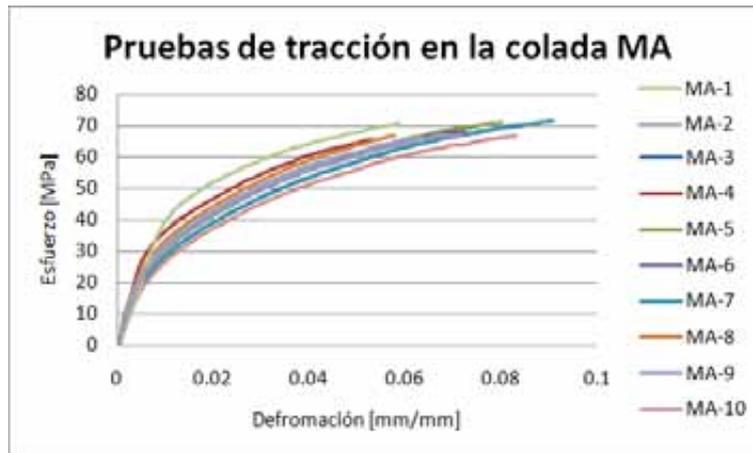


Figura 3.12 Curvas Esfuerzo-Deformación de la colada con modificador enfriada en aire.

Los promedios de estas pruebas, presentes en la tabla 3.7, en comparación con los de la colada sin modificador resultan en propiedades inferiores, el esfuerzo a la fluencia resulta en promedio 5[MPa] menor, el esfuerzo a la fluencia tiene un detrimento de 26[MPa] y la deformación cae de 0.0996 a 0.0722[mm/mm]. El módulo de elasticidad ahora tiene un valor menor al del aluminio, presentando un promedio de 48[GPa].

Tabla 3.7 Resultados de las pruebas de tracción de la colada con modificador enfriada en aire.

Probeta	σ_y [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [Mpa]	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ [mm/mm]
1	42	71.12	0.0588
2	25	66.82	0.0718
3	23	70.57	0.0877
4	32	65.3	0.0531
5	22	71.07	0.0803
6	22	68.13	0.0723
7	25	71.61	0.0909
8	22	66.78	0.0576
9	22	66.28	0.0661
10	22	66.52	0.083
Promedio	25.70	68.42	0.0722
Desv. Est.	6.18	2.29	0.0125

Es importante mencionar que tanto la colada enfriada en aire sin modificador, así como la que sí lo contiene presentan una trayectoria que sufre de irregularidades a lo largo de su trayectoria, es decir pareciera vibrar, este se conoce como efecto Portevin-LeChatelier y se debe a la interacción de los átomos de soluto con las dislocaciones, dicho comportamiento no es observado en las coladas enfriadas en aire, en las que la trayectoria es firme.

A continuación se muestran las curvas Esfuerzo-Deformación para la colada con modificador y enfriamiento en agua en la figura 3.13. Al igual que la colada sin modificador con la cual comparte el tipo de enfriamiento presenta un conjunto de trayectorias cercanas y con comportamientos similares, a simple vista se logra ver que no alcanza el promedio de deformación máxima alcanzado por la colada sin modificador. En general las propiedades mecánicas se observan superiores a las obtenidas para un enfriamiento en aire, pero inferiores a las obtenidas por el mismo enfriamiento sin modificar.

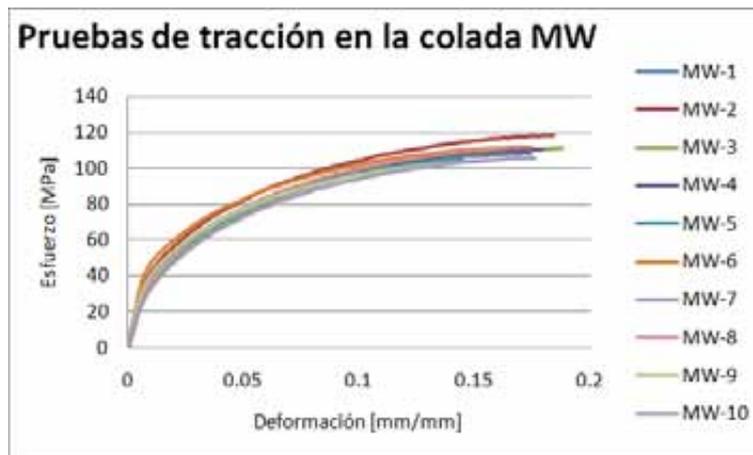


Figura 3.13 Curvas Esfuerzo-Deformación de la colada con modificador enfriada en agua.

En la tabla 3.8 se observa el valor promedio del módulo de elasticidad más cercano al del aluminio, el esfuerzo de fluencia se mantiene del orden de magnitud presentado en la colada sin modificador enfriada en agua apenas con 1.6[MPa] abajo. Tanto el esfuerzo como la deformación máximos sufren un detrimento pero se mantienen en valores cercanos a los presentados por la colada con el mismo enfriamiento, los 108[MPa] promedio de la colada inoculada se encuentran 12[MPa] debajo de la colada que no, y existe un detrimento de apenas 0.0282[mm/mm] entre las deformaciones máximas.

Tabla 3.8 Resultados de las pruebas de tracción de la colada con modificador enfriada en agua.

Probeta	σ_y [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [Mpa]	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ [mm/mm]
1	29	108.74	0.1746
2	40	118.11	0.1846
3	33	111.08	0.1895
4	35	110.5	0.1791
5	33	104.62	0.1445
6	43	112.08	0.1748
7	38	101.48	0.1322
8	38	112.26	0.1713
9	38	102.5	0.1412
10	30	105.34	0.1759

Promedio	35.70	108.67	0.1668
Desv. Est.	4.24	4.90	0.0189

Las coladas con modificador sufrieron un detrimento en las propiedades mecánicas en comparación con las que no fueron inoculadas, al cotejarlas con sus respectivos enfriamientos la colada enfriada en aire es la que sufre una mayor diferencia en los valores obtenidos.

Experimentalmente existe un factor que puede tomarse en cuenta para el detrimento observado, como se había comentado con anterioridad el sobrecalentamiento del caldo por un periodo corto entre los 850 y 900°C brinda a la aleación mejores propiedades. Se debe recordar entonces que las coladas sin modificador experimentaron un breve sobrecalentamiento a las temperaturas referidas, mientras que las inoculadas no desarrollaron dicho proceso.

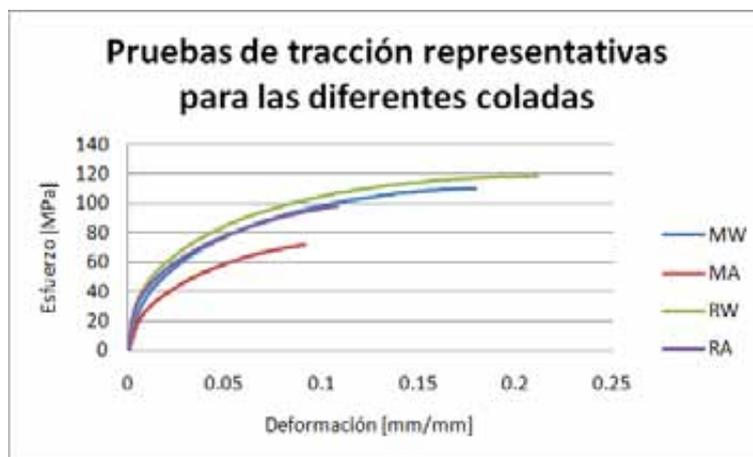


Figura 3.14 Curvas Esfuerzo-Deformación promedio de las diferentes coladas.

Tabla 3.9 Resultados promedio de las pruebas de tracción de las diferentes coladas.

Colada	σ_y [MPa]	$\sigma_{m\acute{a}x}$ [Mpa]	$\epsilon_{m\acute{a}x}$ [mm/mm]
RA	30.88	94.57	0.0996
RW	37.3	120.37	0.1954
MA	25.7	68.42	0.0722
MW	35.7	108.67	0.1668

Capítulo IV

Análisis y cuantificación microestructural

4.1 Microestructura de la aleación SAE788

Con el objeto de relacionar las propiedades mecánicas obtenidas de las diferentes coladas con la microestructura de las mismas, se obtuvieron algunas imágenes de 4 probetas en las que se había aplicado previamente la prueba de tracción (figura 4.1), de las cuales 2 pertenecen al comportamiento promedio de la colada y las otras dos representan extremos superiores e inferiores de la colada. Si bien la presentadas en el presente trabajo corresponden a los comportamientos promedio se revisaron las otras dos con la intención de encontrar posibles singularidades o simplemente el comportamiento promedio.

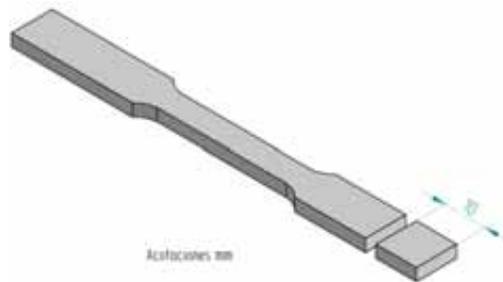


Figura 4.1 Obtención de las muestras para su caracterización microestructural.[2]

Las muestras se analizan mediante la obtención de imágenes con microscopía electrónica de barrido, realizando análisis químicos mediante espectrometría de rayos x por energía dispersa (EDS), esto permite la determinación de las fases presentes, la observación de la distribución de las mismas y la cuantificación de diversos factores como son el tamaño de grano, la longitud de los intermetálicos, el porcentaje de fase blanda y el tamaño de las partículas de estaño-plomo.

