



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE
MÉXICO**

FACULTAD DE QUÍMICA

ESTUDIO SOBRE LA RELACIÓN ENTRE EL TIPO DE
RECHUPE Y EL RANGO DE SOLIDIFICACIÓN DE
ALEACIONES HIPOEUTÉCTICAS Al-Si

T E S I S.

PARA OBTENER EL TÍTULO DE

INGENIERA QUÍMICA METALURGICA

P R E S E N T A:

Yazmin Alessandrini Paz González



MÉXICO, D.F.

2010



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: **Profesor: Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco.**

VOCAL: **Profesor: Carlos González Rivera.**

SECRETARIO: **Profesor: Arturo Sánchez Santiago.**

1er. SUPLENTE: **Profesor: Adrian Manuel Amaro Villeda.**

2° SUPLENTE: **Profesor: Marco Aurelio Ramírez Argaez**

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

Universidad Nacional Autónoma de México.

Facultad de Química.

Edificio D.

Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

Laboratorio de Fundición y Arenas de moldeo.

ASESOR DEL TEMA:

Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

SUSTENTANTE:

Yazmín Alessandrini Paz González

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN:	2
Objetivo:	3
Hipótesis:.....	3
 CAPITULO I. Fundamento Teórico	
1.1 Antecedentes.....	4
1.2 Solidificación y Enfriamiento.....	9
1.2.1 Efectos de la Solidificación en la fundición de piezas metálicas.....	17
1.3 Aleaciones de Aluminio.....	21
1.3.1 Aleaciones Coladas Aluminio – Silicio.....	25
1.3.2 Diagrama de fases Al-Si y tipos de rangos de solidificación.....	27
1.3.3 Estructura de Aleaciones Al-Si hipoeutécticas y eutécticas.....	29
 CAPITULO II. Desarrollo experimental	
2.1. Procedimiento Experimental.....	35
2.1.1. Metodología de fusión para la Aleación Maestra y las Aleaciones Hipoeutécticas.....	36
2.1.2. Determinación del Porcentaje de contracción.....	45
2.1.3. Evaluación de los Rechupes en las piezas.....	48
 CAPITULO III. Resultados y análisis de resultados.	
3.1. Composiciones de las aleaciones Al-Si Hipoeutécticas.....	50
3.2. Curvas de enfriamiento.....	50
3.3. Rango de solidificación y presencia de rechupe en las piezas con geometría z.....	52
3.4 Porcentaje de contracción de las aleaciones hipoeutécticas.....	55
3.5. Determinación del tipo de rango de solidificación y su relación con el tipo de Rechupe.....	57

3.6. Microestructura de las aleaciones Al-Si.....	60
CAPITULO IV. Conclusiones.....	61
Bibliografía.....	63

ANEXOS:

Anexo A.

Tabla A1. Composición de la Aleación Maestra Al-Si

Tabla A2. Composición de las aleaciones a Al-Si Hipoeutecticas

Tabla A3. Balances de Carga para las aleaciones Al-Si.

Anexo B. Curvas de enfriamiento de las aleaciones Al-Si hipoeutéticas.

Anexo C. Microestructuras de las aleaciones Al-Si hipoeutéticas.

Anexo D. Fotos de las piezas con geometría z para la evaluación de rechupes.

Anexo E. Diagrama de Ellingham.



INTRODUCCIÓN

En la actualidad no existen criterios que determinen, con cierta exactitud, cuando una aleación se clasifica como aleación de rango largo de solidificación o como aleación de rango corto de solidificación. Lo anterior, es importante porque de acuerdo con el tipo de aleación se desarrolla un rechupe disperso o un rechupe localizado, o bien una transición entre los dos tipos de rechupes. Cada uno de los rechupes presenta diferentes dificultades para poder alimentarlos en piezas coladas.

El tipo de rechupe más fácil de eliminar en una pieza colada mediante un sistema de alimentación, es el localizado y el más difícil de eliminar en las piezas coladas, por la solidificación dendrítica que se efectúa, es el rechupe disperso.

El establecer un criterio para la obtención de una relación entre el tipo de rango de solidificación y el tipo de rechupe implica construir aleaciones hipoeutécticas de Al-Si, variando el contenido de silicio desde 1% hasta 13%, que abarcan aleaciones de rango corto y de rango largo de solidificación.

Mediante el análisis térmico de cada aleación, la obtención del porcentaje de contracción en las piezas y la clasificación entre el tipo de rango de solidificación y el tipo de rechupe presente en la pieza por medio, del análisis metalográfico, se pretende alcanzar el objetivo.

Las problemáticas que se presentan durante el proceso de fusión, exigen de una mayor atención, una de las principales, es la contracción presentada durante la solidificación, ya que genera en las piezas deformidad, porosidad y bajas propiedades mecánicas. Es por tal motivo que se necesita un grado de sobredimensionamiento en el caso de contracción en estado sólido y un sistema de alimentación en el caso de contracción en estado líquido, las complicaciones que puede generar esta propiedad ocasionan en la industria pérdidas económicas muy altas.

Este trabajo pretende obtener datos e información que describan mejor un rango corto, un rango mixto y un rango largo de solidificación, para que en un trabajo



posterior, se elabore un método de cálculo de alimentadores que proporcionen la fabricación de piezas libres de defectos originados por contracción.

Objetivos del trabajo:

- ✧ Encontrar una relación entre el rango de solidificación y el tipo de rechufe, que defina la presencia de estos en aleaciones hipoeutécticas Al- Si.
- ✧ Determinar si es posible obtener una relación entre el porcentaje de contracción y la relación entre rango de solidificación y tipo de rechufe.
- ✧ Definir para un sistema binario de aleaciones Al-Si, los intervalos entre un rango corto, largo y mixto de solidificación.

Hipótesis:

Que en un rango de solidificación corto se presente rechufe de tipo localizado; en un rango de solidificación largo se presente un rechufe de tipo disperso y que con la presencia de un tipo de rechufe mixto, se defina en que intervalo de composiciones de un sistema binario de aleaciones Al-Si se encuentra un rango de solidificación Mixto.

Que el porcentaje de contracción presente algún tipo de tendencia que ayude a definir y apoyar la relación entre el tipo de rechufe y el tipo de rango de solidificación.



CAPITULO I. Fundamento Teórico.

Antecedentes.

La fundición es uno de los procedimientos mas utilizados para la elaboración de objetos metálicos. El proceso de fundición se realiza a partir de tres principales operaciones que son:

- ⚠ Preparación de metal
- ⚠ Preparación de moldes
- ⚠ Terminado de piezas

La preparación de metal consiste en pasar del estado sólido al estado líquido los metales y/o sus aleaciones, en una unidad de fusión llamada horno. Una vez obtenido el análisis químico requerido y la temperatura adecuada, es vaciado en los moldes.

La preparación de moldes consiste en disponer de una cavidad que puede hacerse en un medio refractario (no permanente) o en un medio metálico (permanente) y por medio de unos elementos que forman el sistema de colada, recibe el metal fundido. Según el caso con otras cavidades suplementarias que también son llenadas con el metal fundido y que proveen de metal líquido a las piezas vaciadas durante la solidificación y que forman el sistema de alimentación.

Después, el terminado de las piezas se realiza removiendo los sistemas de colada y alimentación, las rebabas en línea de partición y la limpieza exterior e interior de las piezas, forman parte del mecanizado.

El tipo más común de molde de fundición esta hecho de arena sílica, bentonitas y agua, en donde el diseño forma una cavidad en la cual se vaciará el material fundido.

La fundición en arena es la forma de moldeo más antigua. El molde se construye de arena con ayuda de un modelo, lo cual exige costos relativamente bajos,



permitiendo a la vez modificaciones eventuales de la forma de la pieza fundida sin la necesidad de mucho trabajo.

La fabricación del modelo o de una placa modelo se puede realizar en un plazo relativamente corto y a buen precio. Es apropiado para la fabricación de piezas fundidas aisladas preferentemente de grandes tamaños y muy complejas.

Si se realiza un cambio de material de hierro o metal pesado a Aluminio no pueden utilizarse los moldes existentes, ya que se necesita hacer modificaciones necesarias en ellos a causa de la diferente contracción y de las normas de diseño.

Los moldes deben ser resistentes en general, específicamente, resistentes a la presión del metal fundido, y deben ser lo suficientemente permeables para permitir el escape de aire y otros gases desde la cavidad del molde, hasta el exterior de este, así como resistir la fusión del metal.

La permeabilidad en los moldes, para los gases, depende del contenido de bentonitas, tamaño y forma de los granos, contenido de agua y grado de compactación de la arena. Ya que cuando existe un elevado contenido de agua en la arena origina vapor de agua y con ello la absorción de hidrogeno en el caso del aluminio fundido, por tal motivo, deben utilizarse siempre arenas para molde que posean una gran permeabilidad para que los gases que se encuentran dentro del molde encuentren salida.



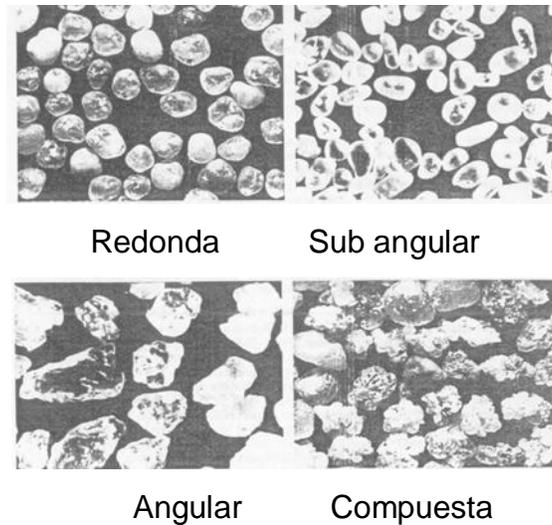


Figura 1. Diferentes formas de granos, que pueden promover una buena permeabilidad en el molde.

Las arenas utilizadas en moldes para la fundición se pueden definir como granos sueltos de mineral que tiene tamaños de partículas aproximadamente desde 2 hasta 0.05 mm de diámetro. La mayoría de las arenas para fundición se componen amplia o totalmente de sílice (SiO_2), algunas veces los granos de sílice se asocian con pequeñas cantidades de feldespato y otros minerales. Las arenas de fundición contienen también pequeñas cantidades de minerales tales como ilmenita (FeO-TiO_2), magnetita (Fe_3O_4), Circón (Zr-SiO_4) u olivina (Mg-Fe-SiO_4), en su caso este tipo de compuestos, son los que determinan el color de la arena.

Las arenas silicas se encuentran acumuladas por la deposición de arena a lo largo de las costas de antiguos mares. Donde estos depósitos fueron enterrados bajo una gruesa capa de sedimento y se consolidan para formar piedra arenisca, que por el desplazamiento de la superficie de la tierra y la erosión, surge a través de esta, haciendo su extracción muy sencilla.

Las arenas silicas son empleadas en la industria de la fundición por las siguientes razones.



-
-
- △ Son muy abundantes en la naturaleza.
 - △ Son de fácil extracción de los depósitos naturales.
 - △ Se encuentran en una gran variedad de formas y tamaños.
 - △ Son altamente refractarias y resistentes al calor.

La arena silica es una de las mas utilizadas en la industria de la fundición, por ser la más barata y la más abundante, pero también se emplean otras como la de silicato de zirconio (zircón sand). Cada una de estas arenas tiene alguna propiedad especial que la hace necesaria en la industria de la fundición para distintos tipos de moldeo.

La arena silica es utilizada también en el proceso de Silicato-CO₂. El tamaño de grano y forma son algunos aspectos importantes en el proceso del moldeo, como:

- △ La distancia y ángulo entre los granos, pues intervienen durante el gaseado con CO₂.
- △ La permeabilidad del molde define la fácil distribución de gas CO₂.
- △ La obtención de una superficie más fina y lisa del molde.

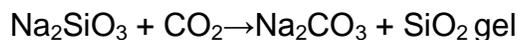
Como aglutinante se utiliza silicato de sodio, y es gaseado con CO₂ para lograr un endurecimiento previo.

El bajo aprovechamiento del CO₂ durante el proceso de soplado al molde se puede reflejar en un molde con baja resistencia mecánica lo que puede ocasionar piezas defectuosas.

La aplicación de CO₂ produce un efecto de resistencia, ya que el silicato al reaccionar con el gas forma el carbonato de sodio Na₂CO₃ y SiO₂ gel que es un material duro al deshidratarse, así al estar distribuido en la arena, le da la propiedad de resistencia y dureza.



La reacción característica es:



El moldeo con Silicato de Sodio es uno de los métodos mas usados para la obtención de piezas con un mejor acabado, a continuación se presentan las siguientes propiedades.

La Arena sílice presenta una temperatura de fusión del orden de 1 713°C y su densidad varía entre 2,5 y 2,8 g/cm³. Su composición química se muestra en la **Tabla 1.**

Componente	SiO2	CaO	MgO	Fe2O3
%	97,00	0,12	0,02	0,32

Tabla 1. Composición química de la arena sílice

Los moldes hechos con aglutinante de silicato de sodio dan una porosidad apropiada para la liberación de gases calientes. También se pueden lograr moldes de fundición de autoendurecimiento con un ligante hecho de la mezcla de cemento portland o ésteres orgánicos con silicato de sodio.

Existe otro tipo de silicato de sodio, que consiste en una solución acuosa de silicato de sodio adicionada con melaza, conteniendo entre 10 y 25 % de melaza como aditivo.



1.2 Solidificación y Enfriamiento

El proceso de solidificación es determinante para la calidad del producto final, ya que en esta etapa si la pieza queda defectuosa, no podrá ser corregida posteriormente. Cuando un metal fundido es vaciado en un molde, este comienza a enfriarse y después comienza a solidificarse, así el control de esta etapa genera una gran importancia, pues se pueden presentar porosidades, microgrietas, segregación de elementos de aleación, formas de grano heterogéneo y rechupes debido a la contracción del metal en estado líquido.

Los metales puros solidifican a una temperatura constante que es el punto de comienzo de solidificación y las aleaciones solidifican en un rango de temperaturas, a excepción de los puntos eutécticos. El tiempo total de solidificación va desde el momento de vaciar el metal hasta su completa solidificación, después de completarse sobreviene el enfriamiento como se muestra en la **Grafico 1**.

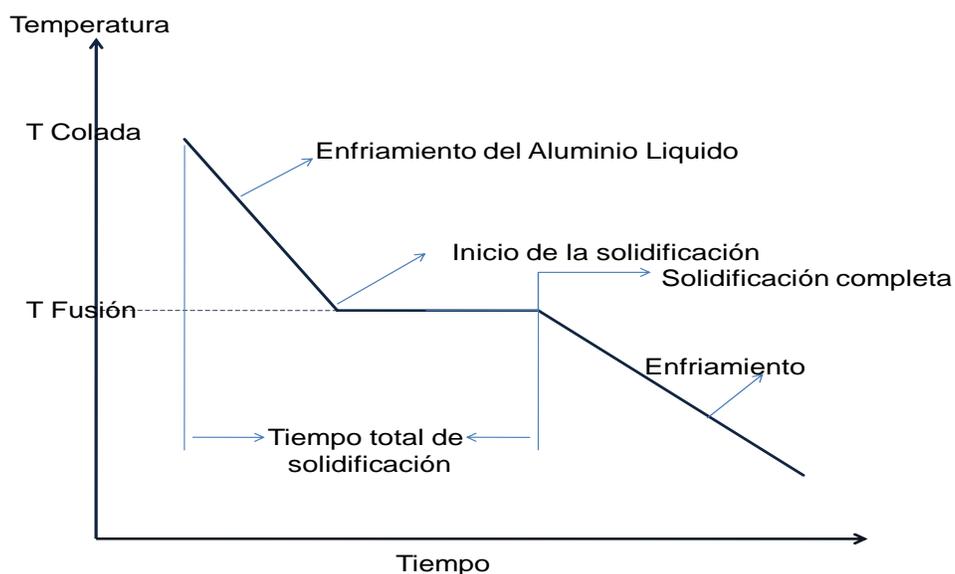


Grafico 1. Curva de enfriamiento típica de un metal, muestra tres puntos importantes de la solidificación, inicio de la solidificación, fin de la solidificación y enfriamiento.



La solidificación se define como la transformación del metal líquido al estado sólido y se requiere de dos etapas: **nucleación y crecimiento**.

Nucleación: ocurre cuando se forma una pequeña porción sólida dentro del líquido, la energía asociada con la estructura cristalina del sólido, es menor que la energía del líquido; esta diferencia en energía entre líquido y sólido es el cambio de energía libre de volumen ΔG_v , así mientras aumenta de tamaño el sólido, el ΔG_v , se hace mayor.

Cuando se forma el sólido, se crea una interface entre este y el resto del líquido. A esta interface se le asocia una energía libre de superficie σ , cuanto mas grande es el sólido, mayor será el incremento en energía de superficie. Entonces, el cambio total de energía ΔG se describe en la siguiente ecuación.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \sigma$$

Donde $\frac{4}{3}\pi r^3$ es el embrión esférico de radio r ; $4\pi r^2$ es el área de la superficie del mismo, σ es la energía libre de superficie de la interfaz sólido-líquido y ΔG_v es el cambio de energía libre el cual es negativo por que ocurre una transformación de fase.

Cuando el sólido es muy pequeño un crecimiento adicional hace que aumente la energía libre, y en vez de crecer, el sólido se vuelve a fundir para reducir la energía libre; entonces el metal permanece en estado líquido, a este sólido pequeño se le conoce como embrión.

Un embrión es una partícula diminuta de sólido que se forma en el líquido. Cuando el líquido esta subenfriado, esta por debajo de la temperatura de solidificación al equilibrio. El subenfriamiento ΔT^* es la temperatura de solidificación al equilibrio, menos la temperatura real del líquido. Cuando el sólido es mayor que el r^* (radio critico), el crecimiento adicional hace que la energía total del sistema se reduzca,



por lo que el sólido formado es estable y entonces se dará el crecimiento de la partícula o el núcleo.

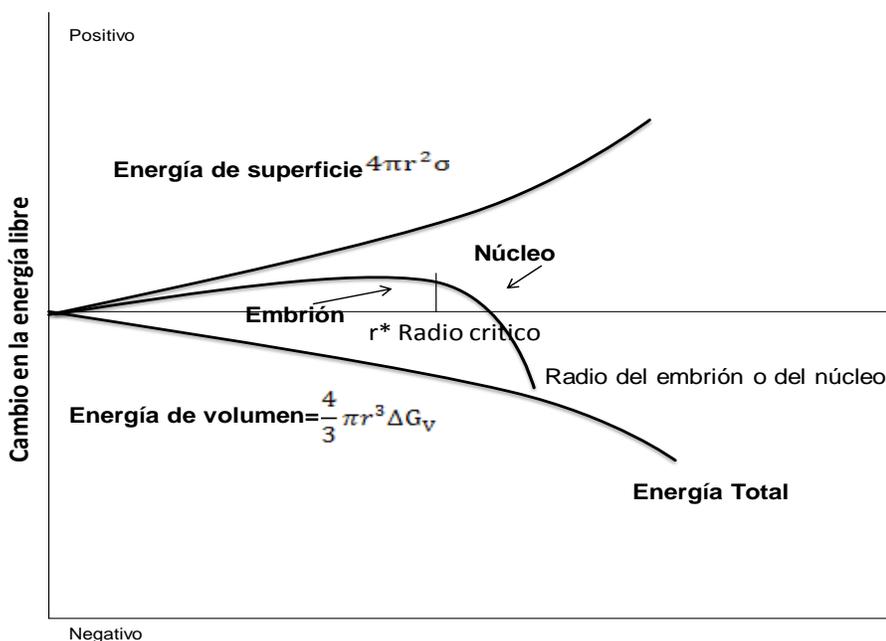


Gráfico 2. La energía libre total de un sistema sólido-líquido cambia según el tamaño del sólido. El sólido se denomina embrión si el radio es menor que el radio crítico, y se trata de un núcleo si su radio es mayor que el radio crítico.

La curva intermedia muestra la variación de ΔG a la temperatura en la cual se espera que las fases sólida y líquida estén en equilibrio termodinámico a la temperatura de solidificación, la energía libre de las fases sólida y líquida son iguales y $\Delta G_v=0$, por lo que el cambio total de energía libre ΔG será positivo. Una vez que los núcleos se han formado, el crecimiento ocurre conforme los átomos se integran a la superficie del sólido. El radio crítico r^* es el tamaño mínimo de un cristal que debe formar los átomos que se agrupan en el líquido para que la partícula sólida sea estable y comience a crecer, pero sin embargo el embrión vuelve a disolverse, al menos que el radio del embrión sea mayor al radio crítico, así el crecimiento se origina si la energía libre total disminuye, así el nuevo sólido es estable y sustentable, ya que el embrión ahora es un núcleo y comenzará el crecimiento de la partícula.



El subenfriamiento de ΔT es la diferencia entre la temperatura de equilibrio de solidificación menos la temperatura real del líquido. Cuando el grado de subenfriamiento es mayor, la fuerza termodinámica impulsora de la formación de una fase sólida a partir del líquido supera la resistencia a la creación de una interfaz sólido-líquido. Este fenómeno ocurre en la transformación de fase, cuando una fase sólida β se transforma en una sólida α , es necesario enfriar al sistema a una temperatura menor que la temperatura termodinámica de transformación de fase, en la cual la energía libre de las fases α y β son iguales.

La solidificación en una visión macroscópica, comienza cuando el metal líquido por la acción refrigerante del molde, comienza a formar una costra delgada de metal sólido en la pared, este espesor aumenta y crece hacia el centro de la cavidad conforme progresa la solidificación.

Crecimiento: El sólido recién formado depende de la extracción de calor del sistema. Durante este proceso se extraen dos tipos de calor: el calor específico y el calor latente de fusión. El Calor específico es el calor necesario para cambiar en un grado la temperatura de una unidad de peso de un material, este debe ser eliminado por radiación hacia la atmósfera circundante o por conducción a través del molde. El Calor latente de fusión es la energía necesaria para cambiar de estado líquido a sólido y debe eliminarse de la interfase líquido-sólido pues este determina el crecimiento de los núcleos y la estructura final.

El crecimiento se da conforme los átomos se van integrando en la superficie del sólido, existen dos tipos de crecimiento, **planar y dendrítico**.

Crecimiento planar: ocurre cuando el líquido metálico se encuentra inoculado o es enfriado fuera del equilibrio, durante la solidificación se extrae por conducción el calor latente de fusión, desde la interfase sólido-líquido hacia el sólido y después hacia el molde. En este punto comienza a crecer una protuberancia en la interfase sólido - líquido, esta al estar rodeada del metal líquido, el crecimiento de la protuberancia se detendrá hasta que sea alcanzada por la interfase, es decir ocurre un desplazamiento en forma liza o plana hacia el líquido.



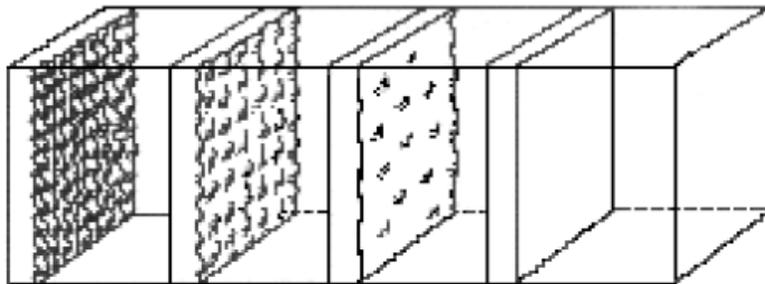


Figura 2. Se observa como las protuberancias son alcanzadas por la interfase sólido- líquido y la solidificación se da en forma plana.

Crecimiento dendrítico: si el núcleo es débil, el líquido se subenfía para que pueda solidificar, una protuberancia bajo estas condiciones comienza a formarse, solo que a diferencia de esta comienza a crecer más rápido que la interfase, naciendo de la protuberancia un brazo principal, y en el , brazos secundarios emergen consecuentemente. Los brazos más finos y extensos sirven como un conductor del calor latente hacia el líquido subenfriado, y lo eleva hasta la temperatura de solidificación. El crecimiento ocurre en dirección de la transferencia de calor, es decir de la costra hacia el centro de la fusión y va creciendo como agujas de metal sólido en el metal líquido, cuando estas agujas van aumentando de tamaño, crecen en forma de ramificaciones, donde se integran ramas o brazos laterales que siguen creciendo. Estas estructuras dendríticas tipo árbol se llevan a cabo en forma gradual durante el enfriamiento, al depositarse continuamente metal adicional en las dendritas hasta completar la solidificación.





Figura 3. Muestra como se forma la protuberancia en la interfase Sólido-Líquido, y como esta va desarrollándose como una dendrita.

