

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

**MODIFICACIÓN DE LA MORFOLOGÍA DEL SILICIO EN LA
ALEACIÓN DE ALUMINIO A356 MEDIANTE CICLOS DE
CALENTAMIENTO Y ENFRIAMIENTO**

PRESENTADO ANTE LA ILUSTRE
UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
POR LAS BACHILLERES:
CUBERO DEBESS SAADA V. Y
TAGLIAFERRO RODRIGUEZ LOURDES M.
PARA OPTAR AL TÍTULO DE
INGENIERO METALÚRGICO

Caracas, octubre de 2002

*En honor a todas aquellas personas que
me enseñaron que la grandeza de
la vida está en superar las
dificultades*
Lourdes Marilene

*A mis Padres por darme la vida y el apoyo que necesito,
A mis hermanas por hacerme sentir que soy su ejemplo,
A Carmen y María Elena por su apoyo,
A Valeria y María Victoria para que cuando crezcan se sientan orgullosas de mi,
A Edgar por ser fuente constante de amor y apoyo incondicional.*
Saada Victoria

AGRADECIMIENTOS

Al Profesor Alfonso Bencomo por ofrecernos éste interesante trabajo de investigación.

A nuestras familias por el apoyo incondicional que nos dieron para salir adelante durante la realización de éste trabajo de investigación.

Al Profesor Crisanto Villalobos y al Profesor Orlando Reyes, por su colaboración en la fabricación de los crisoles.

Al Técnico Marcial Pérez, por su colaboración durante la realización de ésta investigación.

Al Profesor José León, por permitirnos el uso de las instalaciones y equipos del Laboratorio de Metalografía.

Al personal que labora en CITALA y CENMACOR, por permitirnos el uso de sus equipos para el estudio de nuestras muestras.

Al Bachiller Engels Ochoa, por su colaboración en el desarrollo de esta investigación.

Al personal que labora en el taller mecánico de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales (Cilindro), por toda su ayuda en el corte de muestras.

Al Técnico Elio Castro, por su colaboración en la medición de dureza de nuestras muestras.

A la Profesora Ruth Bisbal, por toda su colaboración en el préstamo de instrumentos de trabajo y por su asesoría en esta investigación.

A María Rodríguez y Pedro Tagliaferro, por sus sugerencias en cuanto al trabajo escrito de esta investigación.

A la Metalúrgica Gerarduzzi, por la calidad de trabajo realizado.

Al personal que labora en el Centro de Microscopia Electrónica del IUT, por su colaboración prestada.

A todas aquellas personas que contribuyeron al buen desarrollo de éste estudio.

RESUMEN

Las piezas de aleaciones de aluminio pueden ser obtenidas por conformado o fundición y éste último método se emplea en las aleaciones de aluminio-silicio. La morfología del silicio en estas aleaciones puede ser modificada mediante el empleo de elementos denominados agentes modificadores debido a que la morfología original del silicio influye en la ductilidad. Algunos de estos agentes modificadores son de difícil obtención y alto costo, por esto se sugiere buscar una alternativa de modificación de la morfología del silicio. Para lograr este objetivo se empleó la aleación de aluminio A356 (contenido de silicio entre 6,5 y 7,5%). Se obtuvieron muestras fundidas empleando un molde metálico sin agitación y alta velocidad de enfriamiento y esto fue realizado en un horno de mufla y como instrumento de medición de la temperatura se utilizó un termopar de tipo K (cromel-alumel). A varias muestras se les aplicó por lo menos un ciclo de calentamiento y enfriamiento a diversas temperaturas y tiempos, siendo analizadas posteriormente para comprobar cual de los tratamientos aplicados producía un cambio en la morfología del silicio en la estructura eutéctica presente. Una vez seleccionado el tratamiento que generó la microestructura más fina, fueron modificadas las condiciones de trabajo en cuanto al número de ciclos, para comprobar si ocurría alguna mejora sobre la microestructura de las muestras. Luego estas fueron analizadas utilizando un microscopio óptico con analizador de imagen, un microscopio electrónico de barrido (M.E.B.), se les hizo análisis por EDX y medidas de dureza. La microestructura más fina fue encontrada en la muestra 2 cuyas condiciones sirvieron de base para la obtención de otras muestras. En cuanto a los ciclos de enfriamiento y calentamiento variados la microestructura más refinada se encontró en la muestra 10 (dos ciclos). Estas dos muestras presentaron menor tamaño de partícula, una dureza bastante baja en comparación con la aleación original y el silicio presentó una morfología de esferas, cuasi-esferas y láminas con bordes redondeados en gran cantidad. Se llegó a la conclusión que el mejor tratamiento aplicado que generó cambios sobre la morfología del silicio fue el realizado sobre la muestra 2, aunque las condiciones de trabajo de la muestra 10 también fueron satisfactorias; sólo que por razones económicas es más factible el primer tratamiento mencionado. Se sugiere estudiar las propiedades mecánicas de las muestras analizadas para observar el cambio experimentado en las mismas debido al cambio en la morfología del silicio.

ÍNDICE DE CONTENIDO

ÍNDICE DE TABLAS

ÍNDICE DE FIGURAS

CAPÍTULO I	1
1- INTRODUCCIÓN	1
CAPÍTULO II	4
2- FUNDAMENTO TEÓRICO	4
2.1- Estado liquido	4
2.2- Modificación de la morfología del silicio	5
2.3- Crecimiento cristalino	6
2.4- Solidificación de las aleaciones	7
2.5- Estabilidad de la interfaz	7
2.6- Modos de solidificación	8
2.6.1- Modo planar	8
2.6.2- Modo celular	9
2.6.3 Crecimiento celular-dendrítico	10
2.6.4- Crecimiento columnar-dendrítico	11
2.6.5- Crecimiento equiaxial-dendrítico	12
2.7- Aleaciones de aluminio	13
2.8- Aleaciones de aluminio-silicio	13
2.8.1- Aleaciones hipoeutécticas	14
2.8.2- Aleaciones eutécticas	15
2.8.3- Aleaciones hipereutécticas	15

2.9- Efecto de los elementos aleantes	15
2.9.1- Silicio	16
2.9.2- Sodio	16
2.9.3- Antimonio	17
2.9.4- Berilio	17
2.9.5- Bismuto	17
2.9.6- Boro	17
2.9.7- Cobre	18
2.9.8- Magnesio	18
2.9.9- Manganeso	19
2.9.10- Fósforo	19
2.9.11- Estroncio	19
2.9.12- Titanio-Boro	20
2.10- Morfologías del silicio	20
2.10.1- Morfología acicular	20
2.10.2- Morfología laminar	20
2.10.3- Morfología fibrosa	20
2.11- Propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio-silicio	20
2.12- Inoculación	23
2.13- Efecto del hierro	23
2.14- Aplicaciones de la aleación A356	24
CAPÍTULO III	25
3- METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	25

CAPÍTULO IV	29
4- RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN	29
CAPÍTULO V	43
5- CONCLUSIONES	43
CAPÍTULO VI	44
6- RECOMENDACIONES	44
CAPÍTULO VII	45
6- REFERENCIAS	45
CAPÍTULO VIII	49
7- APÉNDICE	49

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Clasificación de las aleaciones de aluminio-silicio, según el contenido de silicio	14
Tabla 2. Composición química de la aleación A356, según especificaciones	24
Tabla 3. Registro de la temperatura y el tiempo para las muestras a las que se les realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento	29
Tabla 4. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento	30
Tabla 5. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento	30
Tabla 6. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento	30
Tabla 7. Dureza Vickers en las muestras 0, 2, 3, 7, 9 y 10	42
Tabla 8. Propiedades mecánicas de la aleación A356. Condiciones: molde permanente y tratamiento T6	49
Tabla 9. Propiedades físicas de la aleación A356	49
Tabla 10. Registro de la temperatura y el tiempo de los tratamientos térmicos de un ciclo de calentamiento y enfriamiento realizados	50
Tabla 11. Registro de la temperatura y el tiempo de los tratamientos térmicos de dos ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados	50
Tabla 12. Registro de la temperatura y el tiempo de los tratamientos térmicos de tres ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados	51
Tabla 13. Registro de la temperatura y el tiempo de los tratamientos térmicos de	

cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados	51
Tabla 14. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 0	52
Tabla 15. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 2	53
Tabla 16. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 3	54
Tabla 17. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 7	55
Tabla 18. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 9	56
Tabla 19. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 10	57

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Interfaz estable de crecimiento planar	8
Figura 2. Crecimiento competitivo preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$	9
Figura 3a. Crecimiento celular. Interfaz inestable	9
Figura 3b. Esquema del modo de crecimiento preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$	10
Figura 4a. Crecimiento celular dendrítico. Condición de subenfriamiento	10
Figura 4b. Modo de crecimiento celular dendrítico preferencialmente en la dirección $\langle 100 \rangle$	11
Figura 5a. Crecimiento columnar dendrítico. Condición de subenfriamiento	11
Figura 5b. Modo de crecimiento columnar dendrítico en la dirección $\langle 100 \rangle$, (D) tamaño promedio de grano	12
Figura 6. Crecimiento equiaxial dendrítico. Condición de subenfriamiento constitucional muy grande con respecto al tamaño promedio de grano	12
Figura 7. Diagrama de fases del sistema aluminio-silicio	14
Figura 8. Dimensiones del crisol (medidas en mm)	24
Figura 9. Dimensiones de la coquilla utilizada para la obtención de muestras (medidas en mm)	25
Figura 10. Esquema representativo de todos los ciclos de calentamiento y enfriamiento que se le efectuaron a las muestras 2, 7, 9 y 10	26
Figura 11. Dimensiones promedio de las muestras obtenidas (medidas en mm)	27
Figura 12. Microestructura de la muestra 0 de aluminio A356 sin modificar a	

1000x sin ataque	31
Figura 13. Microestructura de la muestra 2 de aluminio A356, a la cual se le realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C a 1000x	32
Figura 14. Microestructura de la muestra 3 de aluminio A356, a la cual se le realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 563°C a 1000x	32
Figura 15. Microestructura de la muestra 7 de aluminio A356, a la cual se le realizó cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x	33
Figura 16. Microestructura de la muestra 9 de aluminio A356, a la cual se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x	34
Figura 17. Microestructura de la muestra 10 de aluminio A356, a la cual se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x	34
Figura 18. Microestructura de la muestra 0 en M.E.B. de aluminio A356 sin modificar a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	35
Figura 19. Microestructura de la muestra 2 de aluminio A356 a la que se le realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C aproximadamente en M.E.B. a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	36
Figura 20. Microestructura de la muestra 2 de aluminio A356 a la que se le	

realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C aproximadamente en M.E.B. a 5000x. Las partículas observadas son de silicio	36
Figura 21. Espectrograma obtenido en la muestra 2	37
Figura 22. Microestructura de la muestra 3 de aluminio A356 a la que se le realizó un ciclo de enfriamiento y calentamiento durante 30 minutos a 563°C en M.E.B. a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	38
Figura 23. Microestructura de la muestra 7 de aluminio A356 a la que se le realizó cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente en M.E.B. a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	38
Figura 24. Microestructura de la muestra 9 de aluminio A356 a la que se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente en M.E.B. a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	39
Figura 25. Microestructura de la muestra 9 en M.E.B. de aluminio A356 a la que se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente en M.E.B. a 5000x. Las partículas observadas son de silicio	39
Figura 26. Microestructura de la muestra 10 de aluminio A356 a la que se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente en M.E.B. a 2500x. Las partículas observadas son de silicio	40

- Figura 27. Microestructura de la muestra 10 de aluminio A356 a la que se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente en M.E.B. a 5000x. Las partículas observadas son de silicio 40
- Figura 29. Gráfico representativo del tamaño de partícula en las muestras con tratamiento térmico respecto a la muestra 0 41

CAPÍTULO I

1. INTRODUCCIÓN

El aluminio y sus aleaciones son cada vez más empleados en el ámbito industrial. Existen diversos métodos de obtención de piezas de estas aleaciones, las cuales pueden ser conformadas o fundidas. Entre las piezas obtenidas por fundición están los siguientes sistemas de aleaciones:

- Aluminio-cobre
- Aluminio-cobre-silicio
- Aluminio-silicio
- Aluminio-magnesio
- Aluminio-cinc-magnesio
- Aluminio-titanio.

Entre los sistemas aleantes más importantes se encuentra el sistema aluminio-silicio. El silicio mejora la colabilidad de las aleaciones en general, entre otras características. Estas aleaciones presentan además buena resistencia al desgaste, pero baja resistencia a la fatiga y poca ductilidad conforme aumenta el contenido de silicio. Esto se debe a la morfología presentada por el silicio, la cual es acicular o laminar. Por esta razón se han realizado estudios en donde se busca la modificación de dicha morfología; esto se ha logrado añadiendo ciertos elementos (Sr, Na, Sb, etc.), los cuales son denominados agentes modificadores que generan una morfología normalmente fibrosa y/o globular.

El sistema aluminio-silicio, presenta un punto eutéctico simple en su diagrama de fases, permitiendo clasificar sus aleaciones en hipoeutécticas, eutécticas e hipereutécticas. Las modificaciones antes mencionadas se han realizado en todos los tipos de aleaciones de este sistema.

Son de especial interés para esta investigación las aleaciones hipoeutécticas, de

manera específica la denominada A356. Esta aleación es de naturaleza dendrítica (estructura arbórea de cristalización de los metales) presentando de 6,5-7,5% silicio, su morfología es laminar, la cual genera fragilidad y poco maquinabilidad, con bajas propiedades mecánicas en las piezas de ésta composición.

El método de modificación de la morfología del silicio mediante el uso de agentes modificadores es bien conocido a escala industrial. Sin embargo, algunos de estos agentes modificadores son de difícil obtención y por lo tanto de elevado costo, por esto se requiere buscar una alternativa de modificación de la morfología del silicio y para la realización de este trabajo se escogió la aleación A356.

Este trabajo de investigación se llevó a cabo con el fin de mejorar las propiedades mecánicas de la aleación y para ampliar su campo de aplicación. Con esto no se quiere decir que las aplicaciones sean pocas, sólo que están limitadas a aquellas que requieren alta dureza y alta resistencia al desgaste. El campo de aplicación actual de esta aleación está orientado a la industria automotriz y aeronáutica.

Se aplicó un control térmico a muestras de la aleación A356. Dicho control consistió en ciclos de calentamiento y enfriamiento que incluyó la zona del líquido más aluminio de la aleación, mostradas en el diagrama de fases (Figura 7): Se varió el tiempo de duración del control térmico y la cantidad de ciclos realizados hasta que se estimaron las condiciones más adecuadas para modificar la morfología del silicio en esta aleación.

Con esta investigación se busca establecer los parámetros de obtención de una morfología de silicio modificada. Sólo se evaluó como propiedad mecánica la dureza. Otras propiedades mecánicas no fueron evaluadas debido a que tanto el tiempo de estudio como el financiamiento fueron limitados.

Entre los objetivos que se alcanzaron se tienen los siguientes:

- a. Establecer la temperatura de control térmico más adecuada para obtener la modificación de la morfología del silicio.

- b. Precisar el tiempo óptimo del control térmico.
- c. Establecer el número de ciclos que garantiza la modificación de la morfología del silicio.
- d. Analizar metalográficamente las muestras obtenidas mediante el uso del microscopio óptico con analizador de imagen y microscopio electrónico de barrido.
- e. Determinar la metodología con la cual se modifica la morfología del silicio en la aleación A356.

La limitación del desarrollo de este trabajo de investigación se encuentra en el financiamiento del mismo. Esto restringe la cantidad de muestras a obtener y los posteriores análisis realizados a las mismas.

CAPÍTULO II

2. FUNDAMENTO TEÓRICO

La solidificación es una transformación del estado líquido al estado sólido. Este proceso está caracterizado por un cambio estructural y de composición localizada, por esto, conocer sobre el proceso de solidificación es esencial para obtener un mayor control en muchos procesos de fabricación de piezas.

La solidificación involucra dos etapas: nucleación y crecimiento. La etapa más difícil es la de formar el núcleo con un tamaño tal (radio crítico) que va a garantizar su estabilidad en el medio líquido. Este proceso requiere de una mayor cantidad de energía. Existen dos tipos de nucleación: homogénea y heterogénea. La primera es muy difícil que se produzca, en cambio es más factible que partículas extrañas presentes en el baño o en las paredes del molde, actúen como sitio de nucleación.

2.1- Estado líquido

Según Hume-Rothery¹, en los trabajos concernientes al estado líquido, a una temperatura cercana al punto de fusión, se ha observado una estructura atómica similar a la presentada por ciertas aleaciones en estado sólido. Debido a que en un líquido no hay orden atómico de largo alcance, tampoco hay seguridad de que a cierta distancia de un átomo está colocado otro átomo, como ocurre en un cristal. A causa de ello solamente se puede describir la estructura molecular de un líquido en términos de la probabilidad de encontrar un átomo a cierta distancia de otro.