La captura de imágenes se realizó a 100x, 200x, 400x y 800x para cada muestra, los primeros dos aumentos tienen la intención de observar la microestructura general y los segundos buscan enfatizar aquellas características que sean consideradas.

En la figura 4.2 se muestra la microestructura obtenida para la colada sin modificador enfriada en aire (RA). Si bien la distribución de las partículas Sn-Pb es homogénea existen partículas de tamaño superior al comportamiento medio que se puede observar en esta imagen, son precisamente éstas partículas las que dejan ver claramente los límites de grano de la fase primaria α -Al, debido a que los elementos que conforman la fase blanda son los últimos en solidificar sólo les queda llenar los espacios interdendríticos ya formados. En general la fase blanda se presenta de forma globular, sin embargo, derivado de su punto de fusión bajo toma la forma que le dictan los espacios dejados por la solidificación del aluminio, lo cual le da forma alargada en otras partes.

El uso de una aleación maestra para el refinamiento de grano supone un tamaño óptimo para el tipo de enfriamiento al cual fue que sometido, al realizar la comparación pertinente con las demás coladas así como la cuantificación de las mismas se podrá hacer referencia al tamaño de grano obtenido para esta colada.

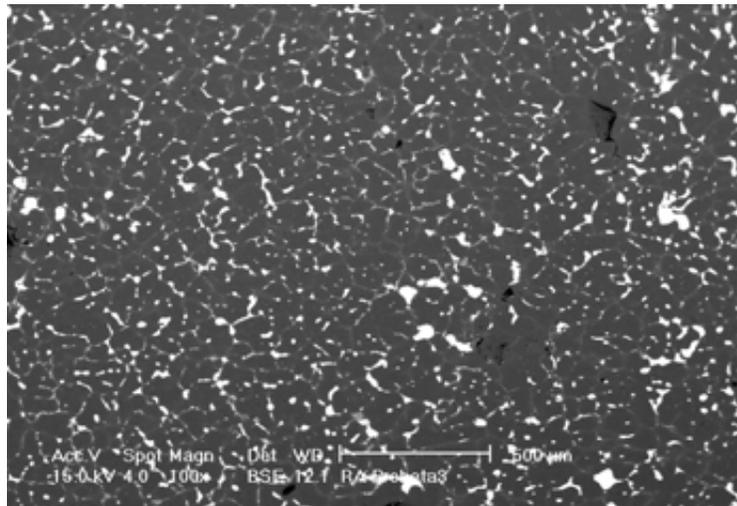


Figura 4.2 Colada sin modificador enfriada en aire a 100x.

Al observar la figura 4.3 se pueden observar ya los compuestos intermetálicos $AlFeSi$ en forma acicular así como la presencia de $AlCu_2$ al comparar la morfología con trabajos previos[3]. En esta imagen se evidencia la amplitud en las medidas de la fase blanda que se mencionaba anteriormente.

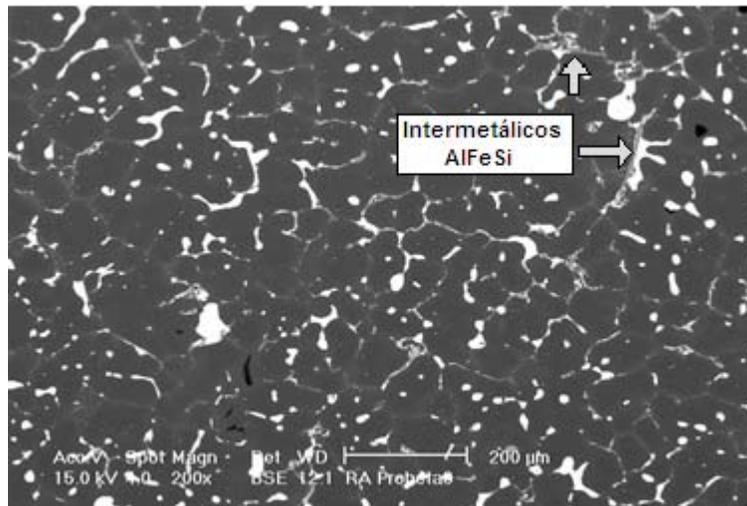


Figura 4.3 Colada sin modificador enfriada en aire a 200x.

Al realizar una ampliación para observar la morfología del intermetálico $AlCu_2$ se encuentra la imagen mostrada en la figura 4.4, en ella se observa la presencia del intermetálico mencionado, algunas partículas de silicio así como las agujas $AlFeSi$.

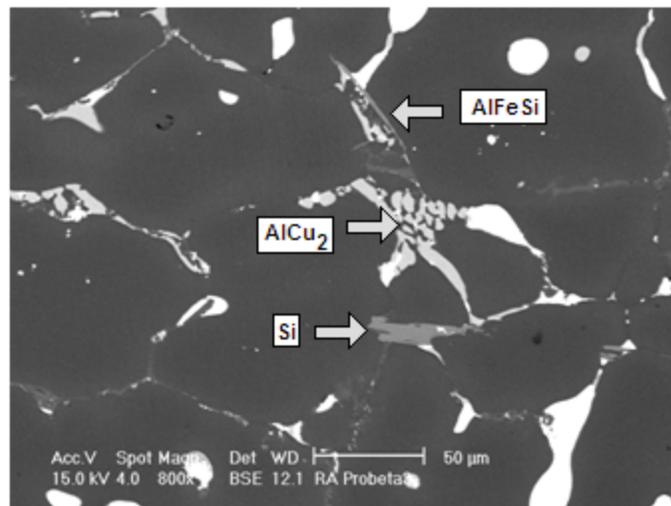


Figura 4.4 Colada sin modificador enfriada en aire a 800x.

Al observar la figura 4.5 de la colada sin modificador enfriada en agua(RW), no resulta imperativo cotejarla con la mostrada en los mismos aumentos para la colada RA, la diferencia en el tamaño de grano es considerable, al realizar un rápido barrido visual de la imagen la distribución de la fase blanda Sn-Pb resulta homogénea, si bien se distinguen con facilidad algunas partículas de mayor tamaño, no se distinguen zonas en las que predomine dicha fase o zonas en las que su proporción sea menor. El tamaño de los granos de igual forma se observa homogéneo, con una forma globular, es evidente no sólo el

efecto del refinador de grano, sino también el efecto de la velocidad de enfriamiento; el primero al proveer sitios de nucleación permite que los tamaños de los granos sean similares mientras que el segundo no permite el crecimiento desmedido de los mismos reflejándose directamente en el tamaño de los granos.

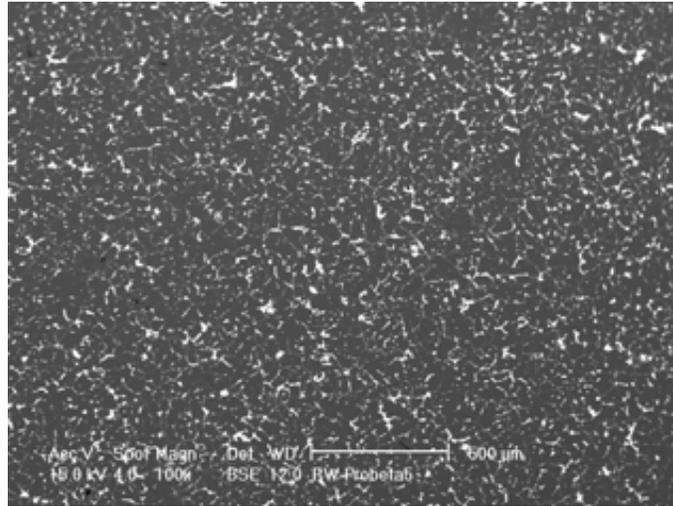


Figura 4.5 Colada sin modificador enfriada en agua a 100x.

Debido a las características de la microestructura así como a la resolución con la que se obtienen las imágenes, resulta complicado realizar observaciones a 100x salvo las ya mencionadas. A 200x (figura 4.6) se pueden distinguir claramente los límites de grano, éstos están bien definidos por la fase blanda pero aún no se logran apreciar las demás partículas; derivado de la reducción en el tamaño de grano, además el tamaño de las otras partículas también se reduce por lo que se requiere de mayores aumentos para su visualización.

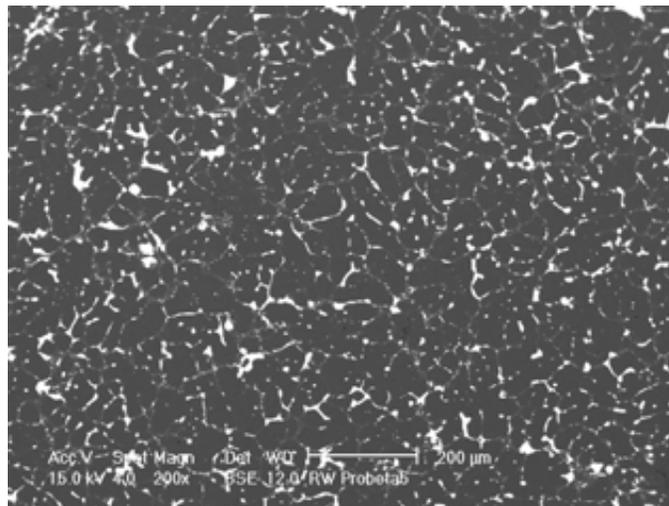


Figura 4.6 Colada sin modificador enfriada en agua a 200x.

