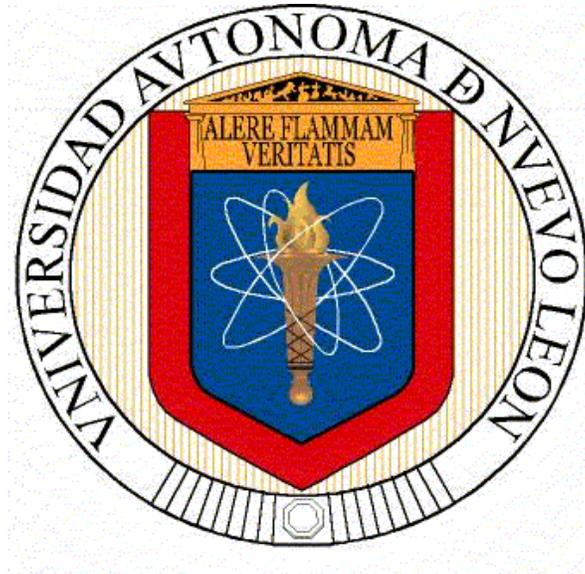


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



TESIS

**CONDUCTIVIDAD TÉRMICA EN ALEACIONES DE ALUMINIO
USADAS EN LA MANUFACTURA DE COMPONENTES DE MOTORES
DE COMBUSTIÓN INTERNA**

PRESENTA

HUMBERTO ARENAS GARCÍA

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

NOVIEMBRE 2015

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



TESIS

**CONDUCTIVIDAD TÉRMICA EN ALEACIONES DE ALUMINIO
USADAS EN LA MANUFACTURA DE COMPONENTES DE
MOTORES DE COMBUSTIÓN INTERNA**

PRESENTA

HUMBERTO ARENAS GARCÍA

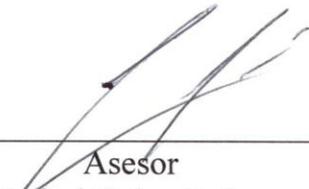
**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

NOVIEMBRE 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERIA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Conductividad térmica en aleaciones de aluminio usadas en la manufactura de componentes de motores de combustión interna” realizada por el alumno: IMT Humberto Arenas García, matrícula: 1244934 sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales.

El comité de tesis



Asesor
Dr. Rafael Colas Ortiz



Asesor
Dr. Andrés Fernando Rodríguez Jasso



Co-asesor
Dr. Jacobo Hernández Sandoval

Vo. Bo.
Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirección de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, N. L. Noviembre 2015

DEDICATORIA

A Dios por todo lo que me ha bendecido a lo largo de mi vida y por haberme permitido llegar a estas instancias

A mi hija Brenda Sofía que ha sido mi motivación para la culminación de este proyecto

A mi esposa Brenda por su comprensión y apoyo incondicional que me ha brindado día con día

A mis Padres Humberto y Reyna por los sacrificios y esfuerzos que han hecho para formarme y educarme. Pero sobretodo el amor que me han dado a lo largo de mi vida, siempre serán un ejemplo para mí

A mis Hermanas Reyna, Mayela, Bettina y Dorothy por su apoyo cuando lo he necesitado

A mi Abuelita Clarita y Tía Carmelita por sus oraciones y bendiciones que me han brindado a lo largo de mi vida

AGRADECIMIENTOS

Al Programa Doctoral en Ingeniería de Materiales de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

A la empresa Nematik que me permitió el uso de sus equipos, en particular al Dr. José Talamates por el apoyo brindado para la realización de esta tesis.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por la asesoría, apoyo, y tiempo brindado para la culminación de este proyecto.

Al Dr. Andrés Rodríguez, por su tiempo invertido, asesoría y consejos para el desarrollo de la presente tesis.

A mis compañeros del departamento de Investigación y Desarrollo por brindarme su amistad y transmitirme sus conocimientos en mi estancia en el laboratorio; Fer, Alex, Efren, Jacob, Andrés, Lázaro, Marcos, Chon, Alma, Mayra, Aldo, Ismael.

ÍNDICE

DEDICATORIA	I
AGRADECIMIENTOS	II
RESUMEN	1
CAPITULO 1. INTRODUCCIÓN	3
CAPITULO 2. ALEACIONES DE ALUMINIO	5
2.1 Introducción	5
2.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio y principales tratamientos	5
2.2.1 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	6
2.2.2 Aleaciones de aluminio para fundición	7
2.2.3 Sistemas de designación para tratamientos térmicos	7
2.3 Efectos de los elementos de aleación	8
2.4 Características microestructurales de las aleaciones de aluminio	11
2.4.1 Solidificación	11
2.4.2 Solidificación direccional	13
2.4.3 Espaciamiento dendrítico secundario	14
2.4.4 Refinamiento de grano	15
2.4.5 Modificación del eutéctico de silicio	16
2.4.6 Porosidad	17
2.5 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio	17
2.5.1 Tratamiento térmico de solución	18
2.5.2 Temple	18
2.5.3 Endurecimiento por envejecido	19
CAPITULO 3. CONDUCTIVIDAD TÉRMICA	21
3.1 Introducción	21
3.2 Métodos para determinar la conductividad térmica	21
3.2.1 Método laser flash	22

3.2.2 Técnica comparativa	24
3.2.3 Técnica “Four-Probe”	26
3.2.4 Técnica de flujo térmico aislado	28
3.2.5 Técnica de placa caliente protegida	29
3.2.6 Técnica del hilo caliente	31
3.3 Método de medición laser flash	33
3.3.1 Descripción del aparato	33
3.3.2 Principio del método de medida	35
CAPITULO 4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	37
4.1 Introducción	37
4.2 Obtención de muestras	38
4.2.1 Vaciado del lingote	38
4.2.2 Selección de muestras	40
4.2.3 Corte y maquinado de muestras	41
4.3 Tratamiento térmico	41
4.4 Caracterización microestructural	42
4.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario	42
4.4.2 Nivel de modificación	43
4.4.3 Tamaño de grano	44
4.5 Determinación de la conductividad térmica	45
4.5.1 Equipo de prueba	45
4.5.2 Preparación de muestras	45
4.5.3 Desarrollo de la prueba	46
CAPITULO 5. RESULTADOS Y DISCUSIÓN	48
5.1 Introducción	48
5.2 Análisis químico	48
5.3 Aleación AlCu5Mg	49
5.3.1 Caracterización microestructural	49
5.3.2 Resultados de conductividad térmica	52

5.4 Aleación AlSi7Mg	54
5.4.1 Caracterización microestructural	54
5.4.2 Resultados de conductividad térmica	58
5.5 Aleación AlSi7MgCu0.5	60
5.5.1 Caracterización microestructural	60
5.5.2 Resultados de conductividad térmica	63
5.6 Aleación AlSi8Cu3Mg	66
5.6.1 Caracterización microestructural	66
5.6.2 Resultados de conductividad térmica	70
5.7 Aleación AlSi7Cu3Mg	73
5.7.1 Caracterización microestructural	73
5.7.2 Resultados de conductividad térmica	76
5.8 Resultados de conductividad térmica en las diferentes aleaciones de estudio	78
CAPITULO 6. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	81
REFERENCIA BIBLIOGRÁFICA	83
LISTA DE FIGURAS	86
LISTA DE TABLAS	90
APENDICE A	92
APENDICE B	95
APENDICE C	98
APENDICE D	101
APENDICE E	104

RESUMEN

Las aleaciones de aluminio son ampliamente utilizadas en la industria automotriz, principalmente en aplicación automotriz (cabezas y monoblocks), donde la extracción de calor es crítica para la eficiencia del motor.

Este trabajo presenta los resultados de una serie de pruebas realizadas para evaluar la conductividad térmica en aleaciones de aluminio, en un rango de temperaturas desde temperatura ambiente hasta 300°C mediante la variación de las condiciones de tratamiento térmico.

Las aleaciones de aluminio analizadas en este estudio fueron: AlCu5Mg, AlSi7Mg, AlSi7MgCu0.5, AlSi8Cu3Mg y AlSi7Cu3Mg, se vaciaron en moldes de arena en forma de cuña con una templadera de hierro en la parte inferior para promover la solidificación direccional. Se evaluaron tres perfiles de solidificación caracterizados por el grado de refinación de su microestructura (20, 30 y 50 μm equivalente a una aleación tipo 319 AlSi7Cu3Mg) para simular diferentes zonas de los componentes automotrices.

Muestras de cada aleación fueron sometidas a tratamiento térmico (solución, temple y envejecido artificial), como medio de temple se utilizó agua y aire. Las muestras de cada condición de tratamiento térmico y perfil de solidificación fueron sometidas a un envejecido posterior de 200 hr para simular las condiciones de temperatura a las cuales están expuestos los motores de combustión interna y fueron evaluadas cuatro temperaturas: 150°C, 200°C, 250°C y 300°C.

Los resultados muestran que la conductividad térmica es incrementada en muestras con un espaciado dendrítico secundario fino y con un medio de temple en agua.

El post-envejecido, al cual se sometieron las muestras, fue la condición del tratamiento que incrementó en mayor medida el valor de conductividad térmica.

El contenido de cobre en la aleación presenta un incremento en la conductividad térmica de la aleación, principalmente en temperaturas de post-envejecido que sobrepasan los 200°C.

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

En las últimas décadas ha aumentado el empleo de las aleaciones de aluminio en la industria para la fabricación de componentes estructurales, automotrices, aeroespacial y de construcción; esto propiciado principalmente por su baja densidad y bajo punto de fusión que presentan, así como su excelente resistencia a la corrosión y alta conductividad eléctrica y térmica; entre otras, aunándose todas estas características a un rango muy amplio de propiedades mecánicas producto de la gran cantidad de variantes químicas que se pueden explorar, todas estas características las convierten en una alternativa para la sustitución de materiales tales como el hierro y el acero. En la industria automotriz es de suma importancia la fabricación de vehículos más ligeros y económicos que se traduce en un mayor rendimiento de combustible. Es así que las aleaciones de aluminio vaciadas han demostrado tener un gran desempeño en la manufactura de motores de combustión interna. Las aleaciones de aluminio de la serie 2XX y 3XX son fuertemente utilizadas en la industria automotriz, principalmente en aplicaciones motrices (cabezas y monoblocks, bombas, ductos múltiples y cubiertas de transmisión), donde la evacuación de calor es crítica para la eficiencia del motor; aunado a su elevada resistencia, obtenida por la formación de precipitados ricos en cobre (CuAl_2) y magnesio (Mg_2Si) en forma dispersa en la matriz de aluminio en la aleación.

El presente estudio se planteó bajo la hipótesis de que un tratamiento de post-envejecido a temperaturas elevadas en las muestras de aluminio vaciadas y tratadas térmicamente traerá consigo un incremento en la conductividad térmica, aunado a esto se pretende revisar el efecto de la velocidad de enfriamiento y el medio de temple.

El objetivo del presente trabajo es evaluar la conductividad térmica para cinco diferentes aleaciones de aluminio, mediante la aplicación de tratamientos de post-envejecido a altas temperaturas en muestras con tratamientos térmicos convencionales. Otro parámetro que se pretende determinar es el efecto del medio de temple (agua o aire), el cual repercute en la velocidad de enfriamiento y presenta un considerable efecto en la conductividad térmica de las aleaciones tratadas.

Es importante determinar el efecto de tiempos prolongados a altas temperaturas en la conductividad térmica de las aleaciones de aluminio, ya que algunos componentes automotrices son sujetos a calentamientos prolongados durante su uso, estos calentamientos pueden alterar la conductividad térmica y cambiar la eficiencia térmica del diseño original del producto. Debido a esto, la conductividad térmica se vuelve una propiedad muy importante en aplicaciones motrices. Las cámaras de combustión son zonas en las cuales se genera gran cantidad de calor, las altas temperaturas en esta zona requieren de una alta conductividad térmica, para que el calor generado sea disipado lo más rápido posible y no se tengan problemas de sobrecalentamiento en el motor.

Entre las distintas técnicas de medida de la conductividad térmica de materiales, destaca la de laser flash por la rapidez de medida de la difusividad térmica y facilidad de preparación de las muestras, aunado a una disminución de pérdidas de calor durante el desarrollo de la prueba.

CAPITULO 2

ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1 Introducción

Las fundiciones de aluminio han desempeñado un papel integral en el crecimiento en la industria del aluminio desde su creación en el siglo XIX. Los primeros productos comerciales del aluminio eran piezas de fundición, tales como utensilios de cocina y piezas decorativas, que explotaba la novedad y la utilidad del nuevo metal. Estas primeras aplicaciones se expandieron rápidamente para atender las necesidades de una amplia gama de especificaciones técnicas. El desarrollo de aleaciones y la caracterización física y mecánica proporcionaron la base para el desarrollo de nuevos productos durante las siguientes décadas. Los procesos de fundición se han desarrollado para ampliar las capacidades de las fundiciones en las nuevas aplicaciones técnicas y comerciales. Hoy en día, piezas de fundición de aleaciones de aluminio se producen en cientos de composiciones de todos los procesos de fundición comerciales, incluyendo arena verde, arena seca, molde compuesto, molde de yeso, fundición a la cera perdida, molde permanente, fundición a presión y baja presión [1].

2.2 Clasificación de las aleaciones de aluminio y principales tratamientos

Las aleaciones de aluminio se clasifican en dos grandes categorías de acuerdo a la forma en que serán procesadas: aleaciones para trabajo mecánico y aleaciones para fundición. La Asociación del Aluminio ampliamente conocida en Estados Unidos proporcionó un sistema estándar de identificación de la aleación con ciertas nomenclaturas que ayuda a distinguir ambas categorías y su condición de tratamiento térmico [2].

2.2.1 Aleaciones de aluminio para trabajo mecánico

Las aleaciones de aluminio (tanto para trabajo mecánico como para fundición) se clasifican en función del elemento aleante usado que esté en mayor proporción. La designación de acuerdo a la Asociación de Aluminio es la siguiente:

<i>Aleación</i>	<i>Elementos principales de aleación</i>
<i>1xxx</i>	<i>En su mayoría aluminio puro (99% mínimo)</i>
<i>2xxx</i>	<i>Cobre</i>
<i>3xxx</i>	<i>Manganeso</i>
<i>4xxx</i>	<i>Silicio</i>
<i>5xxx</i>	<i>Magnesio</i>
<i>6xxx</i>	<i>Magnesio y silicio</i>
<i>7xxx</i>	<i>Zinc</i>
<i>8xxx</i>	<i>Otros elementos</i>
<i>9xxx</i>	<i>Sin asignar</i>

Tabla 2.1 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para trabajo mecánico [2].

Dentro de este grupo de aleaciones de aluminio se encuentra otra división clara, por la manera en que pueden aumentar su resistencia se clasifican en:

- Tratables térmicamente (*2xxx, 4xxx algunas, 6xxx y 7xxx*).
- No tratables térmicamente (*1xxx, 3xxx y 5xxx*).

2.2.2 Aleaciones de aluminio para fundición

El sistema de designación para las aleaciones de aluminio para fundición es muy similar al de las aleaciones para trabajo mecánico, su clasificación de acuerdo a la Asociación del Aluminio se muestra en la siguiente tabla:

Aleación	Elementos principales de aleación
1xxx	<i>En su mayoría aluminio puro (99% mínimo)</i>
2xxx	<i>Cobre</i>
3xxx	<i>Silicio con cobre y/o magnesio</i>
4xxx	<i>Silicio</i>
5xxx	<i>Magnesio</i>
6xxx	<i>Sin uso</i>
7xxx	<i>Zinc</i>
8xxx	<i>Estaño</i>
9xxx	<i>Otros elementos</i>

Tabla 2.2 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para fundición [2].

2.2.3 Sistema de designación para tratamientos térmicos

La designación del tratamiento siempre se presenta inmediatamente después de la aleación, con un guion entre ambas (por ejemplo 2014-T6). Las designaciones se definen y se describen de la siguiente manera:

F	Condición de Fabricación
O	Recocido
H	Endurecimiento por deformación
W	Tratamiento de solución
T	Tratamiento térmico

Tabla 2.3 Sistema de designación de tratamientos básicos en las aleaciones de aluminio [2].

H1	Solo endurecimiento por deformación
H2	Endurecimiento por deformación y recocido parcial
H3	Endurecimiento por deformación y estabilizado
H4	Endurecimiento por deformación y lacado o pintado

Tabla 2.4 Sistema de designación del tratamiento básico H [2].

T1	Envejecido natural
T2	Trabajo en frío y envejecido natural
T3	Solución, trabajo en frío y envejecido natural
T4	Solución y envejecido natural
T5	Envejecido artificial
T6	Solución y envejecido artificial
T7	Solución y estabilización
T8	Solución, trabajo en frío y envejecido artificial
T9	Solución, envejecido artificial y trabajo en frío
T10	Trabajo en frío y envejecido artificial

Tabla 2.5 Sistema de designación del tratamiento básico T [2].

2.3 Efecto de los elementos de aleación

Los elementos aleantes del aluminio suelen tener un efecto en las propiedades finales de la aleación, algunas veces el efecto puede ser benéfico y otras puede ser perjudicial. A continuación se muestran los diferentes elementos aleantes y el efecto que tiene cada uno de ellos en la aleación final [1].

Antimonio (Sb).- A concentraciones iguales o mayores que 0.05%, contribuye a la modificación del eutéctico en aleaciones Al-Si, la eficacia de este elemento en la alteración de la estructura eutéctica depende de una ausencia de fósforo y de una adecuada velocidad de solidificación. Un efecto perjudicial puede ser que al reaccionar con sodio o estroncio puede formar intermetálicos gruesos que afectan la fluidez y la estructura eutéctica, además de su toxicidad.