La mayoría de la literatura sobre el estado líquido está basada sobre explicaciones de observaciones experimentales de propiedades de los actuales líquidos. Comparando con el progreso de las teorías moleculares de los gases y la teoría de la estructura cristalina de los sólidos, aquí han sido pequeños los acontecimientos para este fenómeno en términos de la posición para el proceso individual.

Mientras tanto, la evidencia sobre la actual estructura molecular de los líquidos ha sido acumulativa, iniciándose con el trabajo clásico de Prins y Stewart basado en los rayos X, y ahora sobre el neutrón, la difracción de los líquidos posee un orden de corto alcance, prácticamente limitado a moléculas alrededor de su primera y segunda esfera. Se ha hecho muy poco uso de esta evidencia que está construida en las teorías del estado líquido, esencialmente porque es compleja y poco familiar a las teorías físicas o químicas.

Bernal² presenta que, la forma esencial de la teoría de los líquidos trata a los mismos como homogéneos, y de un arreglo irregular de las moléculas contenidas en regiones no cristalinas o cavidades lo suficientemente largas para admitir cualquier molécula.

También Miller³ sugiere que, los metales más densamente empaquetados y los gases de sólidos con una estructura de cristales cúbicos centrados en la cara, tienen una estructura similar cuando son fundidos y que son casi siempre consistentes con una falta de orden en el empaquetamiento.

2.2- Modificación de la morfología del silicio

Dahle, et. al⁴ han realizado estudios que indican que la solidificación está controlada por el subenfriamiento existente en la interfaz líquido-sólido. Existen tres tipos de subenfriamiento los cuales son: térmico, capilar y constitucional. Si el contenido de soluto es incrementado, también aumenta el subenfriamiento constitucional.

En otro estudio, Dahle y Noguita⁵, encontraron que en las aleaciones aluminio-silicio la orientación cristalográfica del aluminio en el punto eutéctico y en las cercanías son dendritas primarias. Por otra parte, Calabrés, et. al⁶, indicaron que existen cuatro morfologías del silicio, observadas en dos estados convencionales de solidificación. Entre estas morfologías están cristales largos ideomórficos, placas finas superficiales, cristales convencionales ramificados y formas de crecimiento cooperativo (fibrosa).

Elliot y Khan⁷, mencionan que la solidificación direccional de las aleaciones

aluminio-silicio puede darse lugar mediante un enfriamiento rápido. Se ha establecido que la estructura fibrosa del silicio es el resultado de un crecimiento no facetado de la partícula de silicio primario a una alta velocidad de solidificación. La transición estructural desde laminas gruesas en forma de hojuelas hasta la estructura fibrosa es acompañado por un gran subenfriamiento. Esto está relacionado con la transición de fase del silicio facetado a un comportamiento no facetado.

Ha sido comprobado por Dahle y Noguita⁸, que cuando se emplean agentes modificadores el modo de nucleación y crecimiento es fuertemente dependiente de éstos. El aluminio no se altera con estos elementos. El mejor agente modificador ha sido el estroncio seguido del antimonio. Por otra parte McDonalds y Noguita⁹, aseguran que la morfología producida por el sodio es diferenciable de la obtenida por el resto de los agentes modificadores.

Sin embargo, Bian et al.¹⁰ indican que algunas variables tales como velocidad de enfriamiento y tiempo de control térmico manejadas de la manera adecuada pueden mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones. También Cantor y Ho¹¹, determinaron que un refinamiento de grano puede ser obtenido mediante un temple. Acompañado al refinamiento de la microestructura del silicio viene un incremento del subenfriamiento.

Según Dowdle y Poole¹², en muestras de una aleación Al-Si de composición eutéctica (12% silicio) que fueron fundidas y luego mantenidas a 540° C, con una duración de 1 y 72 horas, el enfriamiento de estas muestras fue lento. La morfología observada fue de laminas eutécticas gruesas. Sin embargo, después de 72 horas de control térmico el silicio empieza a esferoidizarse. Por otra parte, en muestras a las que se les añadió estroncio, con un control térmico a iguales condiciones que las anteriores, la morfología es rápidamente esferoidizada y transformadas a finas fibras eutécticas.

2.3- Crecimiento cristalino

La cristalización se caracteriza por producir cambios discontinuos en algunas propiedades físicas de los materiales. Las propiedades finales de un componente metálico

están influenciadas por el tamaño y morfología del grano, la orientación del mismo y la heterogeneidad química de la aleación. Para que la formación de núcleos se lleve a cabo, es necesario que en el baño metálico exista un subenfriamiento. Si éste es considerable, el crecimiento cristalino es rápido y si el subenfriamiento es pequeño, el crecimiento cristalino ocurre si se continúa extrayendo calor del sistema.

El gradiente de temperatura, depende de las propiedades físicas de la aleación y del molde, esto va a influir sobre la velocidad de crecimiento cristalino. Este crecimiento ocurre preferencialmente, en el sentido opuesto a la dirección del flujo de calor del sistema¹³.

2.4- Solidificación de las aleaciones

Debido a que en una aleación están involucrados uno o más elementos que afectan las características del metal, durante la solidificación se formará más de una fase sólida a partir del líquido homogéneo. Por otra parte, las fases sólidas formadas presentarán una composición química diferente a la del líquido que precede. Este proceso de solidificación ocurre en un intervalo de temperatura.

Para que exista una solidificación cristalina de composición diferente a la del líquido es necesario que se produzca el subenfriamiento constitucional, bajo esta condición se promueve la solidificación dendrítica. Esta se forma como consecuencia de la tendencia al rompimiento del frente planar, produciéndose a causa de un cristal subenfriado en donde hay partes que sobresalen más que el resto que crecerán más rápidamente. Las partes sobresalientes son aquellas caras del cristal en donde crece el sólido preferencialmente¹³.

2.5- Estabilidad de la interfaz

El subenfriamiento del líquido produce inestabilidad en una interfaz planar. El grado de subenfriamiento en las aleaciones va a depender de la temperatura y composición química de las mismas. La extracción de calor del líquido hacia los alrededores creará

fluctuaciones de temperatura y promoverá una velocidad de crecimiento con variaciones locales, que producen protuberancias infinitesimales sobre la interfaz sólido-líquido.

La condición para una solidificación con frente planar es que el sólido se encuentre a la misma temperatura del líquido (T_L) y cualquier punto frente a la interfaz esté a una temperatura mayor como se observa en la Figura 1.

Cuando una protuberancia cristalina se forma sobre el sólido en crecimiento, ocurre un aumento en el gradiente de concentración, por lo tanto la protuberancia perderá calor más rápido que las regiones planas asociadas. Por esto, la protuberancia se proyectará más dentro del líquido a medida que transcurre el tiempo. Esta condición altera la naturaleza planar del límite¹³.

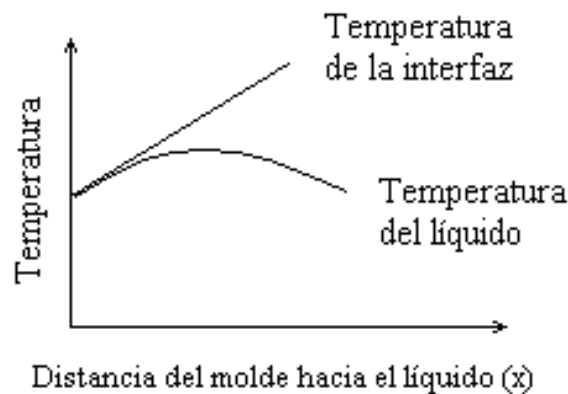


Figura 1. Interfaz estable de crecimiento planar.

2.6- Modos de solidificación

2.6.1- Modo planar

Cuando la temperatura de la interfaz siempre se encuentre por encima de la temperatura del líquido, como se muestra en la Figura 1, se origina un frente planar estable debido a un crecimiento de la interfaz en un plano normal a la dirección del flujo de calor. Los granos con dirección paralela al flujo de calor crecerán más fácilmente. Esto se denomina crecimiento competitivo, como se muestra en la Figura 2.

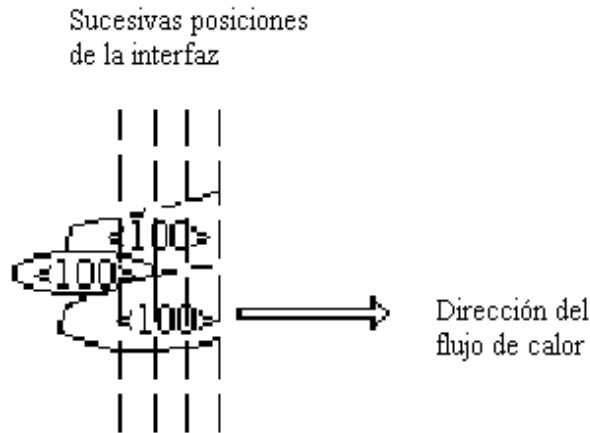


Figura 2. Crecimiento competitivo preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$

2.6.2- Modo celular

En la Figura 3.a muestra que cuando se manifiesta en presencia de un subenfriamiento constitucional sobre una distancia mucho menor que el diámetro promedio de grano D , los granos crecen como una serie de subgranos redondeados, cuyos ejes longitudinales son paralelos en una dirección, como se indica en la Figura 3.b.

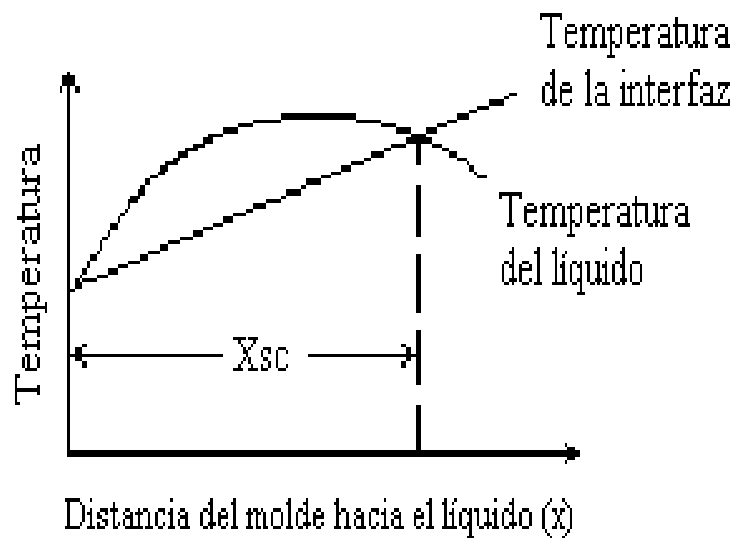


Figura3.a. Crecimiento celular. Interfaz inestable.

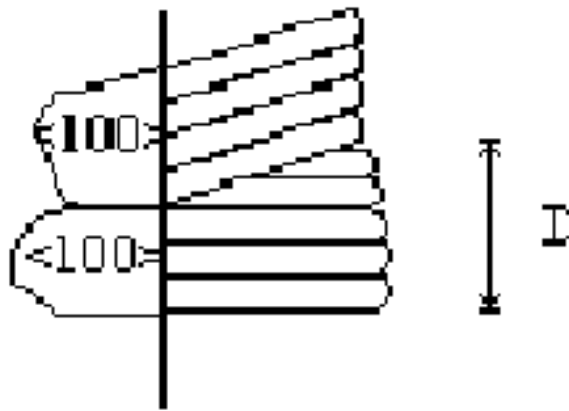


Figura 3.b. Esquema del modo de crecimiento preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$

2.6.3- Crecimiento celular-dendrítico

A medida que el subenfriamiento constitucional aumenta, tal como se muestra en la Figura 4.a, el crecimiento también ocurre a lo largo de direcciones normales a la interfaz sólido-líquido, resultando en granos con superficies irregulares, como se ilustra en la Figura b.

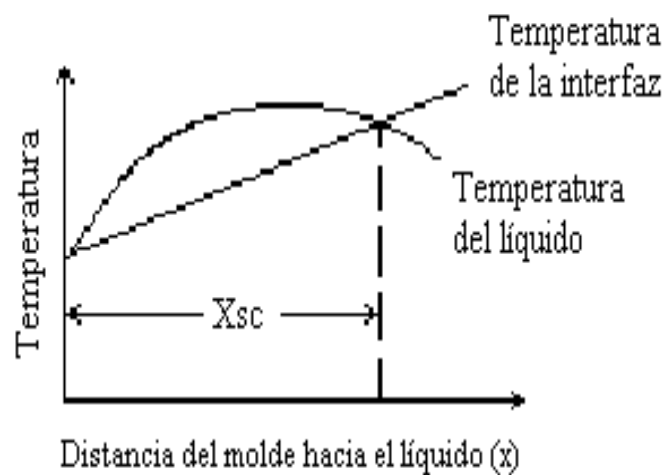


Figura 4.a. Crecimiento celular-dendrítico. Condición de subenfriamiento.

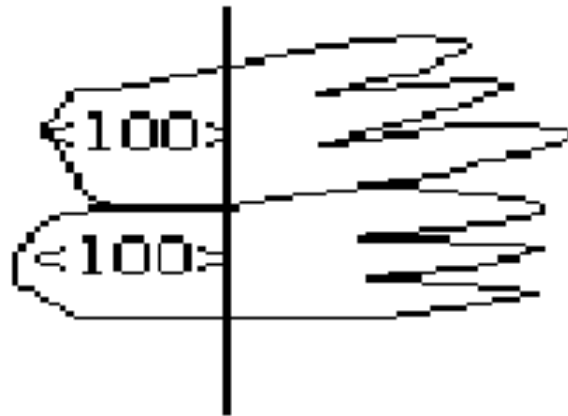


Figura 4.b. Modo de crecimiento celular-dendrítico preferencialmente en la dirección $\langle 100 \rangle$

2.6.4- Crecimiento columnar-dendrítico

Cuando el subenfriamiento constitucional es mayor que el diámetro promedio del grano D , tal como se muestra en la Figura 5.a, la estructura obtenida es del tipo columnar dendrítico. De esta manera, el grano se solidifica mediante el crecimiento del brazo primario, para luego generar las ramificaciones secundarias como se observa en la Figura 5.b.

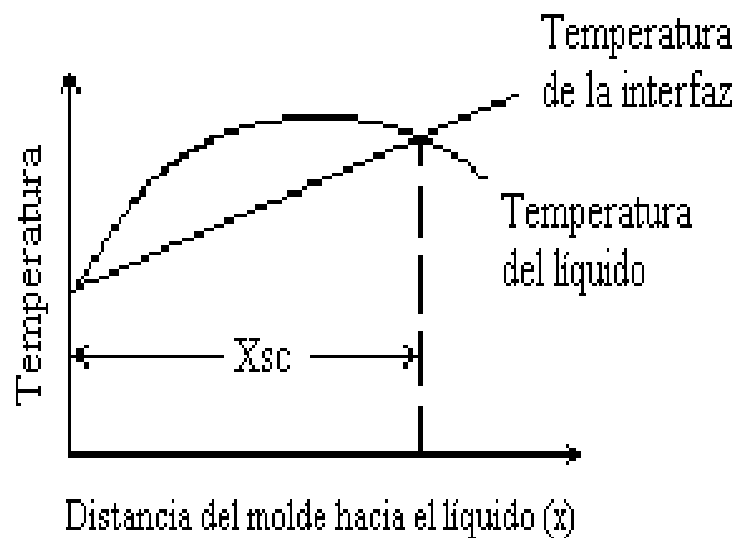


Figura 5.a. Crecimiento columnar-dendrítico. Condición de subenfriamiento.

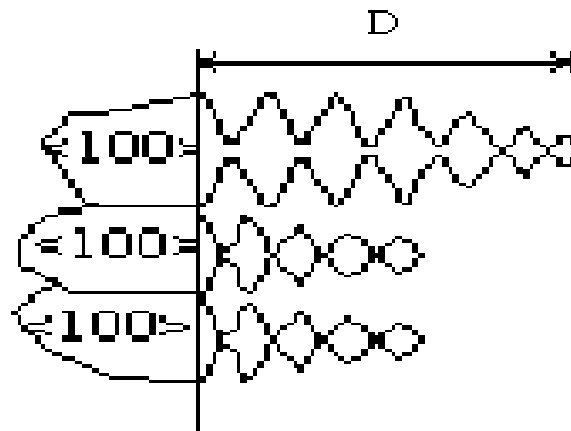


Figura 5.b. Modo de crecimiento columnar-dendrítico en la dirección $\langle 100 \rangle$, (D) tamaño promedio de grano.