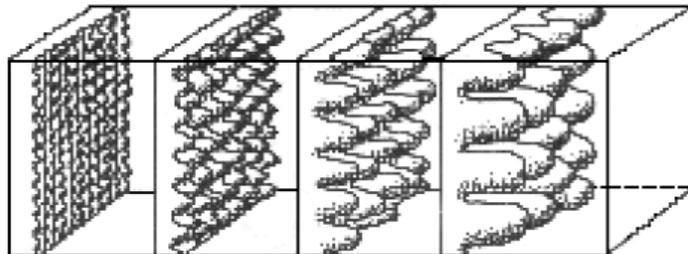


Figura 4. Muestra las etapas de un crecimiento de tipo dendrítico.



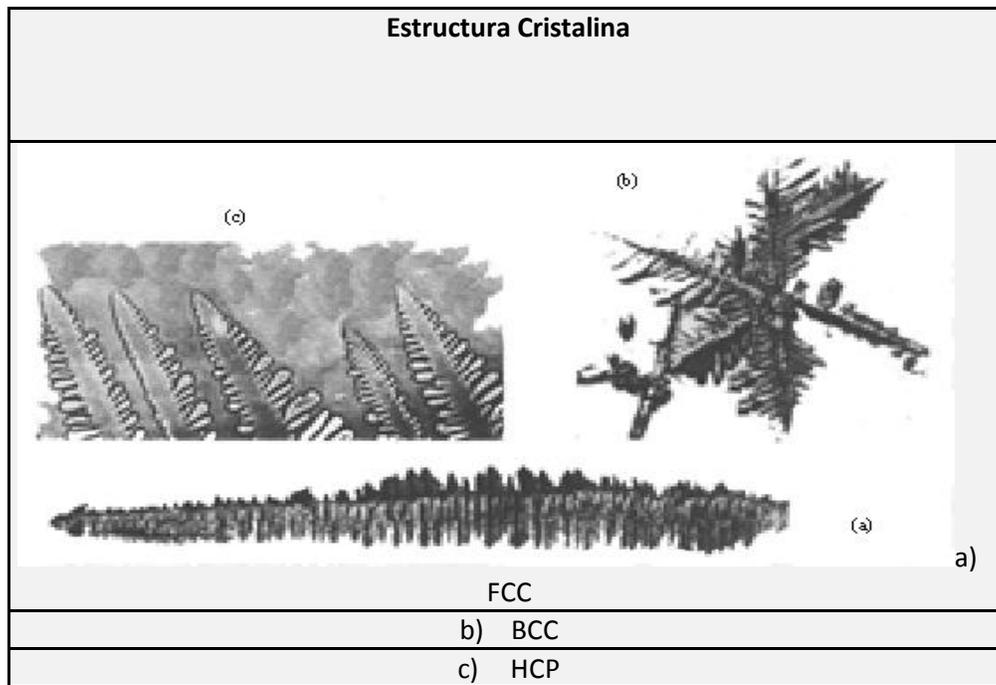


Figura 5. Los brazos de las dendritas crecen en ciertas direcciones cristalográficas específicas, determinadas por la estructura cristalográfica de cada metal.

Los granos resultantes de este crecimiento dendrítico adoptan una orientación preferente y se alinean en forma de granos columnares hacia el centro de la fundición.

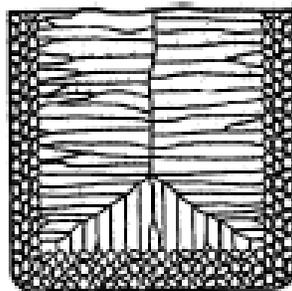


Figura 6. Estructura Cristalina de una solidificación de un metal, se observa como los granos son orientados hacia el centro de la fusión.

En las aleaciones, la solidificación fuera del equilibrio se da mediante crecimiento dendrítico, separada de las paredes del molde. Sin embargo, debido a la



propagación de la temperatura entre líquidos y sólidos, el crecimiento de las dendritas es tal que se forma una zona donde el metal sólido y el metal líquido coexisten. La fracción sólida está constituida por estructuras dendríticas que se han formado y han atrapado en la matriz pequeñas porciones de líquido. Estas porciones de líquido en el alrededor de la dendrita, se solidifican gradualmente al bajar la temperatura hasta la temperatura sólidos.

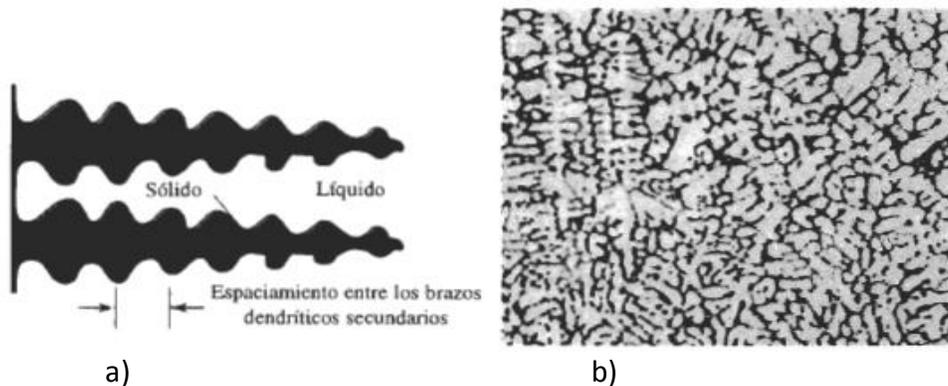


Figura 7. a) Espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (EBDS). b) Dendritas en un corte transversal de una pieza de aleación hipoeutéctica Al-Si. [8]

El espacio entre brazos dendríticos secundarios se reduce cuando el líquido se solidifica con mayor rapidez. El EBDS está relacionado con el tiempo de solidificación por la relación:

$$EBDS = kt^m_s$$

Donde m y k son constantes que dependen de la composición del metal. Espaciamientos pequeños entre los brazos dendríticos secundarios producen mayor resistencia mecánica y mejor ductilidad. Para que este espaciamiento sea fino se recomienda una velocidad de enfriamiento alta.

En el **Grafico 3**, se observa claramente los efectos de espaciamiento entre los brazos dendríticos secundarios en las propiedades mecánicas mejoradas considerablemente para una Aleación de Aluminio.



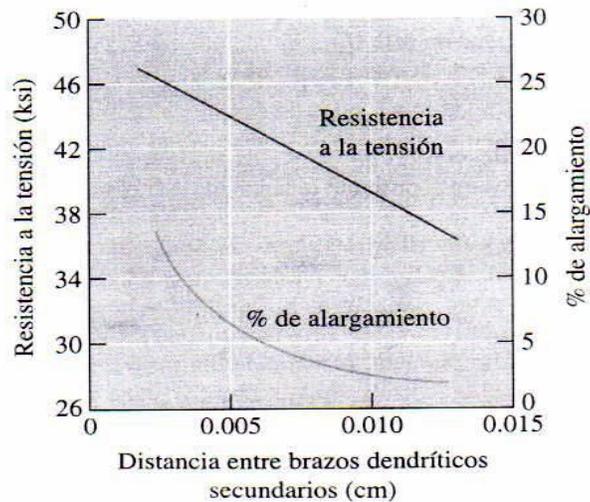


Grafico 3. Comparación entre las propiedades mecánicas de una Aleación de Aluminio y el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios. [8]

1.2.1 Efectos de la Solidificación en la fundición de piezas metálicas.

Segregación: Mientras la solidificación continua las dendritas crecen y se genera un desbalance en la composición química entre el metal solidificado y el metal fundido remanente. Este desbalance en la composición se le llama segregación de elementos al término de la solidificación, esta se puede presentar de dos tipos, por ejemplo: a un nivel microscópico, la composición química varía a través de cada dendrita, esto se debe a que, las ramas principales de cada dendrita tiene una porción más alta de uno de los elementos, las siguientes ramas de la dendrita crecen a expensas del líquido remanente que ha sido agotado de este elemento. El último líquido en solidificar es el remanente entre las dendritas, cuya composición está aun más desbalanceada.

A un nivel macroscópico la composición varía durante la solidificación, así las zonas más ricas de un elemento, generalmente son las zonas que se solidifican primero, es entonces que la segregación se da en sección transversal y a este tipo de segregación se le llama macrosegregación.

Formación de rechupes por contracción: La contracción durante el cambio de fase de líquido a sólido se debe a que en general la densidad del sólido es mayor



que la del líquido debido a un reordenamiento de los átomos, desde un empaquetamiento aleatorio hasta un cristalino más denso. La contracción entonces es definida como el movimiento en el que se estrecha una parte de un material, reduciendo su tamaño por efecto de un cambio de fase.

Un **rechupe** es una cavidad, definida como defecto en las piezas metálicas, este se origina por la contracción del material al enfriarse, y puede ser de tres tipos: localizado, disperso y Mixto.

Rechupe Disperso: Son microcavidades de forma irregular distribuidas dentro de la pieza, como el último en solidificar es el líquido remanente, este se contrae dentro de los brazos dendríticos quedando distribuido dentro de estos, este tipo de rechupe se genera en aleaciones de rango largo de solidificación.

Rechupe Localizado: Es una cavidad que puede estar superficialmente en la pieza generalmente en la parte superior, o dentro de la pieza generalmente en el centro. Se le puede llamar también macrorrechupe, originado en aleaciones de rango corto de solidificación, la formación de este rechupe depende de la velocidad de enfriamiento, al solidificar fuera del equilibrio, existe presencia de crecimiento planar, por tanto la contracción no se presenta en forma de microcavidades, si no da origen a una sola cavidad, como consecuencia de una contracción local, en el eje simétrico de la geometría de la pieza. Este causa una reducción posterior en la altura de la fundición y la cantidad de metal líquido disponible para alimentar el centro de la fundición se restringe. Ésta es la última región en solidificar y la ausencia de metal crea un vacío en la pieza, observe la **Figura 8.**



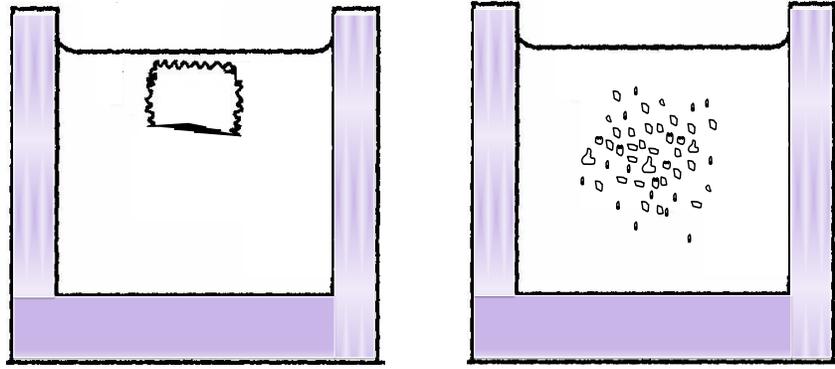


Figura 8. Rechupe localizado interno y Rechupe disperso.

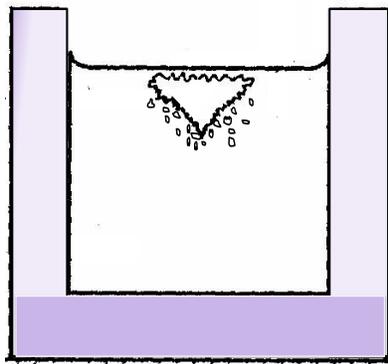


Figura 9. Ejemplo de Rechupe localizado y disperso (rechupe mixto).

Rechupe Mixto: La presencia de rechupe localizado y rechupe disperso en la pieza, se debe a un rango de transición de solidificación, es decir, es definido por la velocidad de enfriamiento y generalmente se encuentra entre un rango de solidificación corto y un rango de solidificación largo, observe la **Figura 9**.

En el intervalo de temperaturas entre líquidos y sólidos, existe un crecimiento de dendritas que se forman por que en esta zona el metal sólido y el líquido coexisten al mismo tiempo. En esta región sólido-líquido se tiene una consistencia suave conocida como zona pastosa, y dependiendo del enfriamiento, la zona puede ser relativamente angosta o puede ocupar la mayor parte de la fundición.

Porosidad: es una consecuencia de la contracción y es la acumulación de pequeñas cavidades que se forman durante la contracción volumétrica, este tipo de porosidad por lo general se da en aleaciones de rango largo de solidificación.



Las regiones con dimensiones mas pequeñas en una fundición se enfrían a una mayor velocidad que las regiones gruesas, el resultado de esto es que ambas zonas están en contacto y el metal aún liquido en la zona más gruesa al contraerse, no tiene de donde alimentarse de material extra para mantener su forma, causándose porosidad o agrietamiento. Existe microporosidad también puede ser desarrollada cuando el metal líquido se solidifica y queda entre las dendritas y entre las ramas dendríticas.

Este tipo de porosidad puede evitarse manteniendo una buena alimentación efectiva hacia zonas que enfrían al final. Se pueden aplicar enfriadores, es decir algún material que por su capacidad conductora en esas zonas extraiga el calor necesario para aumentar la velocidad de enfriamiento.

Existe también porosidad provocada por gases, como el hidrogeno, con alta solubilidad en el aluminio en estado liquido. Los gases disueltos se acumulan en regiones donde ya existe porosidad originada por contracción, como en el área interdendrítica.

La identificación de este tipo de contracción se reconoce por la forma semi-esférica de las cavidades como se muestra en la **Figura 10**. La porosidad por contracción se diferencia por tener cavidades con paredes angulares y ásperas.



Figura 10. Porosidad ocasionada por gases.



Es necesario controlar o eliminar los gases que son normalmente Hidrógeno y/o Nitrógeno, inyectando gas inerte a la fusión, como Argón durante un tiempo determinado.

Calculo de la Contracción Total.

La contracción es la suma de la porosidad o cavidades dentro de la pieza y el volumen de contracción, se obtiene considerando el volumen teórico y el volumen aparente de la pieza. [13]

$$\%C = \frac{(V_t - V_c)}{V_t} \times 100$$

Donde:

%C = Porcentaje de Contracción.

V_t = Volumen Teórico (cm³).

V_c = Volumen de la pieza (cm³).

1.3 Aleaciones de Aluminio

El aluminio puro para la fabricación de piezas resulta un poco débil, es por eso que mientras se ha concebido al aluminio como un material que presenta características aprovechables se han desarrollado variadas aleaciones con diversos metales como el cobre, magnesio, manganeso y zinc, por lo general, en combinaciones de dos o más de estos elementos junto con hierro y silicio. Así se han obtenido infinidad de aleaciones para una gran variedad de aplicaciones.

La clasificación de las aleaciones se divide en dos grandes grupos: forja y fundición, observe la **Figura 11**. La división se origina debido a que sufren diferentes procesos de conformado.

Dentro del grupo de aleaciones de aluminio forjado existe otra división, que es la del grupo de las aleaciones tratadas térmicamente y las no tratadas térmicamente. Las no tratadas térmicamente solo se trabajan en frío con el fin de aumentar su resistencia.



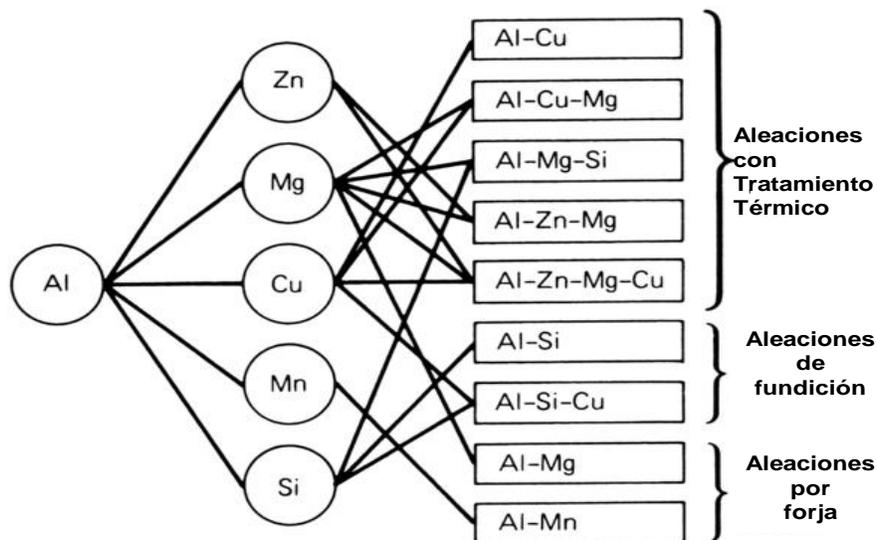


Figura 11. Clasificación de las distintas Aleaciones de aluminio.^[3]

La Asociación del Aluminio en Estados Unidos (Aluminum Association, Inc.), clasifico las aleaciones de aluminio por fundición mediante la nomenclatura de la **Tabla 2.**

Serie 1xx.x	Composiciones sin elementos aleantes
Serie 2xx.x	Aleaciones aluminio con cobre. Presentan alta resistencia mecánica, alta resistencia a la corrosión, buena maquinabilidad.
Serie 3xx.x	Aleaciones de aluminio silicio con manganeso y/o cobre. Presentan buena resistencia mecánica, alta resistencia a la corrosión, buena maleabilidad.
Serie 4xx.x	Aleaciones de aluminio con silicio. Presentan una alta resistencia al calor.
Serie 5xx.x	Aleaciones Aluminio con Magnesio como mayor elemento aleante. Presentan buena resistencia mecánica, alta resistencia a la corrosión, especialmente al agua de mar, muy buena soldabilidad.
Serie 6xx.x	Actualmente no se utiliza.
Serie 7xx.x	Aleaciones de aluminio con zinc como mayor elemento aleante. Presentan Alta resistencia mecánica y buena maquinabilidad.
Serie 8xx.x	Aleaciones de aluminio con estaño como mayor elemento aleante.
Serie 9xx.x	Actualmente no se utiliza.

Tabla 2. Clasificación de las Aleaciones de Aluminio por fundición y sus propiedades. Estas aleaciones se pueden fabricar bajo procesos de moldeo en arena en verde, molde permanente, cera perdida y por centrifugación.



Por otro lado, el control de la composición química durante la fabricación, la velocidad de enfriamiento y la adición de modificadores y refinadores de grano influyen en la microestructura final de las piezas, dependiendo de su utilidad, estos dos últimos son muy usados industrialmente para mejorar las propiedades mecánicas.

Los modificadores de grano son elementos que agregados al aluminio fundido cambian la estructura, en el caso de aleaciones aluminio-silicio, refinando las laminillas. Los más utilizados son el sodio, estroncio y el antimonio. Estos fomentan la formación de una fase fina de silicio en el eutéctico.

En la **Figura 12**, observamos primeramente una aleación Al-Si hipoeutéctica sin modificar, los cristales de silicio se ven de forma acicular, en la segunda micrografía se ve la aleación modificada con estructura laminar fibrosa o globular [12]. Los contenidos de Sr como modificador oscilan entre 0.005% a 0.02 % en peso. El Sr tiene también un grado modificador pero se encuentra entre los de baja permanencia, ya que si el material es refundido, el sodio se va eliminando. Los contenidos de Sodio oscilan entre 0.005 % y 0.02, para un efecto óptimo y es agregado en forma de sales o de sodio metálico, los cuales son introducidos mediante campanas al fondo de la fundición. Una de las sales agregadas en el metal líquido es el NaF (Fluoruro de Sodio), por tener alto punto de fusión y reaccionar con eficiencia con el aluminio.

La adición de refinadores disminuye la contracción, el agrietamiento en caliente, la porosidad y disminuye el tamaño de grano, los más utilizados son el Titanio y el Boro. Como resultado la estructura es más homogénea y de mejor calidad.

Estos elementos al introducir las partículas en el metal fundido, obstaculizan el crecimiento de los granos durante el proceso de la solidificación del material.

En la colada continua del aluminio, comúnmente se utilizan las aleaciones maestras titanio-boro base aluminio (también conocidos como aleaciones (Ti-B₂))



para refinar el tamaño de grano debido a que el titanio es el elemento que posee el mayor factor de restricción de crecimiento del grano.

Las ventajas de este método es que se evita la necesidad de aplicar tratamientos térmicos posteriores y permite llevar a cabo un enfriamiento menos brusco de las piezas fundidas, para regular el tamaño del grano.

La cantidad de adición de un refinador de grano, considera que en cuanto sea mayor el porcentaje de titanio que se agregue, menor será el tamaño de grano, observe la **Figura 13**. La distribución de las partículas TiB_2 y las condiciones de solidificación son definitivas para una buena refinación y para el mejoramiento de las propiedades mecánicas.

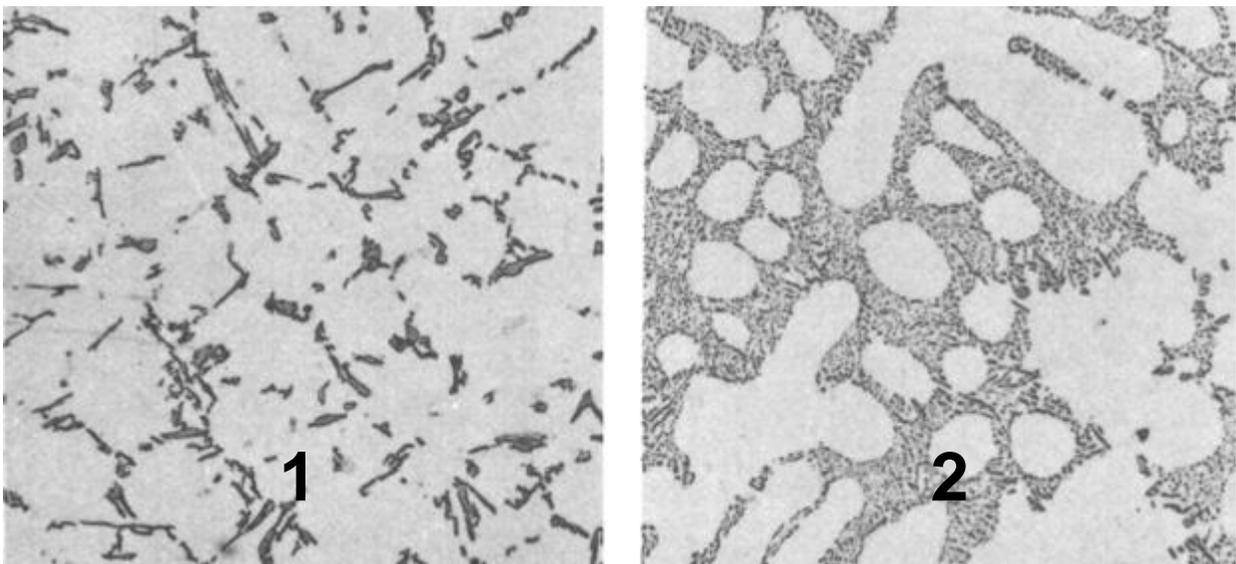


Figura 12. 1- Micrografía de una Aleación Al-Si hipo eutéctica sin modificar.