Berilio (Be).- Adiciones de berilio tan bajas como unas pocas partes por millón pueden ser eficaces en la reducción de pérdidas por oxidación. En concentraciones más altas ($> 0.04\%$), afecta directamente la morfología de las fases de hierro mejorando la resistencia y ductilidad de la aleación.

Boro (B).- Se combina con otros metales para formar boruros (AlB_2, TiB_2). El boruro de titanio forma sitios de nucleación que ayudan al refinamiento de grano.

Cobre (Cu).- Mejora considerablemente la resistencia a la tensión y la dureza mediante tratamiento térmico, reduce la resistencia a la corrosión, la resistencia al agrietamiento en caliente y la fluidez.

Estroncio (Sr).- Es utilizado para modificar el eutéctico Al-Si y debe ser agregado en bajas concentraciones (en el rango de 0.008 a 0.04%).

Fósforo (P).- En la forma AlP_3 , el fósforo nuclea y refina la formación de partículas de Si primario en las aleaciones Al-Si hipoeutécticas, además disminuye la eficiencia de los modificadores del eutéctico (sodio y estroncio).

Hierro (Fe).- Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente y reduce la tendencia a la adhesión en moldes permanentes. El incremento en contenido de hierro va acompañado por una disminución en ductilidad, tiende a formar fases insolubles que afectan las propiedades de la aleación ($FeAl_3$, $FeMnAl_6$ y $\alpha-AlFeSi$).

Magnesio (Mg).- Contribuye al incremento de resistencia a la tensión y dureza mediante el proceso de tratamiento térmico en las aleaciones de los sistemas Al-Si y Al-Si-Cu. En aleaciones binarias Al-Mg se empelan contenidos arriba del 7% de Mg para lograr que presenten respuesta al proceso de tratamiento térmico.

Manganeso (Mn).- Es normalmente considerado como una impureza y por lo tanto es controlado a bajos niveles. Al combinarse con el hierro forman fases

insolubles que reducen el efecto perjudicial del hierro sobre la ductilidad de la aleación.

Níquel (Ni).- Es usualmente usado en combinación con cobre para aumentar las propiedades a altas temperaturas, eso también reduce el coeficiente de expansión térmica.

Silicio (Si).- Incrementa las características de vaciado del aluminio, mejora su fluidez y aumenta la resistencia al agrietamiento en caliente. En general, el rango óptimo del contenido de Si puede variar dependiendo del proceso de vaciado. En procesos que presentan bajas velocidades de enfriamiento (molde de arena) es de 5–7% y para procesos donde se tienen altas velocidades de enfriamiento (molde permanente) es del 8–12%.

Sodio (Na).- Actúa como modificador del eutéctico Al–Si. El sodio interacciona con el fósforo, provocando una disminución en la efectividad de la modificación y en el tamaño de las fases de silicio primario.

Titanio (Ti).- Es usado para refinar el tamaño de grano, comúnmente es empleado en combinación con el boro.

Zinc (Zn).- Presenta una excelente respuesta al tratamiento térmico de envejecido.

2.4 Características microestructurales de las aleaciones de aluminio.

2.4.1 Solidificación

La solidificación de metales y aleaciones es un importante proceso industrial, dado que la mayoría de metales se funden para moldearlos como productos semiacabados o acabados. Cuando se cuelean las aleaciones fundidas, se inicia la solidificación en las paredes del molde a medida que se enfrían. Las aleaciones, al estar constituidas por más de un elemento, solidifican en un rango de temperaturas y no a temperatura constante, como los metales puros (el rango exacto depende de la aleación y su composición particular).

Durante la solidificación el arreglo atómico de los metales puros y aleados cambia de un orden de corto alcance a un orden de largo alcance, es decir, a una estructura cristalina, además se producen microestructuras como lo son: granos, dendritas, intermetálicos; las cuales afectan las propiedades mecánicas de la aleación. Dicho lo anterior es importante controlar la morfología y tamaño de dichas microestructuras durante la solidificación, o bien los tratamientos térmicos posteriores.

En general, la solidificación de un metal o aleación puede dividirse en las siguientes etapas:

1. La formación de núcleos estables en el metal líquido (nucleación).
2. El crecimiento de los núcleos para formar cristales y la formación de una estructura granular.

La nucleación ocurre cuando se forma una pequeña porción con un arreglo cristalino definido dentro del líquido y el crecimiento ocurre cuando los átomos se van uniendo a la porción sólida hasta que todo el líquido se convierte en sólido [3].

Los núcleos se originan en partículas con puntos de fusión mayores a los del elemento base fundido o aluminio. Los granos y las dendritas se nuclean o crecen a

partir de los núcleos. Por lo tanto se entiende que un gran número de núcleos, permitirá la formación de un mayor número de granos y dendritas [4].

Para propiciar la formación de más granos, se controla el tiempo de solidificación y/o se emplean refinadores de grano, que son elementos agregados intencionalmente y en cantidades controladas al metal base; los refinadores de grano tienen puntos de fusión mayor al del metal base de la aleación.

Mayores velocidades de enfriamiento producirán un mayor número de granos. Hablando de las dendritas, el espaciamiento entre brazos dendríticos secundarios (EDS), es menor cuando la velocidad de solidificación es alta. A menudo, pequeños EDS están relacionados con granos pequeños, si embargo es importante mencionar que el EDS es el que determina las propiedades del material y no el tamaño de grano.

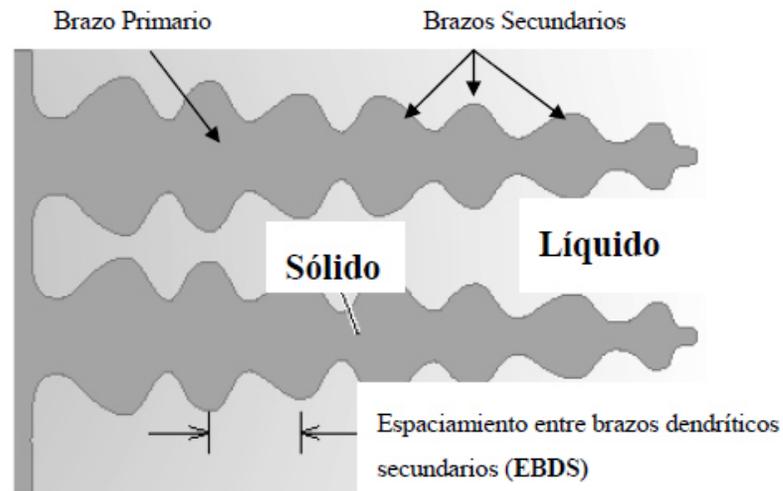


Figura 2.1 Esquema morfológico típico de las dendritas [3].

Se sabe que los intermetálicos se forman entre los brazos de las dendritas, un EDS elevado será favorable para la formación de fases intermetálicas frágiles β por su morfología larga o de aguja, las partículas β forman una red frágil y continua en todo el material sólido. Si el EDS es pequeño provocará que el material sea dúctil, ya que la red de partículas frágiles no tendrá continuidad dentro del material.

El refinamiento de grano por adición de elementos químicos no tiene influencia en la velocidad de enfriamiento, por lo tanto no afecta el EDS. En este sentido, el refinamiento químico de grano tiene menos efecto benéfico en las propiedades mecánicas que el refinamiento por control de velocidad de solidificación. No obstante, el refinamiento químico de grano da ventajas en las propiedades relacionadas con el desgarre en caliente y la porosidad [4].

2.4.2 Solidificación direccional

Es un tipo de solidificación controlada en la cual la extracción de calor es en una sola dirección y el frente de solidificación avanza en una sola dirección, pero en sentido opuesto a la extracción del calor.

La solidificación direccional da como resultado un mejor control de propiedades, desaparecen problemas de macrosegregación ocasionados por dos o más frentes de solidificación encontrados entre sí.

La solidificación direccional es posible con la ayuda de templaderas en un extremo de la pieza a solidificar, la templadera actúa como sumidero de calor y causa un enfriamiento rápido en ciertas regiones de la fundición, la pieza solidificará a diferentes tiempos y velocidades lo cual se verá reflejado en sus propiedades [5].

En aleaciones que solidifican unidireccionalmente es muy común encontrar problemas de rechupes en la parte superior de la pieza, debido a que mientras el metal de la parte inferior solidifica el metal de la parte superior se encuentra en estado líquido, éste alimenta la parte inferior eliminando rechupes, hasta que finalmente la parte superior solidifica con grandes zonas de rechupe.

2.4.3 Espaciamiento dendrítico secundario

El espaciamiento dendrítico secundario se define como la distancia entre los brazos secundarios de las dendritas. El EDS tiene una relación inversa con la velocidad de solidificación, es decir, sus valores disminuyen conforme la velocidad de solidificación se incrementa.

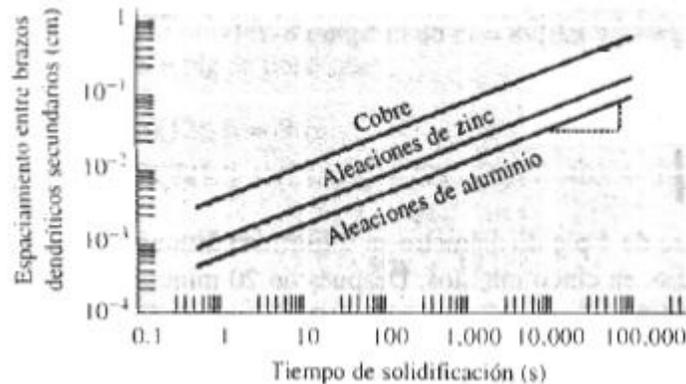


Figura 2.2 Efecto del tiempo de solidificación en el EDS [3].

Existen varias relaciones entre la velocidad de solidificación y el EDS, como lo son las siguientes ecuaciones.

$$d = 10 \theta_f^{0.33} \quad d = 45 \xi^{-0.39} \quad [6].$$

Donde:

d → es el espaciamiento dendrítico secundario EDS (μm).

θ_f → es el tiempo de solidificación (s).

ξ → es la velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$).

A altas velocidades de solidificación el EDS es más pequeño y se muestra un efecto favorable en las propiedades mecánicas de la aleación.



Figura 2.3 Efecto del EDS en las propiedades mecánicas [3].

2.4.4 Refinamiento de grano

El refinamiento de grano es el resultado de dos procesos separados: nucleación de cristales nuevos de la fundición y subsiguiente crecimiento de nuevos cristales de un tamaño limitado.

El método más común para promover la formación de granos pequeños en estas aleaciones es mediante el uso de agentes químicos (como titanio y boro) que facilitan la nucleación de nuevos cristales, siendo más común el uso de titanio en contenidos que van desde los 0.02 a 0.15% de Ti en forma de aleaciones como Al-Ti o Al-Ti-B [7].

Los efectos del refinamiento de grano son mejorar la resistencia al agrietamiento, las propiedades mecánicas y la respuesta al tratamiento térmico, así como una mejor distribución de la porosidad.

La presencia de refinadores de grano no influye sobre las velocidades de enfriamiento durante la solidificación, por tal motivo, el espaciamiento dendrítico secundario no se ve afectado por la presencia de refinadores [8].

2.4.5 Modificación del eutéctico de silicio

La microestructura del eutéctico en una aleación de aluminio-silicio puede ser alterada mediante un proceso conocido como modificación. La modificación consiste en agregar al metal líquido cantidades específicas de sales de sodio o aleaciones maestras aluminio-estroncio, con el propósito de modificar la morfología del silicio eutéctico de acicular a fibrosa y, con ello, mejorar sus propiedades mecánicas. La modificación puede ocurrir por medio de la solidificación rápida, sin embargo a velocidades de enfriamiento bajas es necesario el uso de agentes modificadores.

En la figura 2.3 se muestran las micrográficas asociadas con la microestructura típica presente en las aleaciones Al-Si A356 mediante microscopía óptica. En la figura 2.3 (a) se observa una matriz de fase primaria rica en aluminio y la presencia en los espacios interdendríticos del eutéctico Al-Si sin modificar, mostrando la fase Si con morfología acicular (vista en dos dimensiones). En la muestra de A356 con Sr, figura 2.3(b), se puede apreciar a la fase primaria como las zonas blancas de apariencia claramente dendrítica y en los espacios interdendríticos la presencia de eutéctico Al-Si totalmente modificado [9].

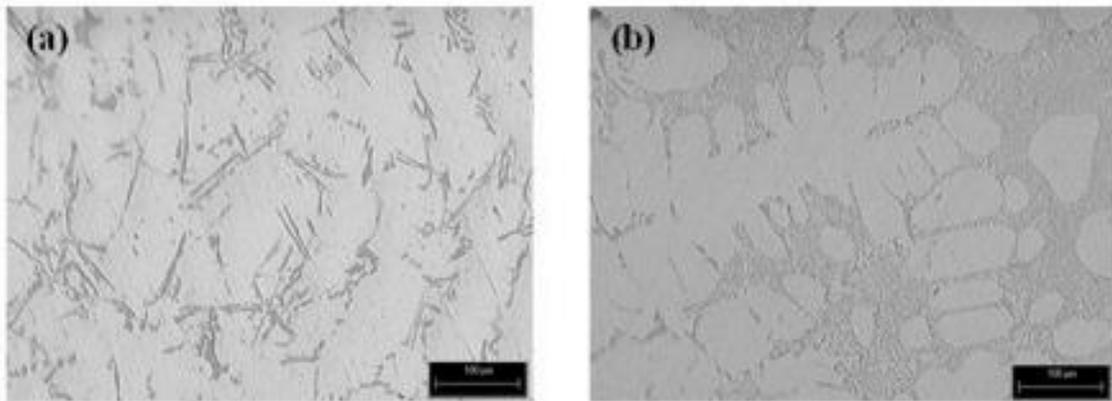


Fig. 2.4 Microestructuras presentes en las muestras de A356 (a) sin Sr y (b) con Sr obtenidas mediante microscopía óptica [9].

2.4.6 Porosidad

En las aleaciones de aluminio pueden formarse 2 tipos de microporosidades: porosidad por gas y porosidad por microrechupes. La porosidad por gas es controlada mediante el nivel de hidrógeno disuelto en el metal fundido. La mayoría de las fundiciones ejercen un gran cuidado en la desgasificación del baño metálico para minimizar la porosidad por gas. La porosidad por gas puede exceder el 4% de volumen y degradar severamente las propiedades [10].

La porosidad por microrechupe es controlada por la geometría de la pieza, la alimentación, los canales de colada y la mazarota. En general se minimiza cuando estos factores son diseñados apropiadamente para promover una solidificación direccional, con un incremento en la velocidad de enfriamiento existe un menor tiempo disponible para la difusión del hidrógeno dentro de los espacios interdendríticos resultando un tamaño de poro pequeño.

Altos porcentajes de elementos residuales producen fases intermetálicas en la aleación que precipitan en las fronteras de grano e impiden el flujo del metal líquido por ende la tendencia a los microrechupes. Ya que el tamaño de grano es directamente proporcional a la velocidad de enfriamiento, las secciones solidificadas más rápidamente exhiben tamaños de grano más finos y más dispersos, así como microrechupes más pequeños [10].

2.5 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio

El tratamiento térmico, en su sentido más amplio, se refiere a la operación de calentamiento y enfriamiento de los metales en estado sólido, para modificar sus propiedades mecánicas, su estructura metalúrgica o eliminar tensiones residuales [11].

Los tratamientos térmicos básicos de mejora de propiedades de las aleaciones de aluminio son los tratamientos de precipitación, los cuales constan de tres etapas: solución, temple y envejecido.

2.5.1 Tratamiento térmico de solución

El tratamiento térmico de solución se logra al calentar productos trabajados o vaciados hasta una temperatura específica para cada aleación (menor a la temperatura de inicio de fusión), posteriormente mantener esa temperatura por el tiempo suficiente para que se permita a los constituyentes que pueden formar precipitados, entrar en solución sólida, para posteriormente enfriar lo suficientemente rápido para mantener los constituyentes en solución. El propósito del tratamiento de solución es poner la máxima cantidad de solutos tales como cobre, magnesio, silicio o zinc dentro de la solución sólida en la matriz de aluminio. Para algunas aleaciones la temperatura a la cual la máxima cantidad es soluble corresponde a una temperatura eutéctica. Consecuentemente, la temperatura debe ser limitada para evitar la fusión parcial de las fases de bajo punto de fusión presentes en el material [12].

La solución sólida formada a una alta temperatura quedará retenida en un estado sobresaturado si se enfría con una velocidad suficientemente alta para así minimizar la precipitación de los átomos de soluto en forma de partículas grandes e incoherentes. La precipitación controlada de partículas finas a temperaturas elevadas o a temperatura ambiente después del temple se aplica para incrementar las propiedades mecánicas de aleaciones térmicamente tratables [11,12, 13].

2.5.2 Temple

El temple es en muchos caminos la etapa más crítica en la secuencia de la operación de tratamiento térmico. Su principal objetivo es el de retener los átomos de

soluto en solución sólida, mediante enfriamiento rápido hasta una temperatura que usualmente cercana a la temperatura ambiente [12].

El medio de temple y su intervalo son parámetros que controlan la efectividad del tratamiento. El medio de temple debe tener suficiente volumen y capacidad de extracción de calor para producir un enfriamiento rápido. Una velocidad de enfriamiento suficientemente alta asegurará que la mayor cantidad de soluto sea retenido en solución sólida y promueve la mejor combinación de resistencia y tenacidad; sin embargo, el enfriamiento debe ser controlado debido a que un enfriamiento muy brusco puede generar esfuerzos residuales, problemas de distorsión y grietas en el material. Es por esto que se utiliza un medio de extracción de calor controlado y muy efectivo como puede ser: agua caliente (65 a 90°C) o aire a presión. El intervalo de temple es un factor muy importante en el proceso de enfriamiento y es el tiempo entre la operación de salida del horno de la pieza y la inmersión de esta en el medio de temple; un retraso excesivo resulta en la caída de temperatura y en la formación de precipitados gruesos, lo que produce pérdida de resistencia.