La imagen a 400x no deja ver claramente los compuestos intermetálicos ya que el tamaño de los mismos se ha reducido, en la imagen presentada en la figura 4.7 se logran observar claramente ya algunos de ellos, a causa de los aumentos el número de éstos es reducido. Anteriormente se comentó sobre la distribución de las partículas Sn-Pb, en ésta imagen se observa claramente la diferencia en tamaño de principalmente tres partículas; a diferencia de la colada RA en ésta predomina la forma globular de las partículas, se tiene presencia de formas alargadas pero no parecieran ser ellas en su totalidad las que definen el límite de grano. En las muestras observadas de esta colada no se encontró la presencia de porosidades.

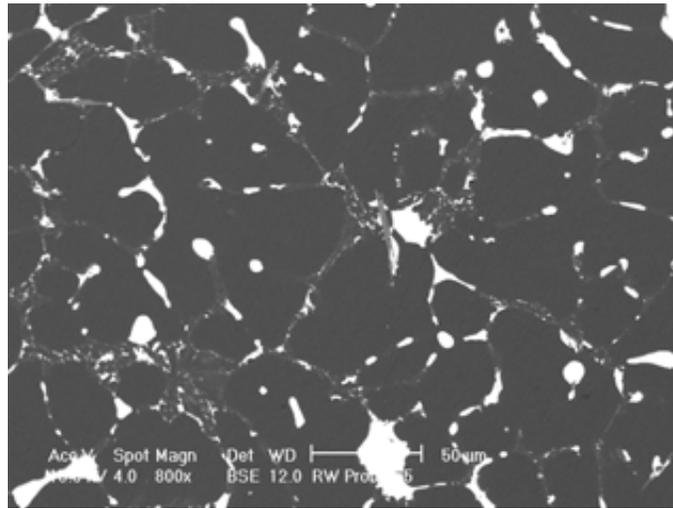


Figura 4.7 Colada sin modificador enfriada en agua a 800x.

Para la colada con modificador enfriada en aire (MA), cuya microestructura se presenta en la figura 4.8, al igual que en la colada RA en la imagen capturada a 100x se puede observar claramente el límite de grano bien definido por la fase blanda cuya distribución dentro de la red es buena y de compuestos intermetálicos. Las partículas Sn-Pb aparentemente conservan un tamaño promedio y no se encuentran regiones con una concentración mayor o menor de dichas partículas.

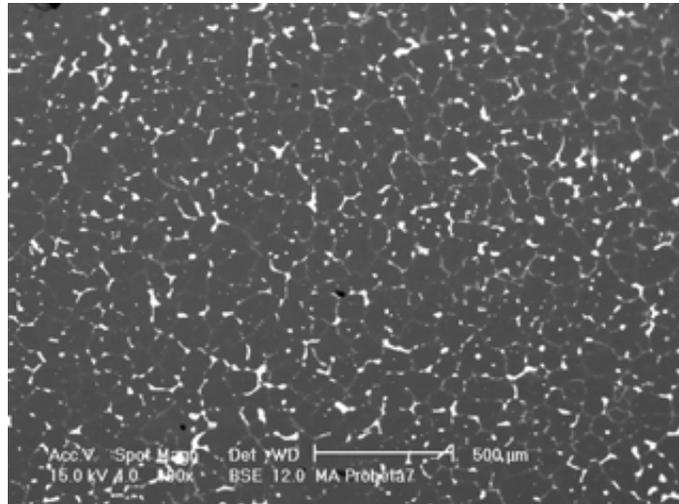


Figura 4.8 Colada con modificador enfiada en aire a 100x.

En comparación con la colada RA en ésta las partículas Sn-Pb se encuentran separadas entre ellas, sin estar presentes casi en la totalidad del límite de grano como para la colada RA parecieran reducirse en tamaño debido a que no aparecen interconectadas. Con la microestructura observada a 200x (figura 4.9) se comienzan a distinguir las formas aciculares de las partículas AlFeSi. El tamaño de grano es significativamente mayor al observado para la colada RW, y ligeramente mayor que el encontrado en la colada RA.

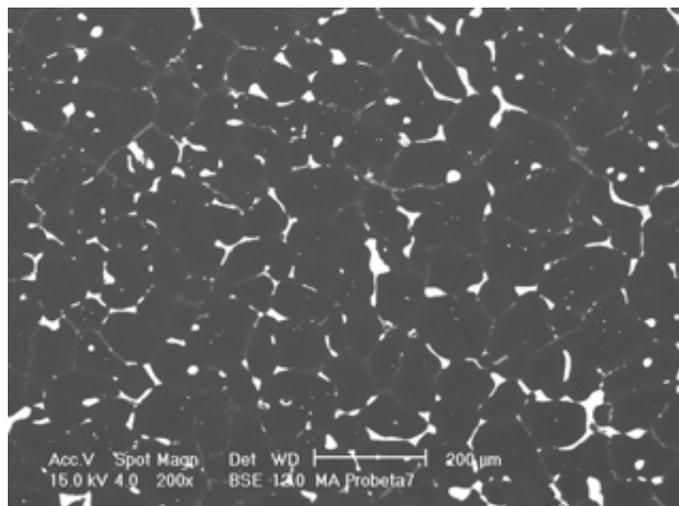


Figura 4.9 Colada con modificador enfiada en aire a 200x.

En la figura 4.10, la cual corresponde a la colada MA a 400x, se observa la presencia de agujas de silicio, algunas de ellas tienen la apariencia de haber sido fracturadas, y se presentan algunas partículas que han perdido la forma acicular y si bien no se encuentran en forma totalmente esférica el cambio de morfología representa una reducción en la concentración de esfuerzos, los cuales provocan la falla del material durante la deformación plástica. Una vez realizada la cuantificación de las magnitudes de dichas partículas se podrá realizar la comparación entre las coladas.

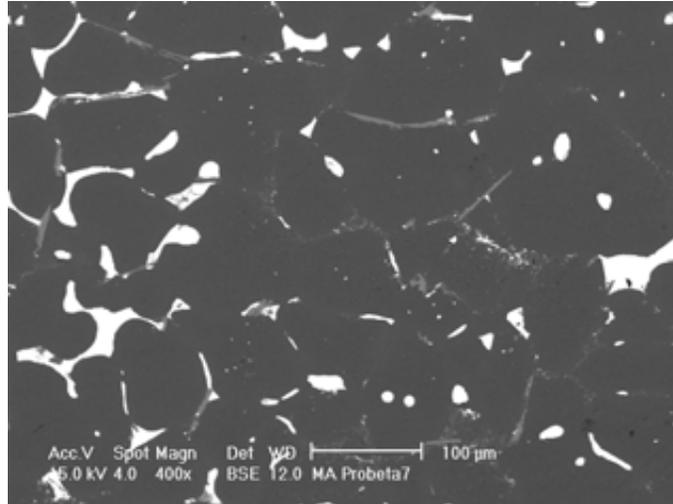


Figura 4.10 Colada con modificador enfriada en aire a 400x.

La colada con modificador enfriada en agua (MW) fue la última en obtenerse, la imagen de presentación se encuentra en figura 4.11. Al igual que en la colada RW cualitativamente el enfriamiento en agua presenta una reducción significativa del tamaño de grano, la distribución de las partículas Sn-Pb al igual que en las coladas anteriores es buena; definen bien el límite de grano y permiten la buena identificación del mismo.

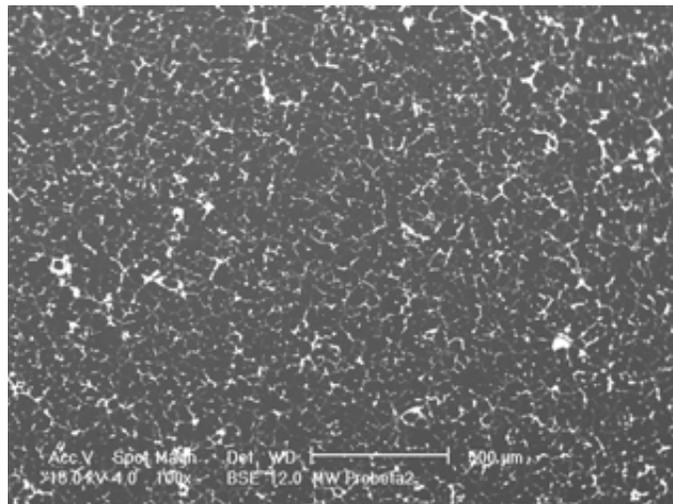


Figura 4.11 Colada con modificador enfriada en agua a 100x.

La fase blanda para esta colada se encuentra disuelta en los espacios interdendríticos, aún se continúan observando partículas globulares y alargadas definiendo el límite de grano pero muchos de ellos pueden ser observados como una línea discontinua formada por pequeñas partículas Sn-Pb. En la figura 4.12 se puede realizar dicha observación. Así mismo no se observan aún partículas aciculares definidas.

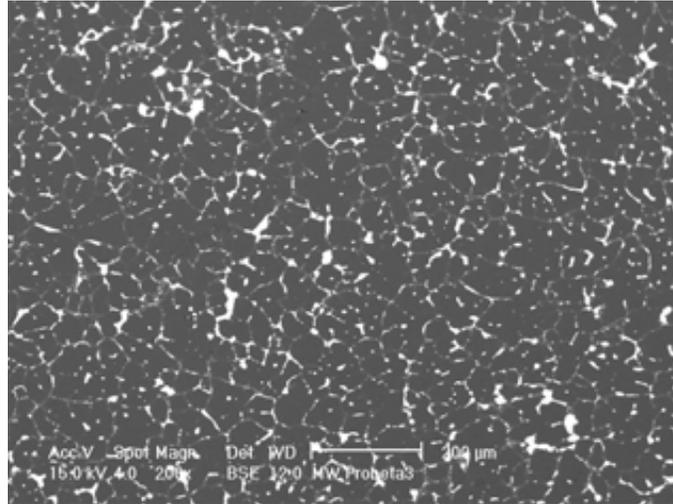


Figura 4.12 Colada con modificador enfiada en agua a 200x.