2- Micrografía de una la aleación Al-Si hipoeutéctica modificada.^[1]



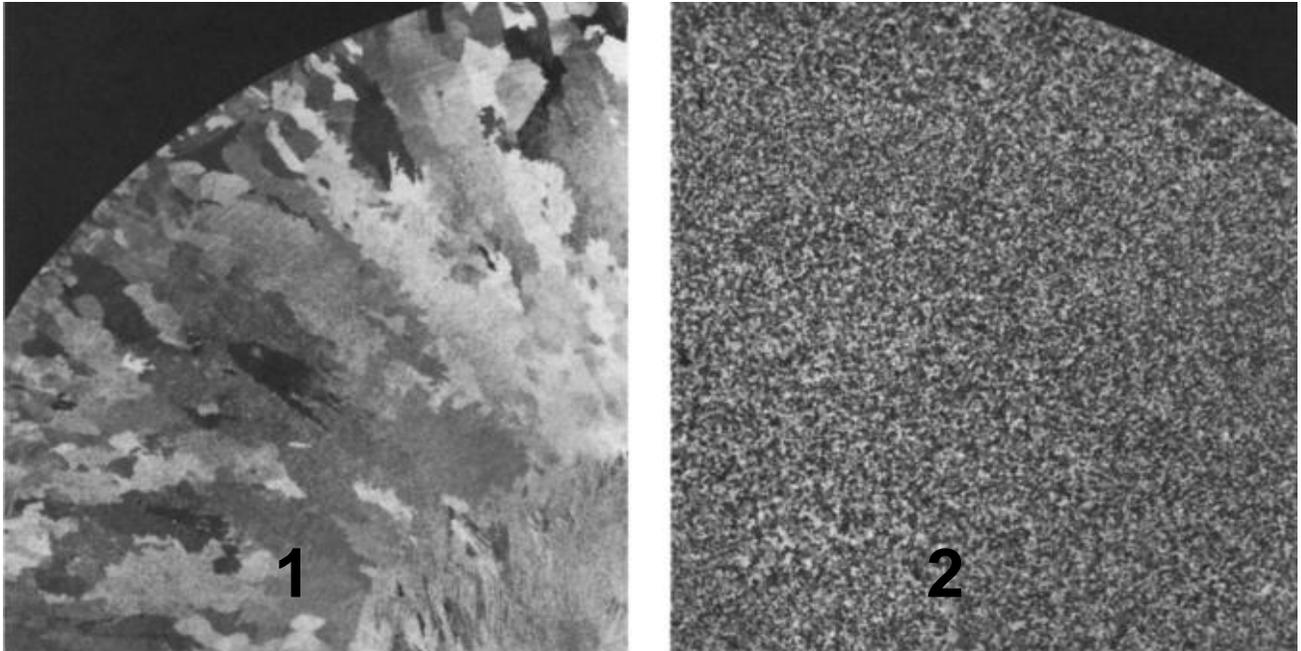


Figura 13. 1- Aleación de aluminio sin refinar. 2- Aleación de aluminio con refinador. [2]

1.3.1 Aleaciones Coladas Aluminio Silicio.

La serie 4xx.x, tiene como principal elemento aleante al Si, que suele añadirse en cantidades medianamente elevadas (por encima del 11%) para conseguir aleaciones con estructura eutéctica. Estas aleaciones en principio no son tratadas térmicamente pero si son usadas para soldadura . Las aleaciones con un elevado nivel de Si tienen colores característicos que van desde el gris oscuro al color negro y por eso tienen alta demanda en aplicaciones arquitectónicas.

Las Aleaciones coladas Aluminio-Silicio debido a ciertas características como son sus propiedades mecánicas, buena soldabilidad, resistencia a la corrosión (incluso en ambientes marinos), características de fundición y susceptibilidad al tratamiento térmico, hacen que tengan una amplia variedad de aplicación en la rama automotriz, aeronáutica y aeroespacial, aunque en esta última las aleaciones Al-Si aun carecen de suficiente resistencia, pero dependiendo de los



criterios de diseño para un componente en particular, las propiedades ya mencionadas en específico la ligereza, dan lugar a un ahorro en peso, que se traduce en ahorro de combustible y de energía en general durante la vida media de la pieza.

Las aleaciones de Al-Si de colada constituyen entre el 85 y el 90 por ciento del total de las aleaciones comerciales base aluminio que son consumidas a nivel mundial, esto debido a que cubren ciertas exigencias que se satisfacen en la industria, como lo es económicamente al ser procesado, además de su alta capacidad de reciclado. Es por eso que existe una gran competencia en el mercado para este tipo de aleaciones, ya que generan a su paso grandes beneficios a nivel industrial por ser un material con muy bajo impacto ambiental durante su producción, incluso al ser reciclado.

Las aleaciones Aluminio-Silicio coladas son de excelente fluidez al vaciado. La fluidez del aluminio fundido, es la capacidad de correr por canales y llenar los moldes huecos hasta que este flujo sea detenido a causa de la solidificación, la influencia sobre la fluidez la da el tipo de solidificación de la aleación y el contenido calórico del metal fundido (a mayor temperatura mayor fluidez), el contenido de óxidos (escorias) disminuye la fluidez, esta se puede determinar a través de un espiral en el cual se mide el recorrido que alcanza el metal.

Las aleaciones de Aluminio, suele combinarse fácilmente con el oxígeno, vapor de agua y materiales oxidantes formando así escoria. A su vez suele absorber hidrógeno fácilmente, que sale durante la solidificación formando así porosidades, además, presentan baja densidad que combinado con la contracción, hacen que se requiera de un buen sistema de alimentación. La formación de escorias en este tipo de aleaciones se incrementa debido a chatarras sucias o la presencia de magnesio en la aleación, la turbulencia y la temperatura de los gases en contacto con la superficie. Las escorias se pueden reducir fundiendo metal libre de suciedades (cargas limpias), evitando la turbulencia y con buenas prácticas de colado.



1.3.2 Diagrama de fases Aluminio-Silicio y tipos de rango de solidificación.

Un diagrama de fases: Es un mapa de temperatura - composición que indica las fases presentes a una temperatura y composición. Este se construye experimentalmente registrando curvas de enfriamiento en un rango de composiciones. Las cuales describen la temperatura del comienzo de Solidificación en la aleación (línea líquidus), en donde aparece el primer sólido en el metal líquido y continúa solidificándose a cierta velocidad hasta alcanzar la línea sólidus, donde alcanza a solidificarse por completo.

Un diagrama de fases binario muestra las fases formadas para diferentes muestras de dos elementos en un rango de temperaturas. En las aleaciones ocurre la solidificación en un rango de temperaturas, más que en una temperatura específica como en los elementos puros. En un diagrama de fases de Al-Si, a la composición de 12.6%Si y a una temperatura 577 C° la solidificación se presenta a una única temperatura al igual que un elemento puro, a este, se le llama punto eutéctico.



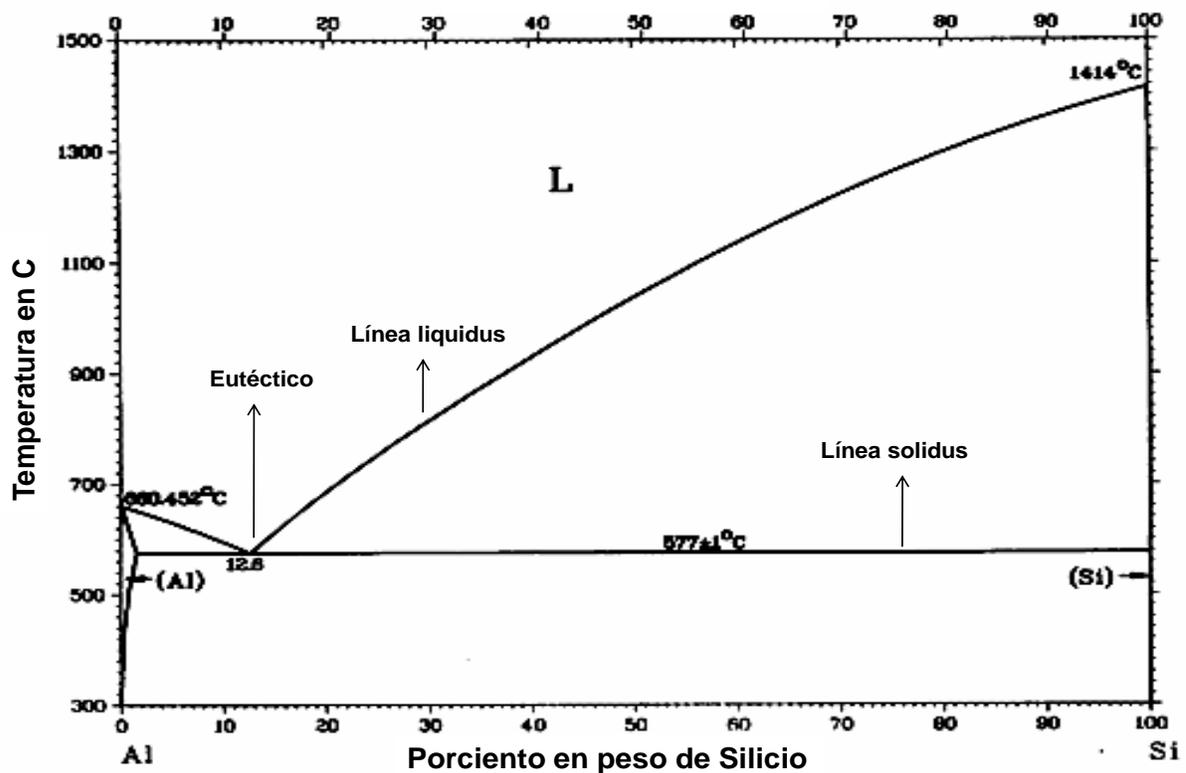


Figura 14. Diagrama de fases Aluminio Silicio.

Un **rango de Solidificación** es un intervalo de temperaturas entre la línea líquida y la línea sólida, a una cierta composición descrita en un diagrama de fases. En las aleaciones de Aluminio-Silicio como lo muestra la **Figura 14**. Existen Rangos largos de solidificación y Rangos cortos de solidificación o combinación. Estos definen el tipo de solidificación dentro las piezas, y dependiendo de a cual pertenezcan, se puede encontrar, en un ensayo común de fusión, que las piezas solidificadas presentan en su interior defectos asociados con la contracción llamados rechupe.

Un **rango corto de solidificación** es aquel donde comienza el cambio de fase líquida a fase sólida a solo una temperatura, como es el caso del aluminio puro que se da a 660.45 °C y del eutéctico a 12.6% de silicio a una temperatura de



577 °C. En este rango de solidificación se forma una contracción con un tipo de cavidad o rechupe central en las piezas y se ubica en la zona central de estas.

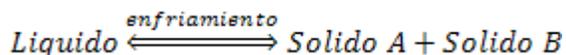
Un rango largo de solidificación es aquel donde al cambiar de fase líquida a fase sólida esta se da a un intervalo de temperaturas, la solidificación comienza en la temperatura que indica la línea liquidus y se completa cuando se alcanza la línea sólidos, como es el caso de la composición Al-5Si, donde la solidificación comienza a una temperatura de 630°C y termina a una temperatura de 577°C. Las aleaciones solidifican generalmente en un intervalo de temperaturas en lugar de una temperatura única. Entonces el rango exacto depende de la aleación y su composición particular.

Un rango mixto de solidificación es aquel donde el cambio de fase líquida a fase sólida presenta una combinación en la forma de solidificación, como resultado puede presentar la pieza rechupe del tipo localizado y disperso.

1.3.3. Estructura de Aleaciones Al-Si hipoeutécticas y eutécticas.

Una aleación **hipoeutéctica** se encuentra por debajo de la composición eutéctica. Cualquier composición de una aleación antes de la composición eutéctica en un sistema binario de aleaciones es considerada aleación hipoeutéctica.

Una aleación eutéctica se da por la siguiente reacción:



Donde el sólido A y B son la mezcla eutéctica y aplica para el diagrama de fases Aluminio-Silicio.

En la **Figura 15**, se observan microestructuras de aleaciones aluminio-silicio. Al 8% de silicio se deja ver una estructura dendrítica dentro de una mezcla de una fase eutéctica aluminio - silicio, como esta fase es la última en solidificar, va llenando los espacios entre las dendritas. Observe el **Grafico 4**, las propiedades



mecánicas aumentan cuando se acerca la composición a la fase eutéctica (Al-12.6Si).

En la imagen de una aleación eutéctica al 12% de silicio, se observa una microestructura acicular presentada por el silicio en fase eutéctica. Posteriormente al incrementar el porcentaje de silicio, dentro de aleaciones consideradas **hípereutécticas**^[**], el Si se presenta como placas de color negro con forma alargada y poligonal, es decir tienen lados planos con ángulos poliédricos dentro de la mezcla eutéctica, comúnmente llamado de forma poliédrica.

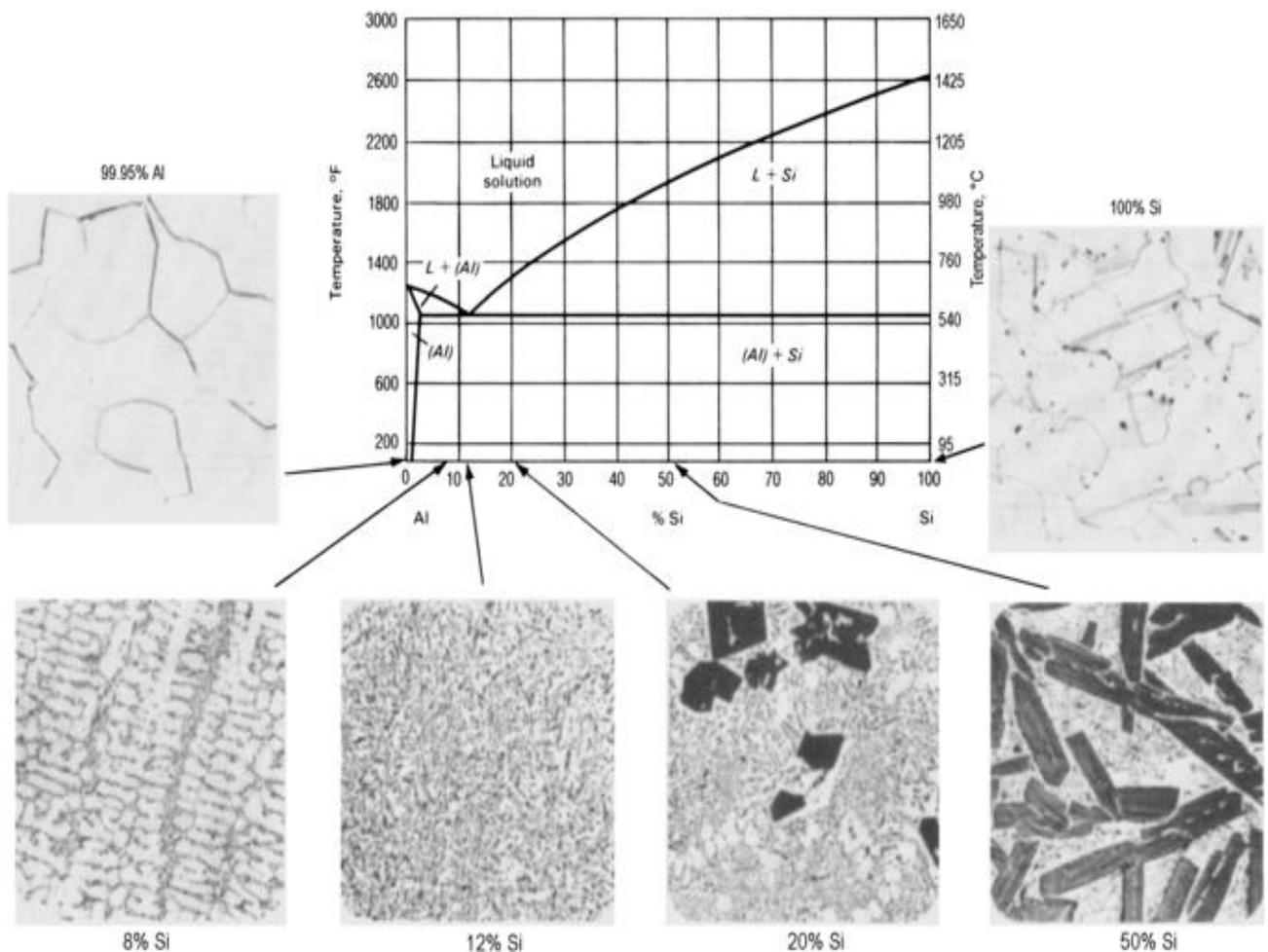


Figura 15. Microestructuras de aleaciones aluminio silicio a diferentes composiciones.

[**] Aleación Hípereutéctica es toda aquella aleación con composición por arriba de la composición eutéctica en un sistema binario de Aleaciones.



Cuando las aleaciones son adicionadas con pequeñas cantidades de Sodio y Estroncio, se obtiene una estructura globular, que mejora sus propiedades mecánicas. El contenido de sodio como modificador debe hallarse en cantidades de porcentaje de centésimas y para que se produzca cada una de las modificaciones estructurales. El Sodio actúa dentro de la aleación originando un desplazamiento de la concentración eutéctica hacia contenidos más altos de silicio a consecuencia de un subenfriamiento, este desplazamiento provoca que se formen cristales muy finos y de aspecto redondeado. Así se distinguen fundamentalmente 3 tipos característicos de estructura eutéctica de Al-Si.

- ✧ Estructura laminar: cristales de silicio, la mayor de las veces aciculares, ordenados en grupos de forma radial.
- ✧ Estructura granular: cristales de silicio poliédricos, en forma de varillas o láminas gruesas, distribuidos en parte desordenadamente.
- ✧ Estructura globular: cristales de silicio muy fino y compacto.

En las aleaciones hipoeutécticas aluminio-silicio, los modificadores provocan que el silicio de la fase eutéctica, cambie su morfología de acicular a globular fibrosa como se muestra en la **Figura 17**.

La forma del Si eutéctico hace que mejoren las propiedades mecánicas de las aleaciones Al-Si, particularmente en su resistencia a la elongación, incrementando su ductilidad mediante el refinamiento estructural del silicio eutéctico.

Los materiales modificados con estroncio presentan, aun después de una larga permanencia en la fusión o de haberse refundido varias veces, una estructura refinada. Las aleaciones enfriadas rápidamente, como las utilizadas en el proceso de inyección a presión en molde metálico, se modifican naturalmente durante la solidificación. Sin embargo resulta más efectivo que sea con modificadores, observe la **Figura 18**.



Desgraciadamente la modificación se ha asociado con efectos perjudiciales tales como porosidad, agrietamiento y pobre acabado superficial, el Sr tiene un efecto mayor como modificador en el cambio morfológico del Si eutéctico que el Sb, sin embargo, se encontró que el Na y el Sr reaccionan con el Sb formando una serie de precipitados.

Para aleaciones hipereutécticas la modificación se da controlando el tamaño de Si con la adición de Fósforo. Las aleaciones hipoeutécticas binarias sin modificar presentan básicamente dos fases, la fase primaria α de aluminio, que es una solución sólida de silicio en aluminio y la fase Eutéctica formada por agujas de Si y la fase primaria α . Las proporciones de estos microconstituyentes en la estructura solidificada va cambiando con relación al contenido de silicio en la aleación, hasta alcanzar un 100% de fase eutéctica para un contenido de 12.6 % de Si

Para una aleación Al-7Si (A356), cuando es solidificada al equilibrio, su estructura presenta un 59% de fase eutéctica con Si de morfología acicular y un 41% de dendritas de fase primaria α . El tratamiento adecuado de aleaciones Al-Si se caracteriza por presencia de una red de dendritas de α perfectamente delineadas y partículas finas de silicio con morfología globular fibrosa.

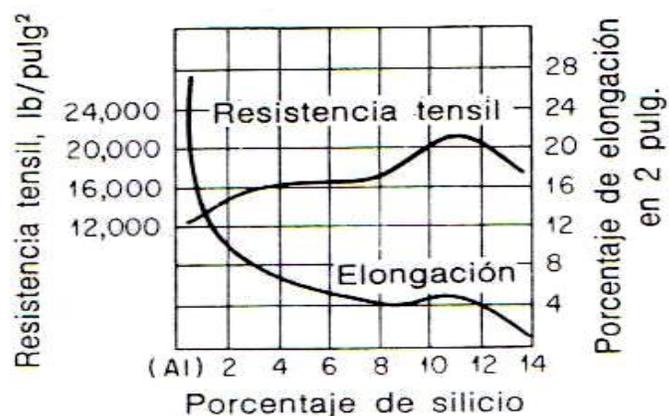


Grafico 4. Se observa claramente que en el punto eutéctico (12.6% de silicio) el porcentaje de elongación aumenta, al igual que la resistencia tensil. [10]



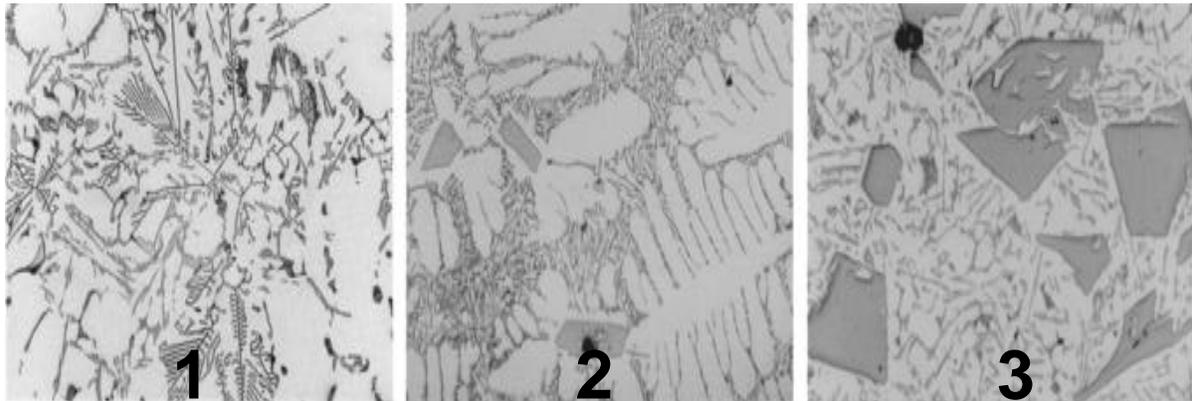


Figura 16. 1) Muestra una aleación Hipoeutéctica (Al-5.7Si), donde se observa la fase α Aluminio primario y cristales de silicio. 2) Aleación eutéctica Al-12.6Si, se observa dendritas con la fase α y partículas de silicio primario. 3) Aleación Hipereutéctica (Al-15Si) donde se observan partículas de silicio de forma poliédrica dentro de la fase eutéctica.

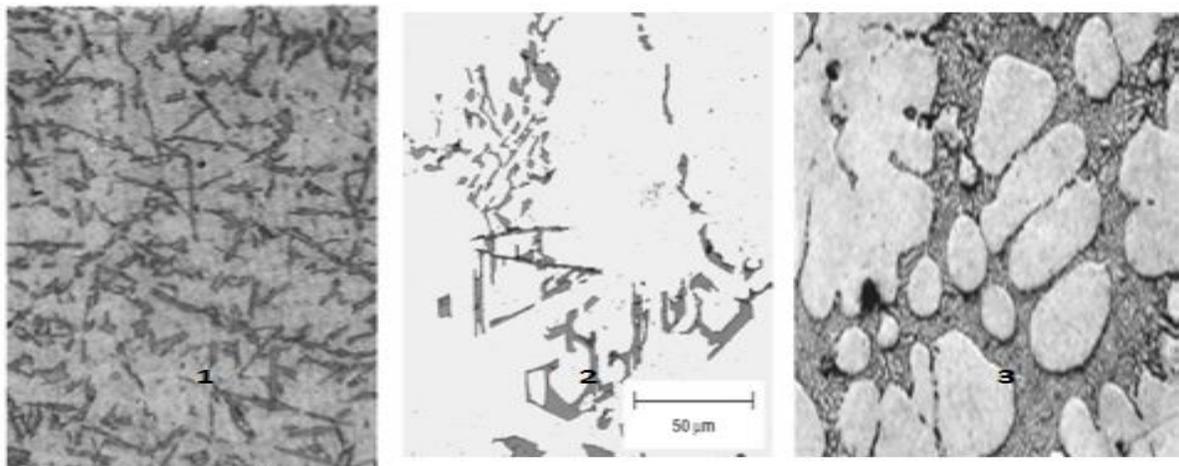


Figura 17. 1) Placas de silicio de forma acicular en el eutéctico Aluminio- Silicio. 2) Cristales de Silicio con morfología acicular no modificada en una aleación A365. 3) A359 eutéctico modificado con Na.



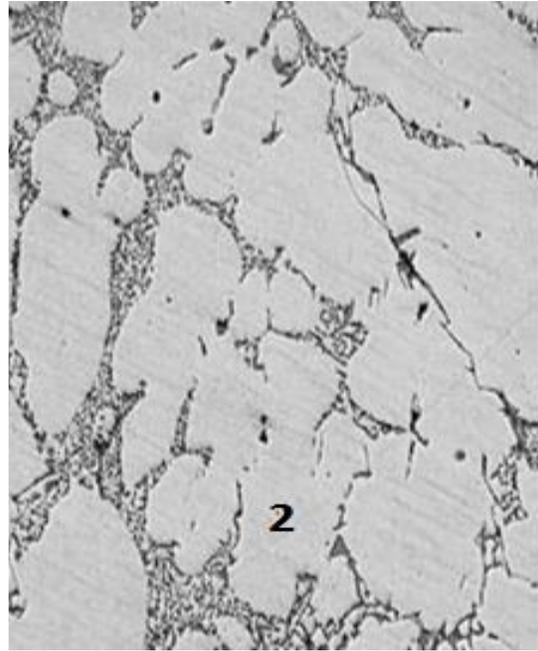
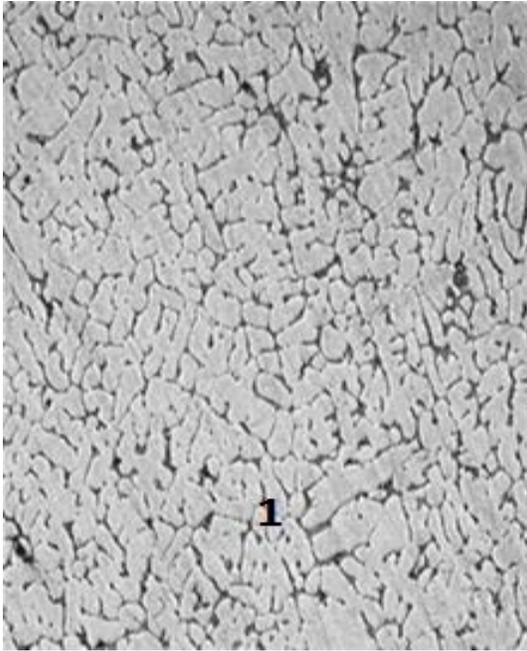


Figura 18. 1) Microestructura de una aleación A356 solidificada en molde metálico y enfriado rápidamente, muestra la formación de dendritas muy finas. 2) Microestructura de una aleación A356 solidificada en molde de arena a bajas velocidades de enfriamiento, muestra dendritas de un mayor tamaño.