2.6.5- Crecimiento equiaxial-dendrítico

Cuando el grado de subenfriamiento constitucional es muy grande, tal como se observa en la Figura 6, las puntas de los subgranos en crecimiento pueden romperse, esto es consecuencia de las corrientes convectivas presentes en el líquido. Bajo estas condiciones el crecimiento ocurre a lo largo de las direcciones $\langle 100 \rangle$ que son de más fácil crecimiento, a una velocidad casi constante.¹³

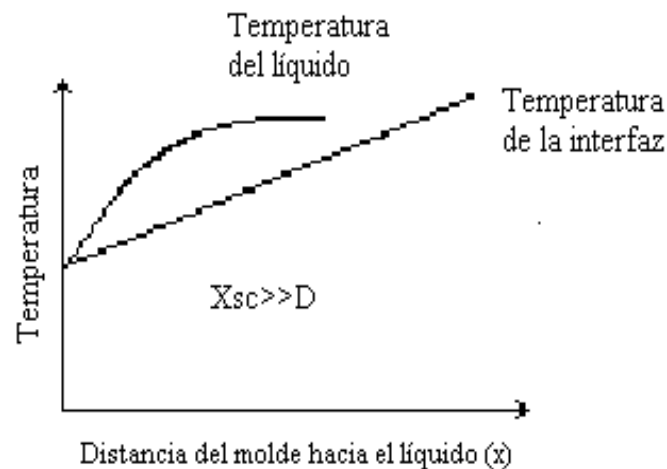


Figura 6. Crecimiento equiaxial-dendrítico. Condición de subenfriamiento constitucional muy grande con respecto al tamaño promedio de los granos.

2.7- Aleaciones de aluminio

Las fundiciones de aluminio son las más versátiles. Estas presentan las siguientes características:

1. Buena fluidez
2. Relativo bajo punto de fusión
3. Alta transferencia de calor del baño de aluminio hacia el molde
4. El hidrógeno es el único gas con apreciable solubilidad en el aluminio y sus aleaciones
5. Muchas de las aleaciones de aluminio están relativamente libres de grietas en caliente y de la tendencia al agrietamiento
6. Estabilidad química
7. Buen acabado superficial en las piezas fundidas

A pesar del gran número de aleaciones de aluminio que han sido desarrolladas para fundición, éstas se agrupan en seis grandes tipos:

- Aluminio-cobre
- Aluminio-cobre-silicio
- Aluminio-silicio
- Aluminio-magnesio
- Aluminio-cinc-magnesio
- Aluminio-titanio¹³

2.8 Aleaciones de aluminio-silicio

El silicio es considerado una impureza muy importante en la bauxita dada su tendencia a formar silicatos. Sin embargo, cuando forma aleaciones con el aluminio se obtienen propiedades de interés, por esto se convierte en el aleante de mayor uso. Por tal razón las aleaciones de aluminio-silicio forman el grupo más importante de las aleaciones de fundición¹⁴.

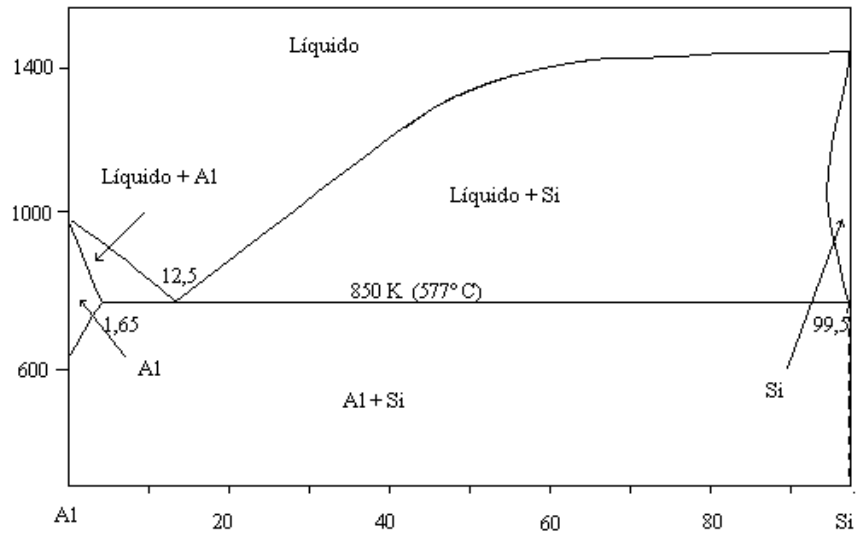


Figura 7. Diagrama de fases del sistema aluminio-silicio¹⁴.

El diagrama de fase de este sistema presenta un eutéctico simple, tal como se observa en la Figura 8. El silicio presenta una máxima solubilidad a la temperatura eutéctica (577 °C) de 1,65%, la cual es considerada relativamente baja¹⁵. Estas aleaciones son clasificadas según su contenido de silicio como se muestra en la siguiente tabla:

Tabla 1. Clasificación de las aleaciones de aluminio-silicio,, según el contenido de silicio

Clasificación	% Si
Hipoeutéctica	menor a 10
Eutéctica	10 a 13
Hipereutéctica	mayor a 13

2.8.1- Aleaciones hipoeutécticas

Las aleaciones de aluminio-silicio hipoeutécticas, conforman una solución sólida substitucional, denominada fase α , donde la red cristalina no cambia su esquema geométrico fundamental. La morfología de estas aleaciones tiende a ser más parecida a la del aluminio puro (dendrítica), debido a la baja concentración de silicio.

Si se emplean bajas velocidades de enfriamiento se promueve el crecimiento del microconstituyente eutéctico. Este tiende a formar una estructura acicular o laminar de grandes dimensiones. En cambio, si las velocidades de enfriamiento son altas, se afina la estructura y se adopta una morfología irregular de filamentos ramificados (estructura pseudo-modificada). No se recomienda una alta temperatura de sobrecalentamiento, porque disminuye la temperatura de solidificación¹⁶.

2.8.2- Aleaciones eutécticas

Estas aleaciones están constituidas exclusivamente por el microconstituyente eutéctico. La estructura es una mezcla de fase α y β , la cual presenta un crecimiento cooperativo durante el proceso de solidificación. La composición está dada en la Tabla 1.

Dicho microconstituyente se caracteriza por una estructura laminar o acicular, donde el silicio presenta forma de agujas filosas y gruesas. Con esta morfología se obtiene una aleación poco dúctil, sobre todo cuando se emplean moldes de arena. Por otra parte, las propiedades mecánicas de estas aleaciones dependen exclusivamente de las características presentadas por este microconstituyente eutéctico¹⁷.

2.8.3- Aleaciones hipereutécticas

En estas aleaciones el primer sólido a formarse son los cristales de silicio, estos crecen a expensas del líquido hasta lograr la solidificación total. Las propiedades se ven afectadas conforme aumenta el contenido de silicio, por lo que se sugiere el empleo de grandes velocidades de enfriamiento. Esto último, con la finalidad de obtener las mejores características permitidas según la morfología del silicio¹⁸.

2.9- Efecto de los elementos aleantes

Los elementos añadidos en las aleaciones de aluminio, varían las siguientes propiedades con relación al metal puro:

- Peso específico

- Resistencia mecánica
- Dureza
- Resistencia al impacto
- Resistencia a la corrosión
- Alargamiento
- Conductividad térmica y eléctrica
- Punto de fusión
- Fluidéz
- Maquinabilidad
- Ductilidad¹⁹

Entre los elementos aleantes se encuentran el silicio, sodio, antimonio, berilio, magnesio, fósforo, titanio-boro, boro, etc.

2.9.1- Silicio

Este elemento mejora considerablemente las características de colabilidad en las aleaciones de aluminio. Las características aportadas por este elemento a la aleación, son las siguientes:

- Aumenta la resistencia al desgaste
- Mejora la fluidéz
- Presenta inconvenientes durante el mecanizado
- Buena soldabilidad
- Mayor dureza²⁰

2.9.2- Sodio

Es un agente modificador de la estructura eutéctica en las aleaciones aluminio-silicio. En presencia de fósforo, el sodio interactúa con este reduciendo su efectividad como agente modificador y el fósforo se hace menos eficiente para la refinación del silicio

primario². Existe una teoría que justifica la acción del sodio, y expresa que los átomos de sodio se ubican en zonas de menor energía dentro de los cristales de silicio, esto impide el desarrollo de los mismos generando así otras zonas de crecimiento²⁰.

2.9.3- Antimonio

Para niveles de concentración iguales o mayores a 0,05%, el antimonio refina la fase eutéctica laminar de las aleaciones aluminio-silicio de composición hipoeutéctica. La efectividad de éste elemento en la modificación de la estructura eutéctica depende de la ausencia del fósforo y de una adecuada velocidad de enfriamiento durante la solidificación. El antimonio también reacciona con el sodio o el estroncio formando compuestos intermetálicos que presentan efectos adversos en la estructura del eutéctico y la colabilidad de la aleación¹⁴.

2.9.4- Berilio

Adiciones de berilio en concentraciones de parte por millón pueden ser efectivas en la reducción de las pérdidas por oxidación y en la asociación de inclusiones de magnesio. En altas concentraciones (>0,04%), el berilio afecta la forma y composición de compuestos intermetálicos de hierro, influyendo marcadamente en la resistencia y la ductilidad. Dentro de los cambios beneficiosos en la morfología de las fases insolubles, el berilio también cambia esta composición, reprimiendo al magnesio en los sistemas aluminio-silicio-hierro y también está permitido su uso para cambios en la dureza¹⁴.

2.9.5- Bismuto

Mejora la maquinabilidad de las aleaciones para fundición de aluminio en concentraciones mayores que 0,1%¹⁴.

2.9.6- Boro

Los boruros forman nucleaciones estables y se emplean con la finalidad de refinar el grano de algunas fases, tales como TiAl_3 en el baño de aluminio¹⁴. Los boruros metálicos

reducen la vida de las herramientas utilizadas durante el proceso de mecanizado, y si forma inclusiones influye negativamente sobre la maquinabilidad y la ductilidad. El boro en altas concentraciones contribuye a la aglomeración de partículas en el baño metálico, lo que incrementa el riesgo de inclusiones. Sin embargo, el tratamiento del aluminio con el boro, el cual contiene características peritéticas es practicado para proveer a la aleación de pureza y buena conductividad eléctrica dentro de la fundición con rotor. Para altos grados de aleación en un rotor puede especificar que el boro debe exceder a los contenidos de titanio y vanadio entre otros para formar compuestos o precipitados con estos para proporcionar una pieza con características eléctricas.

2.9.7- Cobre

El cobre con el aluminio forma una solución sólida que produce un endurecimiento en las estructuras de las piezas fundidas. Este efecto se incrementa cuando la pieza es sometida a un calentamiento posterior, con lo cual se promueve la formación de precipitados dispersos ramificados. Con estos precipitados se incrementan las propiedades mecánicas, ya sea en piezas fundidas o en las tratadas térmicamente.

Entre las características obtenidas al añadir este elemento, se encuentran:

- Reducción de la contracción del metal fundido
- Mejora considerablemente en la maquinabilidad
- Mejora la colabilidad
- Disminuye considerablemente la resistencia a la corrosión¹⁹.

2.9.8- Magnesio

El magnesio se combina con el silicio, lo cual hace a la aleación tratable térmicamente. Con esta condición se mejoran las propiedades mecánicas de la aleación. Entre las características que este elemento aporta, se encuentran:

- Mejora las propiedades mecánicas

- Facilita el mecanizado
- Mejora la resistencia a la corrosión
- Disminuye la colabilidad
- Presenta una alta oxidación en el baño líquido²⁰.

2.9.8- Manganeso

El manganeso incrementa la resistividad y el esfuerzo entre otros dentro de la solución sólida o como un precipitado intermetálico. Este no tiene efectos adversos sobre la resistencia a la corrosión. El uso del manganeso es limitado debido a la solubilidad en el aluminio de las impurezas pero esto se soluciona cuando se incrementa la velocidad de solidificación. Este elemento es añadido para incrementar el esfuerzo y controlar la estructura de grano. El manganeso tiene el efecto de incrementar la temperatura de recristalización y promueve la formación de una estructura fibrosa durante el trabajo en caliente. Como un precipitado disperso este es efectivo disminuyendo la recuperación y previniendo el crecimiento de grano, además de incrementar la sensibilidad al temple de las aleaciones tratables térmicamente.

2.9.9- Fósforo

Este elemento forma el compuesto AlP_3 , el cual sirve de nucleante y refinador de la fase silicio primario formada en las aleaciones aluminio-silicio hipereutécticas. En concentraciones de parte por millón, se hace muy gruesa la estructura eutéctica en las aleaciones aluminio-silicio hipereutécticas. El fósforo disminuye la efectividad de los modificadores del eutéctico comúnmente empleados, como lo son el sodio y el estroncio¹⁴.

2.9.10- Estroncio

También es usado como agente modificador de la estructura eutéctica en las aleaciones de aluminio-silicio. Puede emplearse como sustituto del sodio, dada la gran volatilidad de este último²⁰. Su mayor efectividad se encuentra en el empleo de bajas concentraciones de este elemento, si se incrementa su nivel, se puede presentar alta

porosidad en la pieza a obtener. Una adecuada desgasificación puede contrarrestar el efecto de los altos niveles de estroncio en el baño metálico.

2.9.12- Titanio-Boro

Se emplea como refinador de grano de la zona dendrítica rica en aluminio. Con una relación $Ti/B=5$, se obtiene la máxima eficiencia de esta mezcla. El boro se añade para incrementar el campo de cristalización del $TiAl_3$ y para reducir la solubilidad del silicio en el baño²⁰.

2.10- Morfologías del silicio

2.10.1- Morfología acicular

El silicio presenta un crecimiento en forma de placas de que presentan una orientación no uniforme. Esta estructura se presenta en aleaciones industriales que no contienen agentes modificadores y enfriadas a bajas velocidades.

2.10.2- Morfología laminar

Está conformada por láminas muy finas con un crecimiento que tiende a una dirección, debido al crecimiento cooperativo de los cristales de silicio primario.

2.10.3- Morfología fibrosa

Se encuentra en las aleaciones que han sido modificadas por algunos elementos y el eutéctico presenta una morfología de partículas redondeadas y finas²¹.

2.11- Propiedades mecánicas de las aleaciones aluminio-silicio

A medida que se incrementa el contenido de silicio en estas aleaciones más difíciles serán las operaciones de mecanizado. Esto puede ser modificado mediante la adición de

cobre y magnesio. Otra influencia sobre las propiedades mecánicas es la morfología que presentan las partículas de silicio, a medida que éstas sean más pequeñas y redondeadas se mejora la ductilidad junto con una relativa alta resistencia tanto al impacto como a la fatiga¹³.

En una aleación no modificada de aluminio-silicio, las propiedades mecánicas son las siguientes:

1. La resistencia a la fatiga es baja.
2. La elongación alcanza su máximo valor a la temperatura solidus aproximadamente. Luego decrece rápidamente.
3. El módulo de elasticidad se incrementa linealmente hasta un 30% de silicio.
4. A medida que aumenta la temperatura la resistencia mecánica disminuye rápidamente.
5. A mayor contenido de silicio aumenta la fragilidad de la aleación¹⁵.
6. Se incrementa la colabilidad de la aleación hasta la composición eutéctica, luego decrece.
7. La contracción por solidificación disminuye a medida que aumenta el contenido de silicio.
8. La resistencia a la tracción y la dureza se incrementan con el contenido de silicio.
9. El coeficiente de dilatación térmica disminuye conforme crece el contenido de silicio.
10. A mayor contenido de silicio mayor es la resistencia al desgaste de la aleación.

Todas estas propiedades están influenciadas por los siguientes aspectos:

- La composición química de la aleación
- La estructura de solidificación
- Los tratamientos térmicos
- Defectos presentes en las piezas fundidas
- Variables térmicas:

- a. Temperatura de colada
- b. Temperatura del molde
- c. Velocidad de enfriamiento
- Incorporación de aditivos:
 - a. Afinadores de grano
 - b. Modificadores de la microestructura
 - c. Desoxidantes
 - d. Desgasificadores
- Adición de aleantes

El efecto endurecedor del silicio en las aleaciones aluminio-silicio no es relevante. Las partículas precipitadas de silicio tienen un efecto poco endurecedor en la matriz de aluminio. Sin embargo, la introducción de estos precipitados aumenta la resistencia a la tracción y la dureza en detrimento de la ductilidad¹⁶.

Frente a un proceso de fatiga el comportamiento de estas aleaciones es general. Relacionado con el mecanismo de fractura, varios aspectos pueden ser resumidos de la siguiente manera:

- El esfuerzo requerido cuando el tamaño de partícula es pequeño crece.
- La fractura ocurre después de la deformación plástica.
- A mayor esfuerzo mayor es la cantidad de partículas fracturadas.
- Cuando los esfuerzos tienen centros de rotación, los planos de fractura son perpendiculares al mismo.
- Las partículas grandes rompen más fácilmente que las esféricas²².

En cuanto a la abrasión de estos materiales, se tiene que las partículas de silicio primario son perjudiciales. Estas generan un mayor calor durante la fricción y sensibilizan la tendencia a la microfractura.

Cuando estas aleaciones son modificadas, se reduce la fisuración en caliente, se

mejora la porosidad por contracción, la distribución de las segundas fases es más homogénea y la microporosidad se encuentra a baja escala. También se asegura la maquinabilidad en las piezas fundidas²³. Una vez modificadas estas aleaciones se mejoran propiedades, tales como: dureza, ductilidad resistencia a la fatiga, comportamiento dúctil-frágil y se obtiene una fractura intergranular²⁴.