Con una ampliación mayor (figura 4.13) se logran identificar algunas partículas AlFeSi en forma de aguja pero su presencia es reducida.

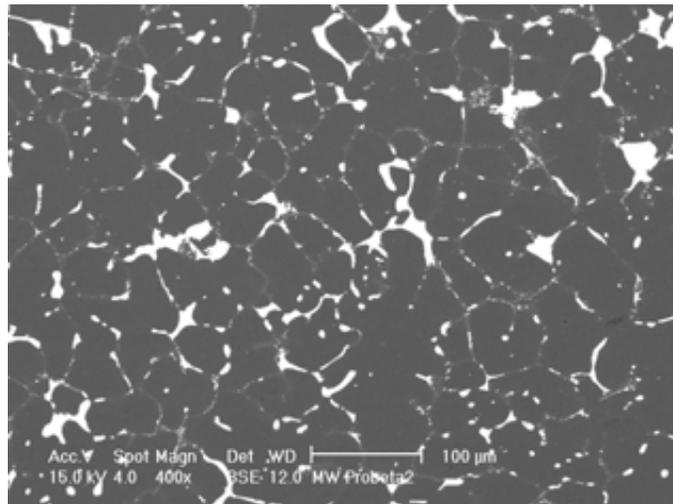


Figura 4.13 Colada con modificador enfiada en agua a 400x.

A diferencia de las coladas anteriores en la presente no se logran identificar claramente partículas de silicio e intermetálicos en forma acicular, en la figura 4.14 no resulta sencillo encontrar agujas, las que se logran identificar son de tamaño reducido y algunas otras aparecen no en forma acicular; resulta más sencillo identificar como se encuentran disueltas el límite de grano pequeñas partículas globulares de Sn-Pb con también pequeñas partículas de compuestos intermetálicos.

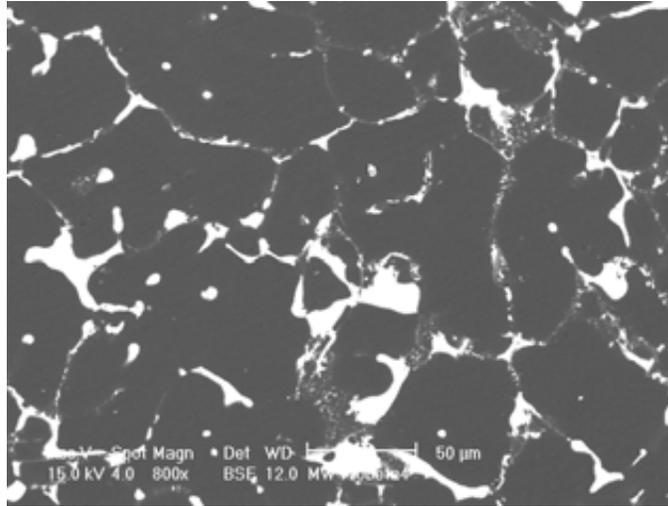


Figura 4.14 Colada con modificador enriada en agua a 800x.

4.2 Metalografía cuantitativa.

4.2.1 Metodología utilizada en la cuantificación de las fases presentes.

En esta sección se evaluó de forma cuantitativa la microestructura obtenida en cada una de las piezas representativas para cada colada, de tal forma que sea posible relacionar numéricamente la microestructura con las propiedades mecánicas, para comparar los lingotes obtenidos y determinar cuál es el procedimiento óptimo para obtener las propiedades deseadas en el material.

La cuantificación se llevó a cabo en el analizador de imágenes AxioVision, dicha herramienta simplifica el trabajo de medición y ofrece una buena confiabilidad. Se midió tanto el tamaño de grano del aluminio (matriz), el cual se pudo realizar gracias a que las segundas fases presentes se acomodan en el límite de grano de éste, adicionalmente se midieron las segundas fases principales de la aleación, es decir las partículas Sn-Pb y las partículas de AlFeSi.

Con la ayuda de la paquetería para el análisis de imágenes se obtuvo el porcentaje de fases presentes en una imagen, de esta forma se puede realizar una comparación entre las coladas con los resultados obtenidos. En la figura 4.15 se presenta una de las imágenes que fueron evaluadas de ésta forma, hay que mencionar que a consecuencia de la forma de operación de la paquetería los resultados pueden variar al aplicar un análisis a una misma imagen distintos usuarios, por lo que al realizar dicho proceso se debe procurar ser lo más objetivo e imparcial posible.

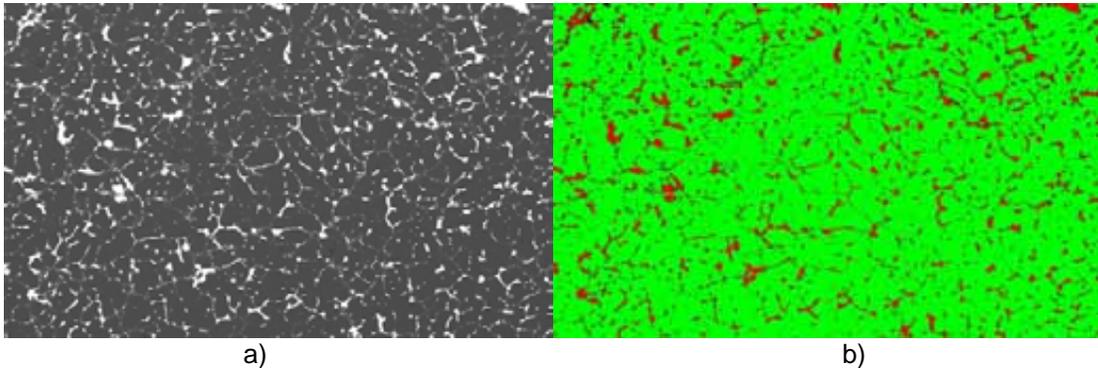


Figura 4.15 (a) Imagen original para la determinación del porcentaje de las fases principales y (b) representación de las regiones consideradas en la segmentación y cuantificación de las fases.

Para las partículas de estaño-plomo, la cuantificación se realizó midiendo sobre dos imágenes obtenidas con el microscopio electrónico de barrido de diferentes zonas de la pieza, la medición se hizo tomando la longitud mayor medida horizontal de las partículas.

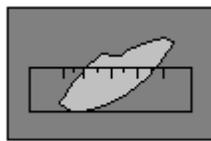


Fig. 4.16 Medición de las partículas de Sn-Pb.[3]

En el caso del aluminio se utilizó el método ASTM E112, 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 porque 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 y 200x dependiendo del tipo de enfriamiento bajo estudio.

En el caso de los intermetálicos en forma de agujas, se cuantificaron considerando su mayor longitud, y ya que la cantidad de partículas en forma de escritura china era despreciable además de la dificultad para determinar su tamaño debido a su morfología, no se cuantificaron.

Al observar las microestructuras se encuentran diferencias significativas en el tamaño de la matriz de aluminio y en consecuencia en las demás partículas, particularmente entre los diferentes enfriamientos, es por ello que las mediciones se desarrollan en aumentos diferentes para los enfriamientos realizados en agua y los realizados en aire.

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 da un aumento gradual hasta tener como valor máximo el uno.[3]

Tabla 4.1 Procedimiento para graficar las distribuciones de las partículas.[3]

	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			

4.2.2 Distribución de las intersecciones de los granos de aluminio

Al realizar los procedimientos previamente mencionados, se pueden representar los datos obtenidos tal como se muestran en la figura 4.17. En ella se observa el comportamiento del tamaño de grano para las coladas enfriadas en aire, tal como se han venido presentando los resultados de las microestructuras simplemente se cuenta ahora con la cuantificación de las observaciones.

La primera diferencia encontrada para los lingotes enfriados en agua, con y sin modificador, es que para el segundo se tiene un mayor tamaño de grano, la trayectoria seguida por este lingote se encuentra desplazada a la derecha respecto al lingote sin modificador. Así mismo se observa la amplitud de las medidas obtenidas para la colada MA, la cual presenta valores desde los 30 hasta casi los 250 micrómetros, mientras que para la colada RA van desde los 25 hasta los 170 aproximadamente.

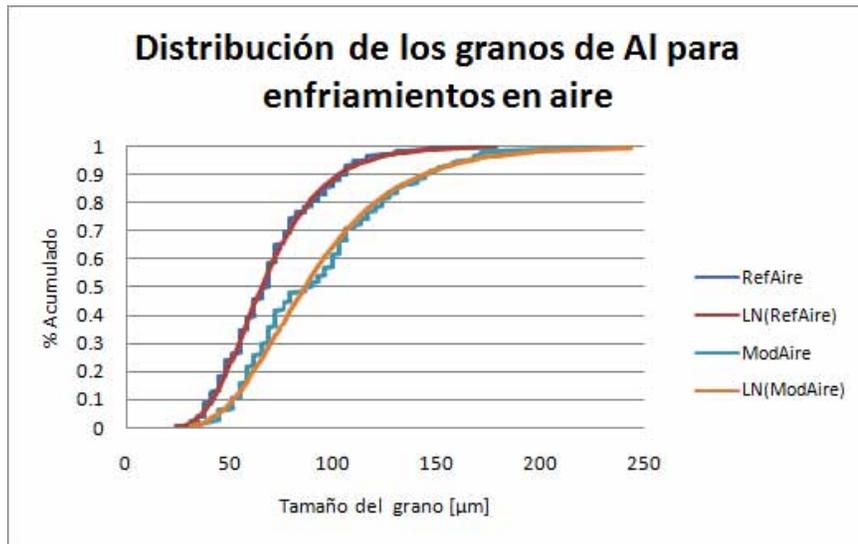


Figura 4.17 Distribución de los granos de Al para enfriamientos en aire.