CAPITULO II. Desarrollo Experimental.

2.1 Procedimiento Experimental

Se construyo una caja de madera para un modelo de aluminio en forma de cilindro bi-cono-truncado, a este tipo de geometría, en este trabajo para simplificar le nombraremos **geometría z**, dicho modelo contiene tres de dichas geometrías, y se le adapto una placa de acrílico para la inyección de gas CO₂ al molde en el proceso de moldeo por silicato-CO₂.



Figura 19. Placa modelo con 3 geometrías z de cilindro bi-cono-truncadas.

Luego se realizaron aleaciones de Aluminio-Silicio, donde el porcentaje de Silicio va desde 0% hasta 13 % (en intervalos de 1% cada una). Para obtener las composiciones de las aleaciones se realizaron balances de carga donde se utilizo una Aleación Maestra para facilitar el manejo de los cálculos y de la adición de Silicio dentro de cada una de las distintas composiciones. Ya obtenidas las piezas, fueron pesadas en agua y en aire para obtener la densidad de la pieza y así calcular el porcentaje de contracción. Posteriormente fueron cortadas y preparadas para metalografía y por ultimo se obtuvieron microestructuras por medio del microscopio metalográfico e imágenes con el equipo estereográfico para su evaluación.



2.1.1 Metodología de fusión para la Aleación Maestra y las aleaciones hipoeutécticas.

Aleación Maestra: Fue diseñada considerando que el máximo porcentaje de silicio sería del 12 por ciento, se considero por fines prácticos, que la aleación maestra, serviría para ajustar de una forma más eficiente, el balance de carga de cada una de las distintas aleaciones hipoeutécticas Al-Si ,que se realizaron posteriormente, ajustando así la composición con Aluminio puro.

Equipo

- Horno de Combustible.
- Crisol.
- Multimetro.
- Termopar Tipo K (Cromel-Alumel)
- Maneral para Crisol.
- Pinzas para crisol.
- Herramental- agitador de acero.

Material

- Lingoteras.
- Pintura refractaria de grafito.
- Guantes de Asbesto.
- Lentes de protección y careta.
- Bata



Materias Primas. Silicio metálico y Aluminio, este último se consiguió con una pureza del 99.6% según revelaron los análisis de espectroscopia de emisión atómica.

Análisis Químico: Se obtuvo colocando muestras del material en una platina donde dos electrodos unidos a una fuente de corriente de alta diferencia de potencial se encarga de gasificar los elementos presentes, en la producción de una chispa, el espectro producido por estos gases es medido y comparado con una curva patrón permitiendo la estimación precisa de la composición del material. **En el anexo A, Tabla A1**, se encuentra la composición final de la aleación maestra.

Balance de Carga. Ya identificada la composición del Aluminio se realizó el balance de carga para obtener 4000 grs de Aleación Al-12Si. La fusión se realizó en un Horno de combustible a una temperatura de colada mayor a 700 C°, ya que el Si disuelve en el Aluminio a 700 C°.

Fusión y secuencia de carga en el horno. Se introdujo en orden tres cargas de material dentro de un crisol, En la primera carga se introdujo aluminio, ya fundido se introdujo el Silicio y con un herramental se agitó para promover la disolución: ya disuelto el silicio se agregó una segunda carga de aluminio.

Colada. Se realizó cuando alcanzó una temperatura superior a los 700 C° y se coló en lingoteras cubiertas con pintura de grafito, se tomó la moneda de la aleación para un análisis químico.

Aleaciones Hipoeutécticas Al-Si: Esta se divide en dos etapas, la primera es la fabricación de cada una de las aleaciones hipoeutécticas y la obtención de las curvas de enfriamiento para cada aleación. La segunda etapa es la elaboración de las piezas con **geometría z** para el estudio de la contracción.



Primera etapa: Construcción de las aleaciones hipoeutécticas y obtención de las curvas de enfriamiento.

Equipo

- Lingoteras.
- Horno de resistencias.
- Crisoles.
- Batidora Industrial.
- Multímetro.
- Termopar Tipo K (Cromel-Alumel)
- Pinzas para maneral.
- Herramental- agitador de acero.
- Maneral para Crisol.
- Adquisidor de Datos, Temp scan /1100
- Adaptadores para gaseado
- Guantes de Asbesto.
- Lentes de protección y careta.
- Bata

Material

- Silicato de Sodio grado metalúrgico.
- Arena Silica Oklahoma.
- Placa Modelo de Aluminio.
- Pintura refractaria de grafito.
- Cajas de Madera para moldeo.
- Gas CO₂ de alta pureza.



Materia prima: Aluminio con 99.96 % de Pureza y Silicio Metálico.

Balance de Cargas: Se calculo en base a la Aleación Maestra considerando la cantidad de Aluminio puro necesaria para cada aleación, ajustando la composición para 500 grs de cada aleación hipoeutéctica. **Ver Tabla A3, del Anexo A.**

Fusión: Las cargas fueron pesadas con balanza analítica y precalentadas. Fueron introducidas en el crisol de un horno eléctrico a una temperatura de 750 C°, primero la carga de Aleación Maestra y después el Aluminio puro **Figura 20**. Ya fundido el metal, con un herramental se agito suavemente para homogenizar la composición y se procedió a descorificar.

Colada: Se realizo en un crisol de barro, con un termopar tipo K, colocado en el centro para la toma de las curvas de enfriamiento con el equipo y Software “adquisidor de datos”, la aleación restante fue vaciada en lingoteras cubiertas con pintura de grafito y se obtuvo una moneda para análisis químico posterior de la composición.

Análisis Químico: Posteriormente se analizaron las monedas obtenidas de las aleaciones, las composiciones se presentan en la Tabla 2 del Anexo A, estas, comparadas con las curvas de enfriamiento del **Anexo B**, proporcionaron mayor información sobre cada aleación.



Figura 20. Carga dentro de un crisol en un horno de resistencias eléctricas.



Curvas de Enfriamiento: Se hizo una curva de enfriamiento para cada aleación mediante el equipo “adquisidor de datos” y el Software el cual tomo cada segundo 10 temperaturas de enfriamiento, así la curva, muestra en cada cambio de pendiente la temperatura de inicio de solidificación y la temperatura de fin de solidificación, así como temperaturas donde ocurre alguna transformación de fase.

Estas curvas fueron analizadas con el programa “Table Curve 2D” que promueve la eliminación de ruido en los datos ocasionado por el equipo, ajustando las curvas de enfriamiento con ecuaciones, para la modelización de datos bidimensionales. De cada curva de enfriamiento se tomo el punto de inicio de solidificación y el punto de fin de solidificación (**Ver Anexo B**) para el análisis y comparación con la composición obtenida en los análisis químicos de cada Aleación hipoeutéctica.

Segunda etapa: *Elaboración de las piezas con geometría z para la determinación del % contracción.*

Moldeo: A partir de una placa modelo de aluminio que contiene tres geometrías z con las mismas dimensiones, fue construida una caja de madera como se muestra en la **Figura 21**.



Figura 21. Se observa claramente los orificios donde ocurre la colada, por donde entra el metal fundido, hacia cada uno de los tres moldes de geometría z.



La caja tiene la suficiente altura para cubrir la geometría z y evitar que el metal líquido no ejerza tal presión que ocasione la ruptura del molde.

El molde fue preparado mediante el método de Silicato CO_2 , para cada molde fueron mezclados 6 Kilogramos de arena Silica tipo Oklahoma con 192 ml de aglutinante Silicato de sodio en una batidora tipo industrial durante 5 minutos. Como lo muestra la **Figura 22**.

Después del mezclado, la arena fue introducida cernida en ambos lados de la caja de madera y apisonada uniformemente, para una mayor distribución y homogeneidad de las propiedades mecánicas del molde, como lo muestra la **Figura 23**.



Figura 22. Batidora industrial con arena y aglutinante.





Figura 23 Moldeo de la arena dentro de la caja de madera.

Posteriormente el molde fue gaseado con CO_2 de alta pureza con un flujo de 6 litros por minuto, distribuido en tres áreas, ubicadas por encima de cada cohete como lo muestra la **Figura 24**.

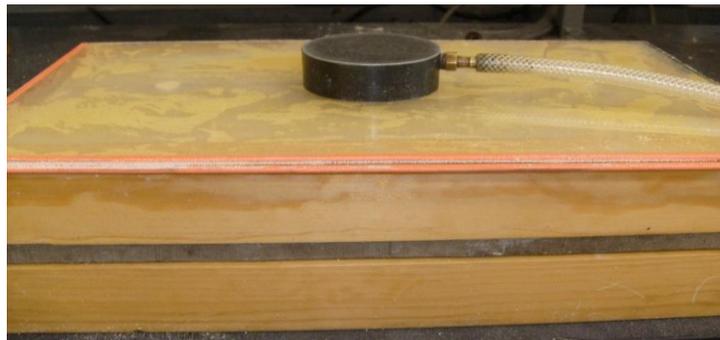


Figura 24. Molde gaseado con CO_2

Después del gaseado, la superficie del molde muestra rigidez y dureza. Se procedió entonces al desmoldeo y posteriormente a la colada de cada una de las aleaciones Hipoeutécticas Aluminio- Silicio.

Fusión: Cada molde tiene la capacidad para tres figuras con geometría z, así que se colaron tres aleaciones distintas en cada molde. El material (la aleación) precalentado se introdujo en el crisol, y este a su vez se metió al horno eléctrico de resistencias, a una temperatura un poco mayor de la de fusión de la aleación,



es decir, cada aleación funde a distintas temperaturas, así que se sobrecalentaron 70°C sobre el punto de fusión, el cual establece un criterio de colada a las mismas condiciones para cada aleación. Las temperaturas de fusión se obtuvieron del análisis hecho a las curvas de enfriamiento, otro criterio considerado para la elección de la temperatura de colada, fue la posible pérdida de Aluminio durante la fusión por oxidación, ya que el aluminio tiene mayor afinidad a temperaturas altas de unirse al oxígeno que el silicio (observe el diagrama de Ellingham del **Anexo E**), este hecho podría cambiar la composición de la aleación, haciendo que aumente el % de silicio en la aleación.

Composición real	T Liquidus C°	T de Colada C°
0.058	663.3	733.3
1.203	656	726
2.026	647.8	717.8
3.192	641.4	711.4
4.328	633	703
5.340	627.8	697.8
6.560	618	688
7.240	608.2	678.2
7.660	604.9	674.9
9.230	590.8	660.8
10.380	579.7	649.7
11.310	577.6	647.6
12.190	581.1	651.1
13.180	583.3	653.3

Tabla 3. Muestra la temperatura de liquidus y la temperatura de colada de cada una de las composiciones de las aleaciones Al-Si.



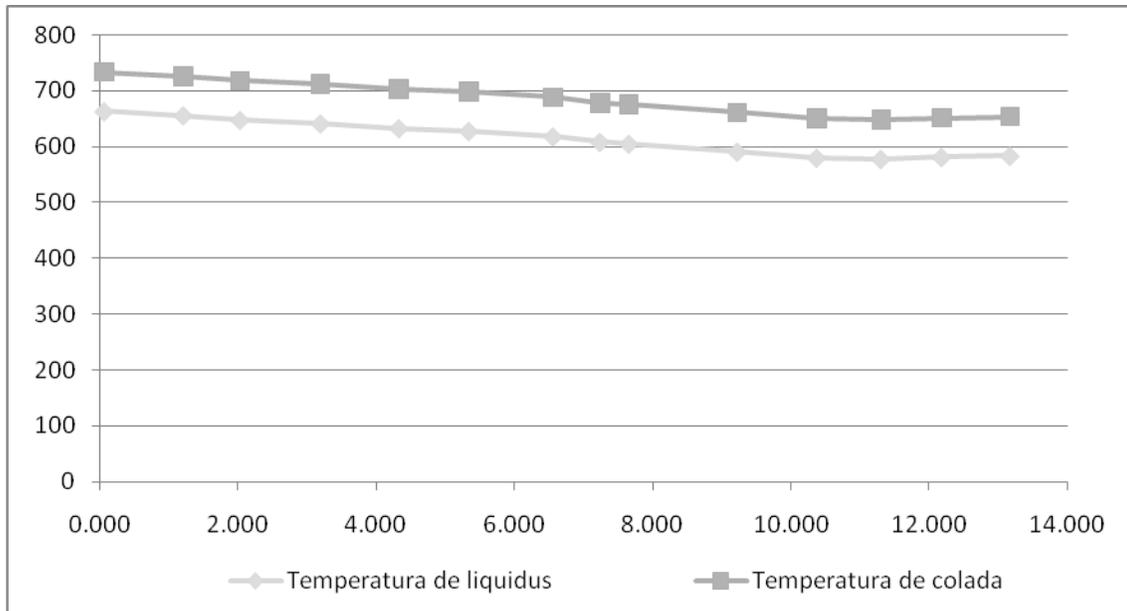


Figura 25. Muestra el sobrecalentamiento que se le dio a las aleaciones hipoeutécticas como temperatura de colada.

Colada: Con un Termopar Tipo K conectado a un Multímetro se monitoreo la temperatura de colada, cuando la temperatura de sobrecalentamiento se alcanzó, el metal fundido se descorificó y se vació en el molde como se muestra en la **Figura 26.**



Figura 26. Toma de temperatura con termopar y Colada de la aleación en el molde.



Desmoldeo: Las aleaciones fueron desmoldeadas hasta que alcanzaron temperatura ambiente, fueron limpiadas de arena y maquinadas de rebaba que pudo quedar como consecuencia del moldeo.

2.1.2 Determinación del Porcentaje de Contracción.

Para determinar el Porcentaje de Contracción, fue necesario obtener el volumen experimental de la pieza, ésta se obtiene pesando cada pieza en agua y en aire.

Equipo:

- Balanza granataria.
- Balanza Analítica.
- Agua destilada
- Equipo de limpieza ultrasónico.
- Recipiente para el agua destilada.

Peso en Aire: Cada pieza fue secada y pesada por triplicado en una balanza analítica.

Peso en Agua: Las piezas fueron sumergidas en un limpiador ultrasónico durante 3 minutos, para eliminar microburbujas de aire o arena contenida en la pieza. Luego fueron pesadas en agua mediante una balanza granataria y sujetadas dentro de agua destilada como muestra la **Figura 27**.



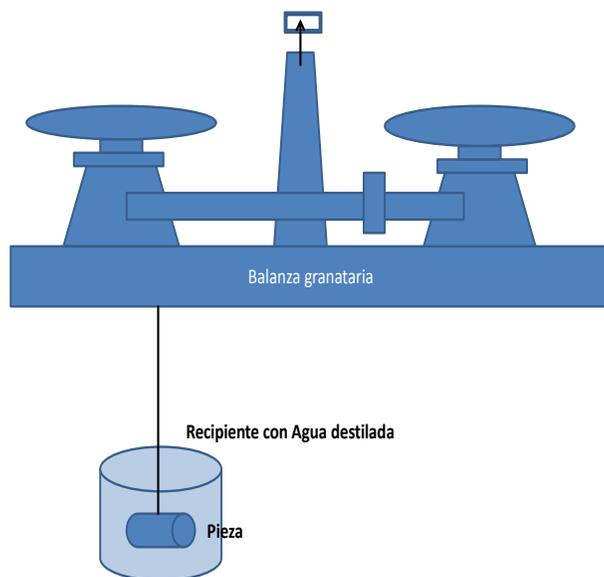


Figura 27. Evaluación del peso en agua de las piezas.

Volumen Experimental: Se calculó utilizando los pesos en aire y en agua de las piezas mediante la siguiente ecuación.

$$V_c = \frac{M_a - M_b}{\rho \text{ Agua Destilada}}$$

Donde:

V_c = Volumen Experimental cm^3

M_a = Masa en aire en g

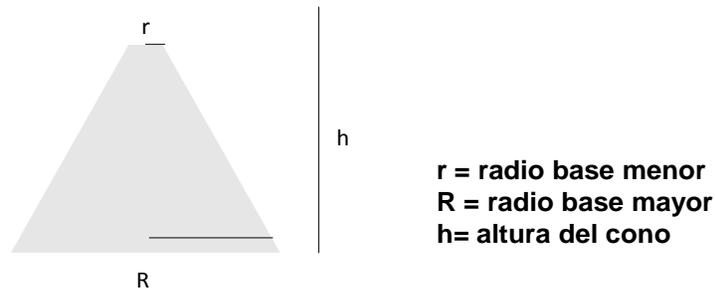
M_b = Masa en agua en g

ρ = Densidad agua Destilada 1 g/cm^3

Calculo Volumen Teórico: Con la ayuda de una Regla Vernier se midieron cuidadosamente las longitudes y diámetros de cada uno de los cohetes en la placa modelo original de acero y se considero como dos conos truncados y un cilindro.

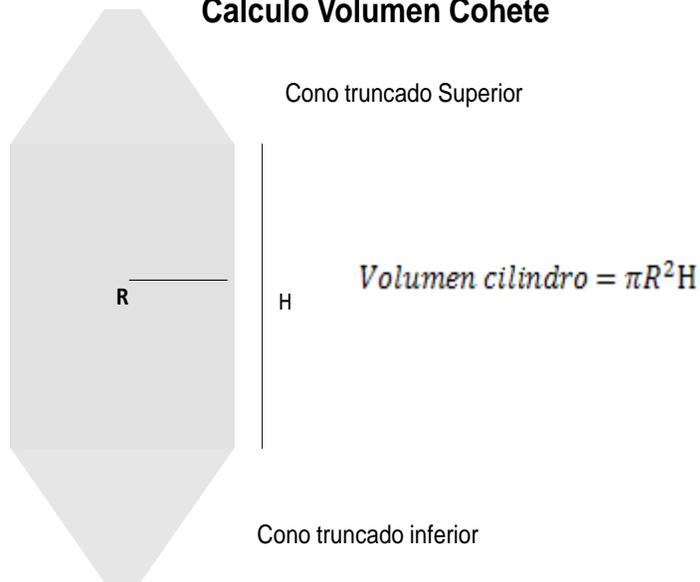


Calculo Volumen Cono Truncado



$$\text{Volumen Cono Truncado} = \frac{\pi h (R^2 + r^2 + (R r))}{3}$$

Calculo Volumen Cohete



$$\text{Volumen del cohete} = \text{Volumen del cilindro} + \text{Volumen del cono inf} + \text{Volumen cono sup}$$

Cálculo del % de Contracción: Ya obtenidos ambos Volúmenes, el porcentaje de contracción se calculo mediante la siguiente ecuación:



$$\%C = \frac{(V_t - V_c)}{V_t} * 100$$

Donde:

%C= Porcentaje de contracción.

V_t=Volumen Teórico.

V_c=Volumen Experimental.

Los resultados se pueden observar en la tabla de la **Tabla 4** del **Capítulo III** de resultados y análisis.

2.1.3. Evaluación de los Rechupes en las piezas.

Equipo:

- Cierra cinta
- Lijas de agua (40, 100, 240, 360, 400, 600,1000)
- Paño para pulido fino.
- Alúmina (Al₂O₃).
- Microscopio metalográfico.
- Microscopio estereográfico.

Metalografía: Las piezas fueron cortadas cada una por la mitad de forma transversal en una cortadora de cierra cinta y preparadas para metalografía, la evaluación se hizo en el equipo estereográfico. Para la identificación final del tipo de rechupe se les hizo metalografía, ligando las piezas con lijas de agua de los números 40,100, 240, 320,400, 600 y 1000. Se pulieron con alúmina de 1.0 micrón y se observaron en el microscopio estereográfico.





Figura 28. Probetas preparadas por metalografía.

Micrografía. Posteriormente se obtuvieron imágenes en el equipo del microscopio metalúrgico, sin ataque a las piezas, a 5, 10, 200, y 1000 aumentos (la imagen de cada microestructura esta en el **Anexo C**), para el análisis de las microestructuras obtenidas en cada una de las aleaciones.

Fotografías. Se tomaron fotografías para el análisis y evaluación de los rechupes presentes en cada una de las aleaciones (la imagen de cada probeta se muestra en el **Anexo D**).



CAPITULO III. Resultados y análisis

3.1. Composiciones de las aleaciones Al-Si Hipoeutéticas.

Las aleaciones Al-Si hipoeutéticas resultantes, muestran cada una, variaciones en la composición de silicio, por arriba o por debajo de la composición deseada, esto debido, en el primer caso por un sobrecalentamiento de la aleación que provoco la oxidación de aluminio durante la fusión, lo que ocasiono el exceso de silicio, también, debe considerarse que durante el pesado de las cargas, se hicieron en balanzas diferentes, granataria y analítica, que aunque fueron calibradas, presentan variaciones en el peso. En el segundo caso se considera que se debe al pesado de las muestras, que a pesar del cuidado con el que se trataron en la fabricación de las aleaciones, se pudieron presentar inconsistencias de parte del operador. Las composiciones finales resultantes de cada una de las aleaciones hipoeutéticas Al-Si se muestran en el **Anexo A, Tabla 2**, donde también se encuentra la composición de la aleación maestra, mostrada en la **Tabla1**.

Las aleaciones Aluminio-Silicio que se fabricaron presentaron una variación en la composición de Silicio, esto debido a una posible oxidación de Aluminio, por una permanencia excedida a altas temperaturas dentro del horno. Otra posible causa de esta variación es la de error de operador en el pesado de las cargas. Aun así es difícil obtener composiciones en unidades exactas, debido a otros factores como lo es, que el Silicio metálico presenta una composición desconocida, no se tiene una idea exacta de que % de pureza mostraba y si tenía algún metal en cantidades mínimas presente, esto pudo afectar al rendimiento de este durante la fusión.

3.2. Curvas de enfriamiento.

Las curvas de enfriamiento obtenidas, mostraron información necesaria para el reconocimiento de cada una de las aleaciones, así se pudieron leer los puntos de



inicio y fin de la solidificación, los cuales son nombrados comúnmente temperatura de liquidus y temperatura de solidus. Estos son datos importantes pues definieron el tratamiento de fusión de las aleaciones Hipoeutécticas Aluminio Silicio.

Las curvas de enfriamiento pueden verse en el **Anexo B** para cada aleación Al-Si Hipoeutéctica. Los puntos de inicio y fin de solidificación se leyeron de cada una de las curvas al presentarse cambios en la pendiente que indican un cambio de fase.

A continuación se muestra en el **Grafico 4**, las temperaturas de Liquidus y las temperaturas de sólidos.