2.5.3 Endurecimiento por envejecido

El tratamiento de envejecido consiste en mantener la muestra a cierta temperatura durante cierto tiempo con la finalidad de que precipiten los elementos de aleación. El envejecimiento puede ser a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o elevando la temperatura durante un cierto tiempo (envejecido artificial), en un rango de temperaturas de 150 a 260°. El objetivo principal del tratamiento térmico de envejecido es de aumentar la dureza y la resistencia con la formación de precipitados.

El tamaño de los precipitados está en función de la temperatura y el tiempo de exposición, a mayor temperatura o tiempo el tamaño de los precipitados tiende a crecer [12].

El objetivo del tratamiento es seleccionar el ciclo de del tiempo y la temperatura que produzca un tamaño de precipitado óptimo y de distribución uniforme. Las diferencias en tipo, fracción volumétrica, tamaño y distribución de partículas precipitadas gobiernan las propiedades mecánicas.

CAPITULO 3

CONDUCTIVIDAD TÉRMICA

3.1 Introducción

La conductividad térmica puede ser calculada de la difusividad térmica, calor específico y densidad del material usando la relación:

$$\lambda = \alpha C_p \rho \quad [14]$$

Donde λ es la conductividad térmica, α es la difusividad térmica, C_p es el calor específico y ρ es la densidad.

La conductividad térmica es una medida de la velocidad con la cual el calor es transferido a lo largo del material. Es bien sabido que la conductividad térmica sufre un decremento significativo con la adición de elementos aleantes, con lo cual elementos en solución sólida resultan en valores más bajos que la misma cantidad de elementos formando fases intermetálicas. Con el incremento de silicio (Si) en la aleación se observa un decremento lineal en la conductividad térmica, y una adición de cobre forma precipitados secundarios Al_2Cu en la aleación durante el sobre envejecido, los cuales causan un decremento en la conductividad térmica del material [15].

3.2 Métodos para determinar la conductividad térmica

Los métodos de medición de la conductividad térmica pueden ser divididos dentro de dos amplias categorías: aquellas que se basan en el estado estable de condiciones de transferencia de calor, y aquellas que lo hacen en estado no

estacionario. En los métodos de medición de estado estable, la muestra está sujeta a un perfil de temperaturas que es invariante en el tiempo; después de que se ha alcanzado el equilibrio; la conductividad térmica es determinada directamente midiendo la velocidad del flujo de calor por unidad de área y el gradiente de temperatura. En los métodos de medición no estacionarios, la distribución de temperatura en la muestra varía con el tiempo, y la medición de la velocidad de los cambios de temperatura, que normalmente determina la difusividad térmica, sustituye a la medición de la velocidad del flujo de calor [16].

En general la conductividad térmica se mide mediante técnicas de estado estable y la difusividad térmica por técnicas transitorias. El método de medición tiene que ser seleccionado en función de los siguientes criterios:

- Posible tamaño y forma de la muestra
- Rango de temperatura
- Rango de conductividad térmica

A continuación se describen brevemente los métodos de medición más comúnmente utilizados.

3.2.1 Método Láser Flash

Los métodos para medir difusividad térmica pueden ser clasificados en dos principales grupos: Flujo de calor periódico y no periódico. Los métodos periódicos incluyen el Angstrom, termoeléctrico y el método de onda radial; mientras que los métodos no periódicos incluyen la barra, pequeña área, placa semi-infinita, flujo de calor radial de arco de alta intensidad, barra calentada eléctricamente, y método laser flash. Muchos de estos métodos tienen limitaciones inherentes debidas principalmente a la transferencia de calor por convección así como la pérdida de calor por radiación. El impacto de estos factores es minimizado por el uso de la

técnica laser flash debido al pequeño espesor de la muestra y el suministro de calor a alta velocidad sobre la muestra.

El método láser flash fue propuesto por Parker et al [18], y es una de las más populares técnicas de medición de difusividad térmica de materiales sólidos. En esta técnica un impulso de energía calienta un lado de la muestra paralela al plano, y el incremento de temperatura en la parte trasera se mide como una función del tiempo del cual el valor de la difusividad térmica puede ser determinado. Cuanto mayor es la difusividad térmica de la muestra, mayor será la energía que llega a la parte trasera [17].

El incremento de temperatura en la cara frontal puede ser muy grande para materiales aislantes negros. Toda esta energía es originalmente concentrada en una sección muy delgada y difundida al resto de la muestra, incrementando la temperatura total varios grados. El incremento de temperatura de la superficie de la muestra puede ser de hasta 100°C.

La dependencia de temperatura de la difusividad térmica y el efecto del incremento de temperatura en la muestra debe tomarse en cuenta en la determinación de un valor preciso de la difusividad térmica utilizando el método láser flash [17].

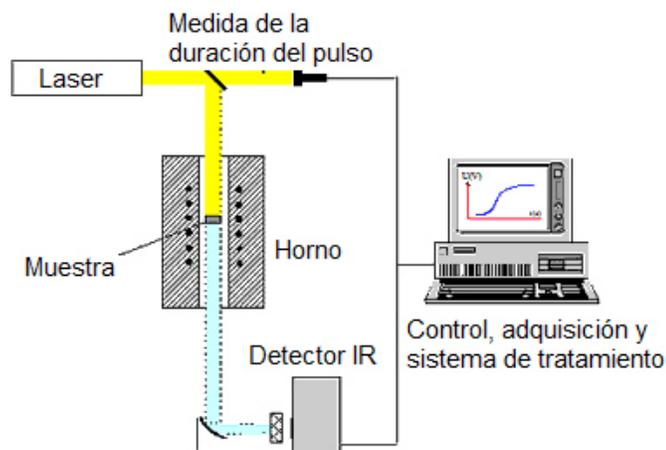


Fig. 3.1 Esquema de un sistema típico del método laser flash [18].

Requisitos Clave:

- Las caras de las muestras deben ser planas y paralelas.
- En el caso de materiales heterogéneos, solamente las muestras con pequeñas heterogeneidades (granos o poros < 0.05 de espesor) pueden ser medidos.
- La muestra debe ser opaca a la longitud de onda, de lo contrario las muestras deben ser recubiertas.
- El espesor de la muestra debe ser elegido de acuerdo con el ancho de pulso de láser y la difusividad térmica esperada.

3.2.2 Técnica Comparativa

El método comparativo se denomina así porque está basado en la comparación entre los gradientes térmicos que se establecen entre dos materiales de referencia y la muestra de prueba situada entre ambos, cada uno de ellos en contacto con la placa plana de una unidad de calefacción/enfriamiento y todo el apilamiento está rodeado por un cilindro protector longitudinal [21,22].

Un gradiente de temperatura se establece entre la parte superior e inferior del apilamiento y aseguran las condiciones adiabáticas del sistema. Una vez alcanzado el equilibrio térmico, se mide el gradiente de temperatura final alcanzado entre ambos materiales de referencia y en la muestra.

Si se cumpliesen las condiciones de régimen estacionario, no existiesen resistencias térmicas de contacto en el apilamiento de medida y las áreas de contacto fuesen estrictamente iguales, se podría suponer que el flujo térmico es el mismo en la muestra y en los materiales de referencia superior e inferior, por lo que la conductividad térmica de la muestra se puede obtener igualando el flujo de calor en la muestra al flujo en los materiales de referencia superior e inferior.

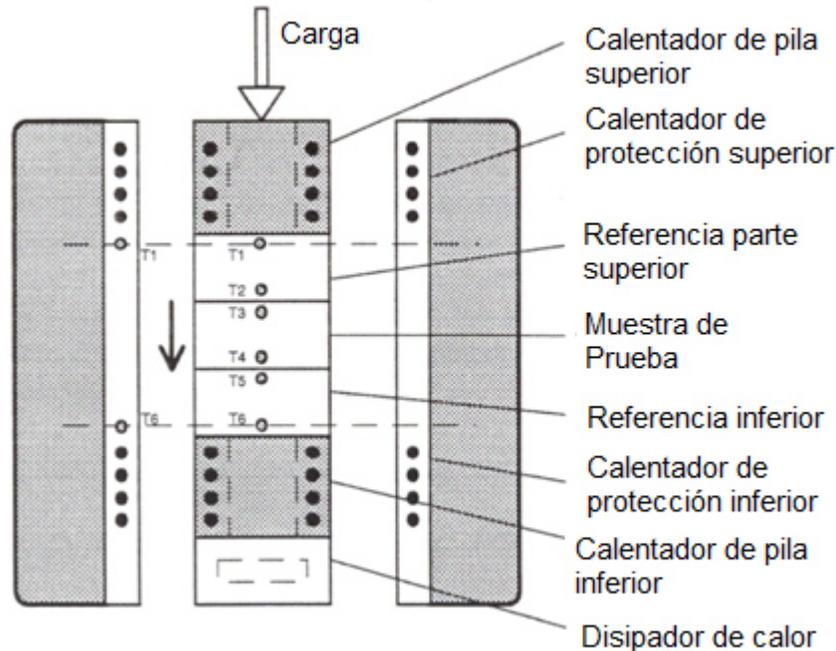


Fig. 3.2 Aparato de conductividad térmica por método comparativo [21].

Esta técnica ha sido descrita como el caballo de batalla del campo de la conductividad térmica ya que es relativamente simple en concepto y ejecución, versátil, flexible y altamente aceptable. Puede ser utilizado para la medición en el rango de temperaturas de 100K a 1300K, de homogéneo, heterogéneo y sólidos compuestos que cubren un rango de conductividad térmica de tres órdenes de magnitud entre el verdadero aislamiento térmico y muy altos metales conductores y otros sólidos. Para una mayor conductividad en la muestra es recomendable una barra cilíndrica de diámetro entre 17 a 30mm [21,22].

Requisitos Clave:

- Siempre que sea posible la conductividad térmica de las piezas de referencia debe ser similar a la de la muestra de ensayo.
- Las superficies de las piezas de ensayo deben ser planas y paralelas.
- Se debe tener cuidado para eliminar o mantener las resistencias de contacto reproducibles en las superficies de contacto – entorno de vacío

no se recomienda, la carga hidráulica o neumática utilizada para mantener un valor constante y el uso de un medio de contacto delgado adecuado en las superficies si no hay contaminación esperada.

- Los sensores de temperatura en las posiciones requeridas de prueba y las piezas de referencia son críticos en este método.

3.2.3 Técnica “Four-Probe”

El método de four-probe mide la resistividad eléctrica. Una corriente directa (I) se hace pasar a través de una muestra cilíndrica de diámetro (D) y su resistividad eléctrica (ρ) se determina mediante la medición de la caída de voltaje (ΔU) entre dos sondas situadas a una distancia fija aparte (L) y el uso de la siguiente ecuación:

$$\rho = \frac{\Delta U}{I} \cdot \frac{\pi}{4} \cdot \frac{D^2}{L} \quad [23]$$

Todos estos valores se pueden medir con alta precisión. Los errores sistemáticos derivados de la determinación de la caída de tensión a causa del voltaje termoeléctrico entre la muestra y los electrodos, pueden ser eliminados proporcionando un conmutador en la fuente de alimentación para cambiar la dirección de la corriente eléctrica y el uso de la media de los dos valores en ambas direcciones. Las mediciones en metal líquido son mucho más difíciles que las mediciones en sólidos debido a que la muestra se debe mantener dentro de un tubo de cerámica. La forma de la muestra y la temperatura son más difíciles de determinar en este caso y la mecánica complicada de los electrodos puede conducir a un aumento de los errores de la medición. La conductividad térmica se calcula utilizando la ley de Wiedemann-Franz [23, 24, 25].

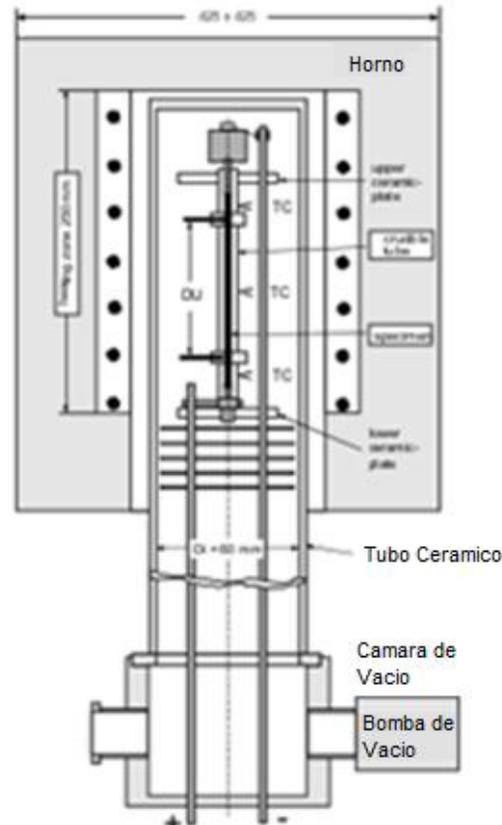


Fig. 3.3 Arreglo para medir la resistividad Eléctrica de metales hasta y por encima del punto de fusión [24].

Requisitos Clave:

- La muestra debe ser una barra con geometría cilíndrica.
- El diámetro debe ser constante dentro de 20 mm y el material debe ser homogéneo en toda la longitud de la barra.
- La relación de longitud a diámetro debe estar en el rango de 20 (por ejemplo, 100mm/5mm) al menos para materiales con alta conductividad eléctrica.
- La razón del requisito clave 3 es la baja caída de tensión en la muestra. Esto requiere medición de tensión precisa.
- Si se requieren mediciones por encima del punto de fusión, entonces un tubo de crisol de cerámica tiene que ser utilizado con una conductividad

eléctrica despreciable, pero sin ninguna reactividad química con el material de la muestra.

3.2.4 Técnica de flujo térmico aislado

Este método es similar al método de medidor de flujo de calor en el que se utiliza un transductor de flujo de calor junto con los materiales de referencia como artefactos de calibración. Sin embargo, está diseñado específicamente para medir muestras que tienen resistencias térmicas en el rango de 0.001 a $0.050 \text{ m}^2 \cdot \text{K/W}$, y en particular sólidos, usando muestras de ensayo más pequeñas en el intervalo de 30 a 50mm de diámetro y 1 a 30mm de espesor dependiendo de la conductividad térmica. También se puede utilizar para medir hojas delgadas (por apilamiento de varias hojas juntas) y materiales altamente viscosos [26].

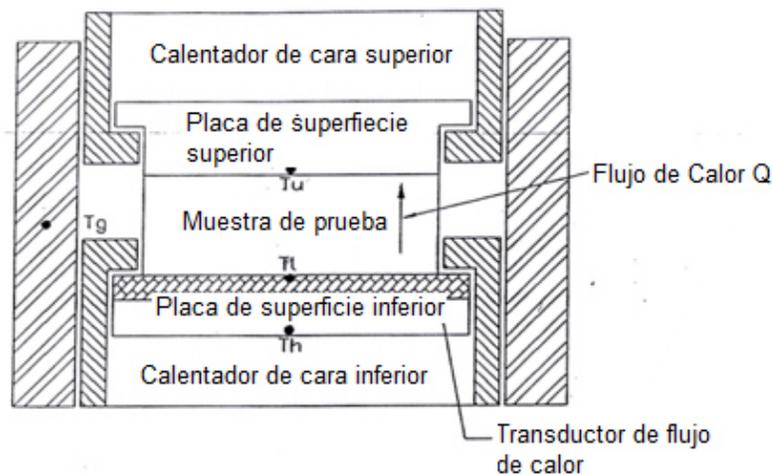


Fig. 3.4 Aparato de medición de flujo térmico protegido [26].

En la operación, una muestra de ensayo se intercala bajo una carga uniforme entre dos superficies calientes controladas a diferentes temperaturas utilizando sensores de temperatura fijos directamente en las superficies. Un cilindro de guarda anular, cuya temperatura se mantiene a la temperatura media de las placas, rodea el apilamiento completo. En el equilibrio el flujo de calor a través de la muestra de ensayo se mide con un delgado transductor de flujo de calor fijado en una de sus

placas controladas. Una delgada capa de grasa del disipador de calor se aplica a las superficies de las muestras con el fin de reducir las resistencias térmicas de la interfaz [26].

La calibración del aparato en todo el rango de temperatura de operación se lleva a cabo a diversas temperaturas usando uno o más materiales de referencia con diferente espesor para proporcionar una gama de resistencias térmicas que cubren la de la muestra de ensayo.

Requisitos Clave:

- Las superficies de las muestras deben ser planas y paralelas a menos de 0.01mm.
- La calibración debe llevarse a cabo en las mismas condiciones de temperatura y presión que las de la muestra de ensayo.
- La altura del apilamiento no debe ser superior a la del cilindro de guarda.
- Control de la temperatura de las placas de superficie a 0.1K.

3.2.5 Técnica de placa caliente protegida

El aparato de placa caliente aislada es el instrumento de medición primario para las mediciones de conductividad térmica de aislantes térmicos. Consta de una placa caliente que suministra el calor a las muestras que se colocan a ambos lados de la placa. El calor fluye a través de las dos muestras por acción de la diferencia de temperatura de la placa caliente y las dos placas frías que se colocan atrás de la muestra. Ver figura 3.5.

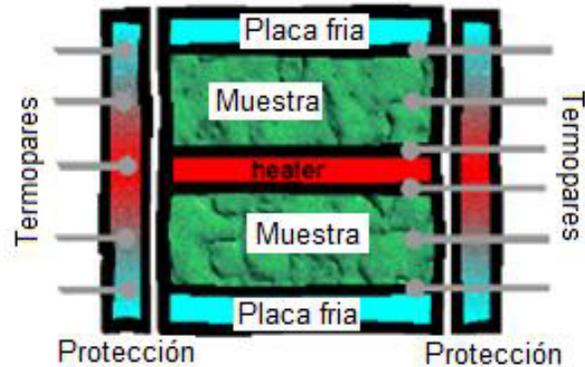


Fig. 3.5 Método de placa caliente aislada [27].