Para el caso de los lingotes enfriados en agua se presenta la figura 4.18, en la cual se puede comparar el efecto de la adición de modificador a la aleación. No se observa diferencia entre los tamaños de grano obtenidos en éstos lingotes, las trayectorias se encuentran una sobre otra en casi todo su recorrido; exclusivamente en la curvatura superior se observa la presencia de la curva de la colada RW, lo que habla de una menor amplitud en las magnitudes obtenidas.

Las propiedades mecánicas inferiores de la colada MW respecto a la RW que se han observado hasta el momento no se ven reflejadas en el tamaño de grano.

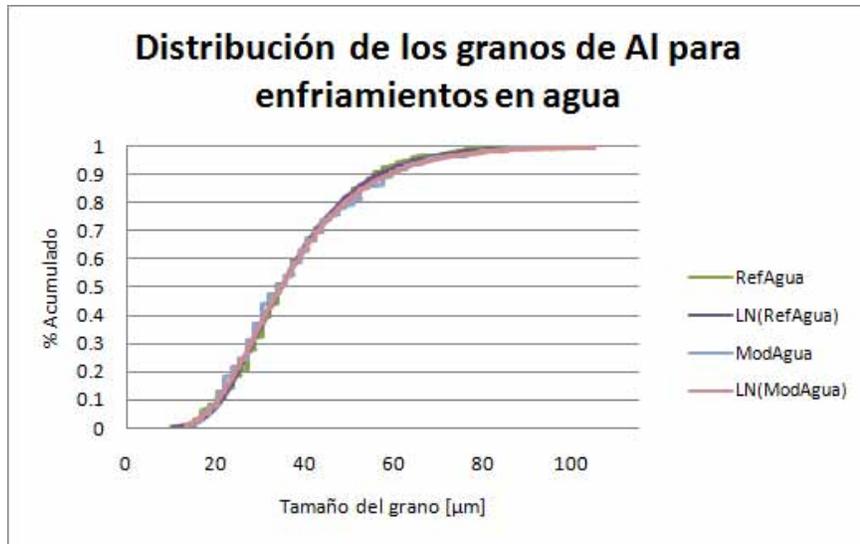


Figura 4.18 Distribución de los granos de Al para enfriamientos en agua

En la figura 4.19 se logra apreciar la magnitud de la diferencia existente entre los dos enfriamientos; para los lingotes enfriados es aire se tienen los mayores tamaños de grano de aluminio, para los lingotes que fueron enfriados en agua se encuentran los valores de menor magnitud. Si bien en los lingotes enfriados en aire se observa un desplazamiento entre las curvas que los representan de magnitud considerable, para los lingotes enfriados en agua no existe tal.

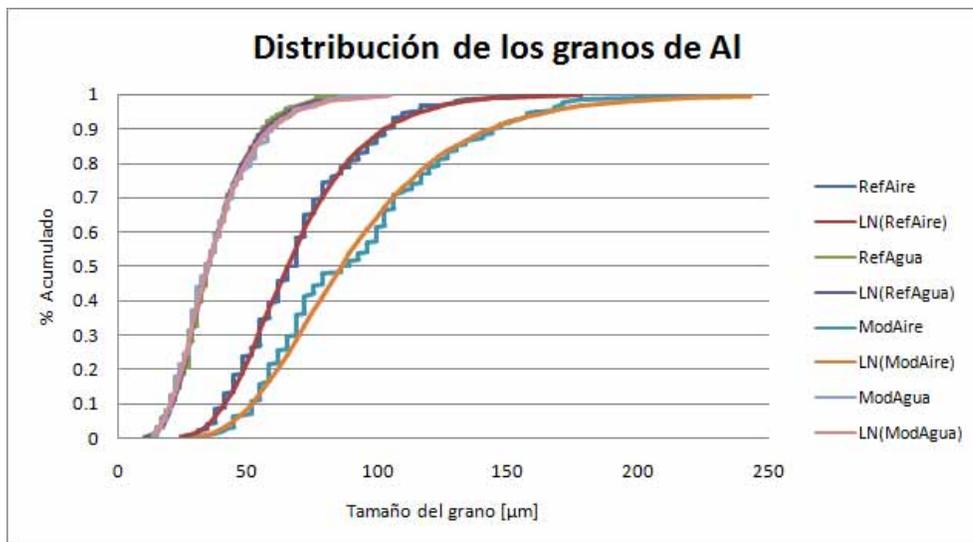


Figura 4.19 Distribución de los granos de Al.

Es clara la diferencia al analizar visualmente los datos, en la tabla 4.2 se tienen los promedios de tamaño de grano para cada colada, su desviación estándar y la cantidad de mediciones efectuadas.

El promedio en el tamaño de grano para los lingotes enfriados en aire presentan una diferencia de 24 micrómetros aproximadamente, mientras que para los enfriados en agua son apenas décimas de micrómetros aunque la amplitud de los valores es un poco mayor para la colada MW. La colada que presenta la menor desviación es la RW.

Tabla 4.2 Valores promedio del tamaño de grano para las diferentes coladas.

Colada	Tamaño del Al [μm]	Desviación Estándar	Cantidad
RA	69.45	25.15	257
RW	37.35	14.24	239
MA	93.02	37.77	196
MW	37.65	16.33	238

Al realizar una comparación visual entre los dos primeros no se encuentra diferencia entre ellos, el comportamiento del tamaño de grano para ambas coladas resulta prácticamente el mismo. El tamaño de grano obtenido para los enfriamientos en agua es prácticamente la mitad del obtenido para la colada RA, que es la siguiente en tamaño. La adición de modificador a la aleación en conjunto con un enfriamiento en agua, a diferencia de la aplicación de un tratamiento térmico, no representa un aumento en el tamaño de grano.

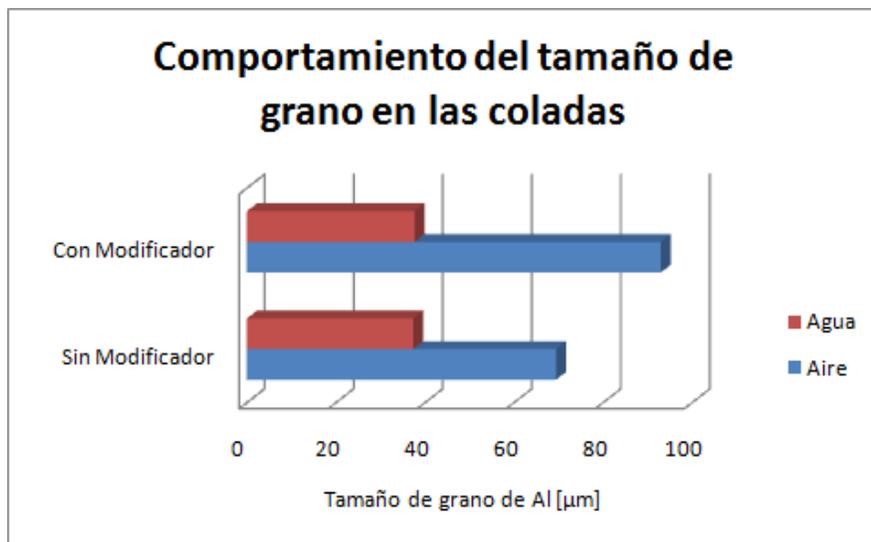


Figura 4.20 Tamaño de grano promedio de aluminio.

4.2.3 Distribución de los compuestos intermetálicos

En la figura 4.21 se presenta la distribución de los intermetálicos para los lingotes enfriados en aire. En ella se distingue un comportamiento similar de las curvas, el tamaño de dichos compuestos pareciera no sufrir cambio alguno al agregar el modificador y realizar un enfriamiento en aire. La ligera diferencia existente entre los lingotes presentados en ésta figura es que mientras para el lingote sin modificador se tienen valores que pasan de los 150 micrómetros para el lingote con modificador el mayor valor no alcanza los 100, lo cual representa tamaños más homogéneos para la colada MA.

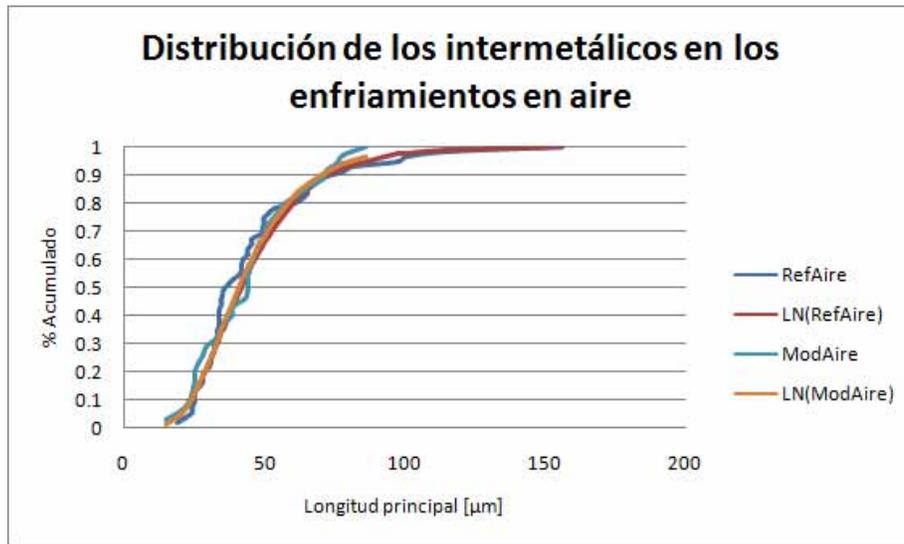


Figura 4.21 Distribución de la longitud de los intermetálicos con enfriamiento en aire.