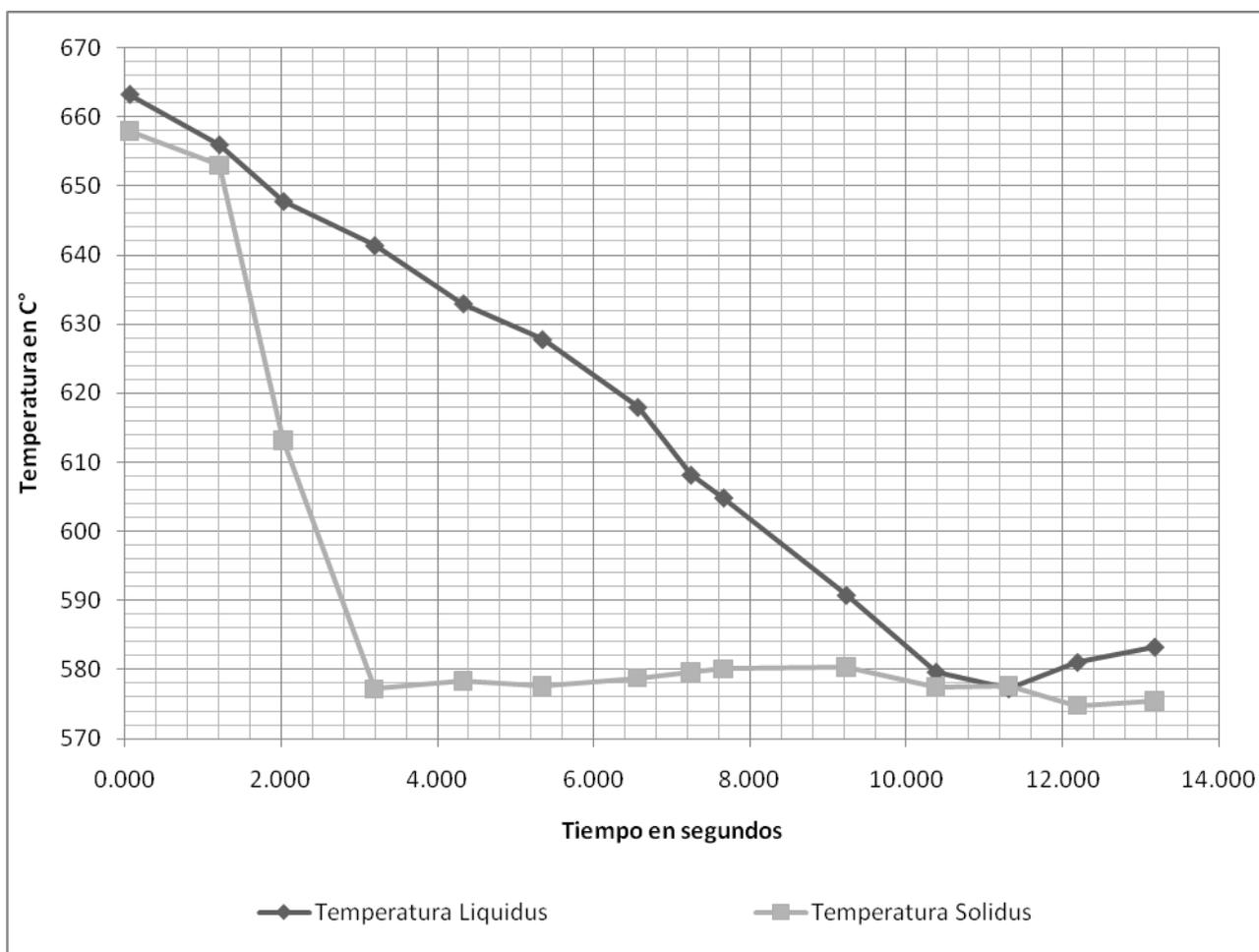


Grafico 4. Temperaturas de liquidus y temperaturas de solidus.



3.3. Rango de solidificación y presencia de rechupe en las piezas con geometría z.

Todas las piezas tuvieron presencia de rechupes: rechupe de tipo localizado, rechupe de tipo mixto y rechupe disperso. En el **Anexo D** se muestran fotografías de cada una de las piezas con geometría z, donde cada una muestra lo siguiente.

Aleación	Tipo de rechupe	Distribución de rechupes
Al-0.06Si	Localizado	Central superior
Al-1.20Si	Disperso	en toda la pieza
Al-2.03Si	Disperso	en toda la pieza
Al-3.19Si	Disperso	en toda la pieza
Al-4.33Si	Disperso	en toda la pieza
Al-5.34Si	Disperso	En toda la pieza, pero más cargado en el centro
Al-6.56Si	Disperso	
Al-7.24Si	Disperso	En toda la pieza, pero más cargado en el centro
Al-7.66Si	Disperso	
Al-9.23Si	Disperso	En toda la pieza, pero más cargado en el centro
Al-10.38Si	Mixto	En el centro con salida superficial.
Al-11.31Si	Localizado	centro de la pieza
Al-12.19Si	Mixto	centro de la pieza
Al-13.18Si	Mixto	centro de la pieza

Tabla 4. Descripción de los rechupes presentes en las piezas con geometría z.



En el **Grafico 5**. Se muestra más claramente la distribución de los rechupes dentro de las piezas a ciertas composiciones, donde el rechupe localizado se presenta en aleaciones donde hay un rango de solidificación muy corto, es decir, donde la temperatura de líquidos y la temperatura de sólidos es la misma, véase las figuras **D1** y **D12 del Anexo D**.

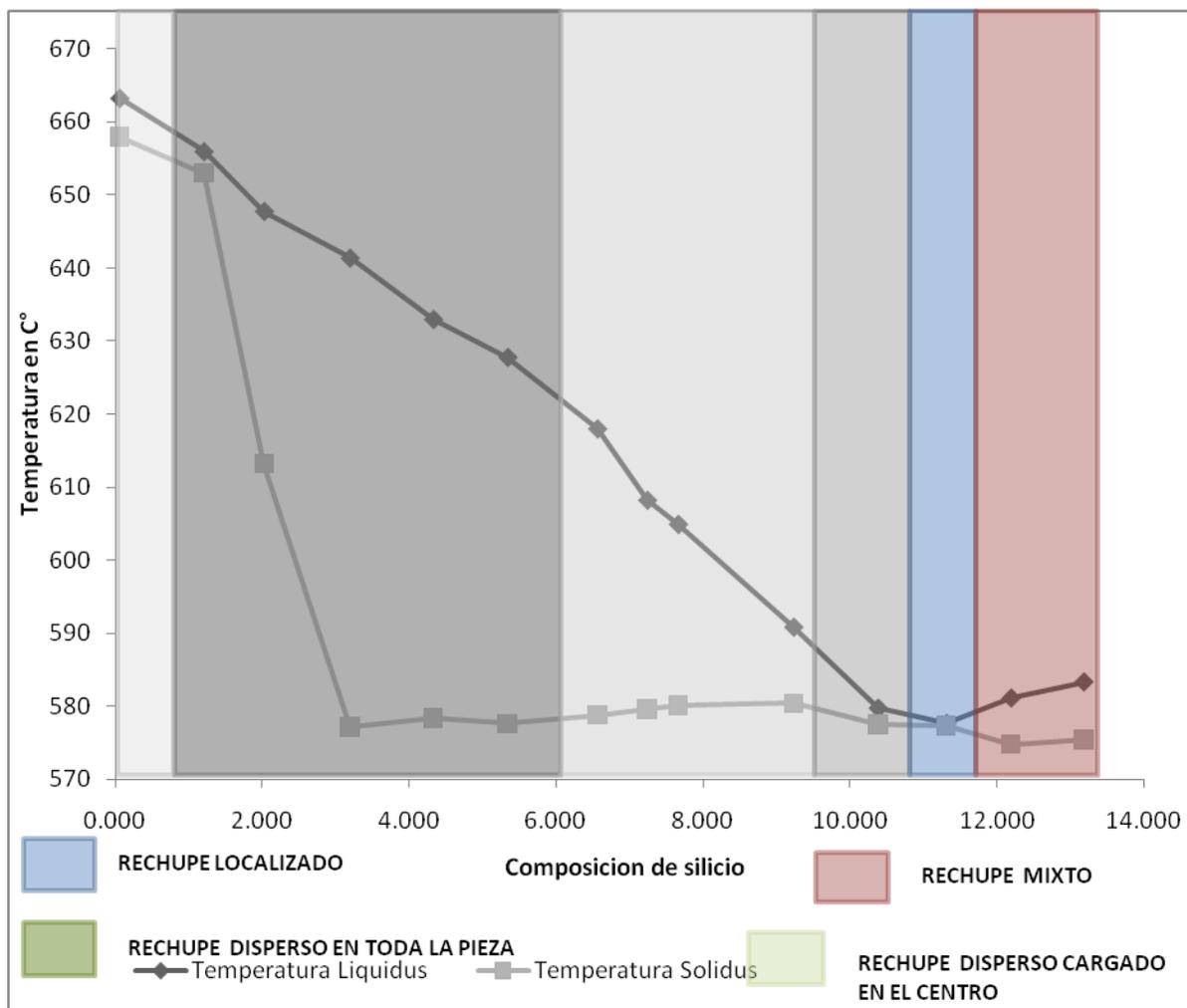


Grafico 5. Muestra la distribución de rechupes en las piezas con geometría z, consultar también el **Anexo D**.

El rechupe disperso se presento en rangos de solidificación largos, es decir, a partir de la aleación con composición de 1.20 % de silicio hasta la composición de 5.34 % de silicio, donde se observo que el rechupe disperso estaba distribuido en toda la pieza, al aumentar el porcentaje de silicio el rechupe disperso comenzó a



ordenarse hacia el centro de las piezas como se observa en las **Figuras D7, D8, D9 y D10** del **Anexo D**, donde se observa que los microrrechupes aumentan de tamaño ligeramente y se ordenan hacia el centro de la pieza.

En este rango de solidificación, la aleación Al-10.38Si presenta un rechupe de tipo mixto, donde se observa en las **Figuras D11, D13 y D14** un rechupe de tipo localizado, rodeado de rechupe disperso.

Esta distribución del rechupe en las piezas tiene que ver en parte con la forma de solidificación. En los metales puros y en el eutéctico la presencia de un rechupe localizado se debe a que la velocidad de solidificación aumenta, por lo tanto no ocurre presencia de formación dendrítica, si no mas bien una solidificación direccional de tipo planar, donde la ultima parte en solidificar es el centro de la pieza, sirviendo de alimentador de metal liquido a zonas con menor temperatura que comienzan a presentar contracción solida generándose así un vacio o hueco dentro de la pieza. A diferencia del rechupe disperso, que se presento posteriormente, debido a una solidificación de tipo dendrítica, manifestándose de dos formas, el primero distribuido en toda la pieza, y en un avance en el porcentaje de silicio, el microrrechupe tendía a aparecer hacia el centro de las piezas debido a que comenzaba un proceso de transición en el rango de solidificación de un tipo de rechupe a otro, en este caso de disperso a localizado.



3.4. Porcentaje de Contracción de las aleaciones hipoeutécticas.

Las aleaciones hipoeutécticas presentaron los siguientes porcentajes de contracción:

Aleación	Pieza	Ma (grs)	Mb (grs)	Volumen Vc	Volumen Vt	% Contracción
Al-0.06Si	0	265.610	162.600	103.010	109.2275982	5.692
Al-1.20Si	1	275.250	171.400	103.850	112.3331491	7.552
Al-2.03Si	2	269.705	167.550	100.155	111.4683992	8.355
Al-3.19Si	3	266.730	164.900	99.830	111.4683992	8.647
Al-4.33Si	4	275.640	170.350	105.290	112.3331491	6.270
Al-5.34Si	5	267.415	164.800	102.615	109.2275982	6.054
Al-6.56Si	6	271.410	167.500	101.910	111.4683992	6.781
Al-7.24Si	7	280.050	173.800	106.250	112.3331491	5.415
Al-7.66Si	8	270.740	167.700	103.040	109.2275982	5.665
Al-9.23Si	9	272.235	167.700	104.535	111.4683992	6.220
Al-10.38Si	10	283.690	174.100	109.590	112.3331491	2.442
Al-11.31Si	11	271.530	168.600	102.930	109.2275982	5.766
Al-12.19Si	12	269.930	165.100	104.830	111.4683992	5.955
Al-13.18Si	13	281.540	171.000	110.540	112.3331491	1.596

Tabla 5. Muestra los porcentajes de contracción resultantes de cada aleación hipoeutéctica.

Donde:

Ma = Peso en aire de las piezas con geometría z en grs.

Mb = Peso en agua destilada de las piezas con geometría z en grs.

Vc= Volumen experimental de las piezas con geometría z en grs/ cm³.

Vt = Volumen teórico de las piezas con geometría z en grs/ cm³.

El porcentaje de contracción de cada pieza presenta variaciones oscilatorias, como lo muestra el **Grafico 6**, donde la composición contra el % de contracción y donde observamos tal comportamiento.



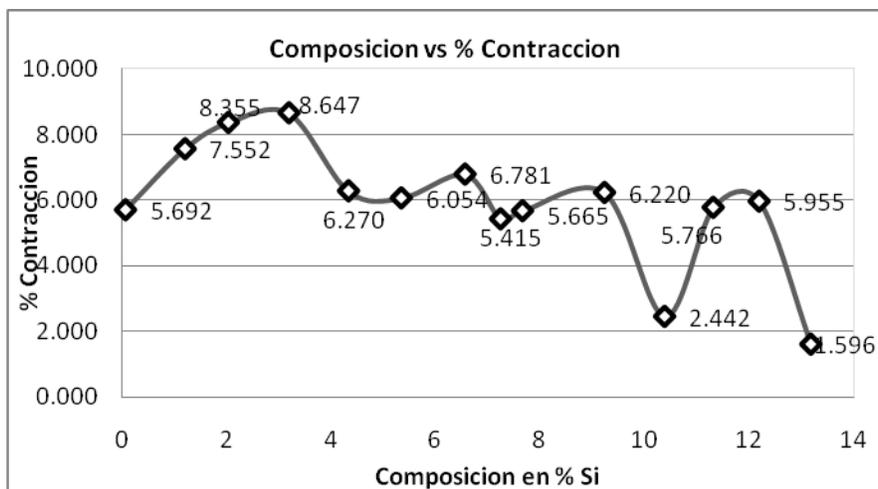


Grafico 6. Composición vs % contracción.

Los resultados del % de contracción podrían no tener una tendencia, si no se ligan al tipo de rechupe y abundancia de estos dentro de la pieza.

La aleación Al-1.20Si, Al-2.03Si y Al-3.19Si presentan los porcentajes mas altos de contracción, estas presentan una cantidad considerable de microrechupes distribuidos de forma axial y radial dentro de la piezas, haciéndolos incontables y abundantes.

Relativamente los porcentajes de contracción van disminuyendo, y es que la distribución de los microrrechupes se acumula en el centro de las piezas al aumentar el % de Si.

Posteriormente la aleación Al-13.18 Si presenta el menor % de Si de 1.596 y se observa en la figura **D14 del Anexo D** que presenta un rechupe mixto que abarca la menor área, en toda la pieza manifestándose solo en el centro de ésta.



3.5. Determinación del tipo de rango de solidificación y su relación con el tipo de rechupe.

Metodología:

Se parte de dos temperaturas extremas para definir ΔT_2 . La temperatura de solidificación del metal puro y la temperatura final de solidificación, para éste sistema, es la temperatura eutéctica.

La relación ΔT_2 genera un intervalo de temperaturas en la que cualquier aleación hipoeutéctica Al-Si tendría que solidificar, ya sea de rango corto de solidificación o de rango largo de solidificación.

Para este trabajo

$\Delta T_2 = \text{Temperatura de solidificación del aluminio puro} - \text{la temperatura eutéctica del sistema Al-Si.}$

$$\Delta T_2 = 660.45^\circ\text{C} - 577^\circ\text{C} = 83.45^\circ\text{C}$$

Este ΔT_2 es el intervalo máximo donde cae cualquier rango de solidificación de una aleación hipoeutéctica Al-Si, ya sea de rango corto o de rango largo de solidificación, y de acuerdo con lo anterior $\Delta T_2 > \Delta T_1$.

De lo anterior ΔT_1 es el intervalo entre la temperatura de liquidus tomada de las curvas de enfriamiento obtenidas de las aleaciones Al-Si y la temperatura de eutéctica.

$\Delta T_1 = \text{Temperatura de liquidus de la aleación} - \text{la Temperatura final de solidificación ya sea solidus o bien la temperatura eutéctica (577C}^\circ\text{).}$



Ahora bien si se considera el 100% para ΔT_2 , como porcentaje máximo del rango de solidificación entonces le corresponderá un cierto porcentaje a cada aleación hipoeutéctica de acuerdo con su ΔT_1 . Este porcentaje definirá al tipo de aleación dentro de un rango de solidificación específico de acuerdo con las pruebas experimentales, es decir el tipo de rechupe. La forma de definir dicho porcentaje es de la manera siguiente:

$$\%RDS = (\Delta T_1 / \Delta T_2) * 100$$

Donde %RDS es el porcentaje de rango de solidificación.

Aleación	% Si	T Liquidus	T Solidus	ΔT_1	ΔT_2	% RDS	Tipo de rechupe	Tipo de RDS
Al-0.06Si	0.06	659.30	658.00	1.30	83.45	1.59	Localizado	Rango Corto
Al-1.20Si	1.20	656.00	653.00	3.00	83.45	3.66	Disperso	Rango largo
Al-2.03Si	2.03	647.80	613.20	34.60	83.45	42.20	Disperso	Rango largo
Al-3.19Si	3.19	641.40	577.20	64.20	83.45	78.29	Disperso	Rango largo
Al-4.33Si	4.33	633.00	578.40	54.60	83.45	66.59	Disperso	Rango largo
Al-5.34Si	5.34	627.80	577.60	50.20	83.45	61.22	Disperso	Rango largo
Al-6.56Si	6.56	618.00	578.80	39.20	83.45	47.80	Disperso	Rango largo
Al-7.24Si	7.24	608.20	579.60	28.60	83.45	34.88	Disperso	Rango largo
Al-7.66Si	7.66	604.90	580.10	24.80	83.45	30.24	Disperso	Rango largo
Al-9.23Si	9.23	590.80	580.40	10.40	83.45	12.68	Disperso	Rango largo
Al-10.38Si	10.38	579.70	577.50	2.20	83.45	2.68	Mixto	Rango Mixto
Al-11.31Si	11.31	577.60	577.30	0.30	83.45	0.37	Localizado	Rango Corto
Al-12.19Si	12.19	581.10	574.80	6.30	834.00	0.76	Mixto	Rango Mixto
Al-13.18Si	13.18	583.30	575.40	7.90	834.00	0.95	Mixto	Rango Mixto

Tabla 6. Muestra el % de RDS y el tipo de rango de solidificación.



Donde:

- △ % RDS de 0 a 1.59 se presenta rechupe localizado en aleaciones hipoeutécticas.
- △ % RDS de 1.59 a 2.68 se presenta rechupe mixto en aleaciones hipoeutécticas.
- △ % RDS de 2.68 a 78.29 se presenta rechupe disperso en aleaciones hipoeutécticas.
- △ % RDS de 0.76 a 0.95 se presenta rechupe mixto en aleaciones hipereutécticas.



3.6 Microestructura de las aleaciones Al-Si.

En la siguiente tabla se puede observar la microestructura que presentaron las distintas aleaciones hipoeutécticas incluyendo la aleación eutéctica y las dos aleaciones hipereutécticas, véase el **Anexo C**.

Aleación	Microestructura
Al-0.06Si	Fase a (aluminio primario) y cristales de silicio.
Al-1.20Si	Fase a (aluminio primario) y cristales de silicio.
Al-2.03Si	Silicio acicular
Al-3.19Si	Silicio acicular
Al-4.33Si	Silicio globular
Al-5.34Si	Silicio globular
Al-6.56Si	Silicio globular
Al-7.24Si	Silicio globular
Al-7.66Si	Silicio globular
Al-9.23Si	Dendritas en fase eutéctica
Al-10.38Si	Dendritas en fase eutéctica
Al-11.31Si	Fase eutéctica muestra largas placas de silicio poliédrico
Al-12.19Si	placas de silicio poliédrico
Al-13.18Si	placas de silicio poliédrico

Tabla 7. Muestra para cada aleación la microestructura presente en cada una de las piezas de geometría z.

Los microrechupes podrían confundirse con un tipo de porosidades causadas por gases disueltos como el H_2 , durante la fusión de las aleaciones, para asegurarse que estos rechupes no son ocasionados por gases, se observa en las **Figuras C8, C10, C11 del Anexo C**, que los microrrechupes se originan dentro de brazos dendríticos, tomando el contorno y la forma de estos, prueba sin duda, que pertenecen a un origen como consecuencia de la contracción del metal remanente.



Capítulo IV. Conclusiones.

Los porcentajes de contracción obtenidos muestran una tendencia oscilatoria entre uno y otro valor, al observar las piezas con geometría z, se pudo saber por que las piezas presentaban tan altos y en ocasiones muy bajos porcentajes de contracción, es por tal caso que la técnica utilizada para establecer el porcentaje de contracción, tal vez no sea la adecuada para este trabajo. Los valores mas altos de % de contracción los registro el rechupe disperso en toda la pieza y disminuía mientras este se orientaba hacia el centro. El % de contracción para las piezas con rechupes de tipo localizado fueron muy parecidos para la aleación Al-0.06Si que fue de 5.69 % y de la aleación eutéctica Al-11.31Si que fue de 5.76 %, lo cual significa que para aleaciones con tipos de rechupe parecidos, los % de contracción se asemejan.

La metodología aplicada para encontrar una relación entre el tipo de rechupe y el rango de solidificación, pudo definir para este sistema binario de aleaciones, en que composiciones se presentan los distintos tipos de rechupes, entonces, para los siguientes porcentajes de RDS (Rango de Solidificación) se presento lo siguiente en el caso de aleaciones hipoeutécticas:

% RDS de 0 a 1.59 se presenta rechupe localizado en un rango de solidificación corto.

% RDS de 1.59 a 2.68 se presenta rechupe mixto en un rango de solidificación de transición o mixto.

% RDS de 2.68 a 78.29 se presenta rechupe disperso en un rango de solidificación largo.



Para aleaciones hipereutéticas:

% RDS de 0.76 a 0.95 se presenta rechupe mixto.

En este trabajo, se tuvo cuidado en cada uno de los procedimientos para la obtención de datos confiables para su posterior consulta y análisis. Es importante toda la información obtenida, ya que se pueden evitar en la industria problemas comunes durante la fundición de piezas elaboradas con dichas composiciones, sobre todo los relacionados con la contracción del material y para el estudio posterior del cálculo de alimentadores.



BIBLIOGRAFÍA:

- [1] Metallography and Microstructures. ASM Metals Handbook Volumen 9. ASM International 2004.
- [2] Properties and selection: Nonferrous alloys and special- purpose materials. ASM Metals Handbook Volumen 2. ASM International 2004.
- [3] Casting. ASM Metals Handbook Volume 15. ASM International 2004.
- [4] Fundamentos de metalurgia física. Jonh D. Verhoeven. Editorial Limusa. Primera edición 1987.
- [5] Manual del aluminio. W Hufnagel. Editorial Reverté S.A. Segunda edición. Barcelona 1992.
- [6] Foundry Technology. Peter Beeley. PhD. Editorial Butterworth Heinemann. Segunda 2001
- [7] Aleaciones Ligeras. Zeerleder Alfred Von. Editorial Rascher Verlag. Madrid 1975.
- [8] Ciencias e ingeniería de los materiales. Donald R. Askeland. Editorial international thomson. Tercera edicion. Madrid 1999.
- [9] Fundición para ingenieros. Howart F Taylor , Merton C Flemings y Jonh Wulff. Editorial Continental 1971
- [10] Introducción a la metalurgia física. Sydney H, Avner. Editorial Mc Graw-Hill. Segunda edición. México 1975.



[11] Manual de Arenas para fundición. American Foundrymen's society AFS. pp 2-10

[12] Tesis de Licenciatura: Diseños de sistemas de alimentación para piezas coladas de compositos Al-Si SiCp, Eduardo Trejo Escalona. Realizada en La facultad de Química, UNAM, Edificio D, año de realización 2004.

[13] Tesis de Doctorado: Efecto del estroncio, magnesio, sodio y titanio sobre la matriz, incorporación y distribución de SiC en compositos de matriz metálica Al-Si/SiCp. M.en C Jose Alejandro García Hinojosa. Realizada en La facultad de Química, UNAM, Edificio D, año de realización 2005.

[14] The CO₂-Silicate process in foundries. K,E,L Nicholas. Publicado por British cast iron research association.



ANEXO A. COMPOSICION DE LAS ALEACIONES AL-SI.

Composición Aleación Maestra		
Elemento	% Muestra 1	% Muestra 2
Al	88.4	88.3
Si	11.19	11.25
Fe	0.3334	0.3355
Cu	0.0033	0.0033
Mn	0.027	0.0268
Mg	<0.0050	<0.0050
Zn	0.0092	0.0092
Ni	0.0052	0.0053
Cr	0.0014	0.0014
Pb	0.0043	0.004
Ti	0.0137	0.0138
V	0.0112	0.0115
Co	<0.0020	<0.0020
Sr	0.0002	0.0002

Tabla A1. Composición de la Aleación Maestra.