2.12- Inoculación

Este es un proceso que consiste en la adición a la aleación en estado líquido de determinados elementos, con el fin de modificar su estructura de solidificación. El mecanismo en el cual operan estos elementos depende de las características de la aleación. Entre los más importantes están los agentes modificadores y refinadores de grano²⁵.

Estos elementos son empleados porque la anisotropía de crecimiento del silicio es muy sensible a la presencia de los mismos²⁶. Esto también va a ser influenciado por las siguientes características:

- a. Para bajas velocidades de enfriamiento produce grandes partículas de silicio inmersas en la matriz de aluminio
- b. Para altas velocidades de enfriamiento, el silicio presenta múltiples maclas en los planos $\{111\}$
- c. Para gradientes de temperatura intermedios, el silicio presenta un crecimiento preferencial en la dirección $\langle 100 \rangle$ ²⁷.

2.13 Efecto del hierro

El hierro está presente como una impureza dentro de las aleaciones de aluminio. En grandes cantidades tiene un efecto dañino debido a su tendencia a la formación de compuestos frágiles con el aluminio y otros aleantes. Por esto las propiedades mecánicas se ven afectadas por el contenido de hierro.

En el sistema aluminio-silicio, si el hierro está presente en una concentración mayor al 0,6%, éste forma el compuesto $\text{Al}_6\text{Fe}_2\text{Si}$, el cual es frágil y cuya forma es acicular, afectando considerablemente la ductilidad de estas aleaciones. Si por otra parte, el silicio se encuentra en altas concentraciones y está presente el manganeso, se produce la estructura de escritura china. Esta morfología es menos dañina que el silicio primario, teniendo el hierro un efecto positivo disminuyendo la tendencia del agrietamiento en caliente de las piezas²⁷.

2.14- Aplicaciones de de la aleación de aluminio A356

La aleación A356 es producida tanto en moldes de arena como permanentes. Esta posee excelentes características para el proceso de fundición y resistencia a la corrosión. Aplicando tratamientos térmicos se pueden obtener combinaciones de propiedades mecánicas atractivas para muchas aplicaciones, incluyendo la industria automotriz y aeroespacial. Si además éstas presentan el más bajo contenido de hierro, presenta alta resistencia a la tracción¹⁵. Entre las aplicaciones se encuentran: estructura y componentes en máquinas de control de aviones, instalaciones de energía nuclear, y otras aplicaciones donde se requiere alta resistencia o inversión de piezas fundidas¹⁴.

1

² BERNAL, J.D., *Nature* **183(4655)**, p. 141 (1959).

³ MILLER, W.A. *Nature* **212()**, p. 278 (1966).

⁴ DAHLE, A.K., HUTT, J.E.C., LEE Y.C. Y StJHON, D.H. *Materials Science and Engineering*, **A259**, p. 43 (1999).

⁵ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Caracaterization* **V46**, p. 305 (2001)

⁶ CALABRAS, R., CRIADO A.J. Y MARTI J.A, *Scripta Materialla* **V36**, p. 47 (1997)

⁷ ELLIOT, R. Y KHAN S. *Journal of Materials Science* **V31**, p. 3731 **0**

⁸ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Transaction* **V42**, p. 393 (2001)

⁹ McDONALD, S. Y NOGITA, K *Materials Transaction* **V42**, p. 1981 (2001)

¹⁰ BIAN, X., FAN, T.G., QIN, J. Y WANG, W. *Journal of Materials Science Letters* **19**, p. 1583 (2000).

¹¹ CANTOR, B. Y HO, C.R. *Journal of Materials Science* **V30**, p. 1912 (1995).

¹² DOWDLE, E.J. Y POOLE W.J. *Scripta Materialia* **39**, p. 1281 (1998).

¹³ **ASTM HANDBOOK, "NO FERROSOS", V2**

¹⁴ FERNÁNDEZ, C. Y FLORES, N., *Microestructura y propiedades mecánicas a la tracción de la aleación A356, colada en arena y utilizando molde gasificable*, UCV, Venezuela, p. 8-16, 1990.

¹⁵ LEÓN, J., *Efecto del antimonio en la microestructura y las propiedades mecánicas a la tracción de la aleación de aluminio A356.2*, UCV, Venezuela, p. 26-27, 1982.

¹⁶ GARGANO, J. Y LEBÓN, G., *Efecto del Na y P en las estructuras de solidificación de las aleaciones Al-Si*, UCV, Venezuela, p. 26-27, 1982.

¹⁷ HERNÁNDEZ, I. Y VILLARROEL, D., *Propiedades mecánicas y tratamientos térmicos de las aleaciones para fundición de los sistemas Al-Si-Cu y Al-Si-Mg*, UCV, Venezuela, p. 4, 1982.

¹⁸ PANTO, J. Y PEREIRA, H., *Estudio de la resistencia a la corrosión de las aleaciones de aluminio-silicio*, UCV, Venezuela, p. 21-22, 1983.

¹⁹ COLINA, N. Y MORALES, O., *Análisis de dureza en estructuras de solidificación en aleaciones de aluminio-silicio*, UCV, Caracas, Venezuela, p.29-33, 1982.

-
- ²⁰ CASTRO, R.V. Y PEÑALOZA, M.T., *Influencia del hierro en la resistencia a la fatiga de una aleación hipoeutéctica de aluminio (A356.2) modificada con estroncio, con enfriamiento rápido*, UCV, Venezuela, p. 8-9, 1991.
- ²¹ FUENMAYOR, A. Y RAMÍREZ, H., *Modificación de la microestructura de la aleación eutéctica Al-Si mediante la adición de Sb y Br*, UCV, Caracas, Venezuela, p. 13-14, 1988.
- ²² LIU, W. Y YEH J. *Metallurgical and Materials Transaction A* **27A**, p. 3558 (1996).
- ²³ GRUZLESKI, J.E. Y MOHANTY P.S. *Acta mater.* **44(9)**, p. 3749 (1996).
- ²⁴ ADDULKHALEK, M., FATAHALLA, N. Y HAFIZ M. *Journal of Materials Science* **34**, p. 3555 (1999).
- ²⁵ GOMÉZ, J., *Efecto del titanio y el antimonio en el tamaño de grano de una aleación eutéctica Al-Si*, UCV, Venezuela, p. 22-23, 1992.
- ²⁶ HURTADO, M.C., *Estudio morfológico de una aleación multicomponente de base Al-Si con contenido variable de cobre*, UCV, Venezuela, p. 20, 1988.
- ²⁷ BISBAL, R., *Efecto de la adición de antimonio sobre el silicio eutéctico de la aleación A413.2 fundida en horno eléctrico de inducción*, UCV, Venezuela, p. 23-25, 1989.

CAPÍTULO III

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

La parte experimental de este trabajo de investigación se inició con la fabricación de seis crisoles de grafito, los cuales se realizaron en un taller mecánico, ubicado en La Victoria, Estado Aragua, llamado Metalúrgica Gerarduzzi C.A. Las dimensiones de los crisoles están especificadas en la Figura 8, mostrada a continuación:

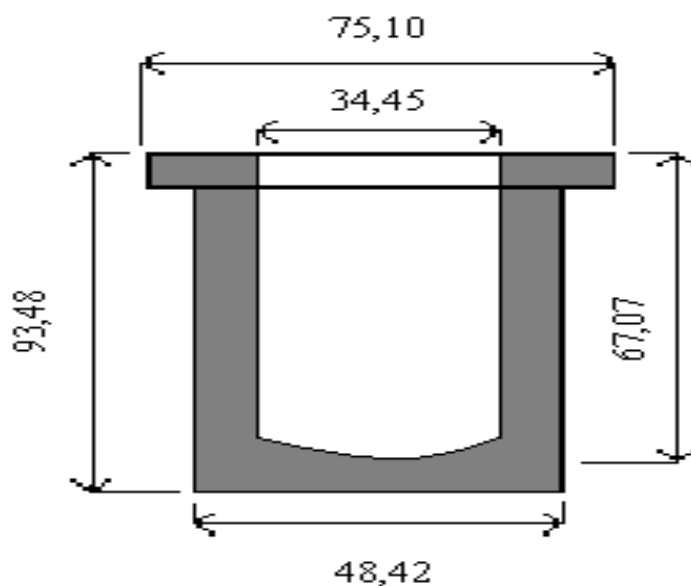


Figura 8. Dimensiones del crisol (medidas en mm).

De un lingote de la aleación A356, cuya composición química se detalla en la Tabla 2, se cortaron barras para facilitar la colocación dentro del crisol. Se empleó una barra para cada proceso de fundición con un peso entre 150 y 200 g. Este lingote fue cortado en una següeta automática, la cual está ubicada en el taller mecánico de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales.

Tabla 2. Composición química de la aleación A356, según especificaciones.

%Si	%Mg	%Mn	%Cu	%Fe	%Zn	%Ti	Otros
6,5-7,5	0,25-0,45	0,10 máx.	0,20 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	0,20 máx.	0,15 máx.

Para fundir las barras se usó un horno de mufla, marca NEYCRAFT, modelo JFF2000 y que puede alcanzar hasta 1100° C. Este equipo presenta un orificio en la parte superior, que permitió la introducción del termopar utilizado para el control de la temperatura.

El termopar, es de tipo K (cromel-alumel), es una de las combinaciones industriales más utilizada la cual representa una buena resistencia a la oxidación. Es el más recomendado para las aleaciones de aluminio.

Las muestras fueron coladas en un molde metálico o coquilla que fue precalentado para evitar el choque térmico del baño metálico a una temperatura de aproximadamente 705° C. El proceso de fundición se realizó con la coquilla sin agitación y sus dimensiones se muestran en la figura 9.

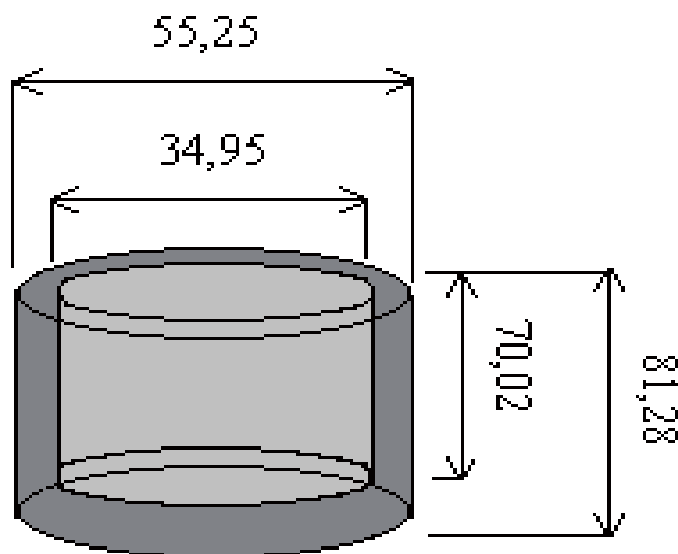


Figura 9. Dimensiones de la coquilla utilizada para la obtención de muestras (medidas en mm).

Inicialmente se estudió las condiciones más adecuadas del tratamiento térmico, con el fin de determinar las condiciones para obtener los resultados deseados. En la fusión inicial, el baño se mantuvo a una temperatura promedio de 705°C para las muestras preliminares (hasta la muestra 5), por un tiempo de 15 minutos para todas las muestras,

disminuyendo luego la temperatura a un valor determinado comprendido entre 482 y 576°C con un tiempo que en principio fue de 30 minutos. Después se llevó la carga metálica a las condiciones iniciales para posteriormente colar las muestras en el molde.

Al estudiar metalográficamente las cinco primeras muestras se inició el proceso de selección del tratamiento. Con este procedimiento se determinó que la temperatura adecuada para el tratamiento era de 530°C aproximadamente, porque a esta temperatura se obtuvo en la muestra la microestructura más refinada.

Una vez determinada esta condición, se procedió a variar los ciclos de calentamiento y enfriamiento, manteniendo la temperatura constante. Estos ciclos fueron realizados como se muestra en la siguiente figura, llegando hasta un máximo de cuatro ciclos por tener en cuenta la factibilidad económica. Es importante destacar que todas las muestras realizadas durante este trabajo de fueron templadas luego de la solidificación.

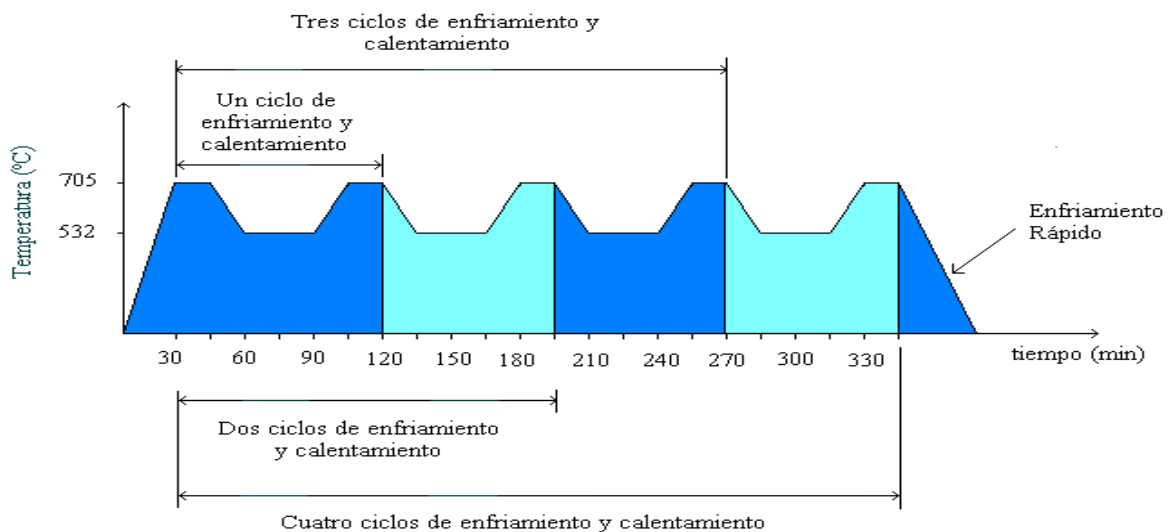


Fig. 10. Esquema representativo de todos los ciclos de calentamiento y enfriamiento que se le efectuaron a las muestras 2, 7, 9 y 10.

Las dimensiones de las muestras obtenidas se presentan en la Figura 11. Se obtuvieron tres muestras para dos y tres ciclos de calentamiento y enfriamiento, y dos para cuatro ciclos. Se seleccionó un grupo representativo de éstas para realizarles el estudio en el microscopio óptico con analizador de imagen y en el microscopio electrónico de barrido

(M.E.B.) así como ensayo de dureza. Las muestras observadas en el analizador de imagen no fueron atacadas y fueron observadas a 1000x de aumento, por ser muy fina la microestructura. Para realizar estos estudios se procedió a cortar las muestras con dimensiones de 1 x 1 x 1 cm, para facilitar la preparación metalográfica.

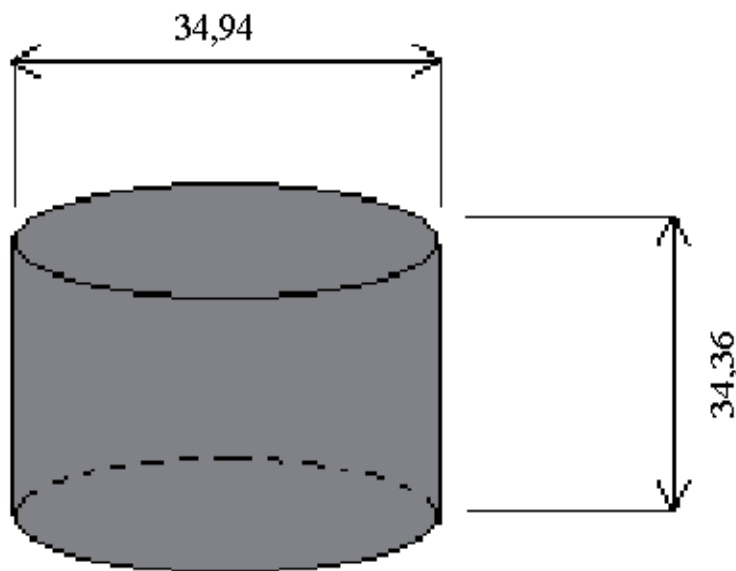


Figura 11. Dimensiones promedio de las muestras obtenidas (medidas en mm).

La preparación metalográfica consistió en tres etapas: desbaste, pulido y ataque. En la etapa de desbaste se emplearon lijas de carburo de silicio (SiC) de número 80, 240, 320, 600, 1200, 1500 y 2400. Durante el pulido metalográfico se empleó paño de fieltro verde y rojo sin aplicar abrasivos ya que sólo el agua y el movimiento giratorio de los paños fue suficiente para obtener una superficie especular. Para limpiar las muestras luego de cada etapa se empleó lavaplatos común (Brisol). Las muestras fueron atacadas con ácido fluorhídrico al 0,5%, cuya composición química es la siguiente: 200 ml de agua destilada y 1 ml ácido fluorhídrico al 48%, durante 30 segundos.