Al comparar ahora los lingotes con un mayor gradiente de velocidad en la figura 4.22, contrario a lo presentado en los tamaños de grano, existe una diferencia en el tamaño de las partículas, el tamaño de los compuestos en forma acicular es menor para el lingote con modificador y la amplitud de las medidas es menor. Para el lingote sin modificador (RW) se tienen valores desde los 10 hasta los 55 micrómetros aproximadamente. Es apreciable el efecto del modificador para un enfriamiento rápido.

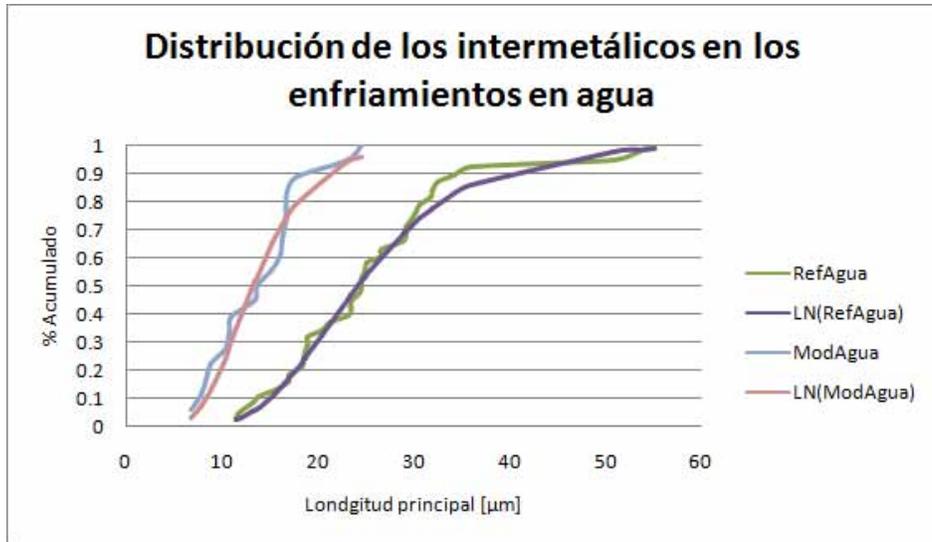


Figura 4.22 Distribución de la longitud de los intermetálicos con enfriamiento en agua.

Presentando las diferentes coladas se distingue la reducción en el tamaño de los intermetálicos con la adición del modificador y un enfriamiento en aire. Al mirar las curvas LN(ModAgua) y LN(RefAire) en la figura 4.23, se evidencia el comportamiento para una reducida amplitud en las medidas y diferencias significativas en los valores. La primera presenta una inclinación mayor y cuasilínea mientras que la segunda amplía su recorrido horizontal considerablemente.

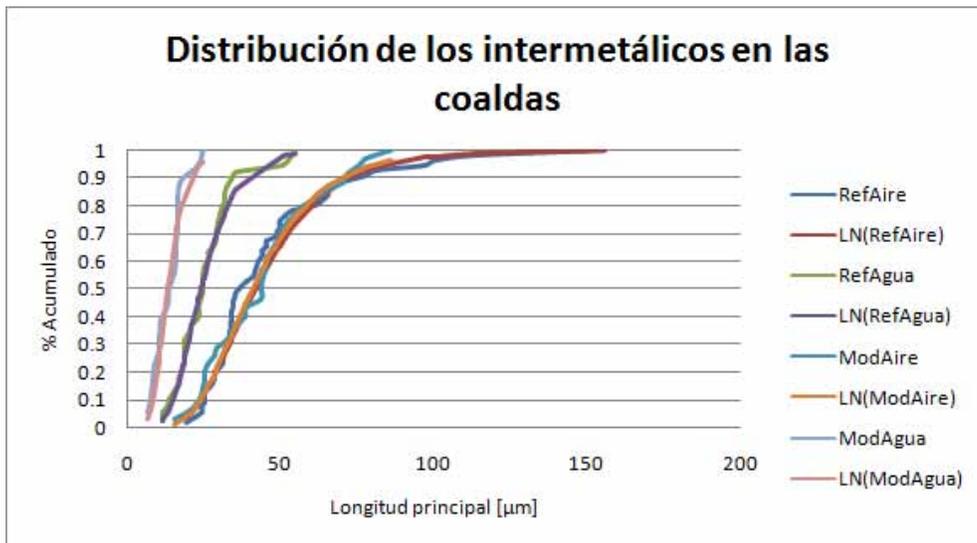


Figura 4.23 Distribución de la longitud de los intermetálicos.

Numéricamente los resultados son presentados en la tabla 4.3, el tamaño de las agujas para la colada MW es tres veces menor a las enfriadas en aire y casi la mitad de la enfriada en agua, presenta la menor desviación estándar y también la menor cantidad de partículas encontradas.

Referente a la cantidad de partículas medidas la colada MA presenta ligeramente menos partículas que la RW aunque su tamaño es significativamente mayor. La colada con un enfriamiento lento y sin modificador es la que presenta tanto el mayor tamaño promedio como la mayor cantidad de partículas encontradas.

Tabla 4.3 Valores promedio de los intermetálicos aciculares para las diferentes coladas.

Colada	Tamaño del Intermetálico [μm]	Desviación Estándar	Cantidad
RA	46.56	25.07	55
RW	25.96	10.16	38
MA	44.64	17.88	35
MW	14.13	4.89	18

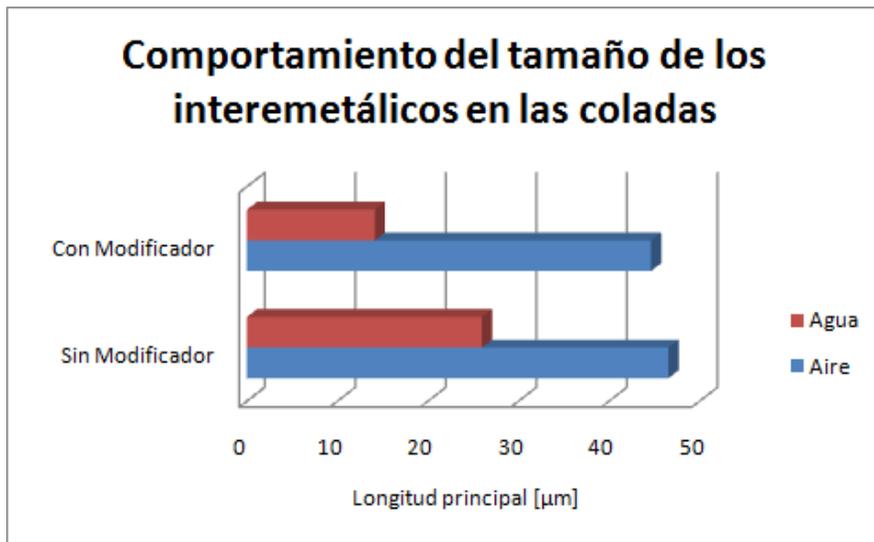


Figura 4.24 Tamaño promedio de los intermetálicos.

4.2.4 Distribución de las partículas Sn-Pb

En la figura 4.25 se presenta la distribución de las partículas de la fase blanda dentro de la aleación, en ella se observa un comportamiento similar para las curvas de los lingotes que comparten velocidad de enfriamiento. La amplitud de las medidas es esperada debido al mismo método de medición, las partículas de la fase Sn-Pb aparecen combinando la forma globular y alargada, por lo que al realizar alguna medición, esta puede corresponder tanto a la parte globular como a la alargada.

La mayor medida alcanzada es de 60 micrómetros aproximadamente, hay que recordar que la presente fase se distribuye y solidifica en los espacios interdendríticos de la fase α -Al, por lo que al realizar la medida de éstas partículas se conoce inherentemente el espacio existente entre las dendritas de aluminio. Encontrar un reducido tamaño en éstas partículas implica un espacio interdendrítico menor y por ende, un menor tamaño en las demás partículas que se encontraron en éste.

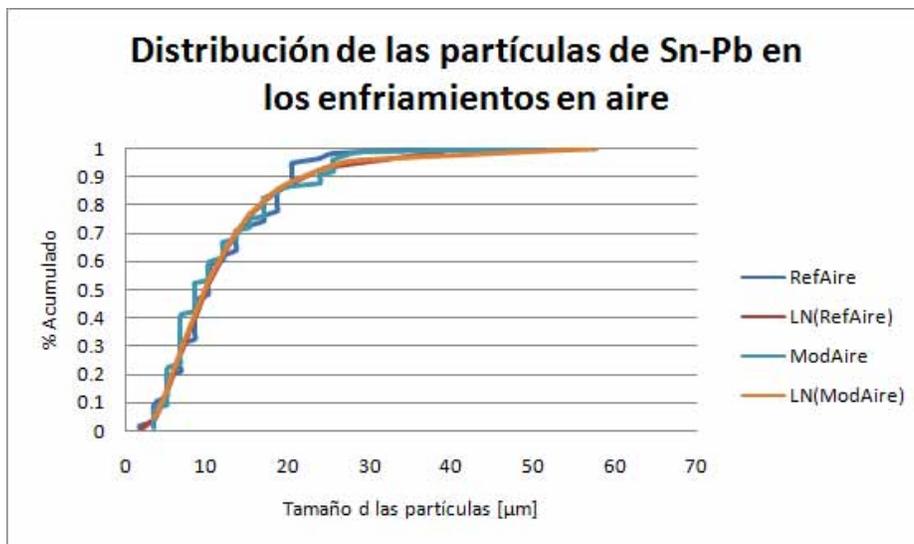


Figura 4.25 Distribución de las partículas de Sn-Pb en los lingotes con enfriamiento en aire.