Aleación	%Al	%Si	%Fe	%Cu	%Mn	%Mg	%Zn	%Ni	%Cr	%Pb	%Ti	%V	%Co	%Sr
Al	99.60	0.06	0.2561	<0.0010	0.0243	0.0344	0.0098	0.0027	<0.0010	<0.0020	0.007	0.0063	<0.0020	0.0002
Al-1Si	98.50	1.20	0.2891	0.0018	0.0243	<0.0050	0.0073	0.0023	<0.0010	<0.0020	0.0063	0.0049	<0.0020	0.0002
Al-2Si	97.97	2.03	0.3732	0.0018	0.0253	0.0086	0.0093	0.0048	0.0012	<0.0020	0.0066	0.0081	<0.0020	0.0002
Al-3Si	96.40	3.19	0.2961	0.0022	0.0248	0.0102	0.0085	0.003	0.001	<0.0020	0.0084	0.006	<0.0020	0.0002
Al-4Si	95.30	4.33	0.3094	0.0022	0.0249	<0.0050	0.009	0.003	<0.0010	<0.0020	<0.0090	0.0064	<0.0020	0.0002
Al-5Si	94.30	5.34	0.327	0.0043	0.025	0.0109	0.0089	0.0037	<0.0010	0.0023	0.0099	0.0062	<0.0020	0.0002
Al-6Si	93.00	6.56	0.3245	0.0026	0.0258	0.0091	0.0082	0.0037	<0.0010	0.0027	0.0099	0.0066	<0.0020	0.0002
Al-7Si	92.40	7.24	0.3223	0.0026	0.0251	<0.0050	0.0085	0.0035	0.001	0.003	0.0103	0.0069	<0.0020	0.0002
Al-8Si	92.34	7.66	0.3367	0.0022	0.0259	0.0223	0.0089	0.0072	0.0014	<0.0020	0.0175	0.0102	<0.0020	0.0002
Al-9Si	90.40	9.23	0.3361	0.0028	0.0258	<0.0050	0.0094	0.0043	0.0012	0.0037	0.0123	0.0082	<0.0020	0.0002
Al-10Si	89.20	10.38	0.3364	0.0028	0.026	<0.0050	0.0078	0.0043	0.0012	0.0046	0.0122	0.0081	<0.0020	0.0002
Al-11Si	88.30	11.31	0.3297	0.0031	0.0265	<0.0050	0.0081	0.0046	0.0012	0.0044	0.013	0.0086	<0.0020	0.0002
Al-12Si	87.40	12.19	0.3337	0.0034	0.0267	<0.0050	0.0085	0.0049	0.0013	0.0057	0.0132	0.0089	<0.0020	0.0002
Al-13Si	86.82	13.18	0.333	0.0031	0.027	<0.0050	0.0084	0.0084	0.0012	<0.0020	0.0141	0.0122	<0.0020	0.0002

Tabla A2. Composición de las Aleaciones Hipoeutéticas Al-Si.

BALANCES DE CARGA				
Aleación maestra grs	Aluminio Puro grs	Silicio Puro grs	Total Carga grs	% Silicio
44.5	455.5		500.0	1.0
89.1	410.9		500.0	2.0
133.6	366.4		500.0	3.0
178.2	321.8		500.0	4.0
222.7	277.3		500.0	5.0
267.3	232.7		500.0	6.0
311.8	188.2		500.0	7.0
356.4	143.6		500.0	8.0
400.9	99.1		500.0	9.0
490.0	10.0		500.0	11.0
470.0		32.0	502.0	12.0
465.0		32.0	497.0	13.0

Tabla A3. Balances de carga para las Aleaciones Al-Si.

ANEXO B. Curvas de enfriamiento de las aleaciones al-si hipoeutecticas.

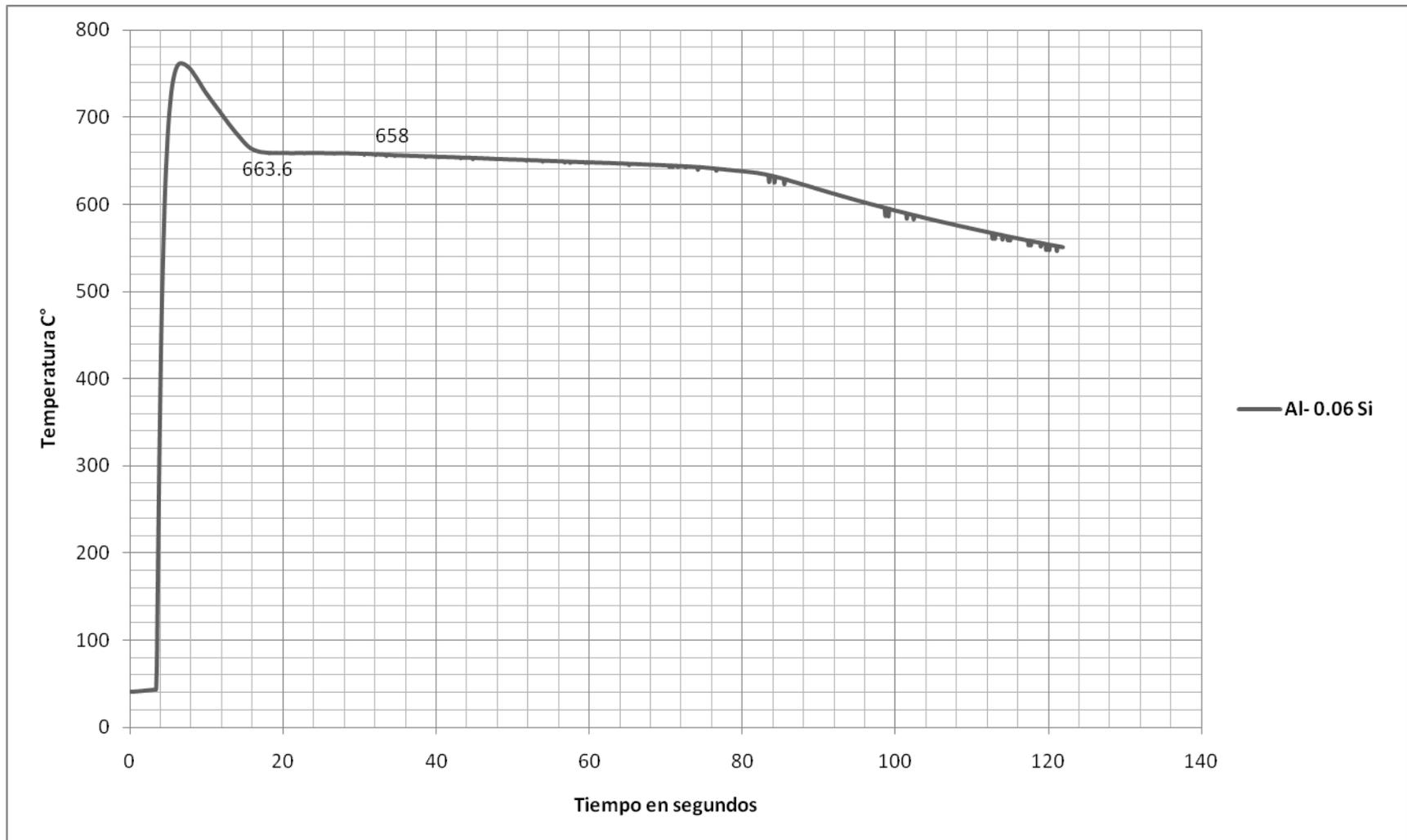


Gráfico 1. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-0.06Si

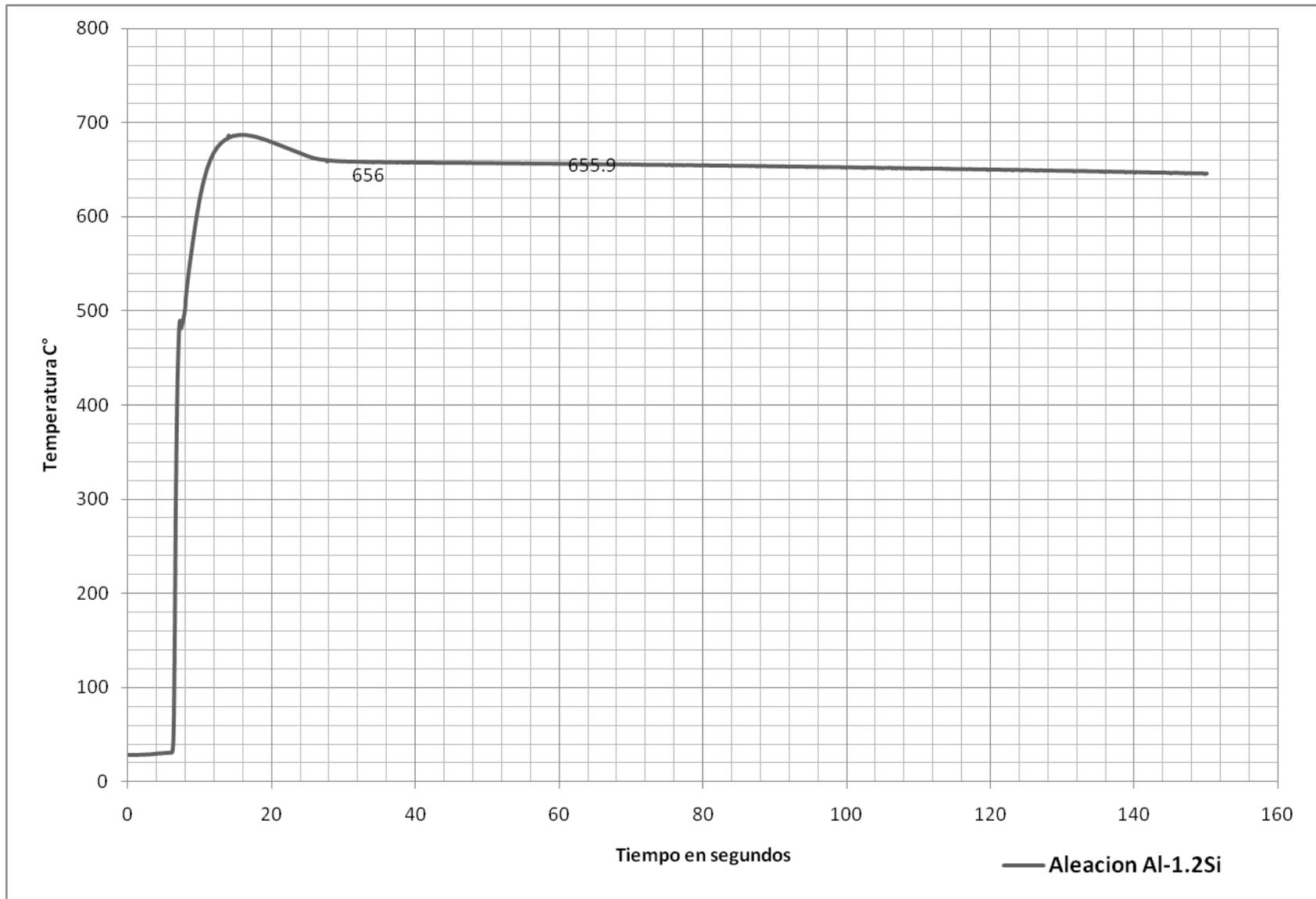


Grafico 2. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-1.20Si

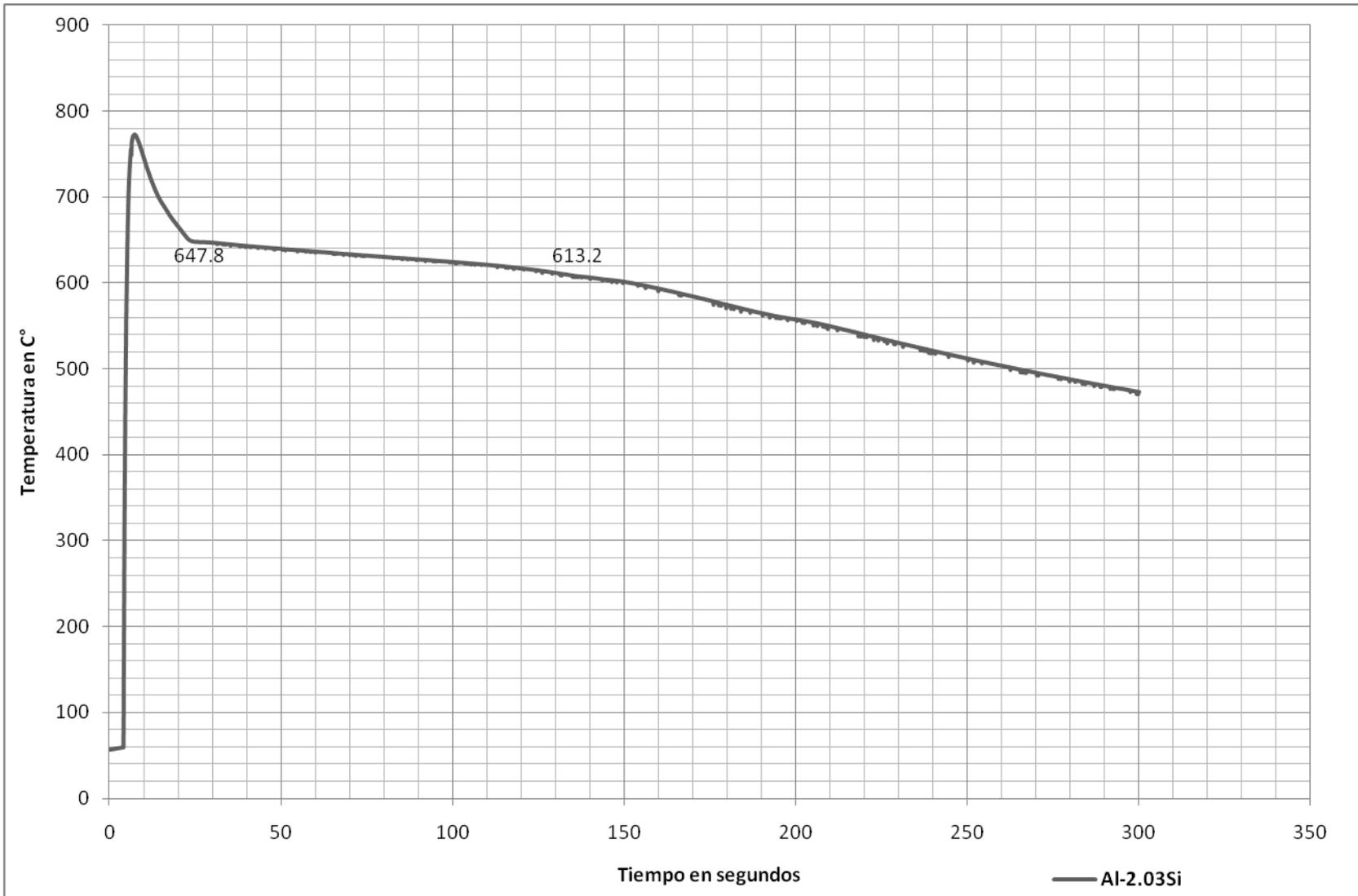


Grafico 3. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-2.03Si.