En este caso en particular, la placa caliente es del tipo de fuente de calentamiento lineal cuyo diseño se basa en el aparato que diseñó Robinson en 1964 y presentó en la conferencia de conductividad térmica patrocinada por el NPL en Inglaterra en el cual discutió formas de fuentes lineales de calor que podrían usarse en calentadores en aparatos para la medición a más bajas temperaturas en materiales aislantes en forma de disco o placa. En contraste a un (convencional) aparato de placa caliente aislada que usa calentadores distribuidos uniformemente, las placas calientes aisladas con fuente de calor lineal utilizan fuentes lineales circulares de calor específicamente localizadas. Para una localización adecuada de las fuentes lineales de calor, la temperatura a la orilla del plato de medición puede hacerse igual a la temperatura media de la placa de medición, facilitando así, la medición de temperatura y el aislado térmico

El corazón del aparato se puede decir que es la placa caliente aislada. Esta placa consta de dos secciones: la sección de medición y la sección de la guarda. Ambas secciones se diseñan para obtener la menor incertidumbre debido a pérdidas de calor que suministra y que se toma en cuenta para el cálculo de la conductividad térmica [27,28].

Requisitos Clave:

- Piezas de muestras planas y paralelas dentro de los límites previstos en la Norma ISO 8302.
- El espesor de la muestra debe ser representativo de todo el material.
- El espesor de la muestra determina el tamaño del área de la placa.
- Materiales de conductividad más alta deben ser instrumentados por separado con sensores de temperatura para ayudar a minimizar la resistencia de contacto entre superficies y proporcionar temperaturas representativas de la superficie de la muestra.

3.2.6 Técnica del hilo caliente

La técnica del hilo caliente es parte de un grupo de métodos que emplean un flujo transitorio de calor para determinar la conductividad térmica. Estos métodos se basan en la transferencia de calor de una fuente controlada hacia un material y la medición del cambio de temperatura provocado por la disipación del calor a través de la muestra para determinar las propiedades técnicas de transporte del material [29,30].

Esta técnica es, en particular, un buen método para determinar la conductividad térmica de materiales que pueden amoldarse alrededor de un hilo delgado. Esto la hace ideal para medir la conductividad térmica de líquidos.

La técnica de hilo caliente considera, de manera ideal, que el hilo es infinitamente largo, delgado, constituye una fuente constante de calor y está rodeado por un medio homogéneo e infinito hacia el que disipa el calor. En realidad se hace una aproximación de estas condiciones empleando un hilo delgado, de longitud finita e inmerso en un medio de prueba de dimensiones conocidas. Mientras que el líquido es perfectamente calentado por efecto Joule, el cambio en su resistencia eléctrica es

medido en función del tiempo generalmente empleando un puente de Wheatstone y un sistema de adquisición de datos computarizados [29, 30, 31].

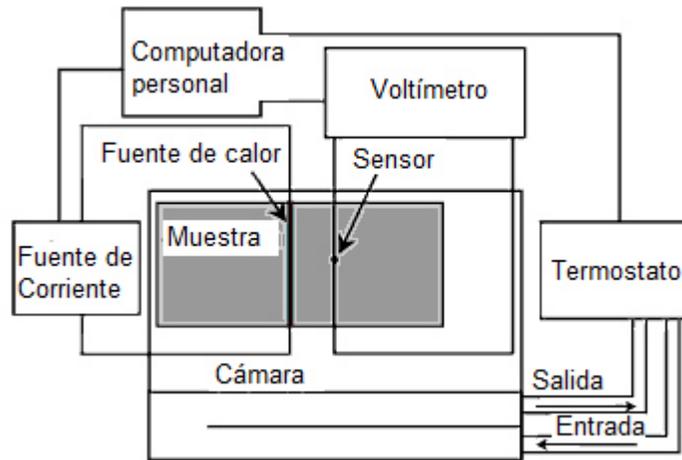


Fig. 3.6 Método de hilo caliente [30].

Requisitos Clave:

- Seleccionar la técnica más adecuada, dependiendo de la disponibilidad de tamaño del material para el rango de conductividad térmica y rango de temperatura de medición.
- Preparar las superficies de las muestras cuidadosamente y usar la carga aplicada para reducir los efectos de resistencias de contacto en el apilamiento de prueba.
- Usa alta precisión del equipo experimental y recopilación de datos totalmente automatizados, análisis y sistema de visualización.
- Verificar el rendimiento con materiales de referencia apropiados y disponibles.

3.3 Método de Medición Laser Flash

Durante las últimas décadas, el método de laser flash se ha convertido en la técnica más comúnmente utilizada para la medición de la difusividad térmica y conductividad térmica de diversos tipos de sólidos, polvos y líquidos. La difusividad es una medida de que tan rápido un cuerpo puede cambiar su temperatura; ésta incrementa con la habilidad de un material para conducir calor. La medición de la difusividad térmica de un material es usualmente llevada a cabo calentando rápidamente una cara de la muestra y midiendo el incremento en la curva de temperatura en la cara opuesta. El tiempo que esto toma para que el calor viaje a través de la muestra y ocurra el incremento de temperatura en la cara posterior puede ser medido para obtener la difusividad térmica y calcular la conductividad térmica si el C_p y densidad son conocidos [32].

Este método tiene particulares ventajas por la geometría simple de la muestra, el tamaño de la muestra requerido es pequeño, rapidez de medición y de fácil manejo.

La técnica Láser Flash cubre el rango más amplio de entre todas las técnicas, 0.1 hasta 2000 W(m*K) para la conductividad térmica y 0.01 hasta 1000 mm² /s para la difusividad térmica, y es una técnica de medición absoluta (de la difusividad térmica), por lo tanto no hay necesidad de calibrar el sistema.

3.3.1 Descripción del aparato

Los componentes esenciales del aparato son mostrados en la fig. 3.7. Estos son: fuente de luz (flash), porta muestra, recinto ambiental, detector de respuesta de la temperatura y dispositivo de grabación.

La fuente de luz (flash) puede ser un láser de pulso, una lámpara de flash, u otro dispositivo capaz de generar un pulso de corta duración de energía sustancial.

Los láseres más comúnmente usados pueden ser: rubí (rojo visible), Nd: vidrio, y Nd: YAG (infrarrojo cercano); sin embargo, otros tipos de láser pueden ser usados. En algunas ocasiones las fuentes de flash de xenón diseñadas adecuadamente pueden proporcionar un rendimiento comparable para todos, pero los tiempos de subida más cortos. Fuentes de xenón enfocadas adecuadamente, ofrecen un menor costo y menor mantenimiento alternativo para muchas aplicaciones.

Una cámara de control ambiental es requerida para medir arriba y abajo de la temperatura ambiente. Esta cámara puede ser de gas o al vacío si se requiere atmósfera protectora. El recinto debe estar equipado con una ventana, que tiene que ser transparente a la fuente de flash. Es necesaria una segunda ventana si se utiliza la detección óptica del incremento de temperatura en la cara posterior. En tales casos se recomienda que el detector óptico esté protegido de la exposición directa al haz de energía con el uso de filtros apropiados.

El detector puede ser un termopar, detector infrarrojo, pirómetro óptico o cualquier otro sensor que pueda proporcionar una salida eléctrica lineal proporcional a un pequeño aumento de temperatura. Este debe ser capaz de detectar el cambio de 0.05K encima de la temperatura inicial de la muestra.

El sistema de recolección de datos debe ser de la velocidad adecuada para asegurar que el tiempo de resolución en la determinación de la mitad del aumento de temperatura máxima en el termograma es al menos 1%, para el termograma más rápido para los que el sistema está capacitado [33].

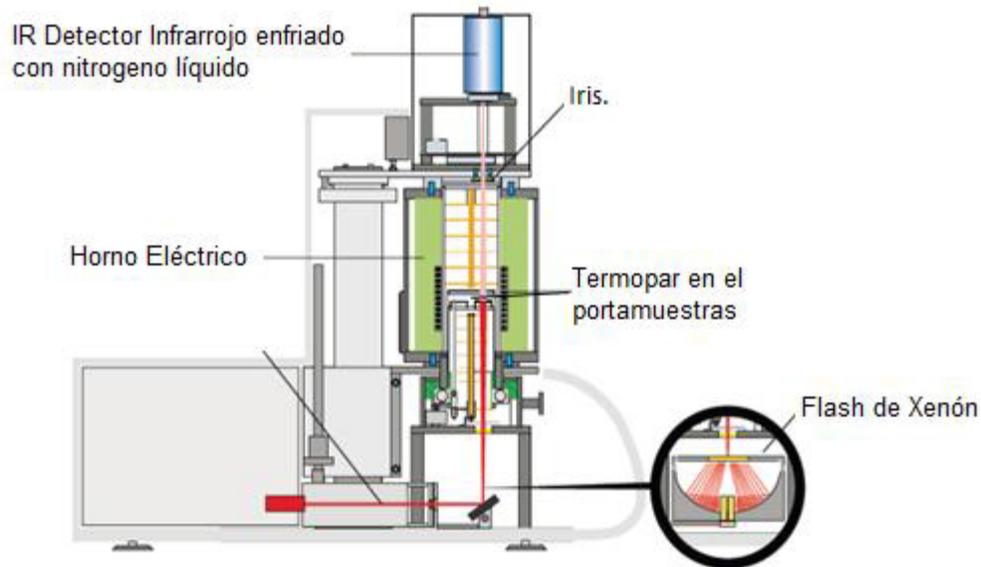


Fig. 3.7 Diagrama esquemático del aparato Laser Flash [34].

3.3.2 Principio del método de medida

El método de laser flash fue desarrollado por Parker et al. en 1961 [18]. El principio del método laser flash está basado en el calentamiento de una muestra por un láser de pulso de corta duración en la cara inferior y la detección del incremento de temperatura en la cara superior de la muestra (Fig. 3.8). Si el láser de pulso puede ser considerado a ser instantáneo y si la muestra es mantenida en condiciones adiabáticas, la difusividad térmica (α) puede ser calculada de acuerdo a la siguiente formula:

$$a = 0.1388 \frac{d^2}{t_{1/2}} . \quad [33]$$

La difusividad térmica es calculada del espesor (d) de la muestra (comúnmente 2mm) y el tiempo $t_{1/2}$. Este es el tiempo necesario para que la temperatura de la cara superior alcance su máximo valor. Muchas mejoras en el método de evaluación se han realizado desde la introducción de este método por Parker et al. en 1961 [18]. Estas son la consideración de flujo de calor tridimensional, pérdidas de calor, duración de pulso finito, calentamiento no uniforme, etc. La ventaja más importante

del método de laser flash es que, para la determinación de una propiedad térmica ni la temperatura absoluta ni la medición de calor son necesarias. La medición de difusividad térmica es llevada a cabo por la determinación del cambio de temperatura relativa como una función del tiempo solamente [35].

Las condiciones perfectas son:

- Material homogéneo
- Una entrada de energía homogénea en el lado delantero
- Un pulso corto dependiente del tiempo

CAPITULO 4

DESARROLLO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

El objetivo del presente estudio es evaluar el efecto en la conductividad térmica para cinco aleaciones de aluminio (AlCu5Mg, AlSi7Mg, AlSi7MgCu0.5, AlSi8Cu3Mg y AlSi7Cu3Mg). Cada uno de los elementos de aleación y su respuesta al tratamiento térmico, entre otros factores tienen un considerable efecto en esta propiedad física. El desarrollo del trabajo se resume en la figura 4.1.

Factores que se consideran variables en el estudio:

- Velocidad de solidificación.
- Condiciones de tratamiento térmico.

Factores que se consideran fijos en el estudio:

- Química de las aleaciones.
- Temperatura de vaciado del metal: 730°C
- Tiempo de llenado: 25 ± 3 seg.
- Parámetros de ensayo para prueba de conductividad térmica.

Temperaturas de Prueba (Conductividad Térmica): 25, 50, 100, 150, 200, 250 y 300°C

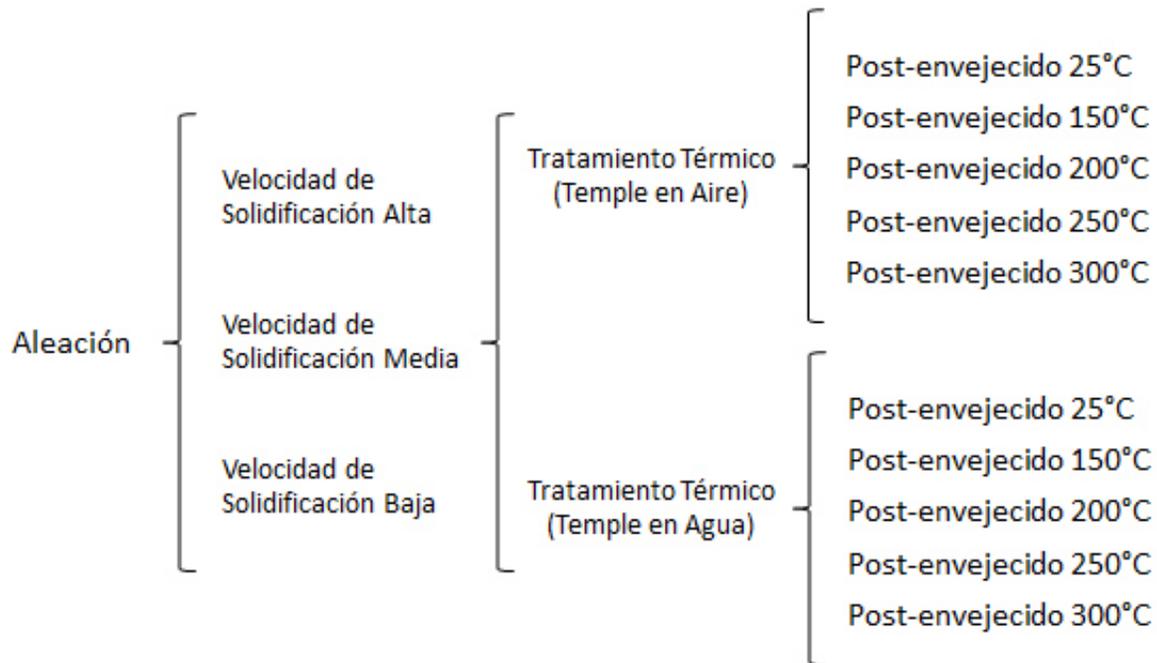


Fig. 4.1 Esquema de matriz de experimentos

4.2 Obtención de Muestras.

4.2.1 Vaciado del lingote

El metal líquido base fue obtenido del proceso de fusión productivo de la empresa, el ajuste fino a la composición se realizó en un horno de gas basculante con capacidad de 270 kg, la temperatura a la cual estuvo operando el horno fue de 730°C. Para evaluar que la composición química estuviera dentro de especificación de la aleación, se tomaron muestras y fueron analizadas en un espectrómetro de chispa.

La especificación química para cada una de las aleaciones se muestra en la Tabla 4.1:

Aleación	% Si	% Cu	% Mg	% Fe	% Mn	% Al
AlCu5Mg	0.3 max	4.5 - 5.5	0.25 - 0.45	0.1 max	0.2 - 0.5	balance
AlSi7Mg	6.5 - 8	0.2 max	0.25 - 0.45	0.2 max	0.1 max	balance
AlSi7MgCu0.5	6.5 - 8	0.4 - 0.7	0.25 - 0.45	0.2 max	0.1 max	balance
AlSi8Cu3Mg	7.5 - 8.5	3.0 - 4.1	0.2 - 0.6	0.8 max	0.5 max	balance
AlSi7Cu3Mg	6.5 - 7.5	3.0 - 4.0	0.2 - 0.5	0.8 max	0.5 max	balance

Tabla 4.1 Especificación química de las cinco aleaciones de aluminio en estudio

Una vez ajustada composición química de la aleación, se le adicionó una aleación maestra Al-Ti5B1 para refinar el grano y una aleación maestra Al-Sr10, como modificador del Silicio eutéctico refinador de grano, posteriormente se procedió con el desgasificado del metal mediante la adición de gas nitrógeno y finalmente el vaciado de la aleación en molde.

Se vaciaron lingotes en forma de cuña como se muestra en la figura 4.2.



Fig. 4.2 Moldes de arena para vaciado de aleaciones / Lingote tipo cuña

El vaciado fue por gravedad en moldes con geometría de cuña de arena de sílice y una templadera en la base (punta de la cuña) para promover la solidificación direccional de la muestra. Para provocar la solidificación direccional es necesario una extracción de calor desde uno de los extremos de la fundición; es decir, donde se encuentra la templadera. De esta manera causa un crecimiento dendrítico progresivo desde la parte más fría (metal que hace contacto con la templadera) hasta la última parte en solidificar (mazarota). El objetivo de la solidificación direccional es un

simular la velocidad de enfriamiento de las diferentes zonas en piezas vaciadas en planta (cabezas y monoblocks).

4.2.2 Selección de muestras

El lingote fue seccionado en forma de placas correspondientes a sus diferentes velocidades de solidificación que presenta. Para este estudio fueron seleccionados tres niveles que corresponden a tres diferentes patrones de solidificación (20, 30 y 50 μm equivalentes a una aleación Al8SiCu) que corresponden a zonas críticas de cabezas y monoblocks automotrices.