Para la ilustrar la distribución de las partículas Sn-Pb en los lingotes enfriados en agua se cuenta con la figura 4.26, en ésta se distingue una ligera diferencia entre la colada modificada y la que no. El lingote con modificador presenta una menor amplitud en las medidas y en el extremo superior reporta magnitudes menores por algunos micrómetros, respecto al lingote sin modificador.

En ambos se tiene una variación reducida en las mediciones, si bien de nuevo se puede hacer referencia a un espacio interdendrítico menor también se puede inferir una globulización de las partículas de la fase blanda al realizarse pocas mediciones de la parte alargada.

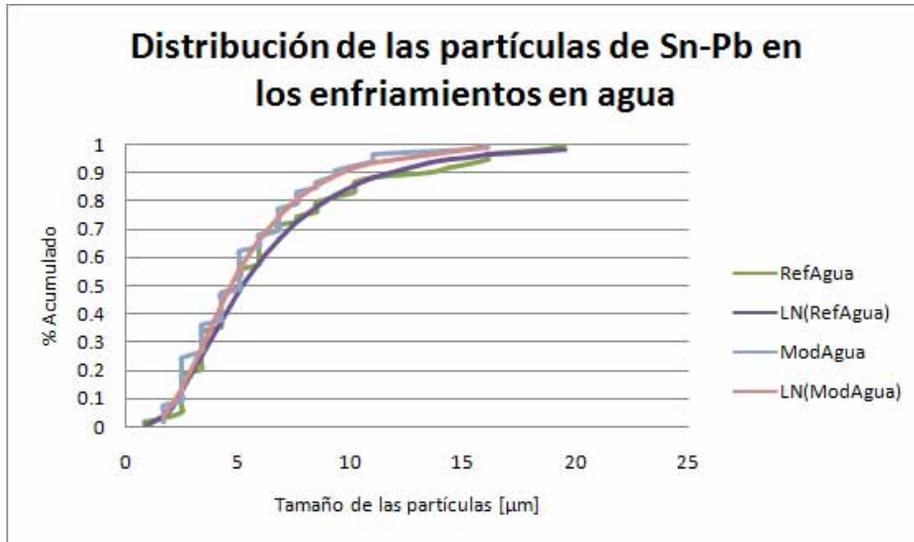


Figura 4.26 Distribución de las partículas Sn-Pb en lingotes con enfriamiento en agua.

Para realizar una comparación visual de los diferentes lingotes se presenta la figura 4.27, en ella se percibe la diferencia en los tamaños obtenidos. En el inicio de las curvas tienen una región en común de partida y al ir avanzando se presentan las primeras diferencias, sustancialmente entre las distintas velocidades de enfriamiento, es la parte final en la que se observa totalmente el efecto de las distintas velocidades de enfriamiento y una ligera diferencia con el uso del modificador para los enfriamientos en agua.

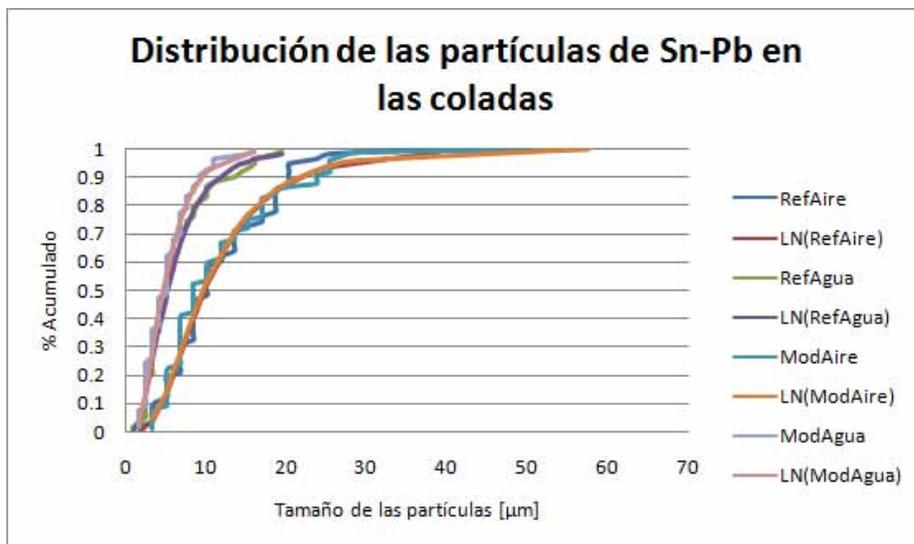


Figura 4.27 Distribución de las partículas Sn-Pb.

Al revisar los promedios reportados para las partículas de la fase blanda Sn-Pb la diferencia es de algunos micrómetros, en el caso de los enfriamientos en aire comparten prácticamente el mismo promedio pero la desviación estándar es menor para la colada sin modificador. Para los enfriamientos en agua el promedio de los tamaños presenta una diferencia de un micrómetro menos para la colada con modificador, pero la desviación estándar es ligeramente mayor para la colada sin modificador.

Tabla 4.4 Valores promedio de las partículas Sn-Pb para las diferentes coladas.

Colada	Tamaño Sn-Pb [μm]	Desviación Estándar	Cantidad
RA	11.79	6.9	58
RW	6.37	4.33	59
MA	11.9	8.58	60
MW	5.46	3.17	53

La adición de modificador a la aleación no presenta una mejora en el tamaño de las partículas de la fase blanda para enfriamientos lentos, como se observa en la figura 4.49, mientras que se tiene una ligera reducción en el tamaño de esta fase al agregar modificador y aplicar un enfriamiento rápido.

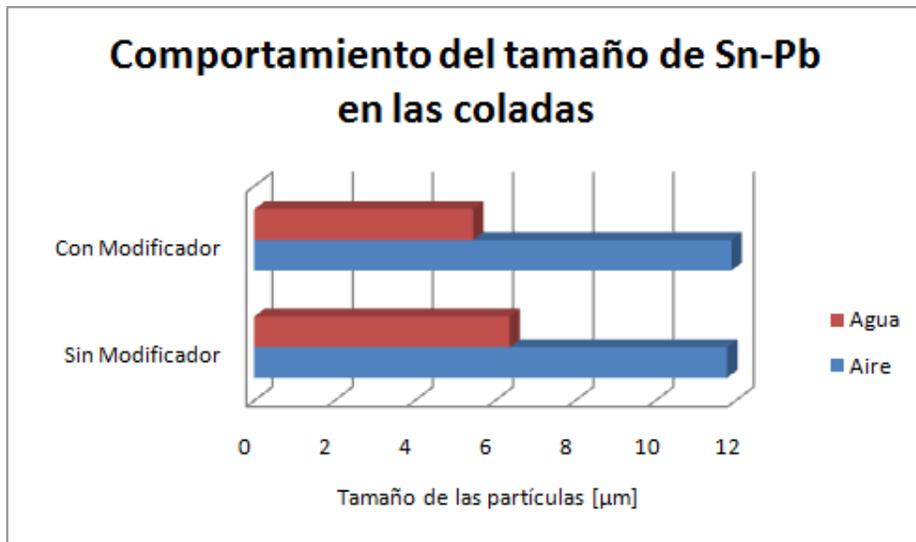


Figura 4.28 Tamaño promedio de las partículas Sn-Pb

4.2.5 Porcentaje de fases

Los porcentajes promedio de área obtenidos para cada lingote son presentados en la tabla 4.5, dichos valores representan el porcentaje de pixeles que entran dentro de los márgenes de selección.

Tabla 4.5 Porcentajes de área de las principales fases para las diferentes coladas.

Colada	% Sn-Pb	% α -Al
RA	6.62	90.44
RW	5.94	90.04
MA	5.84	91.32
MW	6.82	87.41

Estos datos como tal no se pueden comparar con trabajos previos. Es por ello que realizando algunas consideraciones se les puede dar una utilidad.

Calculando una densidad teórica para el material o utilizando valores experimentales de trabajos previos [2], los cuales coinciden, se puede interpretar el porcentaje de área encontrado como porcentaje en peso de los principales elementos aleantes. Esto es partiendo del porcentaje de área y considerando una profundidad unitaria se tiene un porcentaje de volumen de las fases, es entonces donde se considera tanto la densidad de la aleación como la densidad de los elementos principales para obtener un porcentaje de peso.

Para ello se considera sólo al estaño como el elemento que compone la fase blanda aunque se sabe de la presencia del plomo. Debido a que al sumar los porcentajes obtenidos no se tiene el 100%, se supone que la diferencia faltante pertenece a los intermetálicos AlFeSi. Finalmente al convertir los porcentajes de área encontrados a porcentajes de peso se tienen los resultados mostrados en la tabla 4.6.

Tabla 4.6 Porcentajes de peso calculados a partir de la microestructura para las coladas.

Colada	%wt Sn	%wt Al	%wt Si
RA	16.31	82.32	2.31
RW	14.63	81.96	3.15
MA	14.39	83.13	2.23
MW	16.81	79.58	4.52

Es interesante ver los resultados obtenidos, en el caso del estaño son ligeramente superiores al valor original presente en la aleación, sin embargo se debe tener presente la omisión que se realizó para su cálculo; en el caso del porcentaje de aluminio los valores obtenidos resultan por demás cercanos al original salvo en el lingote MW donde resulta ligeramente inferior; finalmente en el silicio se tiene una ligera variación debido a magnitud de su porcentaje en peso pero los valores obtenidos se mantienen dentro del orden de magnitud.