Sólo para el estudio en M.E.B fue necesario atacar las muestras. En este equipo se pudo de observar la topografía de las mismas. El aumento empleado para la mayoría de ellas fue de 2500x y 5000x. El voltaje aplicado fue de 25 kV.

La dureza Vickers se realizó en un Durometro Universal marca Wolpest, modelo DLA Testor 2Pc. A cada muestra se le tomaron 6 medidas en diagonal respecto a su cara pulida. La carga utilizada fue de 10 Kgf.

CAPÍTULO IV

4. RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Por no tener referencias precisas sobre la temperatura del tratamiento térmico, las muestras preliminares variaron considerablemente en cuanto a la temperatura empleada. Por otra parte el tiempo de tratamiento se varió entre 30, 60 y 90 minutos. Se utilizó en principio un horno de inducción, pero las operaciones en éste fueron descartadas debido a la falta de control de temperatura durante el tratamiento, esto trajo como consecuencia, la utilización exclusiva del horno de mufla para la obtención de las muestras finales, como se puede observar en la Tabla 5.

Tabla 3. Registro de la temperatura y el tiempo para las muestras con un ciclo de calentamiento y enfriamiento.

Muestra 2		Muestra 3	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
701,13 ± 1,50	15	725,03 ± 15,76	15
527,06 ± 27,93	30	558,50 ± 5,96	30
669,63 ± 35,82	15	726,17 ± 29,53	15

Luego de haber obtenido cinco muestras preliminares, se tomaron para analizar las muestras 2 y 3 por presentar una microestructura más refinada luego del tratamiento térmico. Los datos precisos están especificados en el Apéndice. El análisis metalográfico realizado a estas muestras preliminares fue en un microscopio óptico a 1000x de aumento, para constatar si los tratamientos aplicados estaban generando cambios en la microestructura.

Una vez observadas las muestras se tomó como referencia las condiciones de la muestra con la microestructura más refinada (muestra 2). Después de determinadas las condiciones de trabajo se variaron los ciclos de calentamiento y enfriamiento, con las temperaturas y los tiempos presentes en las Tablas 4, 5 y 6. Esto fue realizado con el fin de observar si ocurría un mayor refinamiento en la microestructura.

Tabla 4. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento

Muestra 9	
Temperatura (°C)	t (min)
703,70 ± 1,47	15
531,13 ± 0,32	25
703,37 ± 0,71	15
531,07 ± 0,91	25
703,23 ± 1,37	15
525,63 ± 21,22	25
702,93 ± 2,72	15

Tabla 5. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento

Muestra 7	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)
714,60 ± 5,73	15
531,33 ± 3,17	25
705,83 ± 2,00	15
532,27 ± 3,71	25
707,77 ± 3,74	15
526,93 ± 8,95	25
704,80 ± 1,22	15
533,70 ± 1,91	25
704,27 ± 1,78	15

Tabla 6. Registro de la temperatura y el tiempo para la muestra a la que se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento

Muestra 10	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)
702,9 ± 1,9	15
531,83 ± 1,72	30
705,23 ± 0,12	15
531,63 ± 0,32	30
704,77 ± 2,50	15

Cabe destacar que la muestra patrón ó muestra 0 presentó una microestructura bastante fina, esto se debe a que durante el proceso de fabricación del lingote de la aleación A356 se utiliza un refinador de grano.

Como se puede ver en la Figura 12, la microestructura presente en la muestra 0 está constituida por partículas de silicio en la estructura eutéctica en forma de láminas y grandes hojuelas en las cuales no se puede observar con claridad las terminaciones de las partículas de silicio, debido a que el aumento del microscopio óptico no fue suficiente para precisar estos detalles. Se presume que las terminaciones son más agudas que el resto de las muestras según la información obtenida sobre la aleación

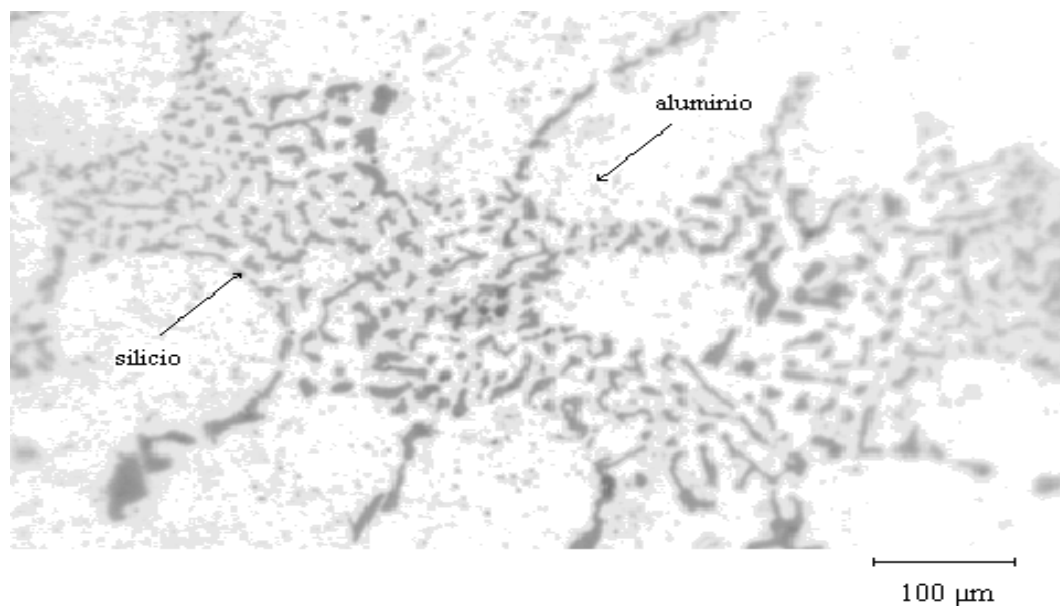


Figura 12. Microestructura de la muestra 0 de aluminio A356 sin modificar a 1000x sin ataque.

Entre las muestras analizadas se encuentra la muestra 2, mostrada en la Figura 13 y ésta presenta una microestructura mucho más refinada que la muestra 0. En ella se puede visualizar que el silicio se presenta con una morfología de pequeñas partículas en gran cantidad. No se puede afirmar que son glóbulos debido a que el microscopio óptico no tiene la resolución para determinar este aspecto en concreto.

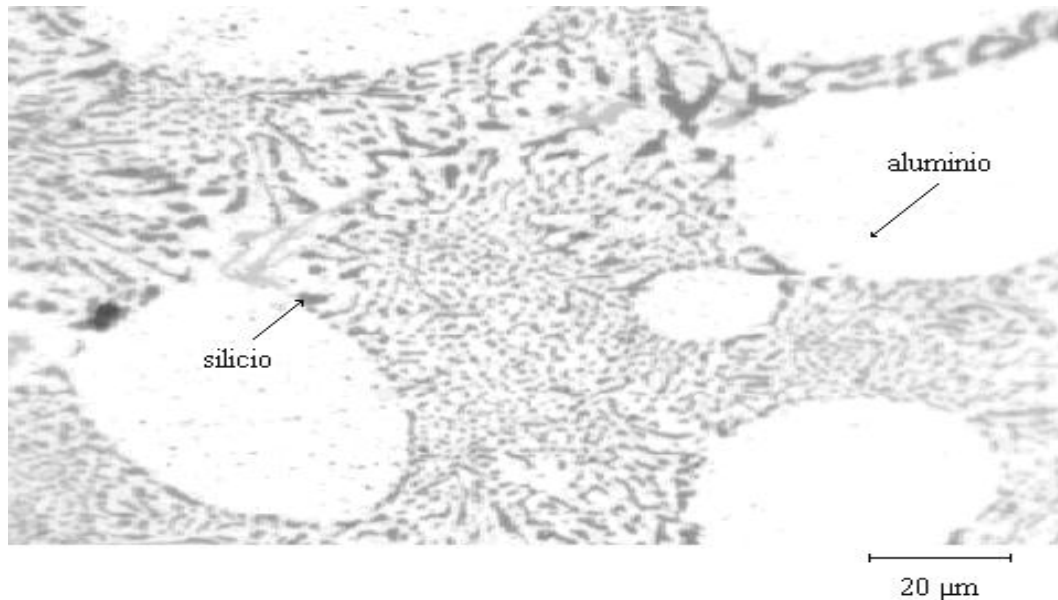


Figura 13. Microestructura de la muestra 2 de aluminio A356, a la cual se le realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C a 1000x

Con respecto a la muestra 3 cuyo tratamiento es parecido al de la muestra 2 pero a mayor temperatura, se observó una microestructura mucho más gruesa, tal como se muestra en la Figura 14 en forma de láminas con terminaciones un poco agudas. Esto indica que el tratamiento aplicado no es el más adecuado para el cambio de la morfología del silicio en la estructura eutéctica.

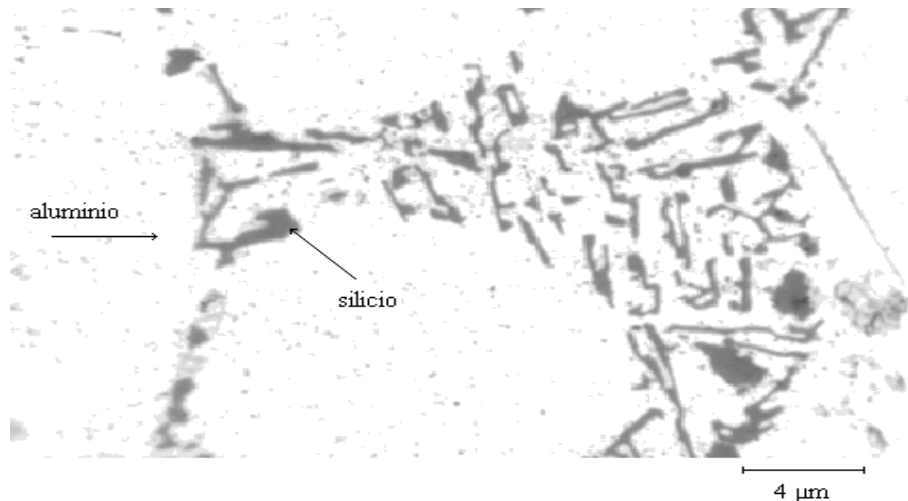


Figura 14. Microestructura de la muestra 3 de aluminio A356, a la cual se le realizó un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 563°C a 1000x. La zona clara es la matriz de aluminio

En cuanto a la variación de ciclos se inició la realización empleando cuatro ciclos de tratamiento térmico (muestra 7). Esta muestra presentó una morfología del silicio con una combinación de láminas y hojuelas, algunas gruesas, distribuidas uniformemente. También se observó en la microestructura, mostrada en la Figura 15, que existen ciertas partículas dispersas dentro de las dendritas de aluminio α . Se presume que estas partículas sean de silicio. Debido a lo observado en esta muestra, se tomó como límite de estudio cuatro ciclos de tratamiento térmico por lo que además la aplicación de mayor cantidad de ciclos no es rentable económicamente.

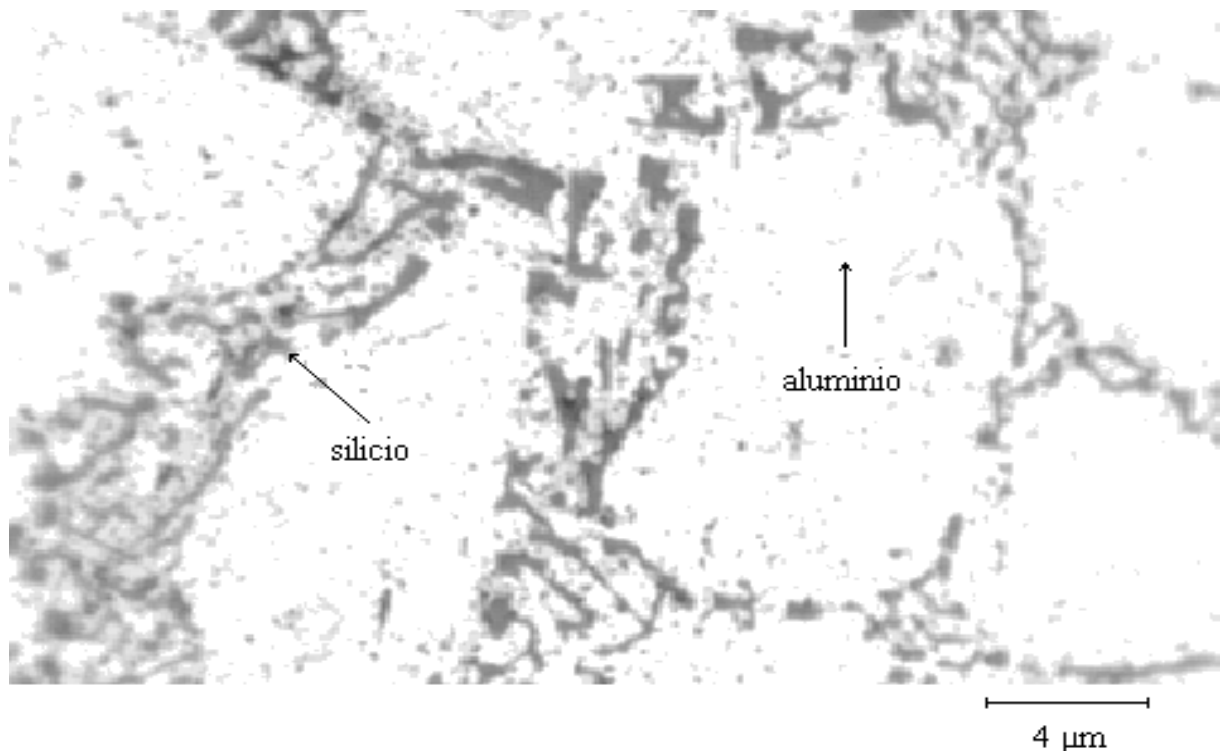


Figura 15. Microestructura de la muestra 7 de aluminio A356, a la cual se le realizó cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 25 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x.

Para la muestra de tres ciclos de calentamiento y enfriamiento (muestra 9), la microestructura observada resultó mucho más refinada que en el caso anterior como se muestra en la Figura 16. Aquí al igual que en la muestra 2 se observan muchas partículas finas dentro de la estructura eutéctica al igual que pequeñas láminas. Una vez más no se

puede afirmar de cambios de morfología del silicio de la estructura eutéctica debido a la baja resolución del microscopio óptico utilizado.

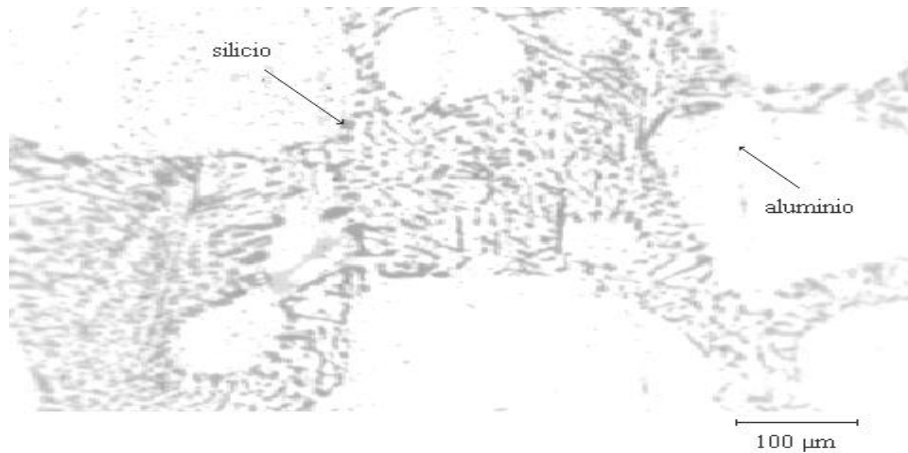


Figura 16. Microestructura de la muestra 9 de aluminio A356, a la cual se le realizó tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 25 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x.

En el tratamiento de dos ciclos (muestra 10), como se observa en la Figura 17, la microestructura es más parecida a la muestra 2. De igual manera se observa gran cantidad de pequeñas partículas rodeadas de finas láminas distribuidas uniformemente en la muestra. Debido a la poca información obtenida a través del estudio realizado con el analizador de imagen fue necesario el uso del M.E.B. con espectrografía de difracción de rayos X (EDS) incorporado.

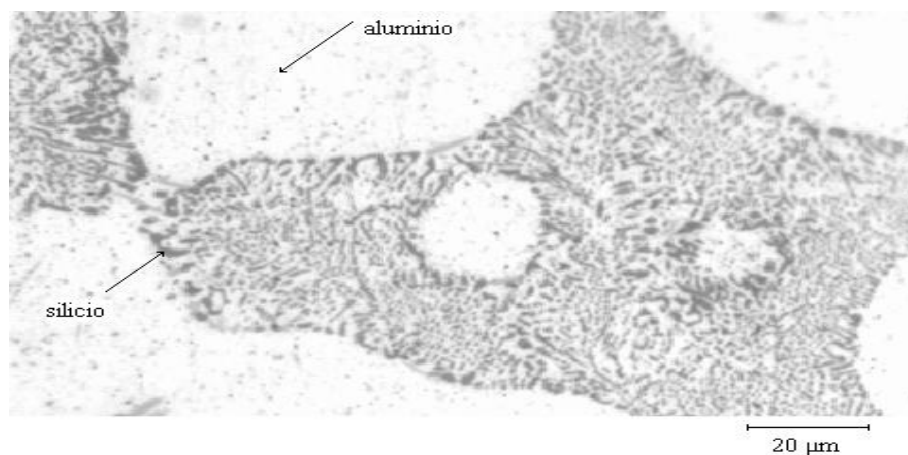


Figura 17. Microestructura de la muestra 9 de aluminio A356, a la cual se le realizó dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 25 minutos a 530°C aproximadamente a 1000x.