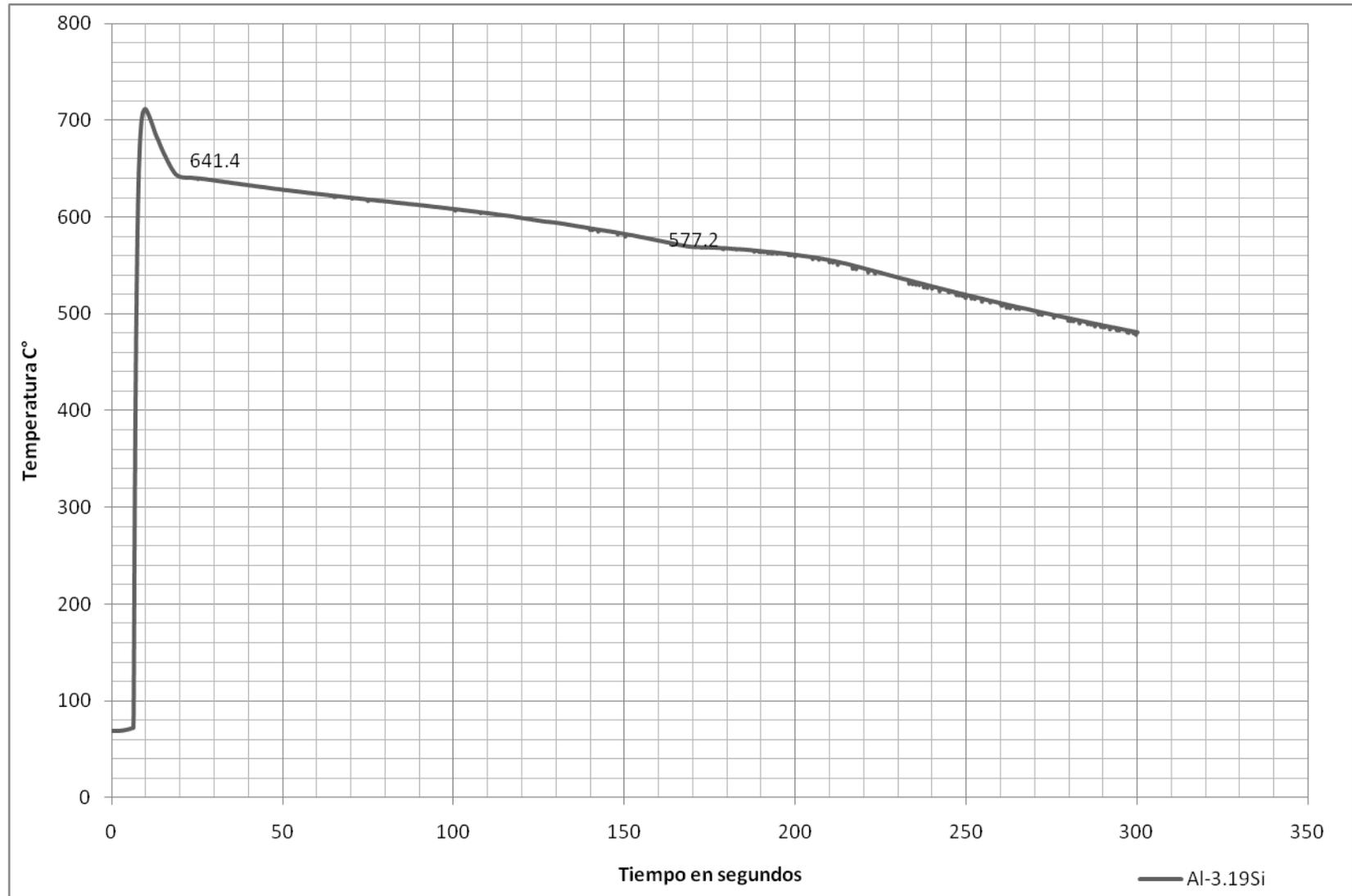


Grafico 4. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-3.19Si

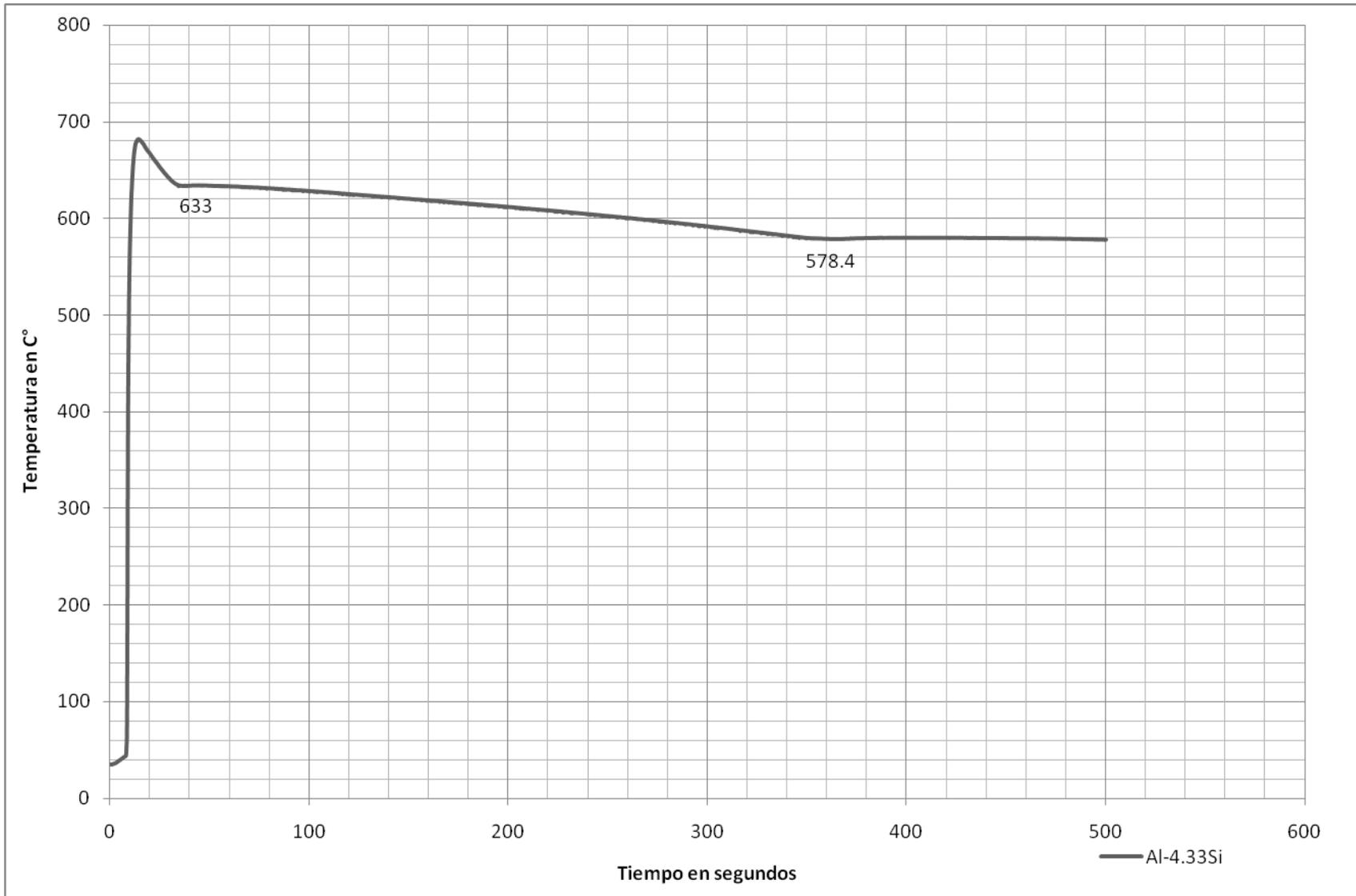


Grafico 5. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-4.33Si

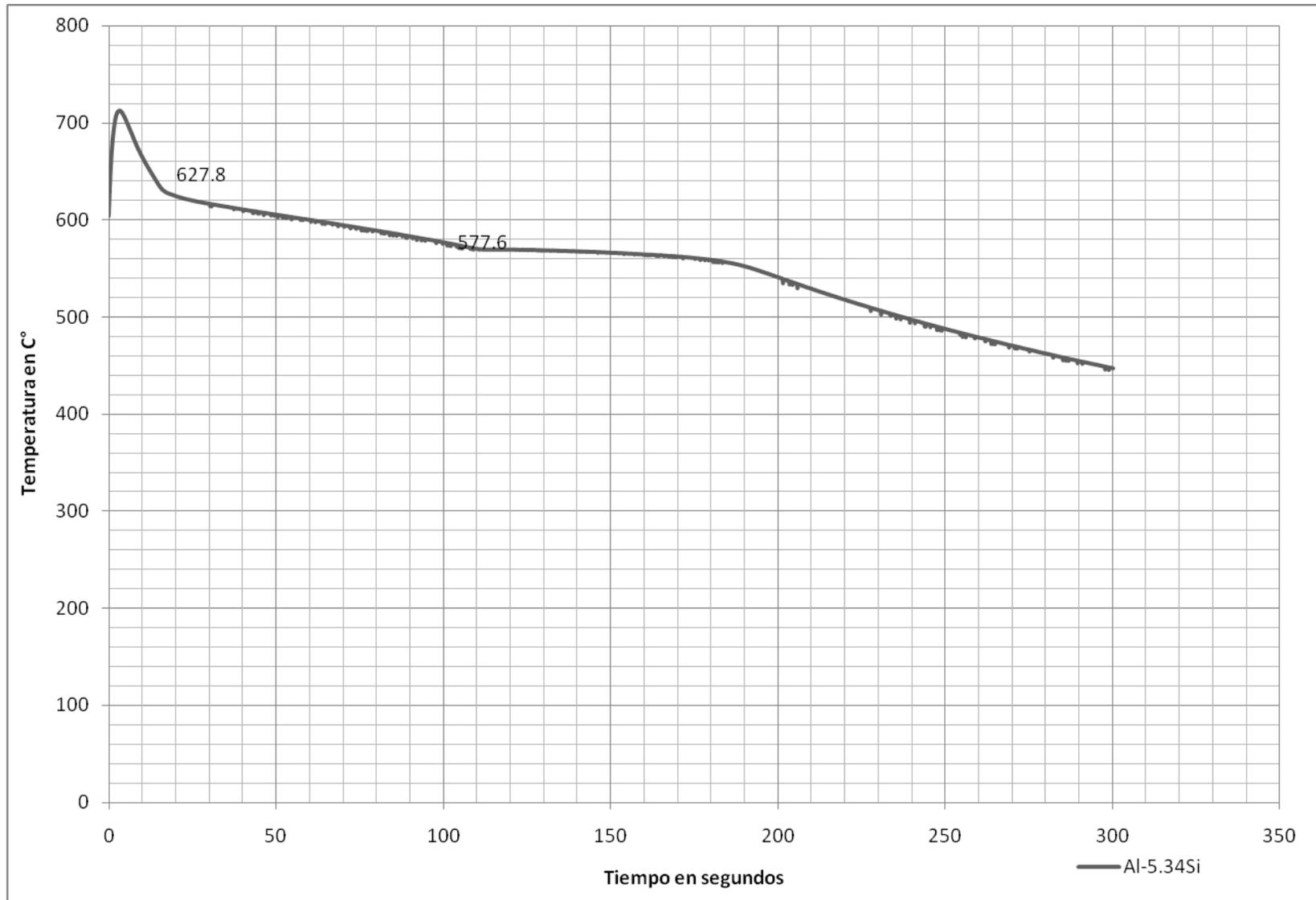


Grafico 6. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-5.34Si

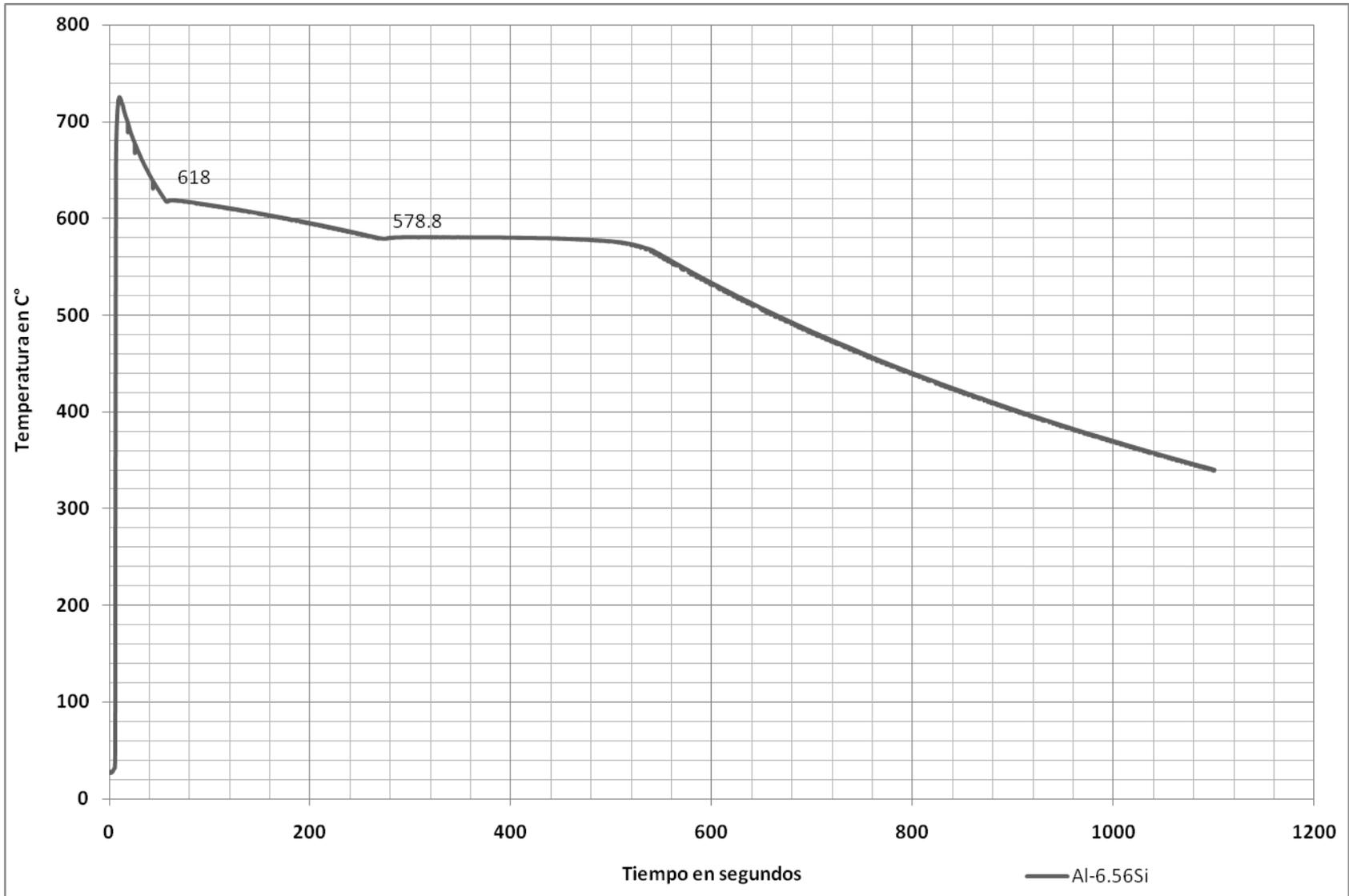


Grafico 7. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-6.56Si

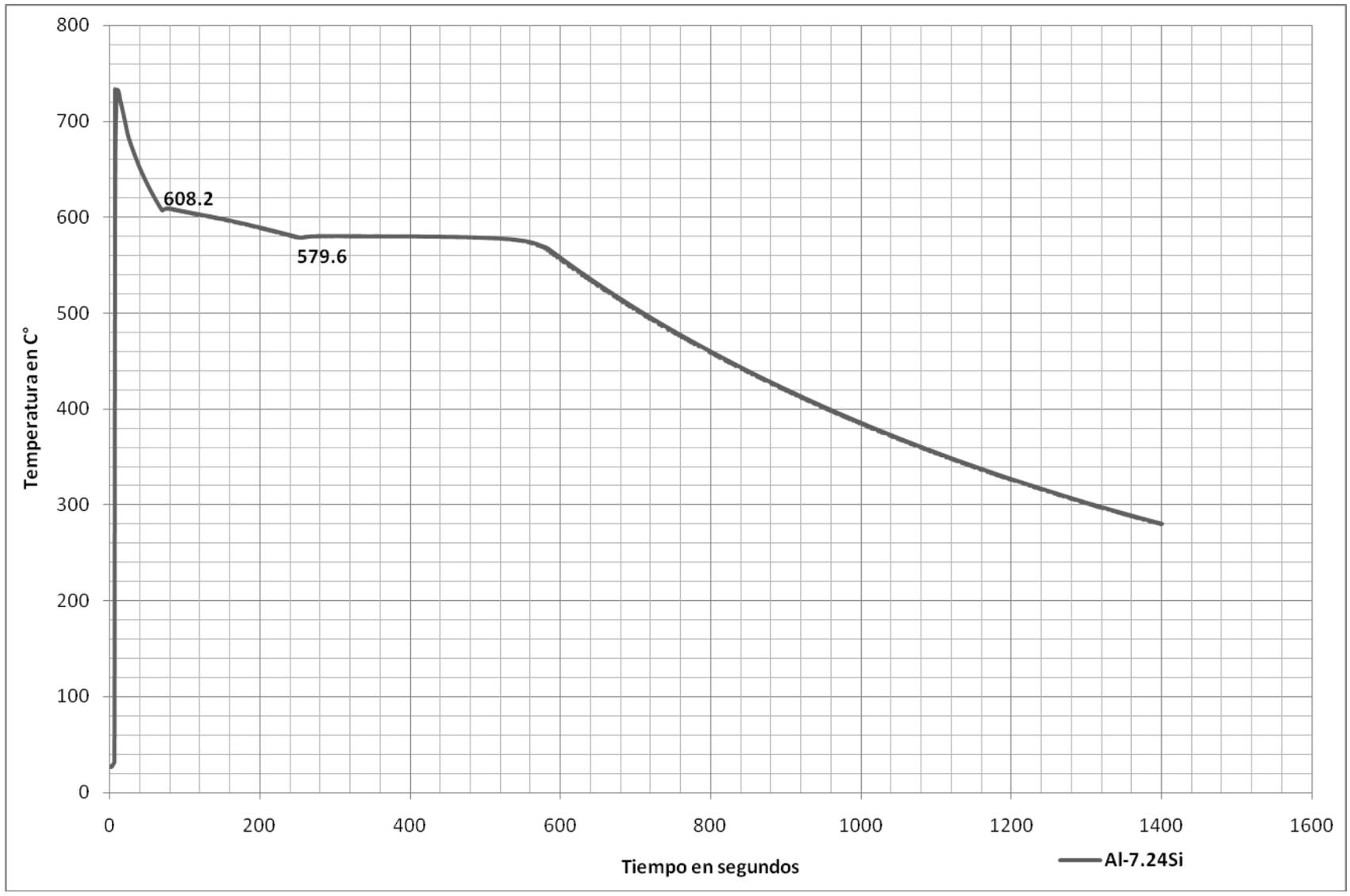


Grafico 8. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-7.24Si

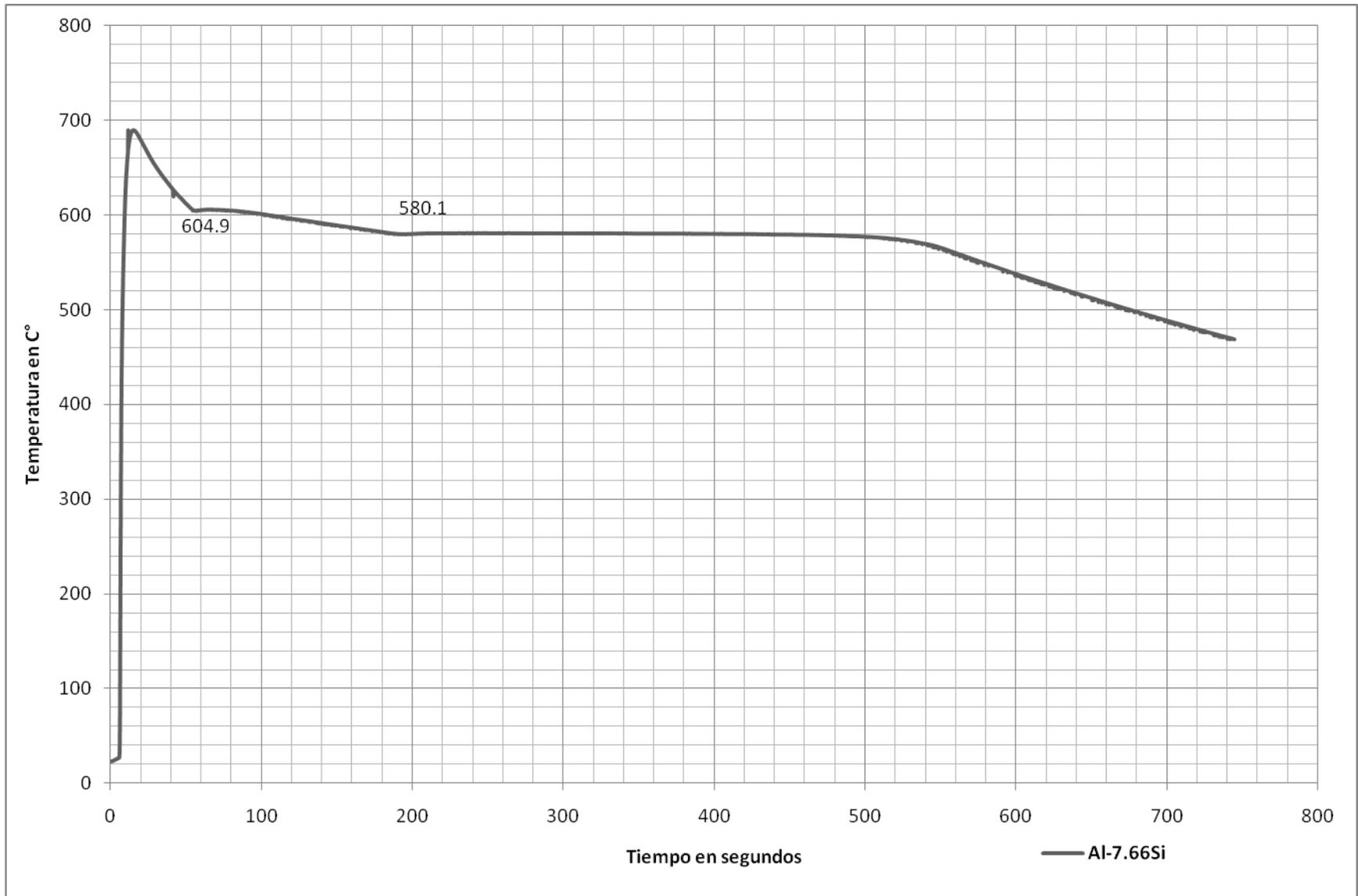


Grafico 9. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-7.66Si

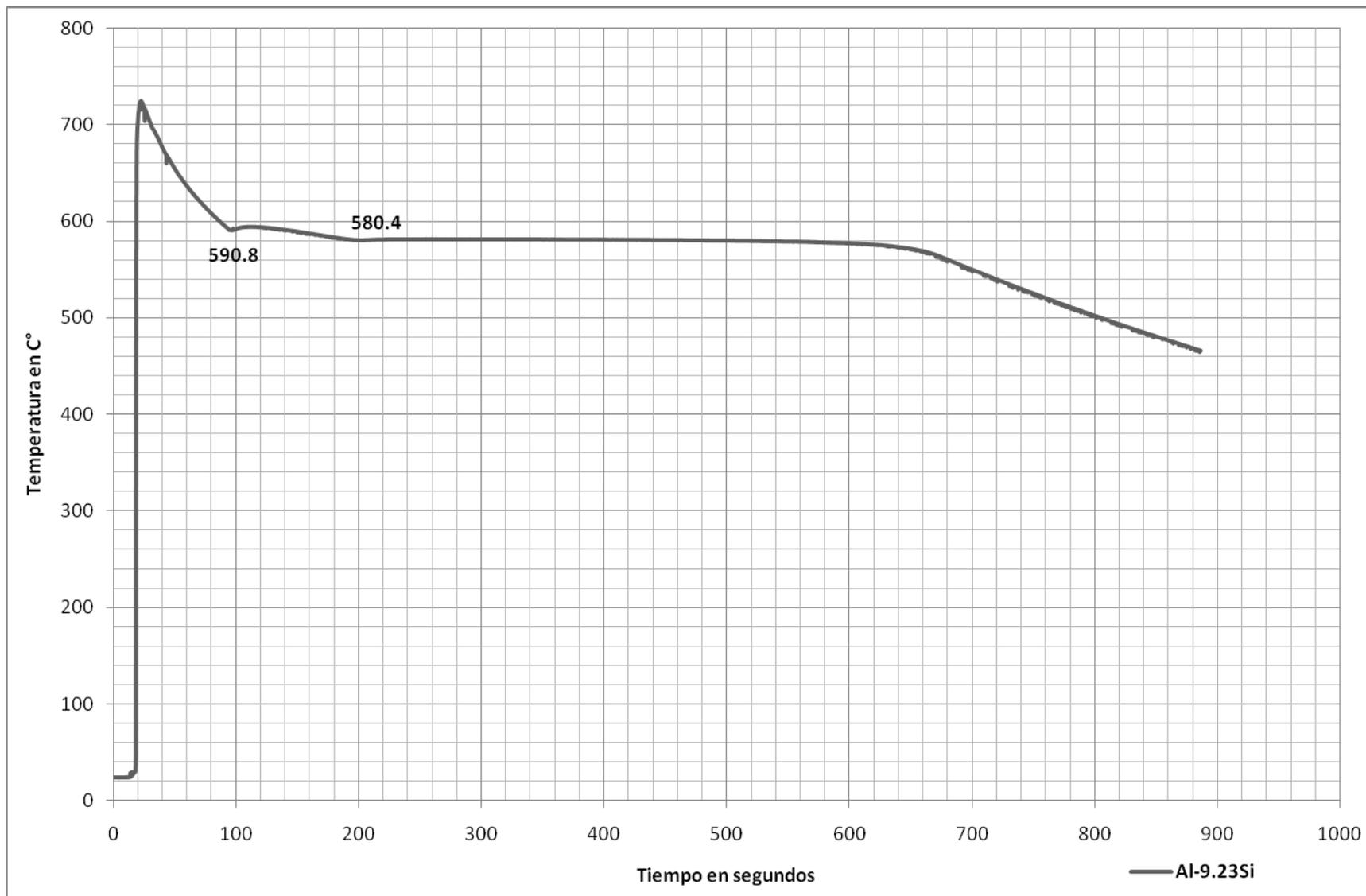


Grafico 10. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-9.23Si

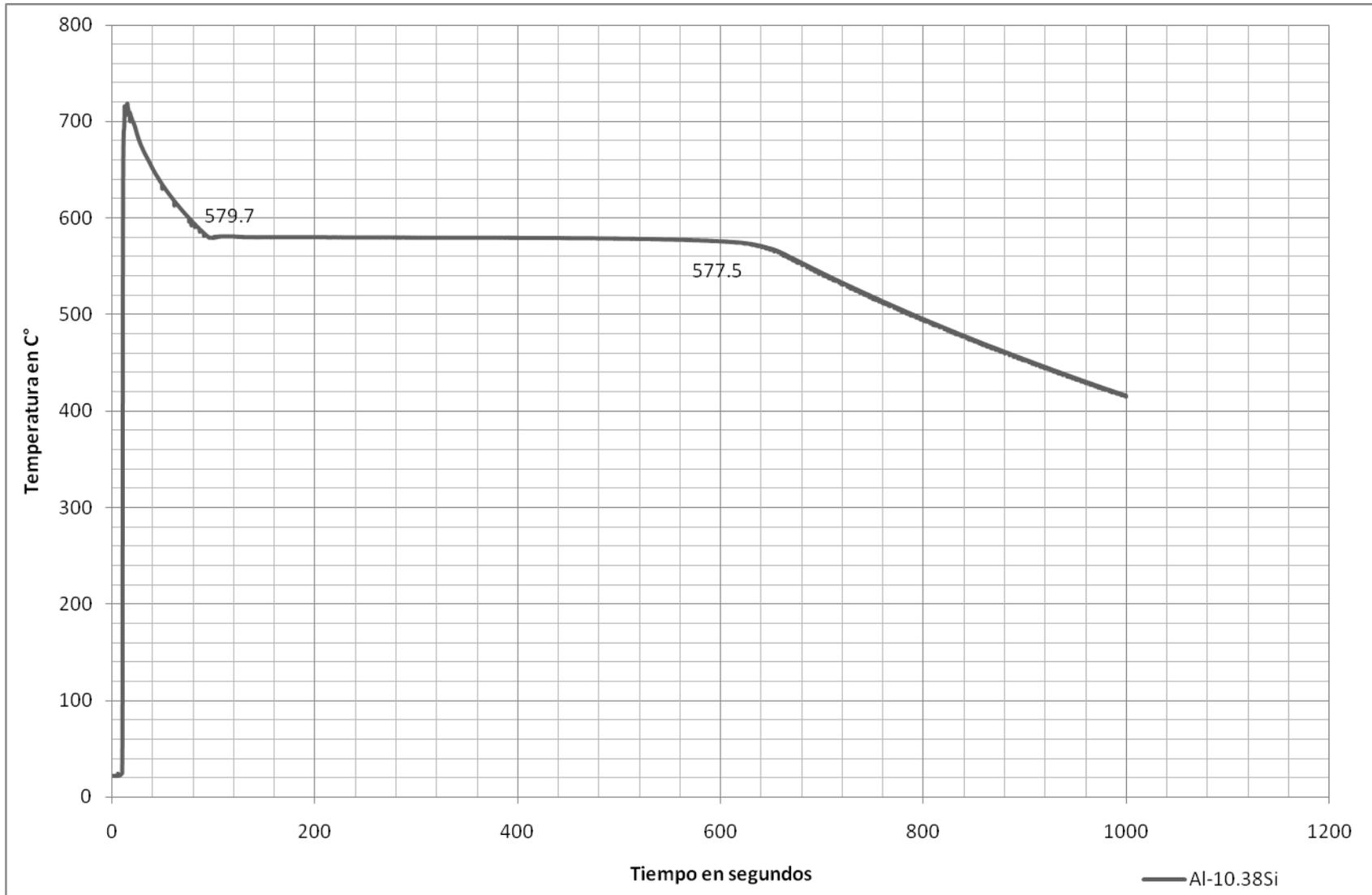


Grafico 11. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-10.38Si

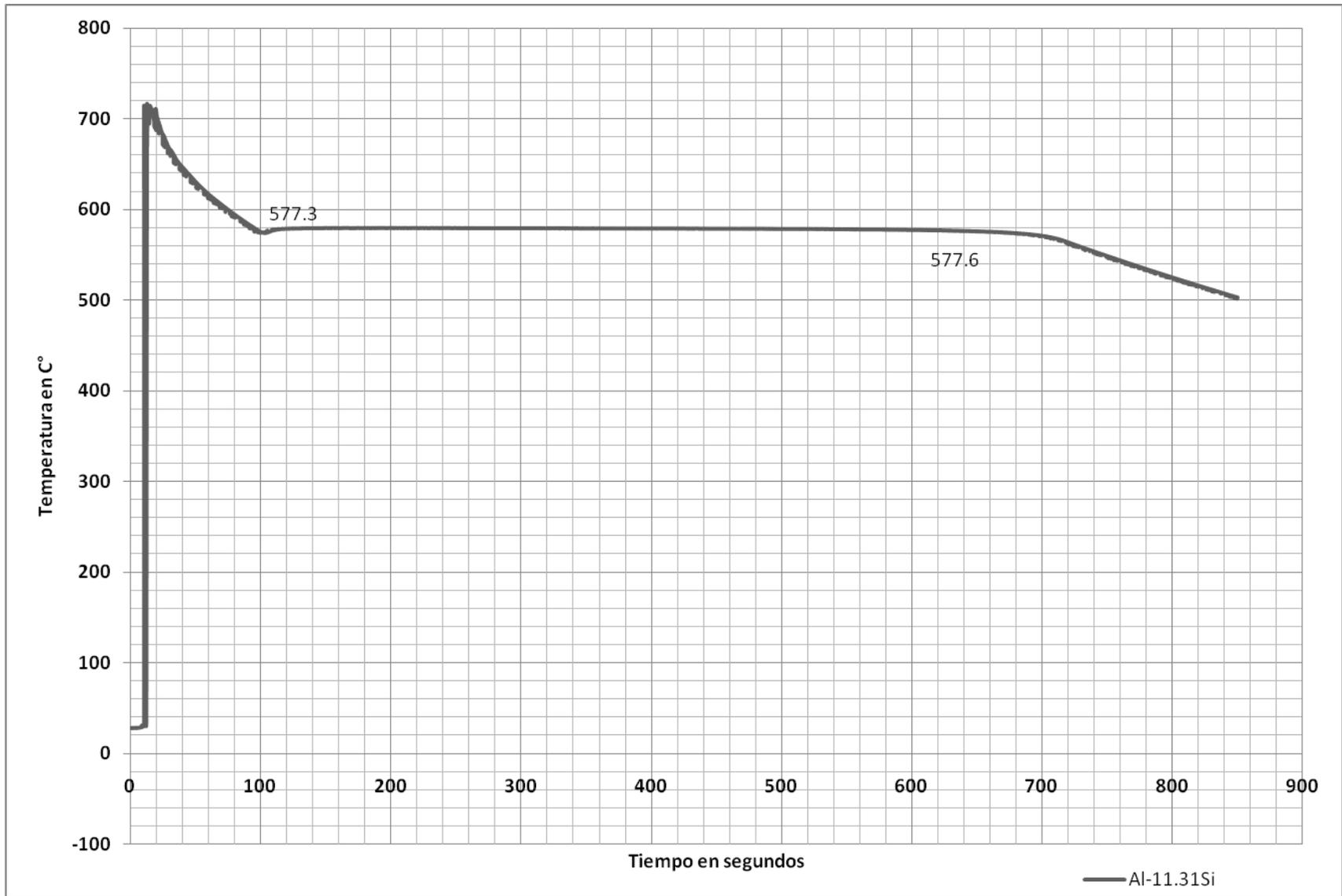


Grafico 12. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-11.31Si

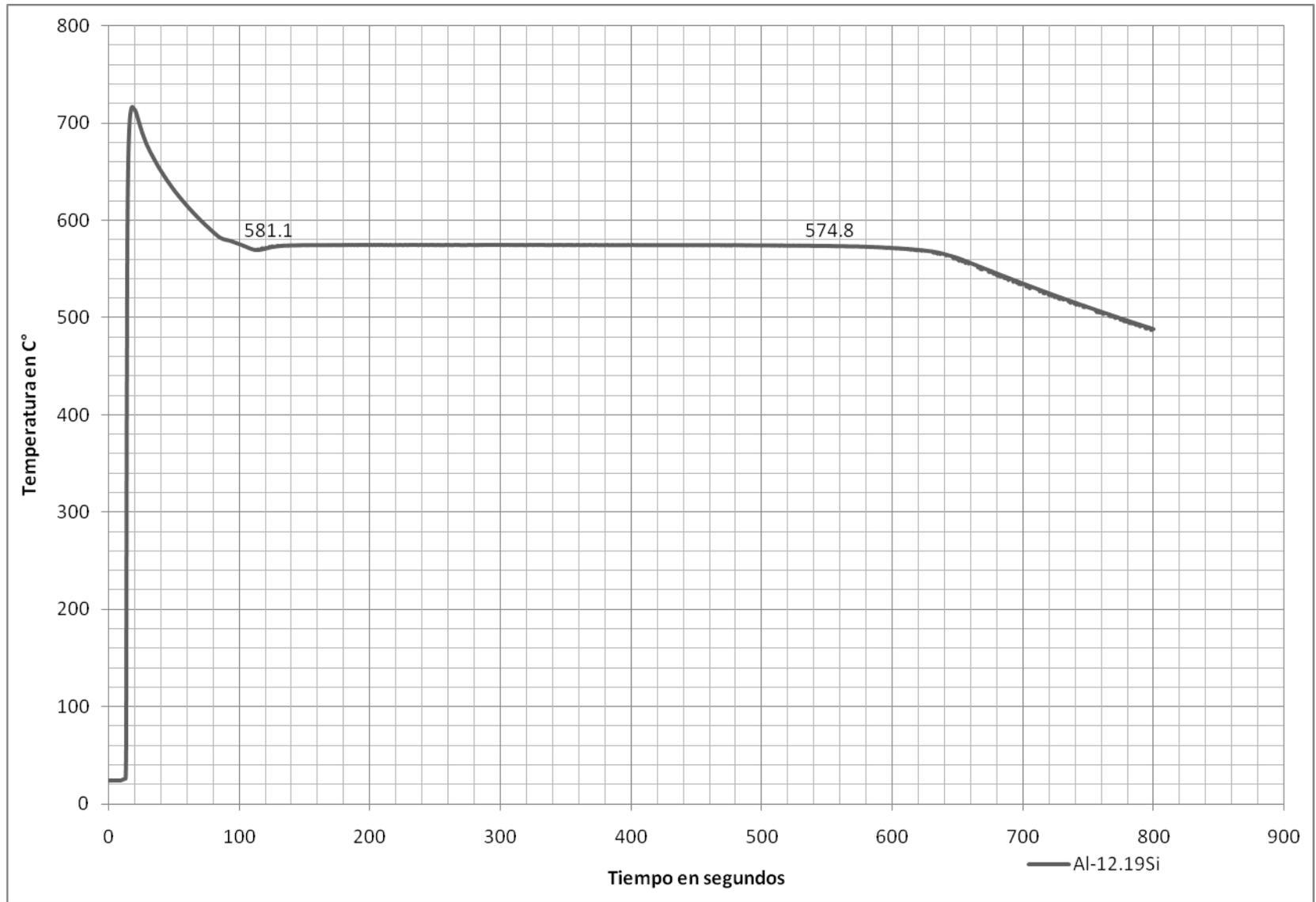


Grafico 13. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-11.31Si

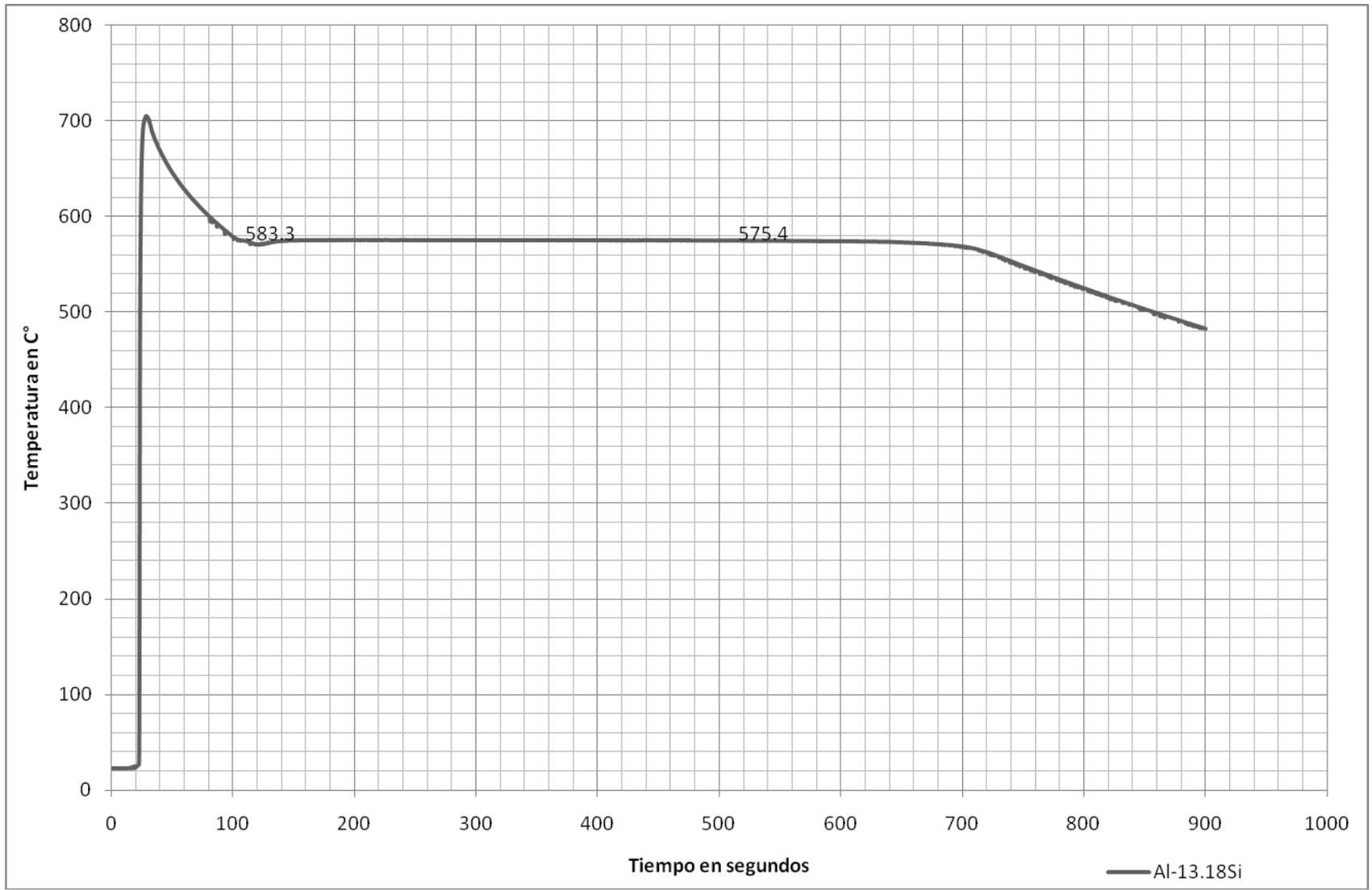


Grafico 14. Curva de enfriamiento de una Aleación Al-13.18Si

ANEXO C. MICROESTRUCTURAS DE LAS ALEACIONES AL-SI HIPOEUTECTICAS.

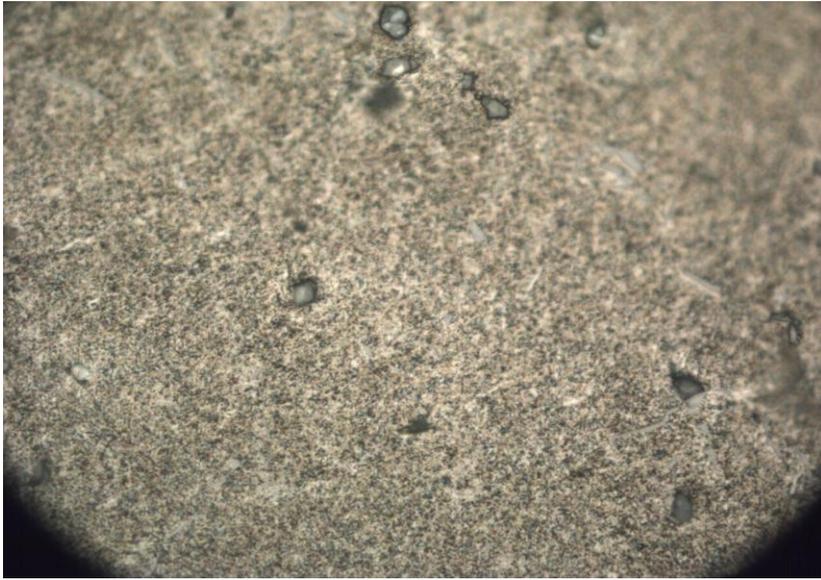


Figura C1. Al - 0.06Si. Centro probeta **1000X**.

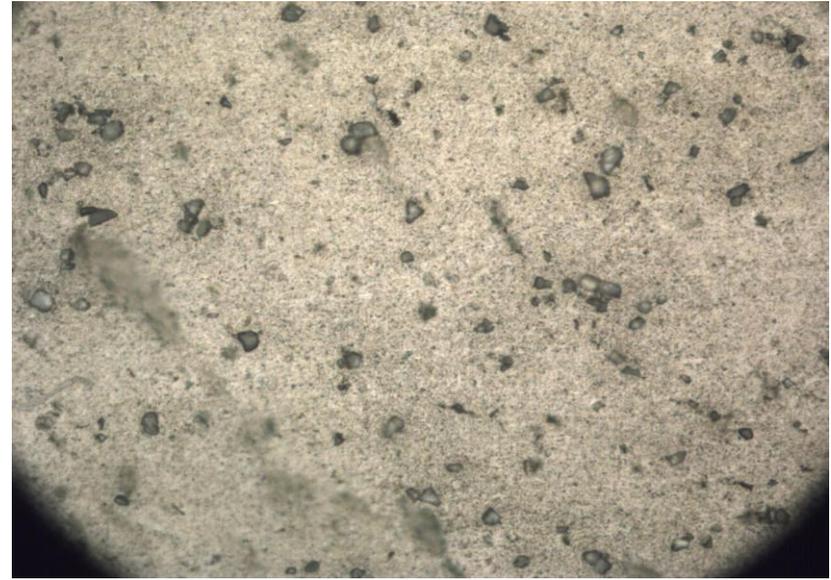


Figura C2. Al – 1.20 Si. Centro probeta **1000X**.



Figura C3. Al – 2.03 Si. Centro probeta **1000X**.

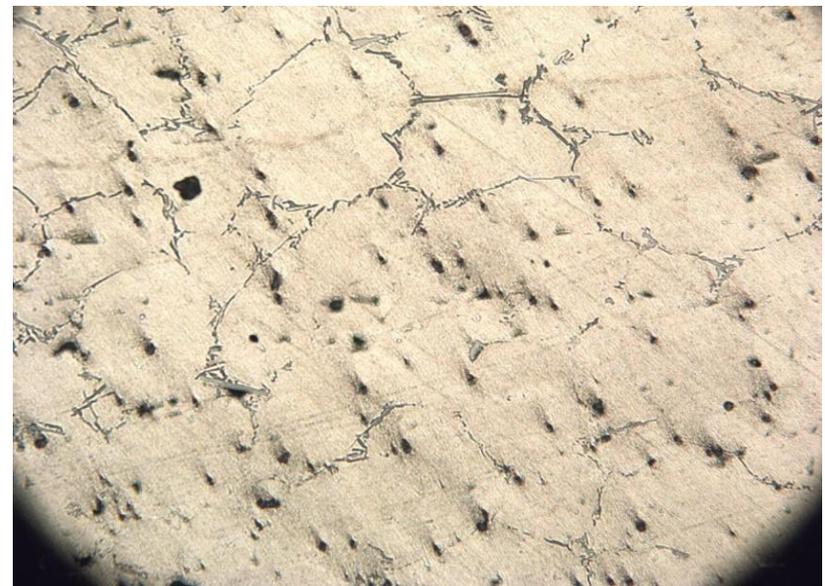


Figura C4. Al – 3.19 Si. Centro probeta **200X**.



Figura C5. Al – 4.33 Si. Centro probeta **100X**.



Figura C6. Al – 5.34 Si. Centro probeta **100X**.



Figura C7. Al – 6.56 Si. Centro probeta **200X**.