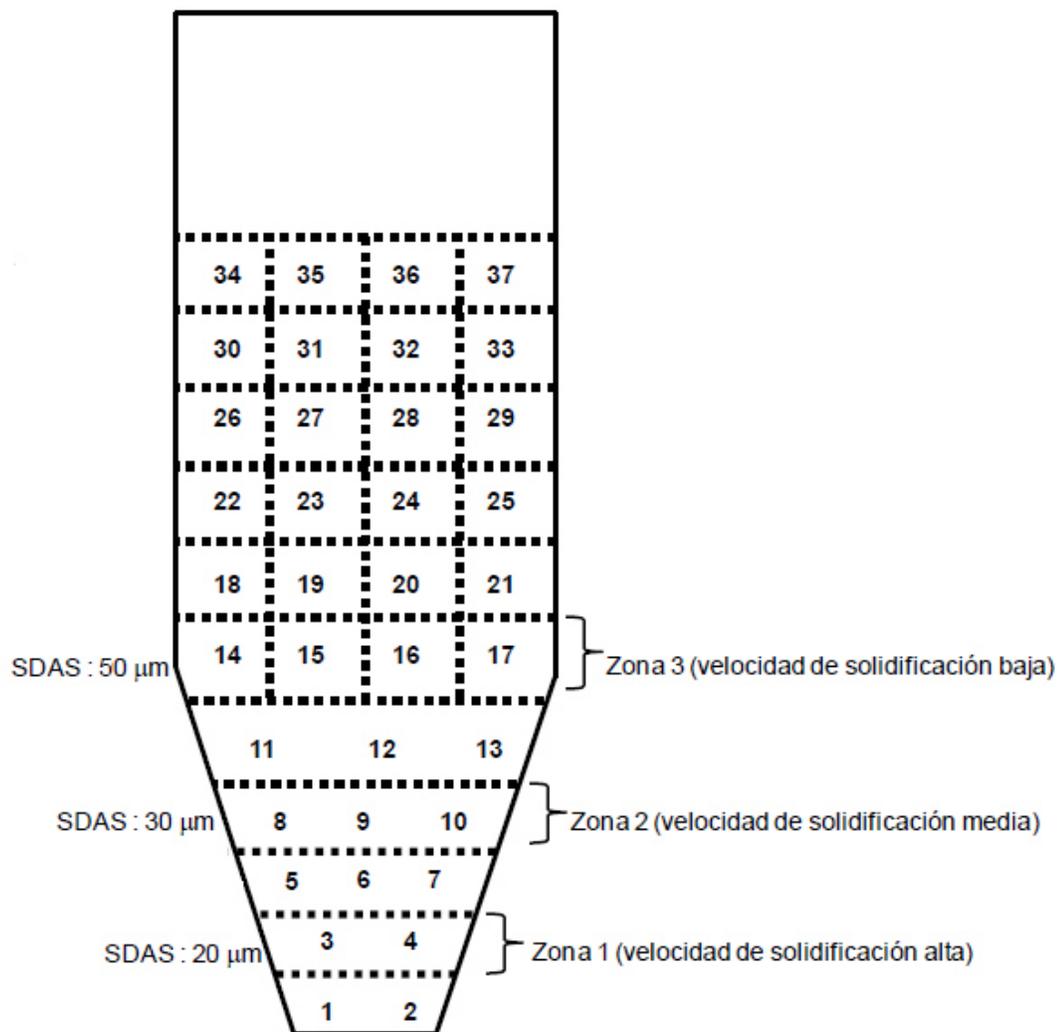


Fig. 4.3 Diagrama de corte en cuña para obtener tochos para análisis

4.2.3 Corte y maquinado de muestras

Para cada uno de los niveles seleccionados se maquinaron cilindros con dimensiones de 2.54 mm de longitud y 10 mm de diámetro, de los cuales algunos se midieron en condiciones de vaciado y otros fueron sometidos a diferentes condiciones de tratamiento térmico.

4.3 Tratamiento térmico

Para este estudio se utilizó un tratamiento térmico comercial con los parámetros de tiempo y temperatura indicados en la Tabla 4.2. Este tratamiento consta de 3 etapas: Solución, temple y envejecido. En las aleaciones AlSi8Cu3Mg y AlSi7Cu3mg (tipo 319, con 7 y 8% de Si) se separó un grupo de muestras las cuales no tuvieron el tratamiento térmico anteriormente mencionado, ya que en la industria automotriz esta aleación puede ser utilizada en condición de vaciado.

Aleación	Solución	Temple	Envejecido
AlCu5Mg	505°C / 2hrs + 525°C / 3hrs	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	190°C / 4.5hrs totales
AlSi7Mg	530°C / 5hrs totales	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	160°C / 4.5hrs totales
AlSi7MgCu0.5	530°C / 5hrs totales	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	160°C / 4.5hrs totales
AlSi8Cu3Mg	495°C / 5hrs totales	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	235°C / 4.5hrs totales
AlSi7Cu3Mg	495°C / 5hrs totales	Agua 90°C Aire 90-100°C/min	235°C / 4.5hrs totales

Tabla 4.2 Parámetros de tratamiento térmico.

Posterior al tratamiento térmico al que fueron sometidas las muestras, se realizó un tratamiento de post envejecido; esto con el propósito de simular las condiciones de trabajo de un motor de combustión interna. El tratamiento de post envejecido consiste en mantener las muestras en una mufla por 200hrs a diferentes

temperaturas (150°C, 200°C, 250°C y 300°C), para simular distintas condiciones de operación del motor.

4.4 Caracterización microestructural

Posterior al tratamiento térmico de las muestras se procedió a la evaluación metalográfica con la finalidad de relacionar aspectos microestructurales con la conductividad térmica del material. Para la caracterización microestructural fue utilizado un microscopio óptico con analizador de imágenes. Los parámetros analizados fueron los siguientes:

- Espaciamiento dendrítico secundario
- Nivel de modificación
- Tamaño de grano

4.4.1 Espaciamiento dendrítico secundario

La preparación de muestras consistió en la obtención de un acabado a espejo mediante desbaste con lijas de carburo de silicio desde grado 80 hasta 2400 y pulido con alúmina de 1µm, se limpiaron con alcohol etílico y fueron secadas con aire caliente para finalmente realizar la medición como se muestra en la figura 4.4. La medición de espaciamiento dendrítico secundario se realizó por microscopía óptica en un microscopio Olympus PMG3 a 100 y 50X utilizando el software Clemex Vision, versión 2.2.



Fig. 4.4 Medición de EDS mediante técnica de intercepción lineal, aleación Al-Si.

4.4.2 Nivel de modificación

Para medir el nivel de modificación, las muestras fueron pulidas y posteriormente se observaron en el analizador de imágenes haciendo uso del paquete Clemex Vision a 200X. Según los valores estándares de la AFS, los cuales clasifican los niveles de modificación de la fase eutéctica rica en silicio, de acuerdo al estándar se pueden obtener 6 niveles de modificación (4,22):

- Nivel 1. Estructura desarrollada sin agente modificador
- Nivel 2. Estructura laminar
- Nivel 3. Modificación parcial
- Nivel 4. La estructura no tiene aspecto laminar
- Nivel 5. Estructura fibrosa
- Nivel 6. Estructura muy fina

4.4.3 Tamaño de grano

Para medir el tamaño de grano las muestras pulidas fueron atacadas con una solución acida para revelar los granos formados durante la solidificación. Para las aleaciones con alto contenido de cobre las muestras se atacaron con solución Keller compuesta por 2ml de HF, 3ml de HCl, 5ml de HNO₃ en 10ml de agua y para las aleaciones con bajo contenido de cobre se utilizó una solución de cloruro férrico al 3%, el ataque se efectuó durante un tiempo de 5min. Posteriormente las muestras fueron lavadas con alcohol etílico y secadas con aire caliente.

El tamaño de grano fue determinado utilizando microscopia estereográfica y un analizador de imágenes. Para resaltar los bordes de grano se utilizaron lámparas con cristales de diferentes colores (azul, verde, rojo y amarillo) a diferentes ángulos de inclinación y distribuidos en la periferia de la muestra. Para determinar el tamaño de grano, se utilizó el método de intercepción lineal de acuerdo con la Norma ASTM E 112.

La clasificación del tamaño de grano, según la Sociedad Americana de Fundidores se resume en la Tabla. 4.3.

Clasificación propuesta por la AFS*	Tamaño de macrograno ASTM	Granos por centímetro cuadrado	Granos por pulgada cuadrada	Distancia de intercepción promedio		
				Pulg.	mm	µm
Ext. Fino	14.5	1550	10000	0.009	0.23	225
Fino	12.5	530	3400	0.015	0.40	400
Mediano	11.5	217	1400	0.024	0.60	600
Grande	10.5	125	810	0.031	0.80	800
Grueso	10.0	79	512	0.039	1.00	1000
Ext. Grueso	7.5	19	107	0.087	2.20	2200

* AFS se refiere al American Foundry Society por sus siglas en inglés

Tabla 4.3 *Tamaño de grano de acuerdo al procedimiento ASTM E112 preparado por AFS.*

4.5 Determinación de la conductividad térmica

4.5.1 Equipo de prueba

Para la evaluación de la conductividad térmica del material se utilizó un aparato XFA flash de xenón (Fig. 4.5) y se llevaron a cabo mediciones a diferentes temperaturas: 25°C, 50°C, 100°C, 150°C, 200°C, 250°C y 300°C bajo la Norma E1461-07 Método estándar laser flash para pruebas de Difusividad Térmica.



Fig.4.5 XFA Xenon Flash Apparatus

Para la obtención de los valores de calor específico (C_p) y densidad (ρ) para cada aleación fue utilizado el software de simulación JMatPro (Practical software for materials properties) los valores obtenidos fueron cargados a la base de datos de XFA flash para el cálculo de la conductividad térmica.

4.5.2 Preparación de Muestras

Para este estudio se obtuvieron muestras de 10 mm de diámetro y 2 mm de espesor, las cuales fueron pulidas en ambas caras. El paralelismo de las superficies se aseguró mediante la medición del espesor de la muestra en tres diferentes zonas de la muestra, tomando el promedio de las mediciones para la prueba. La no uniformidad en la muestra (cráteres, rasguño o marcas) de profundidad significativa debe ser evitada.

Las muestras fueron recubiertas en la superficie de ambas caras con pintura de grafito en aerosol antes de realizar la medición. Esto mejorará la capacidad de la muestra para absorber la energía aplicada, especialmente en el caso de materiales altamente reflectantes.

El equipo utilizado está diseñado para evaluar 6 muestras por cada prueba como se muestra en la Fig. 4.5.



Fig. 4.6 Muestras recubiertas con pintura de grafito

4.5.3 Desarrollo de la prueba

Para el método de ensayo, una muestra pequeña y delgada (10 mm de diámetro y 2mm de espesor) se somete a un pulso de energía radiante de alta intensidad y corta duración. La energía del pulso se absorbe en la superficie delantera de la probeta y el resultado del aumento de temperatura en la cara posterior es registrado. La difusividad térmica se calcula a partir del espesor de la muestra y el tiempo requerido para el aumento de la temperatura en la cara posterior para alcanzar ciertos porcentajes de su valor máximo.

La temperatura es medida con un termopar colocado en el porta muestras a la misma altura de la muestra, el aumento de la temperatura en la superficie de la muestra es medido con un detector IR (Infrarrojo) enfriado con nitrógeno líquido.

Las mediciones fueron llevadas a cabo mediante la repetición de disparos del laser en cinco ocasiones, comprobando que los valores fueron reproducibles.

CAPITULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Introducción

En este capítulo se analizan los resultados obtenidos del estudio de caracterización microestructural (nivel de porosidad, EDS, tamaño de grano y modificación de la mezcla eutéctica de silicio) y comportamiento en conductividad térmica de las 5 aleaciones de aluminio evaluadas.

5.2 Análisis Químico

En la tabla 5.1 se muestra la composición química de las 5 aleaciones de aluminio de estudio. Es importante considerar el tratamiento del metal líquido realizado a cada aleación antes del vaciado, que consistió en agregar estroncio para la modificación del eutéctico Al-Si, refinamiento de grano con Ti-B y desgasificado.

Aleación	% Si	% Cu	% Mg	% Fe	% Mn	Sr (PPM)	% Ti	B (PPM)	% Al
AlCu5Mg	0.23	4.98	0.308	0.153	0.199	0	0.05	30	balance
AlSi7Mg	7.45	0.01	0.410	0.148	0.059	140	0.18	20	balance
AlSi7MgCu0.5	7.15	0.47	0.315	0.180	0.091	140	0.14	20	balance
AlSi8Cu3Mg	8.07	3.03	0.313	0.689	0.397	140	0.18	30	balance
AlSi7Cu3Mg	7.62	2.93	0.314	0.625	0.419	140	0.18	20	balance

Tabla 5.1 Análisis químico de las cinco aleaciones de aluminio.

5.3. - Aleación AlCu5Mg

5.3.1. - Caracterización microestructural

La aleación AlCu5Mg muestra una microestructura dendrítica celular típica de las aleaciones de aluminio de designación 2XX del sistema Al-Cu, en la figura 5.1 se observa que la microestructura de la muestra se comprende de una solución sólida eutéctica α (la región donde el cobre forma una solución sólida con la matriz de aluminio) y el compuesto intermetálico (Al_2Cu) precipitado en los límites de grano.

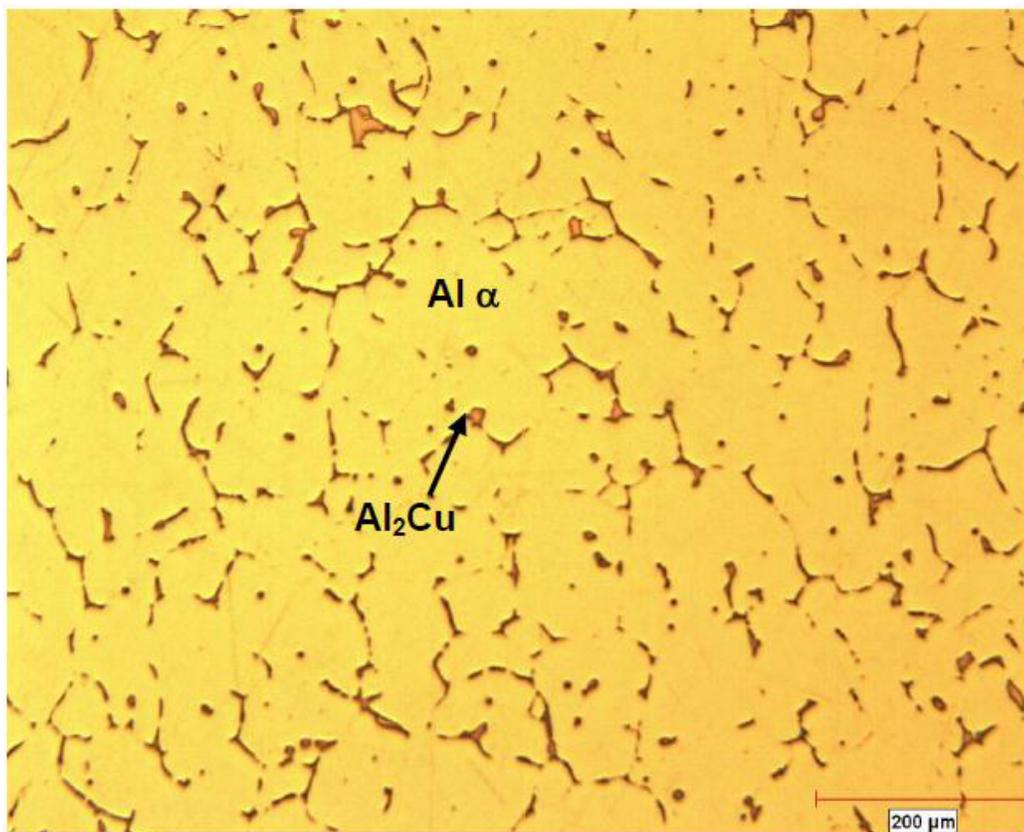


Fig. 5.1 Aleación AlCu5Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.

La velocidad de solidificación tiene una gran influencia en el espaciamiento dendrítico secundario (DAS), en la figura 5.2 se observa que el DAS se incrementa conforme la velocidad de enfriamiento disminuye.

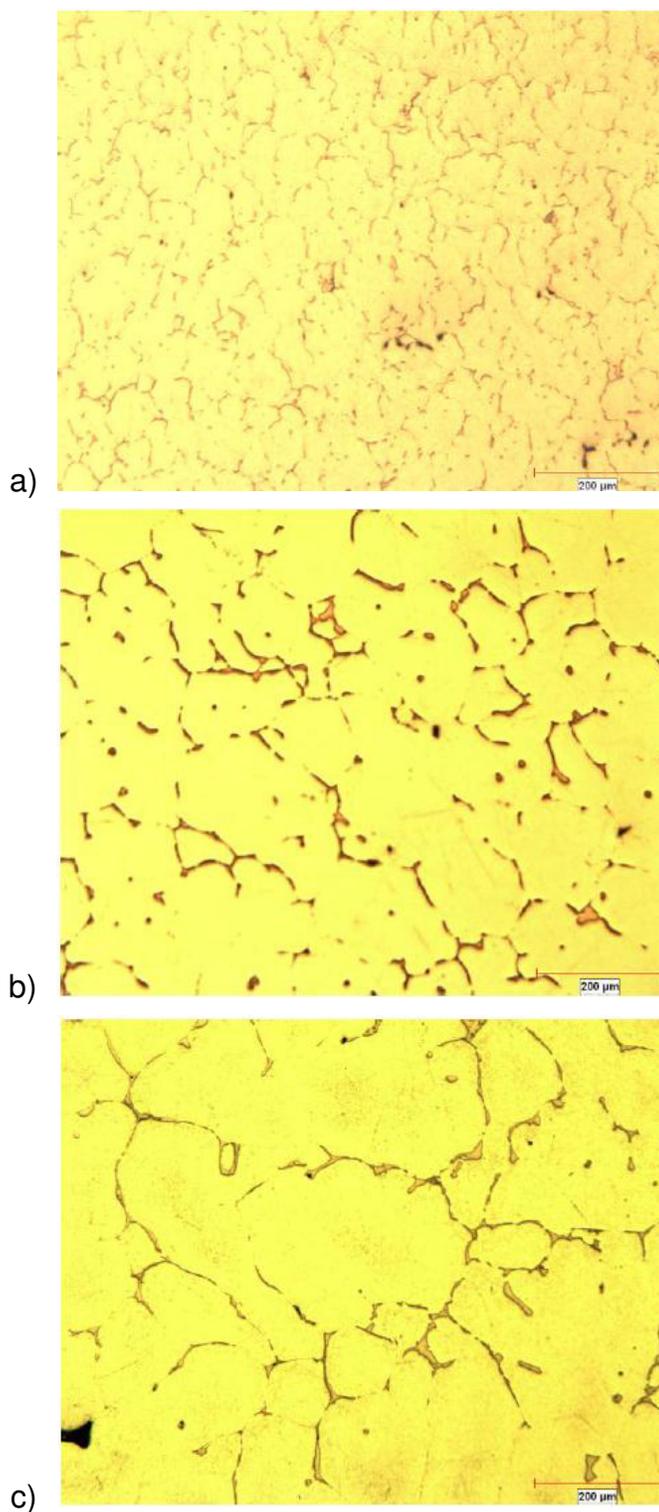


Fig. 5.2 Aleación AlCu5Mg en condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, 100X. b) velocidad de solidificación media, 100X. c) velocidad de solidificación baja, 100X.