Las muestras analizadas fueron observadas a aumentos de 2500x y 5000x. El M.E.B. presenta la suficiente resolución para observar la morfología presente en el silicio de la estructura eutéctica.

La muestra 0 revela a 2500X algunas partículas redondeadas de silicio en conjunto de varias láminas ligeramente redondeadas y grandes hojuelas con bordes, tal como se observa en la Figura 18.

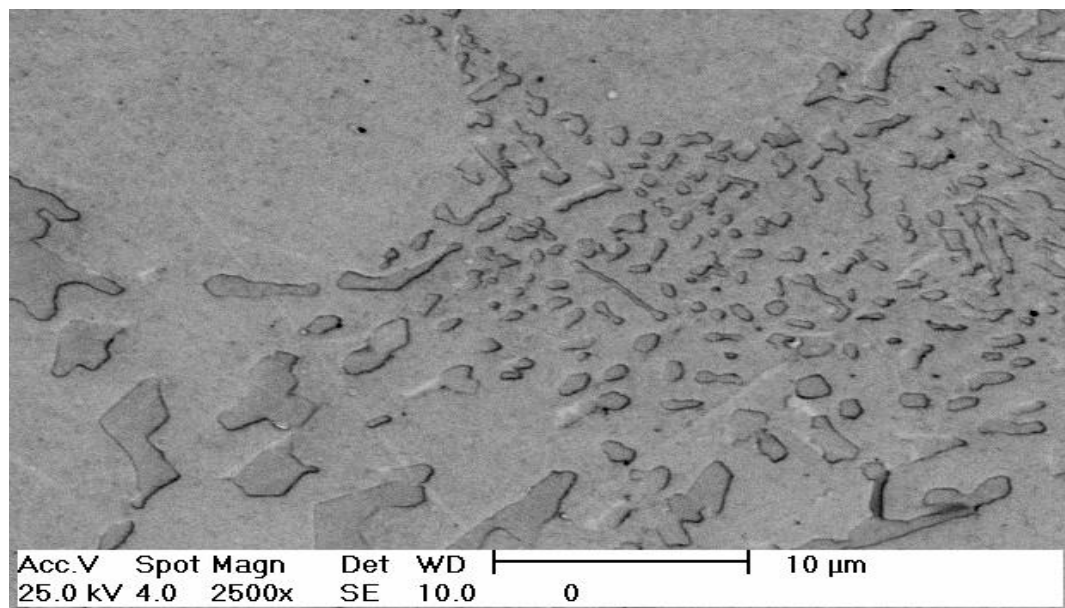


Figura 18. Microestructura de la muestra 0. de aluminio A356 sin modificar a en M.E.B 2500X.Las partículas oscuras observadas son de silicio.

Comparando esta situación con la muestra 2, como se observa en las Figuras 19 y 20, el silicio se encuentra presente en forma de partículas esféricas, cuasi-esféricas y algunas láminas con bordes redondeados. Sin embargo, se puede observar que es posible que dichas láminas sean producto de la coalescencia de partícula redondeadas. Para asegurar que las partículas redondeadas no fueran impurezas introducidas en el baño durante la obtención de muestras, se realizó análisis

cualitativo por la técnica de EDS en algunas zonas de la estructura eutéctica, específicamente en las partículas más esféricas.

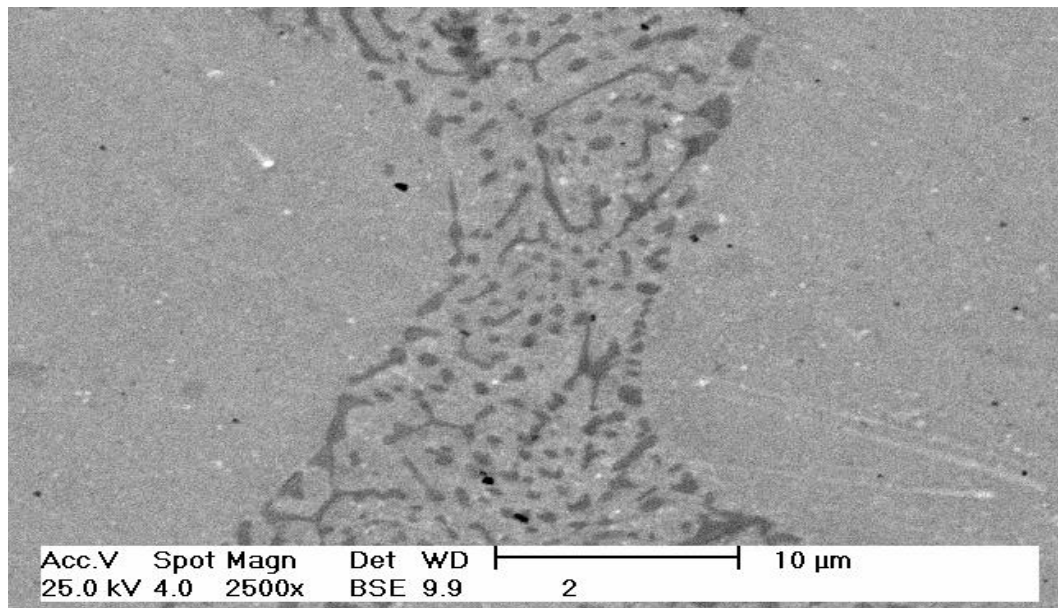


Figura 19. Microestructura de la muestra 2. de aluminio A356 con un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C en M.E.B a 2500x. Las partículas oscuras observadas son de silicio.

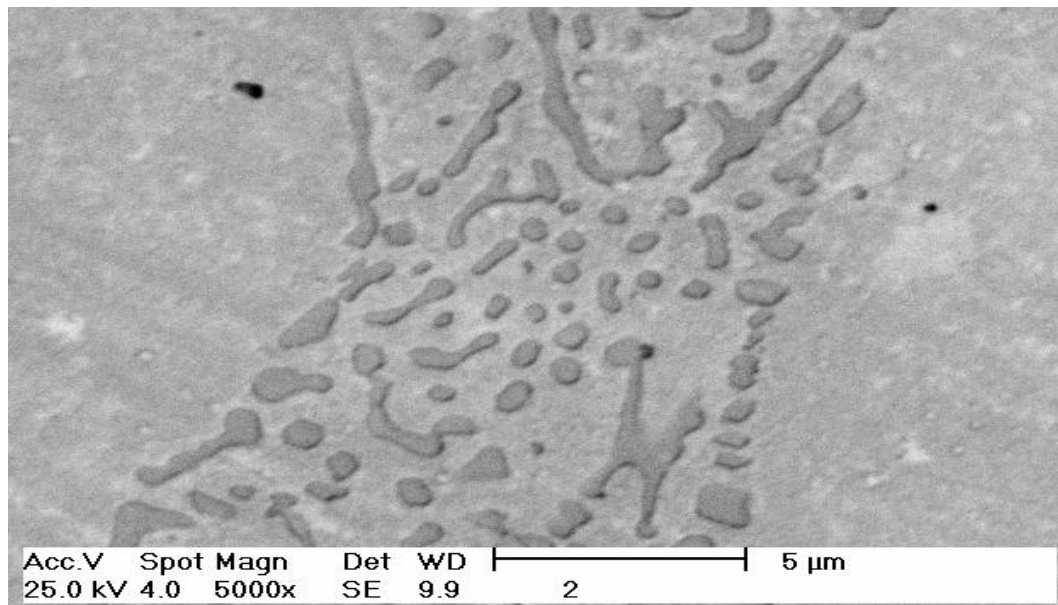


Figura 20. Microestructura de la muestra 2 de aluminio A356 con un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 527°C en M.E.B a 5000x. Las partículas oscuras observadas son de silicio

El resultado del análisis por EDS se muestra en la Figura 21, revelando la presencia de un gran contenido de aluminio y silicio en la zona donde se realizó el estudio. La presencia de aluminio se justifica debido a que los electrones de la matriz son excitados porque las partículas de silicio son muy pequeñas y por lo tanto aparecieron en el espectrograma en gran cantidad. Para los EDS realizados, los valores de aluminio y silicio fueron constantes sin importar la muestra, descartando así la presencia de impurezas en ellas. Estos valores de aluminio y silicio estuvieron en el orden de 75% de aluminio y 25% de silicio aproximadamente.

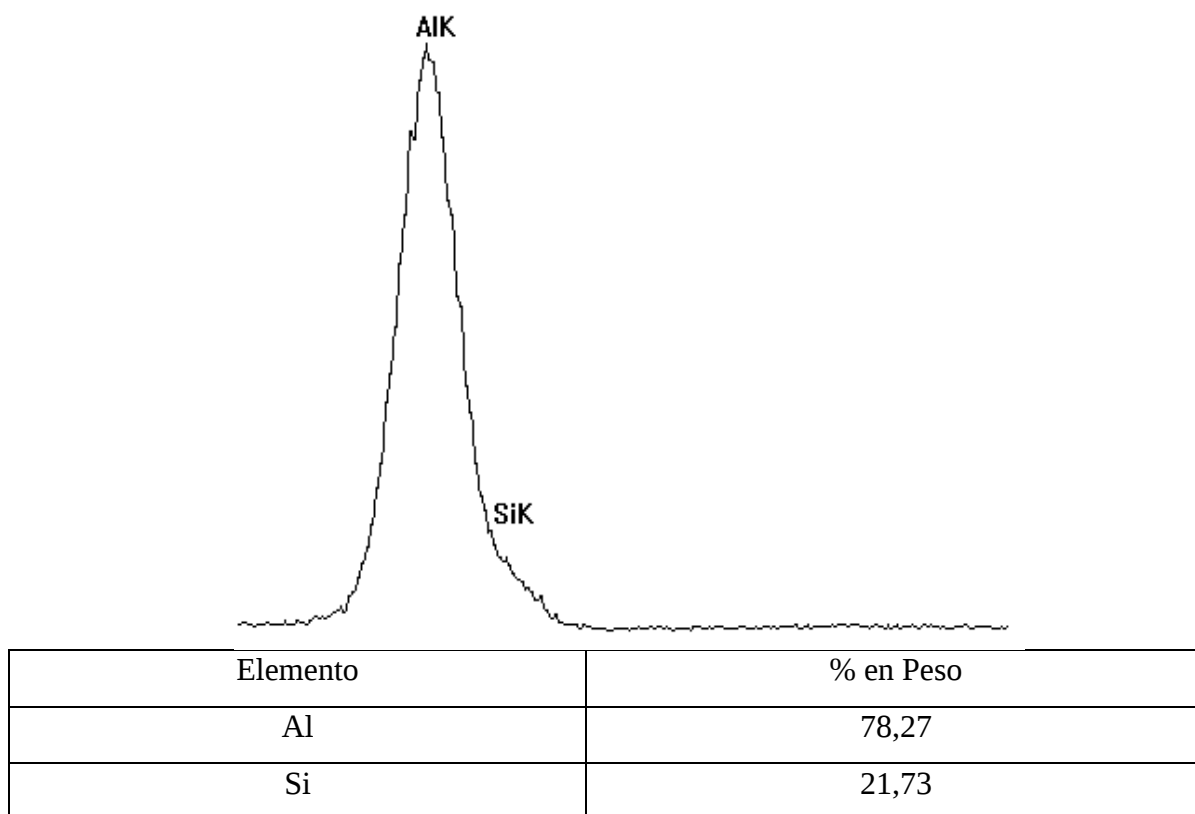


Figura 21. Espectrograma obtenido en la muestra 2

Para la muestra 3, presentada en la Figura 22, se puede corroborar lo observado en el analizador de imagen, presentando partículas en forma de hojuelas de gran tamaño con bordes menos agudos que en la muestra 0, por esta razón este tratamiento térmico fue descartado como modificador de la morfología del silicio, justificando así que el tratamiento debe hacerse en estado sólido.

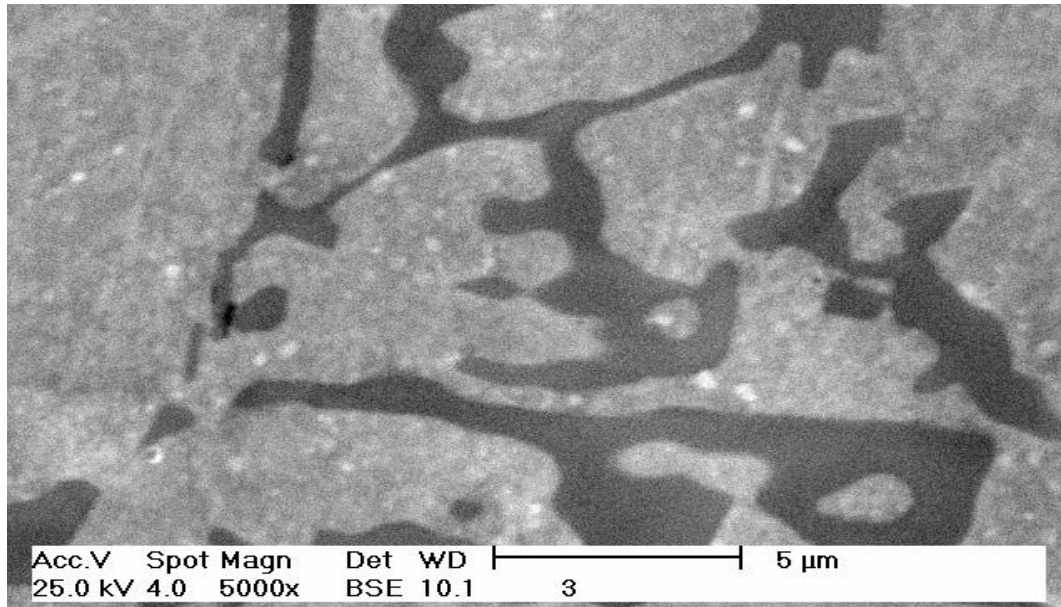


Figura 22. Microestructura de la muestra 3 de aluminio A356 con un ciclo de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 563°C en M.E.B. a 5000X. Las partículas observadas son de silicio

También se puede observar en la microestructura de la muestra 7 que la morfología del silicio eutéctico se presenta en forma de hojuelas un poco más refinadas que en el caso anterior y de bordes menos agudos, pero que no presenta una morfología modificada del silicio, tal como se puede ver en la Figura 23.

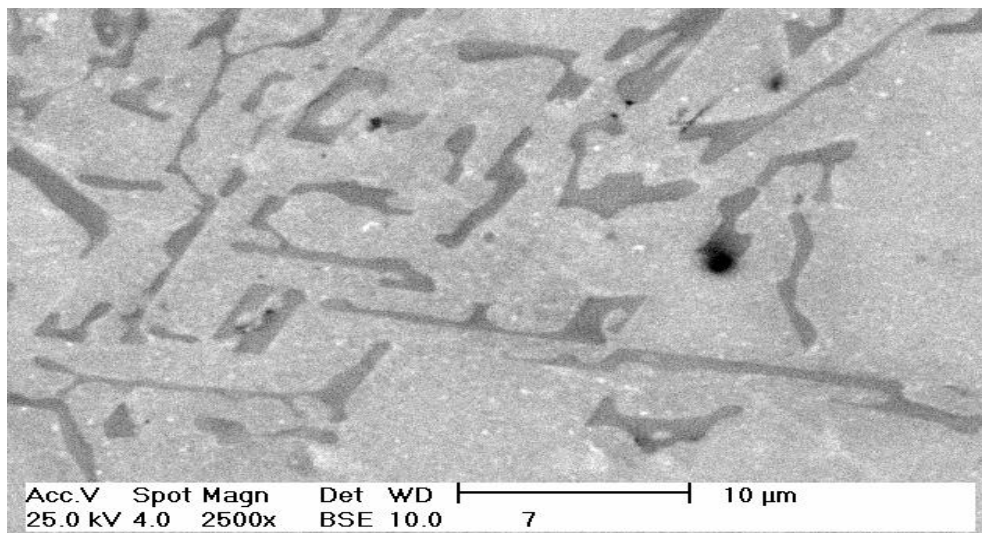


Figura 23. Microestructura de la muestra 7 de aluminio A356 con cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente, en M.E.B. a 2500X. Las partículas observadas son de silicio

En la muestra 9, mostrada en las Figuras 24 y 25, el silicio presenta una morfología más redondeada que en la muestra 7 pero más gruesa que la muestra 2, una vez más se observan grandes láminas. Estas láminas son de mayor tamaño debido a que el tratamiento presenta una mayor cantidad de ciclos y por lo que los átomos durante el proceso de solidificación son agrupados en mayor cantidad. También se pueden observar partículas bastante esféricas a las cuales se les realizó análisis por EDX lo que evidenció la presencia casi exclusiva de partículas de aluminio y silicio.