Capítulo V

Conclusiones

El control de las diferentes variables dentro del proceso de fundición es de gran importancia, la variación de alguna de éstas tienen repercusiones directas en las propiedades mecánicas de la aleación. El tiempo y la temperatura son los principales factores a los que se debe prestar atención, siguiendo siempre los pasos propios del procedimiento para obtener un material de características superiores.

Durante los pasos de desgasificación, agitación y remoción de escoria se utilizan herramientas de acero las cuales entran en contacto directo con el caldo a alta temperatura, esta condición favorece la difusión de Fe en el material. El uso de dicho instrumental es imprescindible, por lo que se sugiere la óptima aplicación de los procesos con el objeto de reducir el tiempo de contacto con el caldo. Así mismo se recomienda el recubrimiento de las herramientas con pintura refractaria en los casos que así lo permitan.

La utilización de lingoteras horizontales, que pueden ser sumergidas totalmente en agua garantiza la homogeneidad de la microestructura y de las propiedades en todo el lingote, sin embargo el rechupe principal involucra una pérdida de material considerable. Dicha pérdida es de menor magnitud para los enfriamientos rápidos.

Al realizar las pruebas de tracción en las probetas el comportamiento de las curvas esfuerzo-deformación es homogéneo, a diferencia de trabajos previos sobre la misma aleación sometida a procesos mecánicos como son tratamientos térmicos y laminación, donde los resultados de dichas pruebas resultan en comportamientos desiguales. La obtención de propiedades mecánicas superiores con la mínima aplicación de procesos es deseada no sólo por los costos que involucran, sino por la homogeneidad en las propiedades del material.

Se observan las evidentes desventajas de aplicar enfriamientos lentos al material, tanto la deformación como el esfuerzo máximo son menores para los lingotes con dicho enfriamiento. Pese a ello, los valores máximos de deformación para el lingote sin modificador enfriado en aire (RA) se encuentran por encima de los obtenidos en probetas de planta y probetas sometidas a varios tratamientos térmicos [2] y [3].

El lingote con modificador enfriado en aire (MA), que es el que presenta las menores deformaciones máximas promedio (0.0722 [mm/mm]), resulta superior a los valores reportados para un lingote fundido en la empresa ($\epsilon_{\text{máx}}=0.05$ [mm/mm]; $\sigma_y=29$ [MPa]; $\sigma_{\text{máx}}=83$ [MPa])[2]; los esfuerzos de fluencia y esfuerzos máximos se conservan en el orden de magnitud con 25[MPa] y 68[MPa] respectivamente, esto sugiere la posibilidad de mejorar las propiedades del material de planta ajustando el proceso de obtención de los lingotes.

El mejor comportamiento se encuentra en los lingotes enfriados en agua. Resultando una deformación máxima mayor en 0.02 [mm/mm] para el lingote al que no se agregó modificador (RW). Al comparar los promedios obtenidos se tiene que el promedio para la colada sin modificador enfriada en agua (RW) es de 0.1954 [mm/mm], mientras que las probetas sometidas a tratamientos térmicos alcanzan en el mejor de sus valores 0.126 [mm/mm][2].

En términos microestructurales todos los lingotes presentaron una buena distribución de la fase blanda Sn-Pb, el tamaño de grano de aluminio para los lingotes con y sin modificador enfriados en agua (RW y MW), no presentan distintas medidas en el tamaño de grano, es decir, tienen un tamaño de grano homogéneo. Las magnitudes promedio de los tamaños de grano de trabajos previos para enfriamientos en agua [9] son menores en 6[μm], lo cual no representa una diferencia significativa. La adición del modificador no tiene efecto en el tamaño de grano para enfriamientos rápidos.

El tamaño de las partículas aciculares se reduce al aplicar un enfriamiento rápido, y se logra una mejora adicional al contar con la presencia del modificador en la composición de la aleación. La adición del mismo no representa ventajas para enfriamientos lentos.

El modificador no afecta el tamaño de las partículas de la fase blanda Sn-Pb, él tamaño de las mismas ésta relacionado directamente con el tamaño de grano del aluminio, el cual, en el presente trabajo es dictado por el tipo de enfriamiento aplicado. Los menores tamaños se encuentran para el lingote con modificador enfriado en agua (MA) pero se encuentra tan cerca de éste el promedio del lingote sin modificador (RA) que no se le puede considerar superior.

La utilización del analizador de imágenes vuelve eficiente y confiable el proceso de cuantificación de las microestructuras obtenidas, así mismo ofrece una forma alternativa de realizar una aproximación de los porcentajes en peso de los elementos presentes tomando en cuenta las consideraciones mencionadas. Las posibilidades de dicha paquetería no se limitan a las aplicadas en el presente trabajo, es por ello que se recomienda el correcto aprovechamiento de ésta para facilitar el ejercicio de medición y ampliar la información que se puede obtener de una imagen microestructural.

Las principales diferencias entre las distintas coladas fueron la composición y la velocidad de enfriamiento, sin embargo, en el proceso de fundición una de las coladas fue sobrecalentada brevemente y la otra no, encontrando propiedades superiores en la que sí lo fue.

El lingote con modificador enfriado en aire (MA) es el que presenta las menores propiedades mecánicas, éstas se encuentran a la par de las promediadas para un lingote fundido en la empresa. El lingote con modificador enfriado en agua (MW) promedia los esfuerzos máximos y es considerablemente superior en las deformaciones máximas para tratamientos térmicos de 400 y 550°C desde 45 minutos hasta 24 horas. El tamaño de grano es similar para enfriamientos lentos en comparación con que fueron sometidos a un tratamiento térmico [2]. Es claro que, el cuidado de las variables en el proceso de fundición y solidificación permite no sólo la supresión del tratamiento térmico previo a la laminación, sino también la reducción de los tratamientos durante la misma, siendo posible la disminución de costos derivados de procesos termomecánicos.

Bibliografía

- 1.- Schouwenaars, Rafael. Tesis de Doctorado: ***Análisis de la deformación plástica durante el desgaste de cojinetes de deslizamiento.*** México 1994.
- 2.- Chamorro Alva Eduardo Omar, Guarneros Gutiérrez Rubén Antonio. ***Tesis de licenciatura: Análisis microestructural y mecánico de la aleación SAE-788 durante su tratamiento térmico y laminación.*** México, Cd. Universitaria 2007.
- 3.- Ramírez Díaz, Edgar Isaac. ***Tesis de licenciatura: Evolución de la microestructura de la aleación SAE 788 durante su fundición y tratamiento térmico.*** México, Cd. Universitaria 2004.
- 4.- Choudhury, Pritha, Karabi Das, Siddhartha Das. ***Evolution of as-cast and heat-treated microstructure of a commercial bearing alloy.*** Published on Science Direct, India 2005
- 5.- Aguilar, M., E. Barrera, M. Palomar-Pardave, L. Huerta, S. Muhl ***Characterization of black and white chromium electrodeposition films: surface and optical properties.*** UNAM, México 2003.
- 6.- Hatch, John E. ***Aluminum: Properties and physical metallurgy.*** Ed. American Society for Metals. USA 1984.
- 7.- Ran, Guang, Jing-En Zhou, Shengqi Xi, Pengliang Li. ***Microstructure and morphology of Al-Pb bearing alloy synthesized by mechanical alloying and hot extrusion.*** China 2005.
- 8.- S. Shivkumar, L. Wang, D. Apelian. ***Molten metal Processing of advanced cast aluminium alloys.*** 1991.
- 9.- Cisneros Hernández, Roberto. Tesis de maestría. ***Efecto de las condiciones de enfriamiento y de la presencia de inoculantes en la formación de intermetálicos en una aleación SAE-788.*** México, Ciudad Universitaria 2008.
- 10.- S. A. Kori, B. S. Murty, M. Chakraborty. ***Development of an efficient grain refiner for Al-7Si alloy.*** Indian institute of technology 2000.
- 11.- A. K. Prasada Rao, K. Das, S. Murty, M. Chakraborty. ***Microstructural features of as-cast A356 alloy inoculated with Sr, Sb modifiers and Al-Ti-C grain refiner simultaneously.*** South Korea and India 2007.

-
- 12.- J. Asensio Lozano, B. Suárez Peña. ***Influence of Sr modification and Ti grain refinement on the morphology of Fe-rich precipitates in eutectic Al-Si die cast alloys.*** Universidad de Oviedo 2006.
- 13.- J. Asensio Lozano, B. Suárez Peña. ***Microstructure-properties correlation of pressure die cast eutectic aluminum-silicon alloys for escalator steps (Part I).*** Universidad de Oviedo 2006.
- 14.- J. Asensio Lozano, B. Suárez Peña. ***Microstructure-properties correlation of pressure die cast eutectic aluminum-silicon alloys for escalator steps (Part II).*** Universidad de Oviedo 2006.
- 15.- Norton, Robert L. ***Diseño de Máquinas.*** Ed. Prentice Hall. México 1999
- 16.- Shahrooz Nafisi, Reza Ghomashchi. ***Combined grain refining and modification of conventional rheo-cast A356 Al-Si alloy.*** Canada 2006.
- 17.- Prasada Rao, A.K, Murty, B.S., Chakraborty, B. ***Improvement in tensile strength and load bearing capacity during dry wear of Al-7%Si alloy by combined grain refinement and modification.*** Published on Science Direct, India 2004.