Aleación	Velocidad de solidificación	Promedio de tamaño de grano (μm)	Tamaño de Grano (ASTM)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
ALCu5Mg	Alta	58	Extra fino	0.08	72
	Media	92	Extra fino	0.21	161
	Baja	122	Extra fino	0.23	232

Tabla 5.2 Aleación AlCu5Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).

La Tabla 5.2 muestra que conforme aumenta la velocidad de solidificación disminuye el tamaño de grano y la porosidad. Con la velocidad de solidificación alta se obtuvo un tamaño de grano promedio de 58 μm y una porosidad de 0.08%, con la velocidad de solidificación media se obtuvo un tamaño de grano promedio de 92 μm y una porosidad de 0.21% y con velocidad de solidificación baja se obtuvo un tamaño de grano promedio de 122 μm y una porosidad de 0.23%.

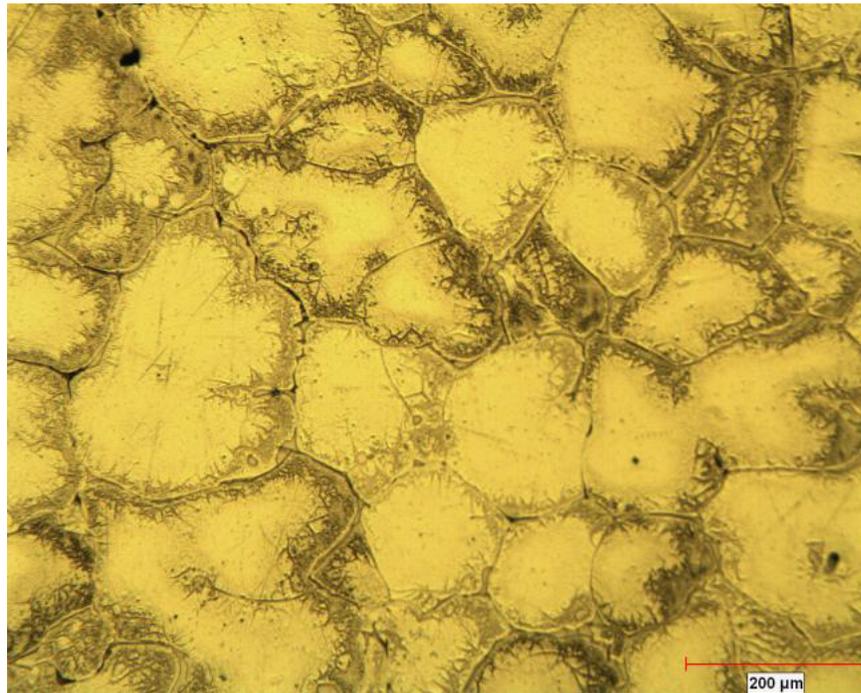


Fig. 5.3 Aleación AlCu5Mg / condición de vaciado / Keller / 100X / velocidad de solidificación baja / tamaño de grano extra fino 122 μm .

5.3.2. - Resultados de conductividad térmica

Para evaluar el efecto del enfriamiento de las piezas en la conductividad térmica fueron seleccionadas 3 diferentes velocidades de solidificación. En la figura 5.4 se puede observar que el aumento en la velocidad de solidificación corresponde a un ligero aumento en la conductividad térmica, las muestras enfriadas con mayor velocidad (SDAS de $30\mu\text{m}$) fueron las que presentaron la mayor conductividad térmica; esto se relaciona con la cantidad de defectos internos en el material, conforme la velocidad de solidificación disminuye la cantidad de defectos también es menor, por lo tanto el calor puede fluir más fácilmente [36].

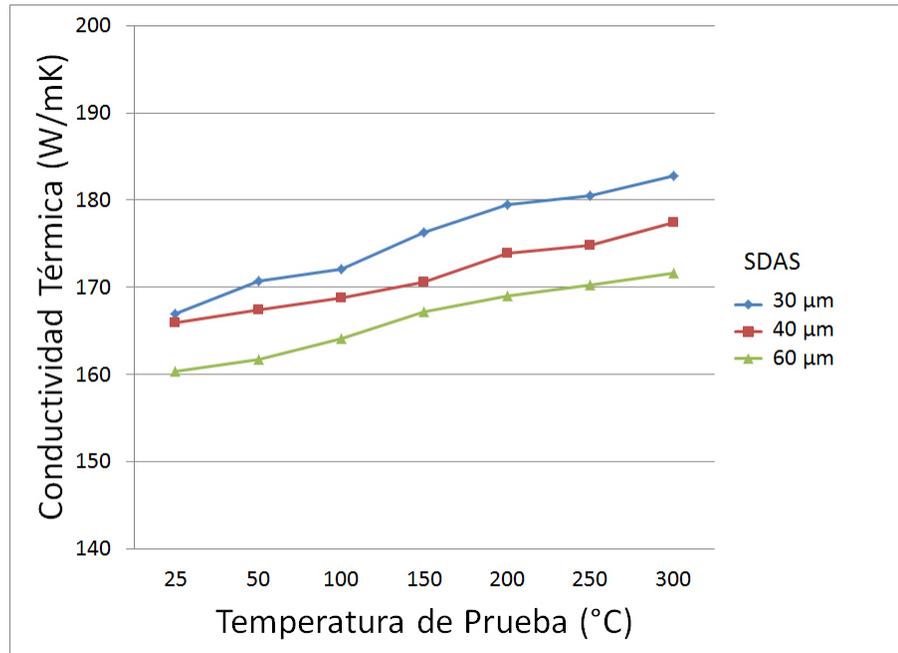


Fig. 5.4 Comportamiento de DAS, temple en aire, T. Post-envejecido 200°C

En la figura 5.5 Se puede ver que el tipo de temple tiene una cierta influencia sobre la conductividad térmica, con enfriamiento al aire se observa un pequeño aumento en conductividad para todas las temperaturas de post-envejecido. Esto puede ser debido a que con enfriamiento en agua la pieza se enfría más rápido que enfriando al aire, el enfriamiento rápido conserva más solutos en solución los cuales actúan como barrera para el flujo del calor [37].

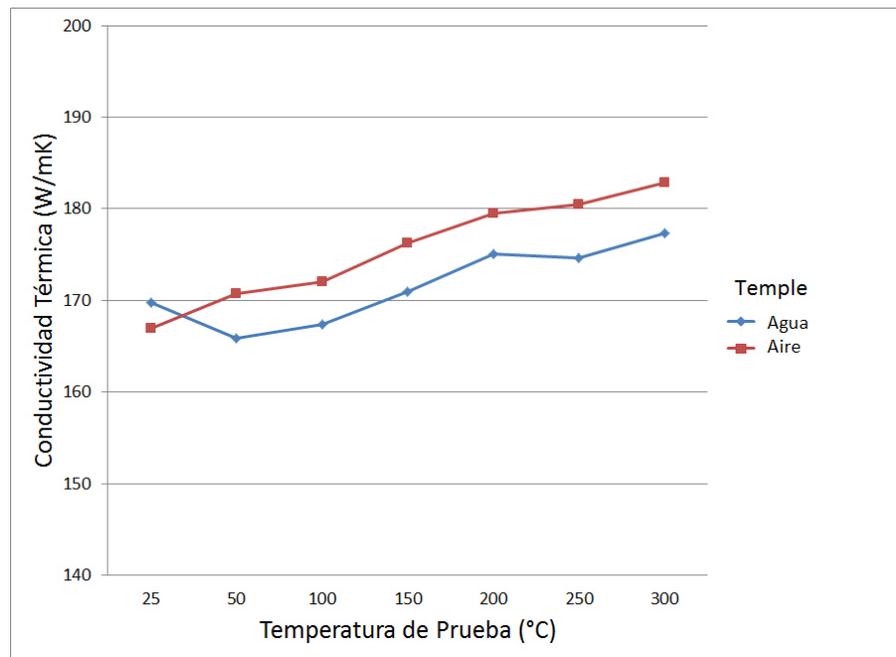


Fig. 5.5 Comportamiento de Temple, DAS de 30 μ m, T. Post-envejecido 200°C

La temperatura de post-envejecido es el factor más importante en este estudio. El propósito de haber envejecido las muestras durante 200 horas a diferentes temperaturas fue para simular el funcionamiento del motor y analizar el comportamiento de la conductividad térmica en la cabeza y monobloque del motor para estas aleaciones. Los valores de conductividad térmica muestran un aumento constante como una función de la temperatura de post-envejecido. La muestra envejecida a 300°C presentó la mayor conductividad y, comparada con la muestra sin post-envejecido (25°C), el aumento es considerablemente mayor (fig. 5.6).

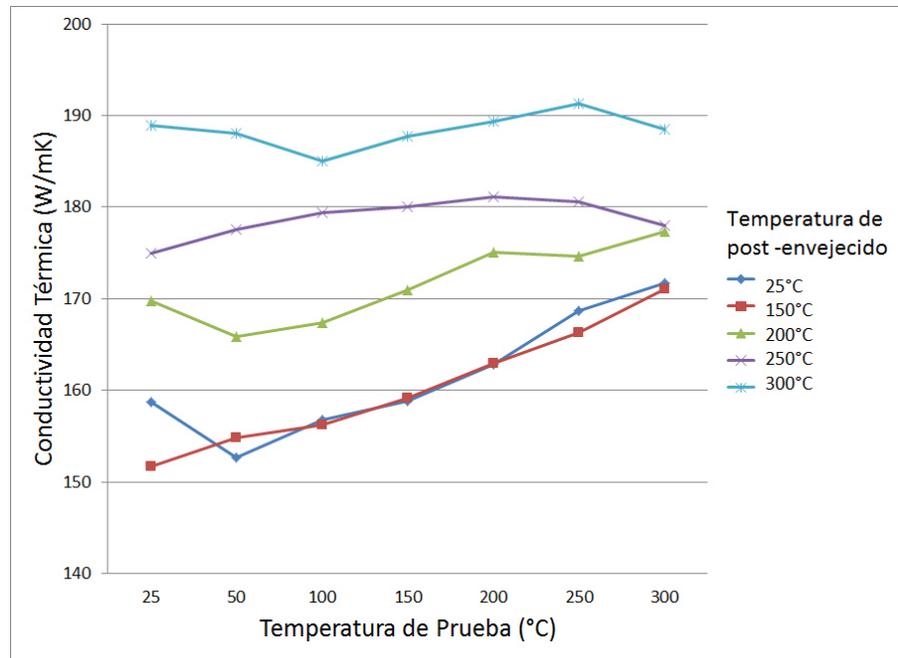


Fig. 5.6 Comportamiento de Post-envejecido, DAS de 30µm, Temple en agua

5.4. - Aleación AlSi7Mg

5.4.1. - Caracterización microestructural

La microestructura es típica de las aleaciones modificadas AlSi7Mg, caracterizada mayormente por dendritas de aluminio, silicio eutéctico e intermetálicos de hierro. En la figura 5.7 se aprecian dendritas de la fase matriz aluminio (α) delimitadas por el eutéctico Al-Si, grado de modificación 4. Las dendritas de aluminio y el silicio eutéctico varían con la velocidad de enfriamiento, siendo más finas a velocidades de enfriamiento más rápidas, los intermetálicos de hierro estuvieron presentes como la fase β -AlFeSi con una morfología acicular o de plato [10].

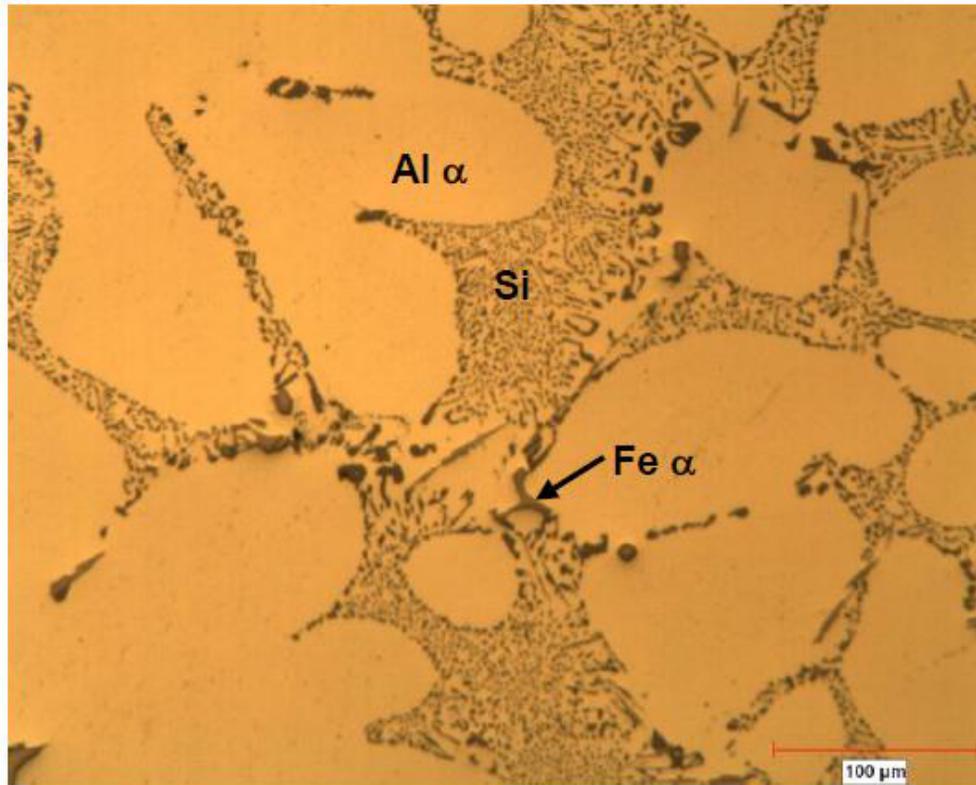


Fig. 5.7 Aleación AlSi7Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.

El espaciamiento dendrítico secundario es una característica microestructural medible, que da información de la historia térmica de solidificación. El EDS es afectado por el tiempo de solidificación, el gradiente térmico y la velocidad de enfriamiento. En la figura 5.8 se aprecia que la velocidad de solidificación es inversamente proporcional al espaciamiento dendrítico secundario; es decir, a mayores velocidades de solidificación, menores valores de EDS [10].

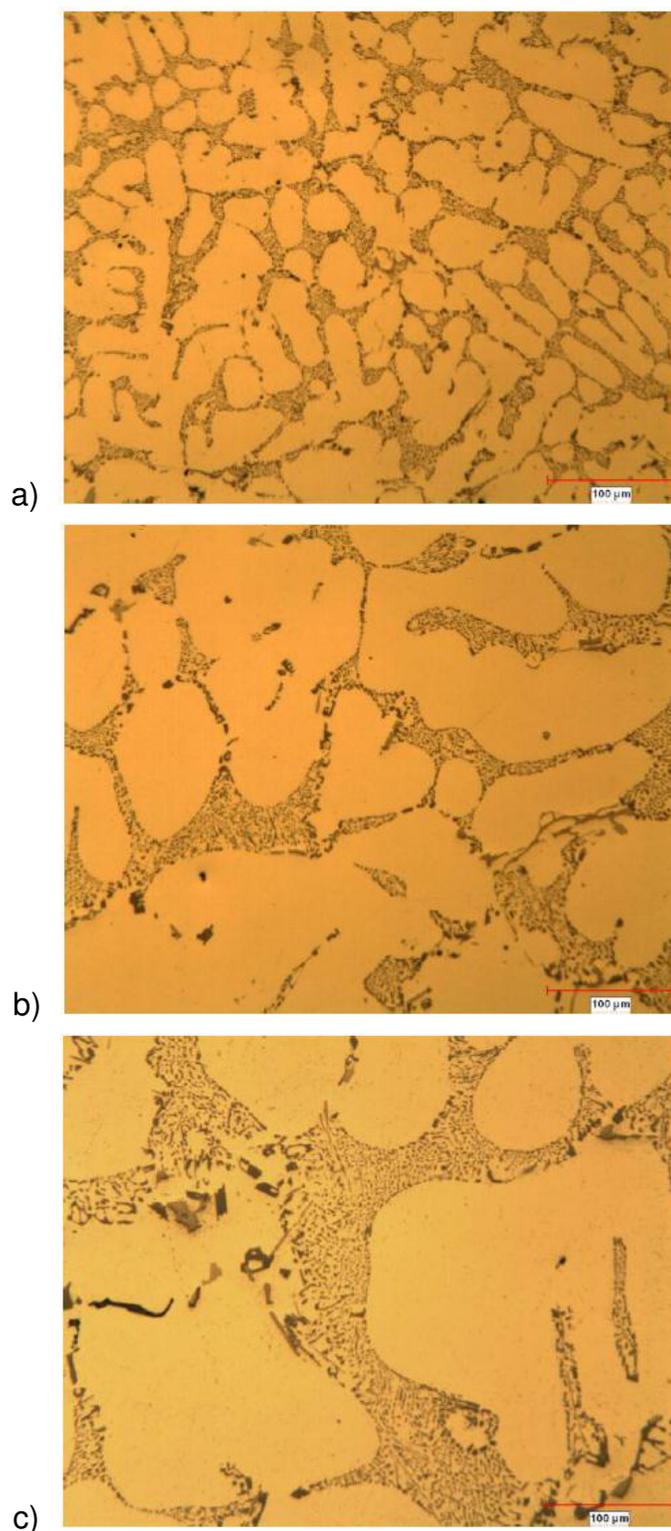


Fig. 5.8 Aleación AlSi7Mg, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 20μm, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 30μm, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 50μm, 200X.