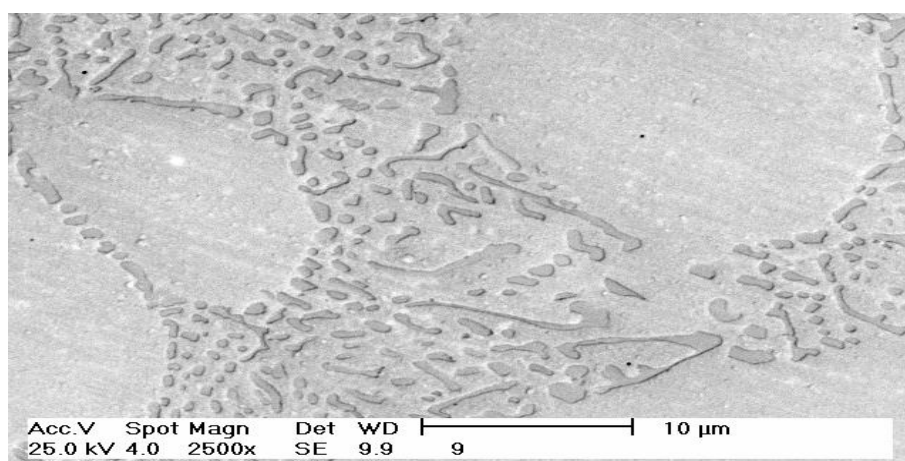


Figura 24. Microestructura de la muestra 9 de aluminio A356 con tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente, en M.E.B.a 2500x. Las partículas observadas son de silicio

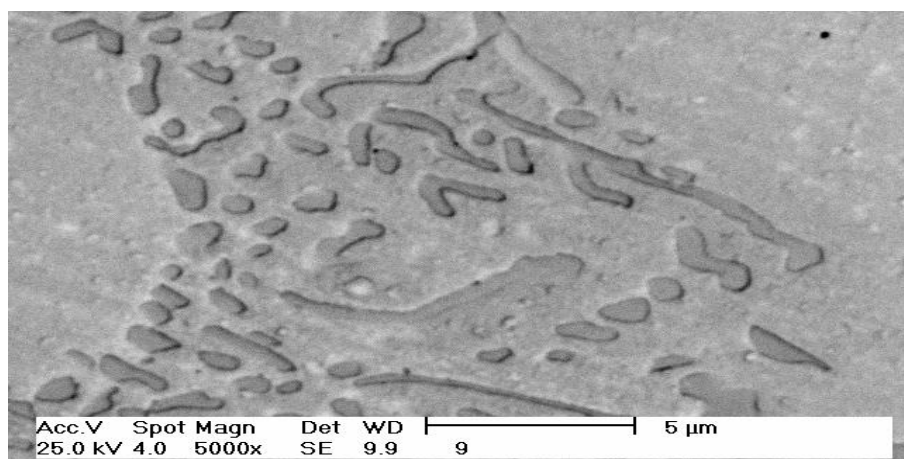


Figura 25. Microestructura de la muestra 9 . de aluminio A356 con tres ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente, en M.E.B a 5000x.Las partículas observadas son de silicio

Con referencia la muestra 10, mostrada en la Figura 26 y 27, a la cual se le aplicaron dos ciclos de enfriamiento y calentamiento, el silicio presenta una morfología de gran cantidad de partículas esféricas, cuasi-esféricas y algunas laminares. La formación de las láminas observadas es debido al mecanismo antes descrito. Comparando esta muestra con la número 2, la morfología obtenida es muy similar, pero en el momento de tomar una decisión de cual es el tratamiento más adecuado, sería el tratamiento aplicado a la muestra 10 porque durante el mismo, el control de temperatura fue más preciso y reproducible, sin embargo, es más factible realizar un tratamiento térmico con un solo ciclo de enfriamiento y calentamiento.

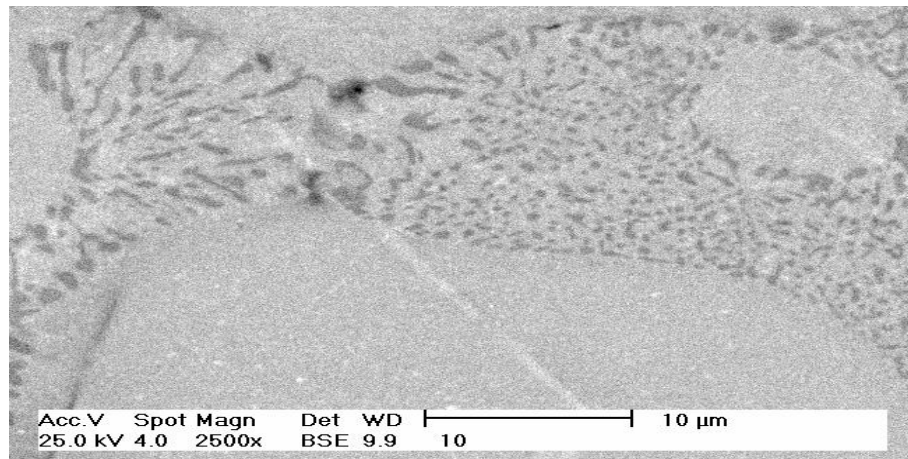


Figura 26. Microestructura de la muestra 10 de aluminio A356 con dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a 530°C aproximadamente, en M.E.B a 2500x. Las partículas observadas son de silicio

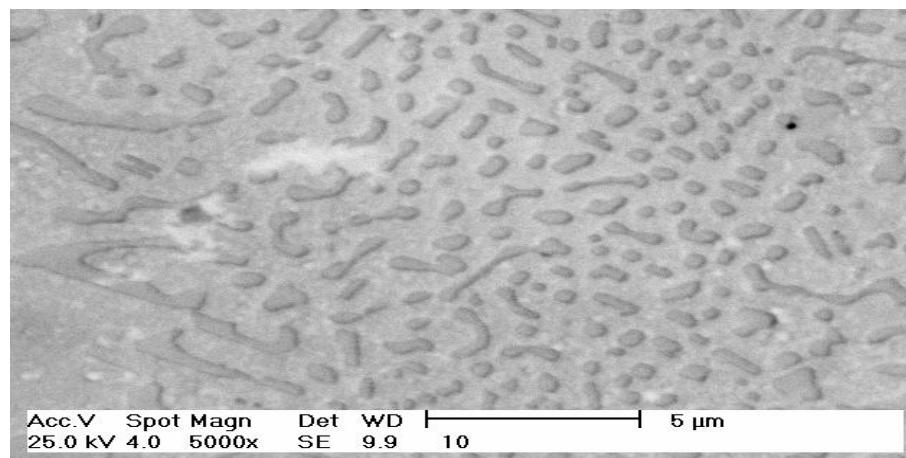


Figura 27. Microestructura de la muestra 10 . de aluminio A356 con dos ciclos de calentamiento y enfriamiento durante 30 minutos a a 530°C aproximadamente, en M.E.B a 5000x. Las partículas observadas son de silicio

El menor tamaño de partícula de silicio entre las muestras analizadas (muestra 0, 2, 3, 7, 9 y 10) fue obtenido en las muestras 2 y 10 en comparación con la muestra 0, tal como se observa en el Gráfico 1. Esto indica que ambos tratamientos son adecuados para refinar la microestructura. El tamaño de partícula fue refinado en una proporción de más o menos 3,5 veces en las muestras 2 y 10 por lo que estos tratamientos pueden ser sugeridos como una alternativa de refinadores del tamaño de partícula.

En cuanto a la muestra 9, el tamaño de partícula obtenida fue bastante cercano a la muestra 0 por lo que el tratamiento realizado está descartado en lo que a refinamiento de partícula de silicio se refiere.

Gráfico 1. Tamaño de partícula más frecuente para cada muestra

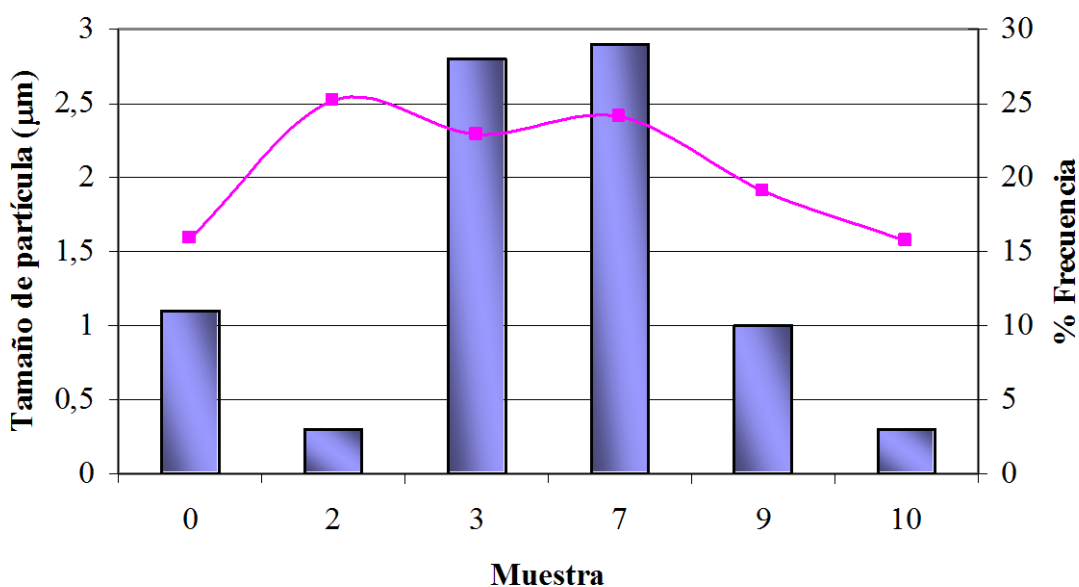


Figura 28. Gráfico representativo del tamaño de partícula en las muestras con tratamiento térmico respecto a la muestra 0.

Con relación a las muestras 3 y 7 es importante acotar, que el tamaño de partículas en vez de disminuir aumentó con respecto a la muestra 0. Dicha situación se debe en el primer caso a una temperatura de tratamiento térmico muy elevada y en el segundo caso por demasiados ciclos de enfriamiento y calentamiento. Estas condiciones produjeron en

las muestras un agrupamiento mayor de átomos que trajo como consecuencia partículas de mayor tamaño.

El % Frecuencia indica que la mayor cantidad de partículas con un tamaño de partícula determinado está presente en la muestra 2, seguida de las muestras 7, 3, 9, 0 y 10. Esto comprueba que la microestructura de la muestra 2 es la más refinada y con la mayor cantidad de partículas con un tamaño igual a $0,3\ \mu\text{m}$.

En lo que a propiedades mecánicas se refiere la única estudiada fue la dureza. Se ha determinado que a mayor dureza menos dúctil resultará la aleación. Los valores obtenidos de dureza mostrados en la Tabla 9, se observó que la muestra con mayor dureza fue la 0. Esto corresponde con lo esperado debido a que esta muestra presenta una morfología más gruesa y con terminaciones más agudas, haciendo el límite de la partícula con la matriz un límite incoherente interrumpiendo la continuidad de la matriz y aumentando la fragilidad.

Tabla 7. Dureza Vickers en las Muestras 0, 2, 3, 7, 9, y 10

Muestra	Dureza (HVN₁₀)
0	75,70 ± 1,64
2	62,27 ± 1,69
3	60,22 ± 1,36
7	67,73 ± 3,86
9	65,93 ± 1,90
10	64,08 ± 2,20

El valor de dureza de la muestra 2 es uno de los valores más bajos con respecto a la muestra 7, 9 y 10. Comparando específicamente con la muestra 10 la diferencia de dureza no es significativa, sin embargo, por razones tecno-económicas relacionadas con el ahorro de energía el tratamiento aplicado a la muestra 2 sigue siendo más factible.

CAPÍTULO V

5. CONCLUSIONES

1. Según lo observado en el equipo microscopio óptico con analizador de imagen y M.E.B. las microestructuras más finas se observaron en las muestras 2, 9 y 10 sin poder detallar la morfología del silicio en el primer equipo. Con M.E.B. se pudo observar que estas muestras presentaron una morfología de silicio esférica, cuasi-esféricas y láminas con bordes redondeados.
2. A las muestras anteriores se les realizó análisis cuantitativo por la técnica del EDS dando como resultado que las partículas esféricas están constituidas de aluminio y silicio. Este equipo permite asegurar que las partículas con morfología modificada de silicio son prácticamente de silicio puro. El aluminio presente en dicho análisis es parte de la matriz.
3. El menor tamaño de partícula encontrado se observó en las muestras 2 y 10 por lo que los tratamientos aplicados a estas muestras pueden ser sugeridos como una alternativa para refinar el tamaño de partícula.
4. La dureza obtenida en las muestras 2 y 10 no varía considerablemente por lo que la diferencia entre los tratamientos realizados no ejerce mayor influencia sobre la dureza.
5. El tratamiento térmico aplicado que produjo mejores resultados referente a la modificación de la morfología del silicio durante esta investigación fue el realizado a la muestra 2, el cual consistió en mantener el baño metálico por 15 minutos a 705°C aproximadamente para después disminuir la temperatura a 527°C manteniéndola por 30 minutos, luego se repitió el procedimiento inicial para colar la muestra en molde metálico y temprarla.

CAPÍTULO VI

6. RECOMENDACIONES

- Realizar un estudio sobre las propiedades mecánicas de la aleación A356 luego de aplicar el tratamiento térmico, para ver si existe algún cambio en las mismas con la morfología modificada del silicio.
- Realizar en todas las muestras análisis químico para verificar si se no se modifica la composición química de la aleación de aluminio A356 luego de aplicarle cada uno de los tratamientos.
- Repetir los ensayos realizados en muestras de mayor tamaño para verificar si las condiciones del tratamiento térmico no varían.
- Aplicar el tratamiento establecido en esta investigación sin la etapa de refusión y realizar todos los estudios correspondientes.

CAPÍTULO VII

7. REFERENCIAS

- ¹ HUME-ROTHERY W. *J. Chem. Phys.* **44**(), p. 808 (1940). The liquid state of the elements.
- ² BERNAL, J.D., *Nature* **183**(4655), p. 141 (1959). A geometrical approach to the structure of liquid.
- ³ MILLER, W.A. *Nature* **212**(), p. 278 (1966). Random heap structure of liquids.
- ⁴ DAHLE, A.K., HUTT, J.E.C., LEE Y.C. Y StJHON, D.H. *Materials Science and Engineering*, **A259**, p. 43 (1999). The effect of grain refinement and silicon content on grain formation in hypoeutectic Al-Si alloys
- ⁵ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Characterization* **V46**, p. 305 (2001). Eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys: electrón backscatter diffraction análisis.
- ⁶ CALABRÉS, R., CRIADO A.J. Y MARTINEZ J.A, *Scripta Materialia* **V36**, p. 47 (1997). Growth of eutectic silicon from primary silicon crystals in aluminium-silicon alloys.
- ⁷ ELLIOT, R. Y KHAN S. *Journal of Materials Science* **V31**, p. 3731 (1996). Quench modification of aluminium-silicon eutectic alloys.
- ⁸ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Transaction* **V42**, p. 393 (2001). Eutectic growth mode in strontium, antimony and phosphorus modified hypoeutectic Al-Si foundry alloys.

- ⁹ McDONALD, S, NOGITA, K Y ZINDEL J. W. *Materials Transaction* **V42**, p. 1981 (2001). Eutectic solidification mode in sodium modified Al-7 mass%Si-3,5 mass%Cu- 0,2 mas%Mg casting alloys.
- ¹⁰ BIAN, X., FAN, T.G., QIN, J. Y WANG, W. *Journal of Materials Science Letters* **19**, p. 1583 (2000). Study on atomic density changes in the liquid Al-Si alloys by X-ray diffraction method.
- ¹¹ CANTOR, B. Y HO, C.R. *Journal of Materials Science* **V30**, p. 1912 (1995). Modification of hypoeutectic Al-Si alloys.
- ¹² DOWDLE, E.J. Y POOLE W.J. *Scripta Materialia* **39**, p. 1281 (1998). Experimental measurements of damage evolution in Al-Si eutectic alloys.
- ¹³ MARIANO, M. Y VELÁSQUEZ, J. Influencia del contenido de cobre y de la velocidad de enfriamiento en la morfología de una aleación comercial Al-Si hipoeutéctica. U.C.V. Venezuela, p. 13-29, 1987.
- ¹⁴ ASM INTERNATIONAL METALS HANDBOOK. Properties and selection nonferrous alloys and special purpose materials. Handbook Committee. USA. V2. 1990.
- ¹⁵ FERNÁNDEZ, C. Y FLORES, N. Microestructura y propiedades mecánicas a la tracción de la aleación A356, colada en arena y utilizando molde gasificable. U.C.V. Venezuela, p. 8-16, 1990.
- ¹⁶ LEÓN, J. Efecto del antimonio en la microestructura y las propiedades mecánicas a la tracción de la aleación de aluminio A356.2. U.C.V. Venezuela, p. 26-27, 1982.
- ¹⁷ GARGANO, J. Y LEBÓN, G. Efecto del Na y P en las estructuras de solidificación de las aleaciones Al-Si. U.C.V. Venezuela, p. 26-27, 1982.