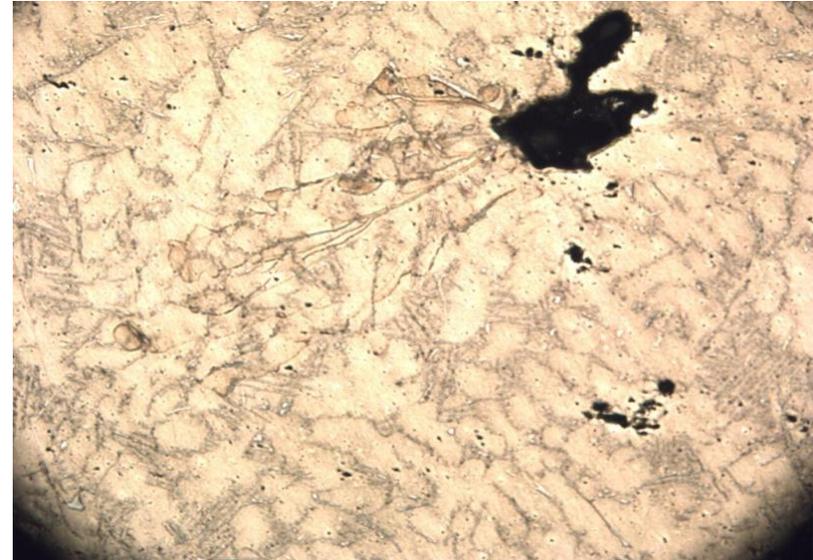


Figura C8. Al – 7.24 Si. Centro probeta **200X**.

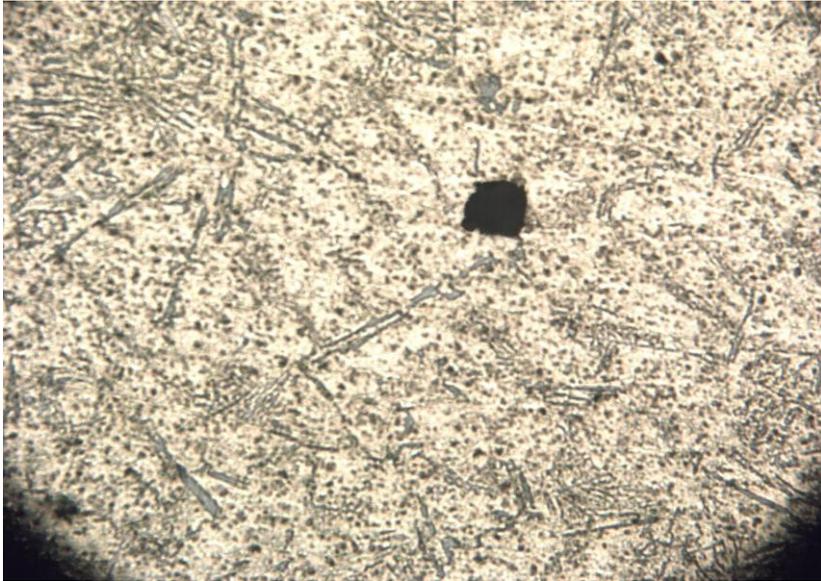


Figura C9. Al – 7.66 Si. Centro probeta **200X**.

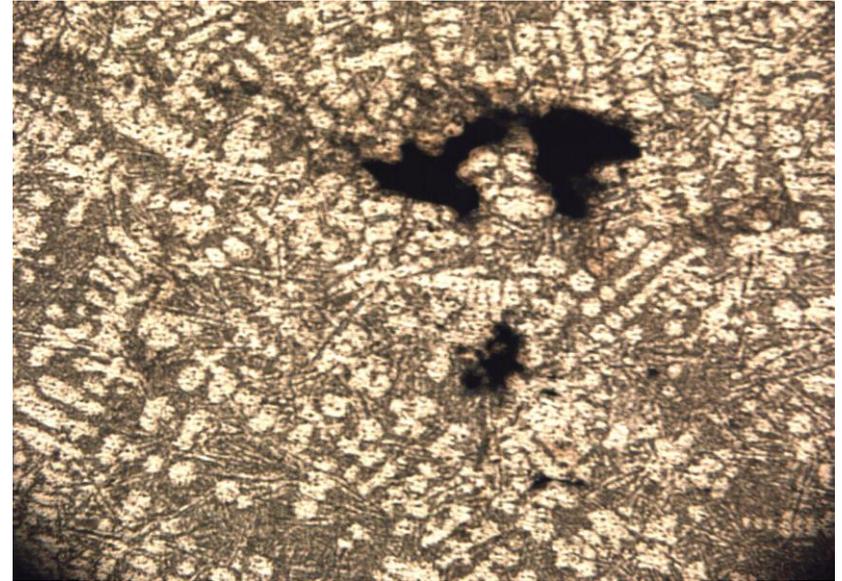


Figura C10. Al – 9.23 Si. Centro probeta **100X**.

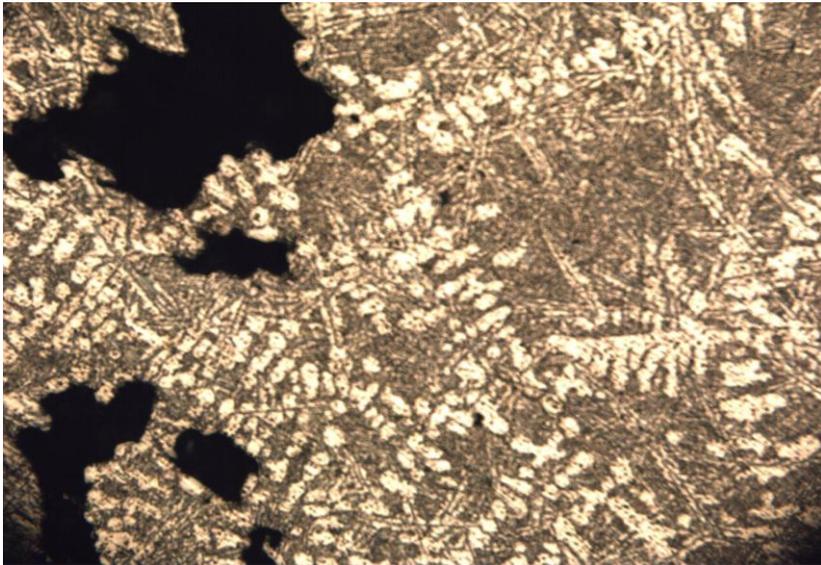


Figura C11. Al – 10.38 Si. Centro probeta **100X**.

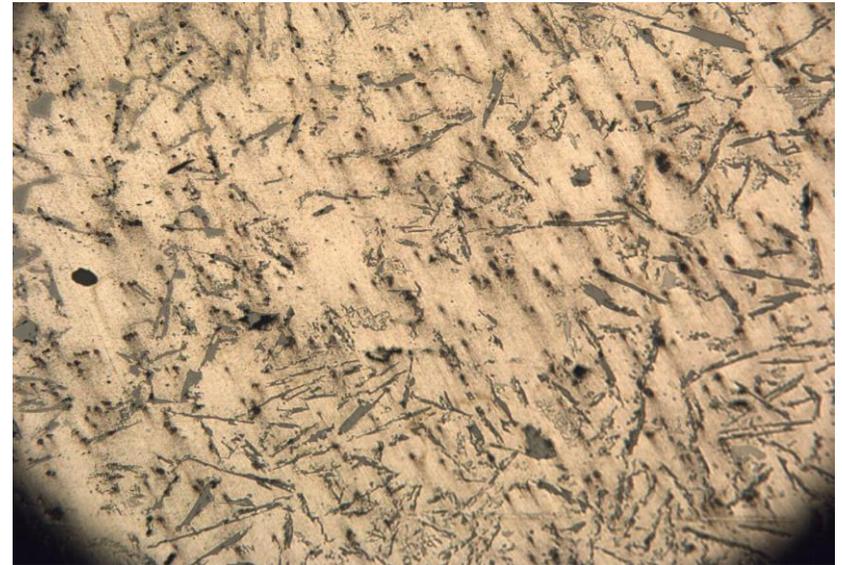


Figura C12. Al – 11.31 Si. Centro probeta **1000X**.



Figura C13. Al – 12.19 Si. Centro probeta **100X**



Figura C14. Al – 12.19 Si. Centro probeta **1000X**

ANEXO D. Fotos de las piezas con geometría z para la evaluación de rechupes.



Figura D1. Composición Al-0.06%Si, muestra un rechupe localizado.



Figura D2. Composición Al-1.20%Si, presenta rechupe localizado.



Figura D3. Composición Al-2.03%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D4. Composición Al-3.19%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D5. Composición Al-4.33%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D6. Composición Al-5.34%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D7. Composición Al-6.56%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D8. Composición Al-7.24%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D9. Composición Al-7.66%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D10. Composición Al-9.23%Si, presenta rechupe disperso.



Figura D11. Composición Al-10.38%Si, presenta rechupe disperso y localizado.



Figura D12. Composición Al-11.38%Si, presenta rechupe disperso y localizado.



Figura D13. Composición Al-12.19 %Si, presenta rechupe disperso y localizado.

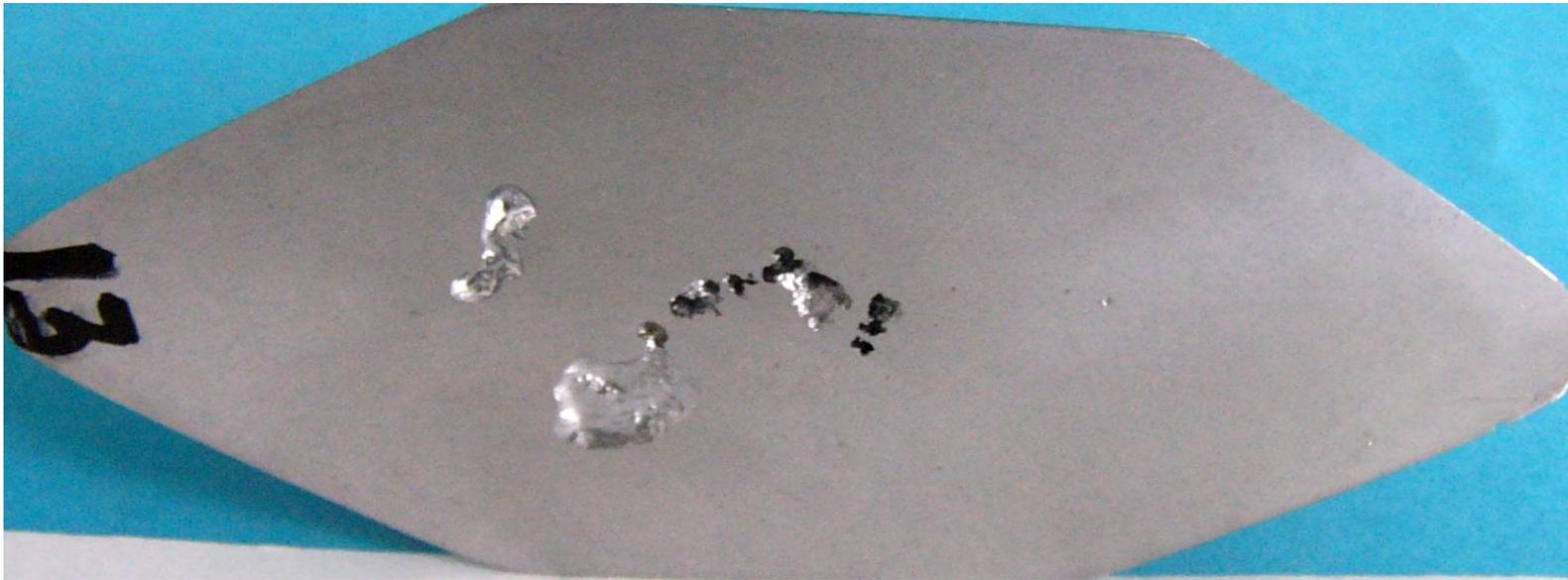


Figura D13. Composición Al-12.19 %Si, presenta rechupe disperso y localizado.

ANEXO E. Diagrama de Ellingham.