Aleación	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de tamaño de grano (μm)	Tamaño de Grano (ASTM)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
AlSi7Mg	Alta	23	403	Mediano	0.03	64
	Media	41	588	Mediano	0.02	66
	Baja	62	593	Mediano	0.22	201

Tabla 5.3 Aleación AlSi7Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).

El grado de porosidad presente en las muestras es bajo, de alrededor de 0.03%, para las zonas de velocidad de solidificación alta y media; la zona de baja velocidad presentó un nivel moderadamente mayor de alrededor de 0.22%, el EDS obtenido en la zona de velocidad de solidificación alta fue de 23 μm con un tamaño de grano promedio de 403 μm que según la norma ASTM se considera como mediano, las muestras de la zona de velocidad de solidificación media presentaron un EDS de 41 μm y un tamaño de grano promedio de 588 μm considerado como grano mediano (figura 5.9), la zona de velocidad de solidificación baja tiene un valor de EDS de 62 μm , con un tamaño de grano promedio de 593 μm , que según la norma ASTM representa un grano mediano (Tabla 5.3).

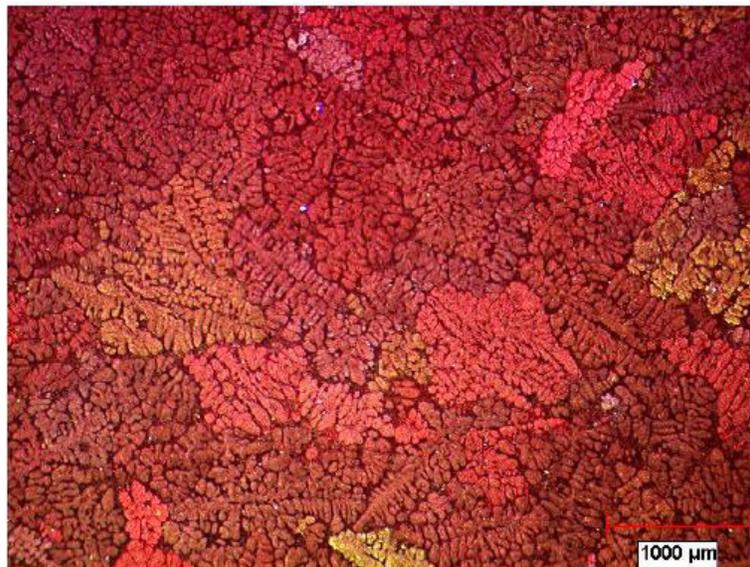


Fig. 5.9 Aleación AlSi7Mg / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 588 μm .

5.4.2.- Resultados de Conductividad Térmica

En la figura 5.10 se puede observar el efecto del enfriamiento de las piezas en la conductividad térmica, se evaluaron 3 velocidades de solidificación y se observó que el aumento en la velocidad de solidificación corresponde a un ligero aumento en la conductividad térmica, las muestras enfriadas con mayor velocidad (SDAS de $30\mu\text{m}$) fue la que presentó la más alta conductividad térmica; como la energía térmica es transmitida mediante el aumento de la energía vibracional de los átomos, y la muestra de $30\mu\text{m}$ es la que tiene menor cantidad de defectos internos (poros, rechupes, etc.) es la que presenta la conductividad térmica más alta [38].

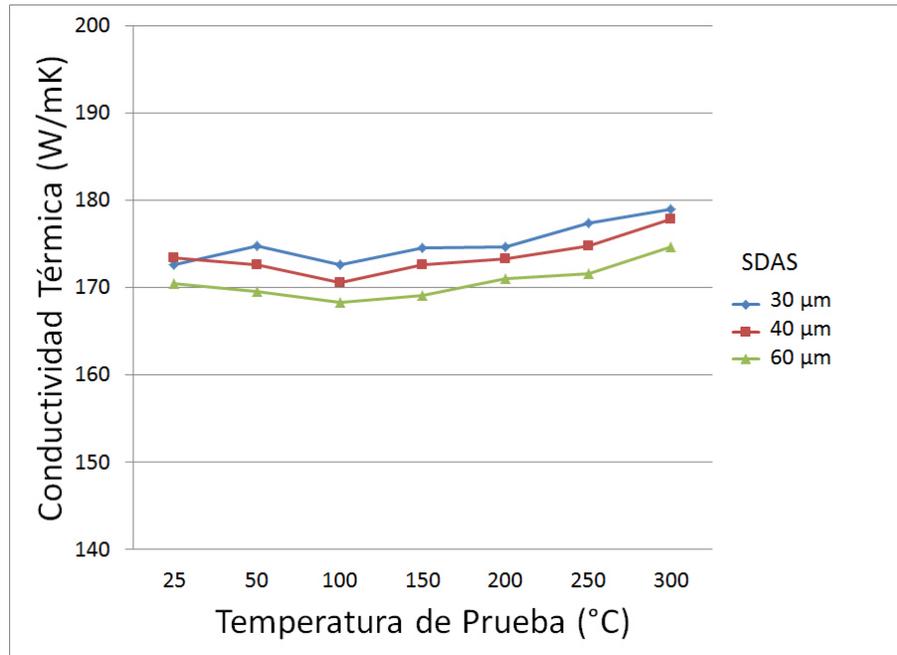


Fig. 5.10 Comportamiento de DAS, Temple en aire, T. Post-envejecido 150°C

En la figura 5.11 se puede observar que el tipo de temple en la aleación tuvo una ligera influencia sobre la conductividad térmica, con enfriamiento al aire se observa un pequeño aumento en conductividad en comparación del enfriamiento en agua, esto se debe a que los elementos de aleación tienen más tiempo para precipitar fuera de la solución. El efecto contrario se presenta en el temple en agua donde se retarda la tendencia a la precipitación [37].

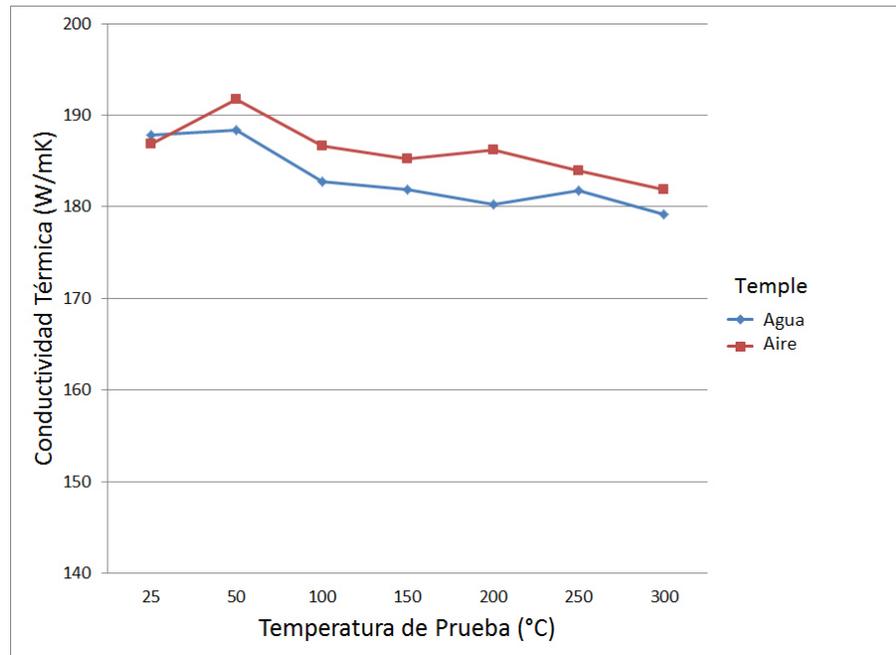


Fig. 5.11 Comportamiento de Temple, DAS de 40µm, T. Post-envejecido 250°C

La temperatura de post-envejecido a la que fueron sometidas las muestras tiene un importante efecto en la conductividad térmica, en la figura 5.12 se puede ver que la muestra que presentó la mayor conductividad térmica fue la que estuvo sometida a 300°C (la mayor temperatura de post-envejecido), esto se relaciona con dispersión fina de la fase de precipitados Mg_2Si ; por lo tanto, el envejecimiento remueve la matriz de soluto mejorando las propiedades térmicas del material [37].

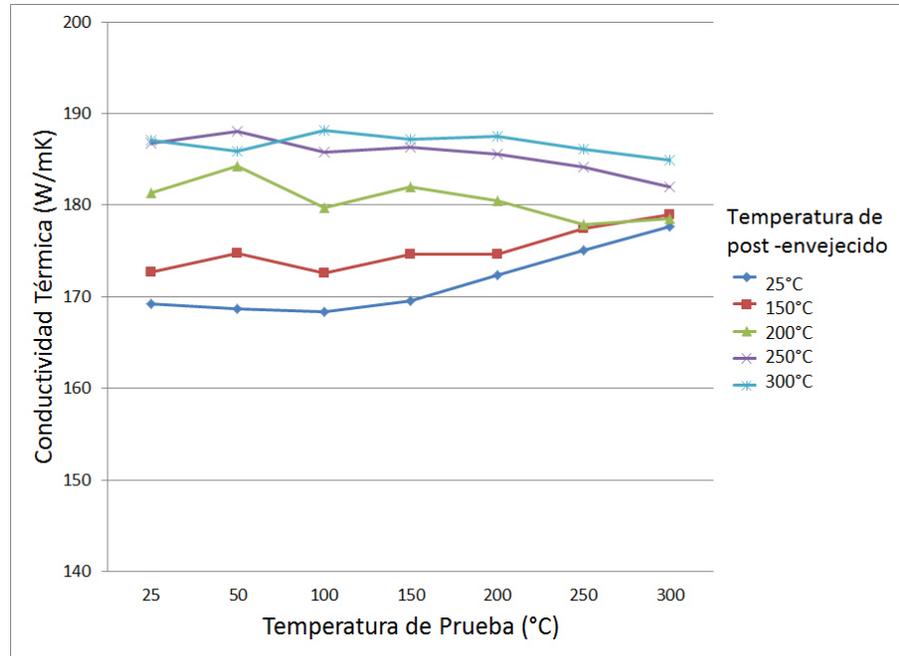


Fig. 5.12 Comportamiento de Post-envejecido, DAS de 30 μ m, Temple en aire

5.5.- Aleación AlSi7MgCu0.5

5.5.1.- Caracterización microestructural

La microestructura de las muestras consistía en dendritas de aluminio rodeadas por una mezcla eutéctica de Al-Si característico de las aleaciones 3XX. En la figura 5.13 se aprecian dendritas de la fase matriz aluminio (α) delimitadas por el eutéctico Al-Si, grado de modificación 4 y la estructura intermetálica Fe (β) en forma de agujas [10].

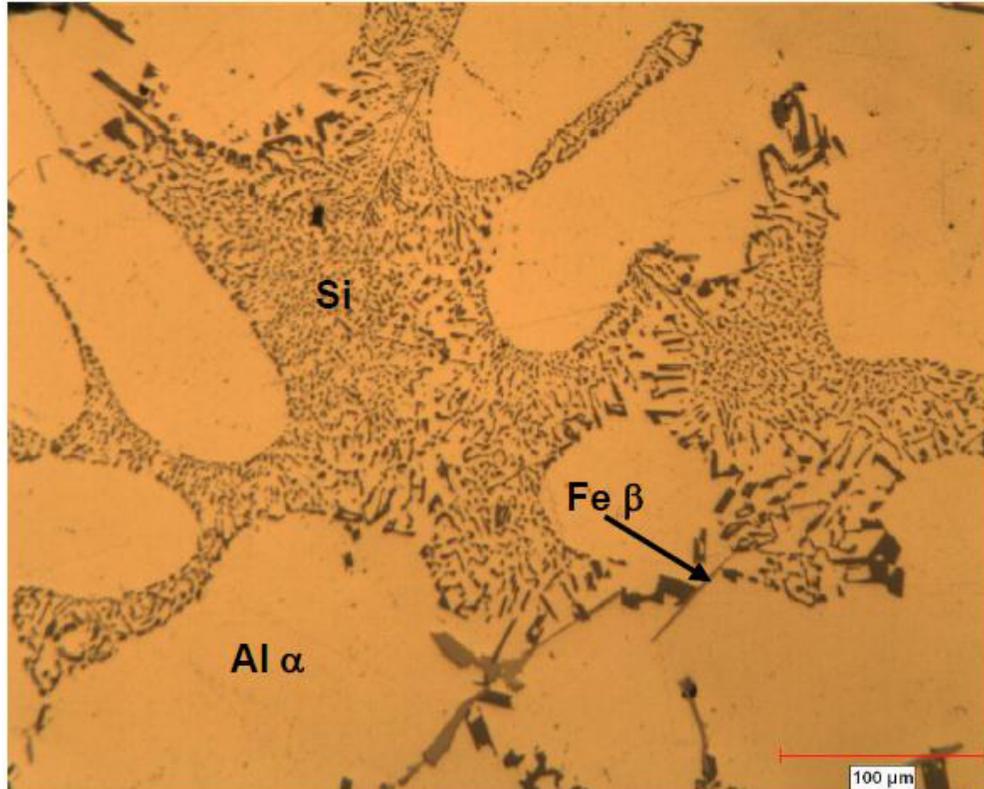
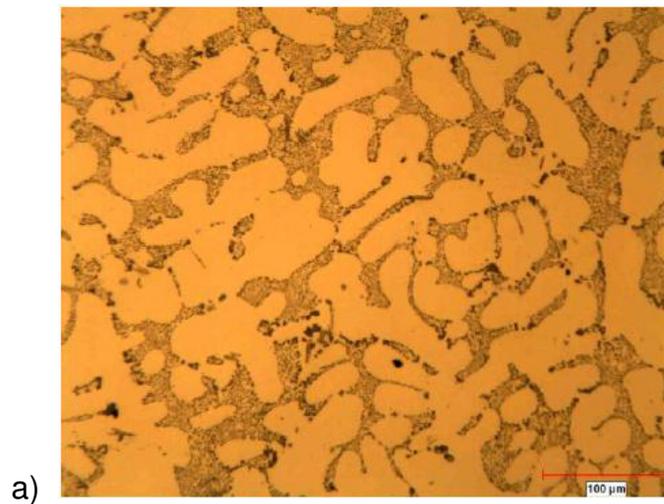


Fig. 5.13 Aleación AlSi7MgCu0.5 en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.

El espaciamiento dendrítico secundario (EDS) tiene una relación inversa con la velocidad de solidificación, es decir sus valores disminuye conforme la velocidad de solidificación se incrementa, como se puede ver en la figura 5.15 [10].



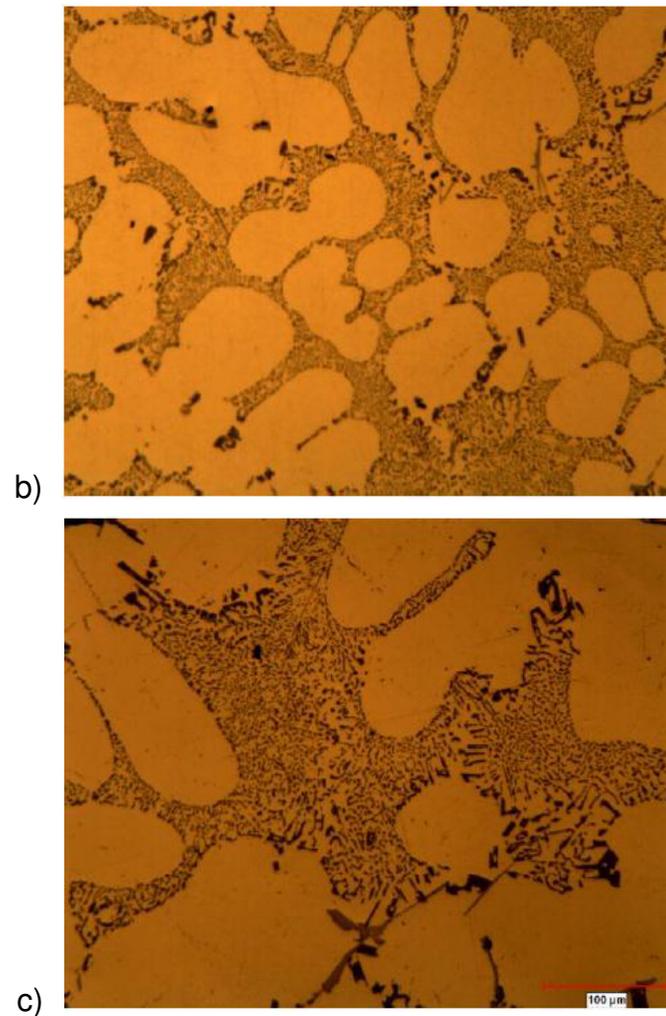


Figura 5.14 Aleación AISi7MgCu0.5, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 22 μ m, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 34 μ m, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 65 μ m, 200X.