- ¹⁸ HERNÁNDEZ, I. Y VILLARROEL, D. Propiedades mecánicas y tratamientos térmicos de las aleaciones para fundición de los sistemas Al-Si-Cu y Al-Si-Mg. U.C.V. Venezuela, p. 4, 1982.
- ¹⁹ PANTO, J. Y PEREIRA, H. Estudio de la resistencia a la corrosión de las aleaciones de aluminio-silicio. U.C.V. Venezuela, p. 21-22, 1983.
- ²⁰ COLINA, N. Y MORALES, O. Análisis de dureza en estructuras de solidificación en aleaciones de aluminio-silicio. U.C.V. Caracas, Venezuela, p.29-33, 1982.
- ²¹ CASTRO, R.V. Y PEÑALOZA, M.T. Influencia del hierro en la resistencia a la fatiga de una aleación hipoeutéctica de aluminio (A356.2) modificada con estroncio, con enfriamiento rápido. U.C.V. Venezuela, p. 8-9, 1991.
- ²² FUENMAYOR, A. Y RAMÍREZ, H. Modificación de la microestructura de la aleación eutéctica Al-Si mediante la adición de Sb y Br. U.C.V. Caracas, Venezuela, p. 13-14, 1988.
- ²³ LIU, W. Y YEH J. *Metallurgical and Materials Transaction A* **27A**, p. 3558 (1996). The cracking mechanism of silicon particles in an A357 aluminum alloy.
- ²⁴ GRUZLESKI, J.E. Y MOHANTY P.S. *Acta mater.* **44(9)**, p. 3749 (1996). Grain refinement mechanisms of hypoeutectic Al-Si alloys.
- ²⁵ ADDULKHALEK, M., FATAHALLA, N. Y HAFIZ M. *Journal of Materials Science* **34**, p. 3555 (1999). Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr.
- ²⁶ GOMÉZ, J. Efecto del titanio y el antimonio en el tamaño de grano de una aleación eutéctica Al-Si. U.C.V. Venezuela, p. 22-23, 1992.

²⁷ HURTADO, M.C. Estudio morfológico de una aleación multicomponente de base Al-Si con contenido variable de cobre. U.C.V. Venezuela, p. 20, 1988.

²⁸ BISBAL, R. Efecto de la adición de antimonio sobre el silicio eutéctico de la aleación A413.2 fundida en horno eléctrico de inducción. U.C.V. Venezuela, p. 23-25, 1989.

CAPÍTULO VII

APÉNDICE

Tabla 8. Propiedades Mecánicas de la aleación A356. Condiciones: Molde permanente y tratamiento T6

Esfuerzo de Tensión (MPa)	Punto de Fluencia (MPa)	Esfuerzo Cortante (MPa)	Esfuerzo de Fatiga (MPa)	Dureza (HB)	Esfuerzo de Compresión (MPa)
283	207	193	90	90	220

Tabla 9. Propiedades Físicas de la aleación A356

Temperatura Liquidus	615° C
Temperatura peratura Solidus	555° C
Coeficiente de resistividad térmica lineal	(20-100 °C) 21,5 $\mu\text{m}/\text{m}^*\text{K}$
Calor específico	963 J/kg a 100° C
Calor latente de fusión	389 kJ/kg
Conductividad térmica (Molde metálico)	a 25° C, 159 W/m*K
Conductividad eléctrica (Molde permanente)	41 %IACS
Resistividad eléctrica (Molde permanente)	42,1 n Ω *m
Temperatura de Fusión	675-815° C
Temperatura de Colada	675-790° C

Tabla 10. Registro de la temperatura y tiempo de los tratamientos térmicos de un ciclo de calentamiento y enfriamiento realizados

Muestra 1		Muestra 2	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
708,7± 7,34	5	701,13 ± 1,50	15
482,07 ± 12,53	30	527,06 ± 27,93	30
707,03 ± 2	5	669,63 ± 35,82	15
Muestra 3		Muestra 4	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
725,03 ± 15,76	15	713,93 ± 27,98	12
558,50 ± 5,96	30	576,03 ± 10,93	60
726,17 ± 29,53	15	722,63 ± 34,73	10
Muestra 5		Muestra 6	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
701,20 ± 14,35	15	702,70 ± 9,30	15
564,67 ± 14,19	90	511,90 ± 26,72	30
678,70 ± 25,53	15	703,43 ± 6,24	15

Tabla 11. Registro de la temperatura y tiempo de los tratamientos térmicos de dos ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados

Muestra 8		Muestra 10	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
706,20 ± 1,21	15	702,9 ± 1,9	15
529,17 ± 0,75	30	531,83 ± 1,72	30
705,47 ± 1,05	15	705,23 ± 0,12	15
531,97 ± 3,93	30	531,63 ± 0,32	30
706,83 ± 2,93	15	704,77 ± 2,50	15
Muestra 11		Muestra 12	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
703,8 ± 0,98	15	705,63 ± 2,05	15
532,67 ± 1,60	30	531,47 ± 5,65	30
703,00 ± 1,04	15	703,53 ± 0,74	15
531,93 ± 1,46	30	529,57 ± 1,90	30
704,57 ± 0,64	15	704,00 ± 0,92	15

Tabla 12. Registro de la temperatura y tiempo de los tratamientos térmicos de tres ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados

Muestra 9		Muestra 13		Muestra 14	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
703,70 ± 1,47	15	703 ± 1,28	15	703,57 ± 1,01	15
531,13 ± 0,32	30	534,30 ± 1,74	30	531,80 ± 1,35	30
703,37 ± 0,71	15	704,10 ± 1,73	15	703,13 ± 1,72	15
531,07 ± 0,91	30	531,07 ± 2,34	30	531,30 ± 0,96	30
703,23 ± 1,37	15	701,60 ± 2,09	15	703,60 ± 0,14	15
525,63 ± 21,22	30	532,20 ± 0,36	30	531,70 ± 0,40	30
702,93 ± 2,72	15	703,50 ± 0,30	15	702,60 ± 2,10	15

Tabla 13. Registro de la temperatura y tiempo de los tratamientos térmicos de cuatro ciclos de calentamiento y enfriamiento realizados

Muestra 7		Muestra 15	
Temperatura (°C)	Tiempo (min)	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
714,60 ± 5,73	15	703,40 ± 0,36	15
531,33 ± 3,17	30	533,60 ± 2,10	30
705,83 ± 2,00	15	699,70 ± 3,00	15
532,27 ± 3,71	30	532,30 ± 2,27	30
707,77 ± 3,74	15	702,47 ± 5,08	15
526,93 ± 8,95	30	531,23 ± 0,67	30
704,80 ± 1,22	15	702,50 ± 0,82	15
533,70 ± 1,91	30	531,10 ± 0,44	30
704,27 ± 1,78	15	701,47 ± 1,75	15

Tabla 14. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 0

μm	<i>Frecuencia</i>
0,5	216
0,8	284
1,1	290
1,4	230
1,7	162
2,0	131
2,3	111
2,6	76
2,9	62
3,2	47
3,5	46
3,8	30
4,1	24
4,4	22
4,7	12
5,0	16
5,3	11
5,6	10
5,9	6
6,2	2
6,5	4
6,8	5
7,1	8
7,4	3
7,7	4
8,0	3
8,3	1
8,6	1
8,9	2
9,2	3
9,5	0
9,8	2
10,1	0
10,4	0
10,7	0
11,0	0
11,3	1
11,6	1
11,9	1
12,2	0
12,5	1
12,8	0
y mayor...	1

Tabla 15. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 2

μm	<i>Frecuencia</i>
0,3	2194
0,4	0
0,5	1780
0,6	1050
0,8	736
0,9	601
1,0	419
1,2	330
1,3	259
1,4	205
1,5	152
1,7	115
1,8	112
1,9	103
2,1	68
2,2	92
2,3	61
2,4	58
2,6	54
2,7	42
2,8	31
3,0	29
3,1	27
3,2	27
3,3	10
3,5	11
3,6	19
3,7	7
3,9	12
4,0	7
4,1	11
4,2	4
4,4	10
4,5	6
4,6	5
4,8	6
4,9	6
5,0	4
5,1	8
5,3	6
5,4	5
5,5	5
5,7	2

Tabla 16. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 3

μm	<i>Frecuencia</i>
0,8	1
1,8	77
2,8	126
3,8	92
4,9	80
5,9	50
6,9	41
7,9	20
8,9	19
9,9	9
10,9	8
11,9	6
12,9	5
13,9	1
14,9	4
15,9	4
16,9	2
17,9	0
18,9	1
19,9	0
20,9	1
22,0	1
23,0	0
y mayor...	1

Tabla 17. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 7

μm	<i>Frecuencia</i>
0,9	1
1,9	102
2,9	123
3,9	81
4,8	52
5,8	39
6,8	35
7,8	27
8,7	14
9,7	8
10,7	10
11,7	5
12,6	1
13,6	1
14,6	0
15,6	2
16,5	1
17,5	0
18,5	1
19,5	2
20,4	1
21,4	1
y mayor...	1

Tabla 18. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 9

μm	<i>Frecuencia</i>
0,5	248
0,7	370
1,0	538
1,2	381
1,4	280
1,6	211
1,8	148
2,1	122
2,3	98
2,5	72
2,7	62
2,9	54
3,1	36
3,4	23
3,6	27
3,8	22
4,0	17
4,2	16
4,5	11
4,7	8
4,9	10
5,1	8
5,3	9
5,6	4
5,8	12
6,0	10
6,2	3
6,4	3
6,7	3
6,9	4
7,1	1
7,3	1
7,5	0
7,8	1
8,0	1
8,2	0
8,4	0
8,6	2
8,9	1
9,1	1
9,3	0
9,5	1
9,7	0

Tabla 19. Registro de todos los tamaños de partícula encontrados en la muestra 10

μm	<i>Frecuencia</i>
0,3	1350
0,4	749
0,6	1045
0,7	1274
0,9	768
1,0	734
1,1	517
1,3	385
1,4	335
1,6	252
1,7	194
1,9	145
2,0	136
2,2	111
2,3	89
2,5	77
2,6	55
2,8	55
2,9	44
3,1	25
3,2	30
3,4	26
3,5	20
3,7	27
3,8	19
4,0	11
4,1	12
4,3	13
4,4	8
4,6	10
4,7	9
4,9	8
5,0	8
5,2	4
5,3	5
5,4	7
5,6	1
5,7	3
5,9	4
6,0	0
6,2	4
6,3	2
6,5	0

ANTECEDENTES

Según Hume-Rothery (1940)¹, en los trabajos concernientes al estado líquido, a una temperatura cercana al punto de fusión, se ha observado una estructura atómica similar a la presentada por ciertas aleaciones en estado sólido. Debido a que en un líquido no hay orden atómico de largo alcance, tampoco hay seguridad de que a cierta distancia de un átomo está colocado otro átomo, como ocurre en un cristal. A causa de ello solamente se puede describir la estructura molecular de un líquido en términos de la probabilidad de encontrar un átomo a cierta distancia de otro.

La mayoría de la literatura sobre el estado líquido está basada sobre explicaciones de observaciones experimentales de propiedades de los actuales líquidos. Comparando con el progreso de las teorías moleculares de los gases y la teoría de la estructura cristalina de los sólidos, aquí han sido pequeños los acontecimientos para este fenómeno en términos de la posición para el proceso individual.

Mientras tanto, la evidencia sobre la actual estructura molecular de los líquidos ha sido acumulativa, iniciándose con el trabajo clásico de Prins y Stewart basado en los rayos X, y ahora sobre el neutrón, la difracción de los líquidos posee un orden de corto alcance, prácticamente limitado a moléculas alrededor de su primera y segunda esfera. Se ha hecho muy poco uso de esta evidencia que está construida en las teorías del estado líquido, esencialmente porque es compleja y poco familiar a las teorías físicas o químicas.

Bernal (1959)² presenta que, la forma esencial de la teoría de los líquidos trata a los mismos como homogéneos, y de un arreglo irregular de las moléculas contenidas en regiones no cristalinas o cavidades lo suficientemente largas para admitir cualquier molécula.

También Miller (1966)³ sugiere que, los metales más densamente empaquetados y los gases de sólidos con una estructura de cristales cúbicos centrados en la cara, tienen una estructura similar cuando son fundidos y que son casi siempre consistentes con una falta de

orden en el empaquetamiento. Dahle, Hutt, Lee y StJhon (1999)⁴ han realizado estudios que indican que la solidificación está controlada por el subenfriamiento existente en la interfaz líquido-sólido. Existen tres tipos de subenfriamiento los cuales son: térmico, capilar y constitucional. Si el contenido de soluto es incrementado, también aumenta el subenfriamiento constitucional.

En otro estudio, Dahle y Noguita (2001)⁵, encontraron que en las aleaciones aluminio-silicio la orientación cristalográfica del aluminio en el punto eutéctico y en las cercanías son dendritas primarias. Por otra parte, Calabras, Criado y Martí (1997)⁶, indicaron que existen cuatro morfologías del silicio, observadas en dos estados convencionales de solidificación. Entre estas morfologías están cristales largos ideomórficos, placas finas superficiales, cristales convencionales ramificados y formas de crecimiento cooperativo (fibrosa).

Elliot y Khan (1996)⁷, mencionan que la solidificación direccional de las aleaciones aluminio-silicio puede darse lugar mediante un enfriamiento rápido. Se ha establecido que la estructura fibrosa del silicio es el resultado de un crecimiento no facetado de la partícula de silicio primario a una alta velocidad de solidificación. La transición estructural desde laminas gruesas en forma de hojuelas hasta la estructura fibrosa es acompañado por un gran subenfriamiento. Esto está relacionado con la transición de fase del silicio facetado a un comportamiento no facetado.

Ha sido comprobado por Dahle y Noguita (2001)⁸, que cuando se emplean agentes modificadores el modo de nucleación y crecimiento es fuertemente dependiente de éstos. El aluminio no se altera con estos elementos. El mejor agente modificador ha sido el estroncio seguido del antimonio. Por otra parte McDonalds y Noguita (2001)⁹, aseguran que la morfología producida por el sodio es diferenciable de la obtenida por el resto de los agentes modificadores.

Sin embargo, Bian, Fan, Qin y Wang (2000)¹⁰ indican que algunas variables tales como velocidad de enfriamiento y tiempo de control térmico manejadas de la manera adecuada pueden mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones. También Cantor y Ho (1995)¹¹, determinaron que un refinamiento de grano puede ser obtenido mediante un temple. Acompañado al refinamiento de la microestructura del silicio viene un incremento del subenfriamiento.

Según Dowdle y Poole (1998)¹², en muestras de una aleación Al-Si de composición eutéctica (12% silicio) que fueron fundidas y luego mantenidas a 540° C, con una duración de 1 y 72 horas, el enfriamiento de estas muestras fue lento. La morfología observada fue de laminas eutécticas gruesas. Sin embargo, después de 72 horas de control térmico el silicio empieza a esferoidizarse. Por otra parte, en muestras a las que se les añadió estroncio, con un control térmico a iguales condiciones que las anteriores, la morfología es rápidamente esferoidizada y transformadas a finas fibras eutécticas.

-
- ¹ HUME-ROTHERY W. *J. Chem. Phys.* **44**(), p. 808 (1940).
- ² BERNAL, J.D., *Nature* **183**(4655), p. 141 (1959).
- ³ MILLER, W.A. *Nature* **212**(), p. 278 (1966).
- ⁴ DAHLE, A.K., HUTT, J.E.C., LEE Y.C. Y StJHON, D.H. *Materials Science and Engineering*, **A259**, p. 43 (1999).
- ⁵ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Characterization* **V46**, p. 305 (2001)
- ⁶ CALABRAS, R., CRIADO A.J. Y MARTI J.A, *Scripta Materialia* **V36**, p. 47 (1997)
- ⁷ ELLIOT, R. Y KHAN S. *Journal of Materials Science* **V31**, p. 3731 **0**
- ⁸ DAHLE, A.K. Y NOGITA K. *Materials Transaction* **V42**, p. 393 (2001)
- ⁹ McDONALD, S. Y NOGITA, K *Materials Transaction* **V42**, p. 1981 (2001)
- ¹⁰ BIAN, X., FAN, T.G., QIN, J. Y WANG, W. *Journal of Materials Science Letters* **19**, p. 1583 (2000).
- ¹¹ CANTOR, B. Y HO, C.R. *Journal of Materials Science* **V30**, p. 1912 (1995).
- ¹² DOWDLE, E.J. Y POOLE W.J. *Scripta Materialia* **39**, p. 1281 (1998).