Aleación	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de tamaño de grano (μ m)	Tamaño de Grano (ASTM)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
AlSi7MgCu0.5	Alta	22	337	Fino	0.00	20
	Media	34	586	Mediano	0.01	34
	Baja	65	585	Mediano	0.07	93

Tabla 5.4 Aleación AISi7MgCu0.5 - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).

El grado de porosidad presente en las muestras para las 3 zonas de solidificación es mínimo, en la tabla 4.4 presenta los valores de las mediciones en la aleación AlSi7MgCu0.5 en los cuales se obtuvo un EDS de 22 μm para una velocidad de solidificación alta, el tamaño de grano promedio fue de 337 μm que según la norma ASTM corresponde a un tamaño de grano fino, una velocidad de solidificación media arrojó un EDS promedio de 34 μm y un tamaño de grano de 586 μm que según la norma representa un grano mediano (figura 5,16), y una velocidad de solidificación baja presentó un EDS de 65 μm y un tamaño de grano promedio de 585 μm considerado en la norma como grano mediano.

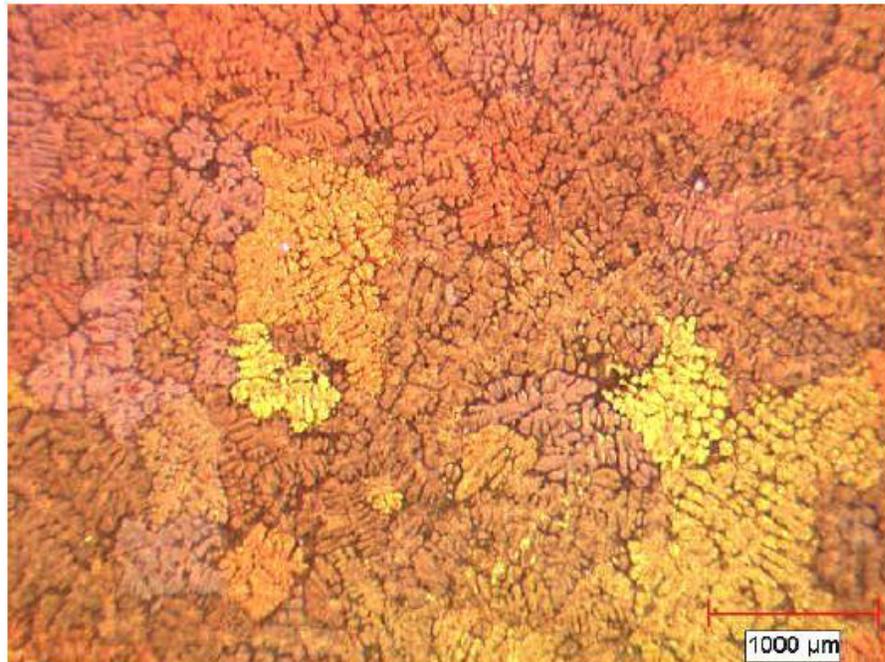


Fig. 5.15 Aleación AlSi7MgCu0.5 / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 585 μm .

5.5.2.- Resultados de conductividad térmica

La influencia del DAS en la conductividad térmica tiene un efecto considerable, en la figura 5.16 se puede ver que la muestra con DAS de 30 μm (Velocidad de solidificación alta) es la que muestra el más alto valor de conductividad térmica,

superando los 180W/mK. La influencia de la porosidad por gas es más grande con velocidades de solidificación lenta, la conductividad térmica decrementa con el incremento en la fracción de volumen de porosidad [37].

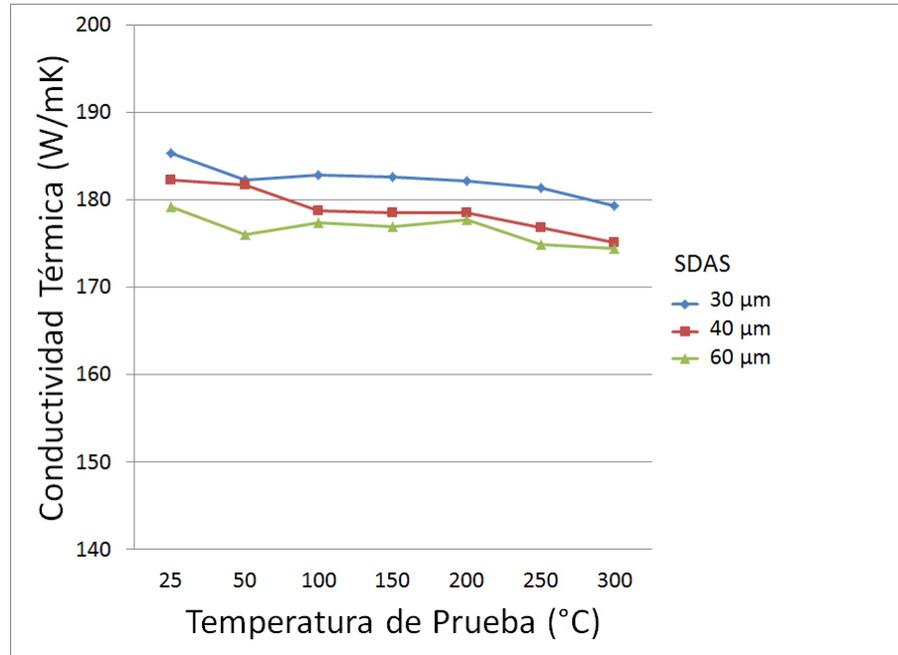


Fig. 5.16 Comportamiento de DAS, Temple en agua, T. Post-envejecido 250°C

En la figura 5.17 se puede observar que el tipo de temple en la aleación no tuvo ninguna influencia sobre la conductividad térmica. En los 2 casos la conductividad térmica nos indica valores de 180W/mK para una muestra con DAS de 30μm, T. Post-envejecido 250°C.

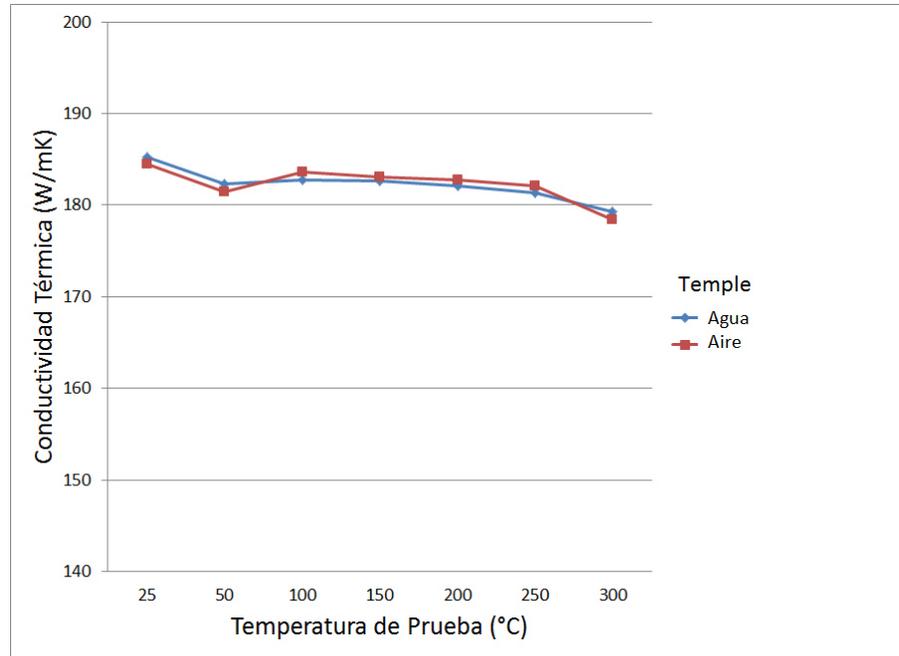


Fig. 5.17 Comportamiento de Temple, DAS de 30 μ m, T. Post-envejecido 250°C

A temperaturas de post-envejecido más altas se presentan los valores más altos de conductividad térmica, las muestras sometidas a altas temperaturas de post-envejecido hacen que los precipitados por efecto de la temperatura comiencen a crecer en tamaño y su número por unidad de área se reduce, este efecto hace que el flujo de calor sea más efectivo y se incremente la conductividad térmica del material.

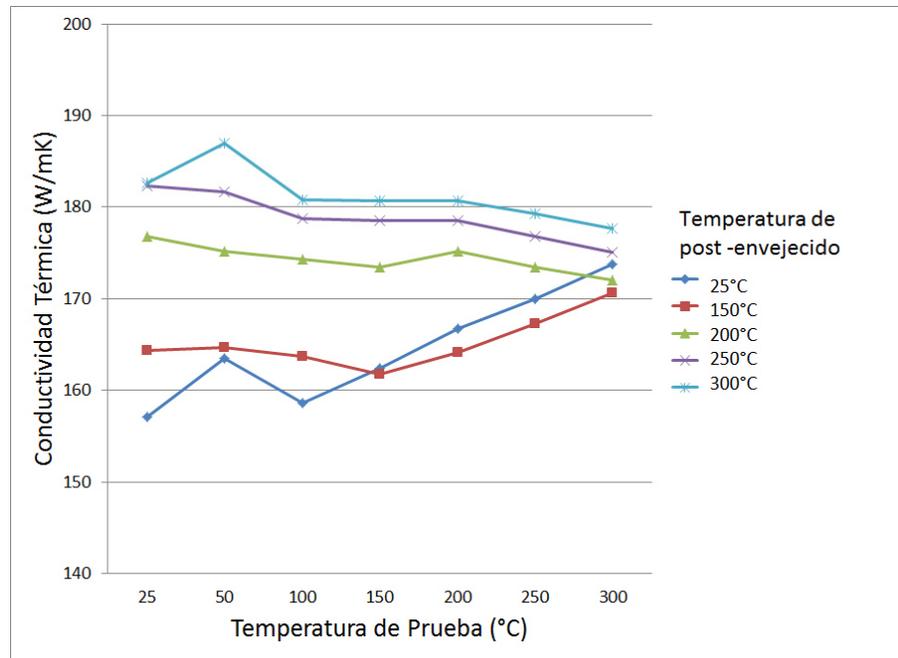


Fig. 5.18 Comportamiento de Post-envejecido, DAS de 40 μ m, Temple en agua

5.6.- Aleación AlSi8Cu3Mg

5.6.1.- Caracterización microestructural

La microestructura obtenida está formada principalmente por una estructura dendrítica de aluminio α , y la mezcla eutéctica Al-Si, con grado de modificación 4 y la precipitación de otras fases eutécticas secundarias como Al_2Cu . Adicional a esto tienen lugar la precipitación de compuestos intermetálicos que contienen hierro [10].

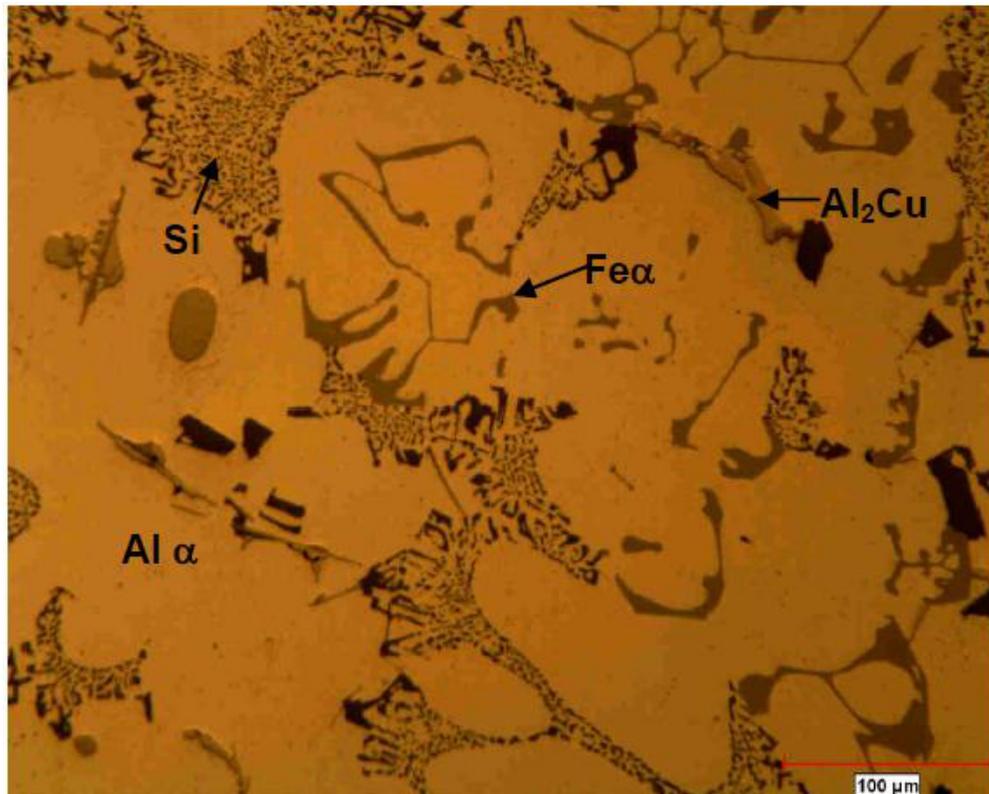


Fig. 5.19 Aleación AlSi8Cu3Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.

También se observó que a mayores velocidades de enfriamiento donde el EDS es menor, la concentración de la fase eutéctica también disminuye, debido a que las dendritas solidifican muy rápido, dando lugar a dendritas pequeñas por el poco tiempo que tienen para crecer y con poco espacio interdendrítico disponible para alojamiento de fase eutéctica como se puede ver en la figura 5.21 [8].

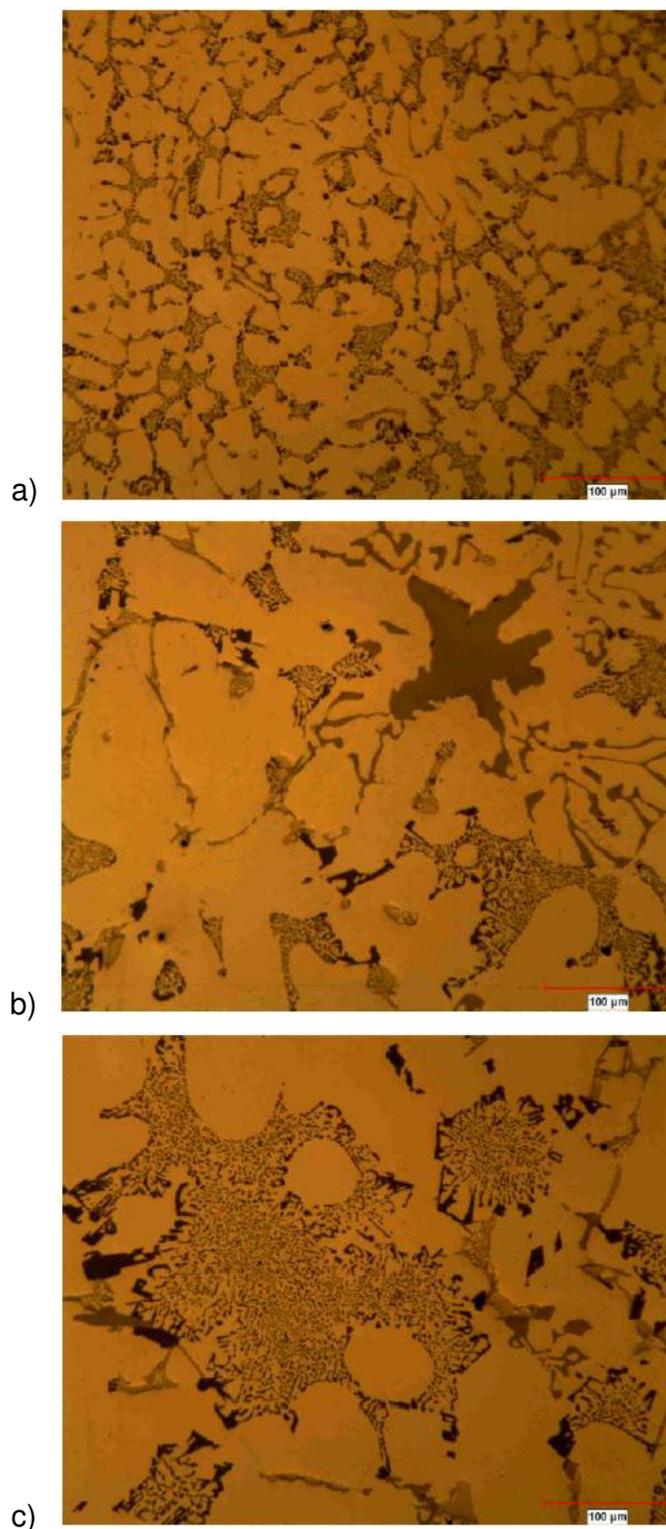


Fig. 5.20 Aleación $AlSi_8Cu_3Mg$, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS $23\mu m$, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS $30\mu m$, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS $50\mu m$, 200X.

Aleación	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de tamaño de grano (μm)	Tamaño de Grano (ASTM)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
AlSi8Cu3Mg	Alta	23	408	Mediano	0.03	50
	Media	35	593	Mediano	0.06	37
	Baja	57	606	Grande	0.40	166

Tabla 5.5 Aleación AlSi8Cu3Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).

El grado de porosidad presente en las muestras es bajo, de 0.03% y 0.06%, para las zonas de velocidad de solidificación alta y media respectivamente; la zona de baja velocidad presentó un nivel mayor de alrededor de 0.4%, el EDS obtenido en la zona de velocidad de solidificación alta fue de 23 μm con un tamaño de grano promedio de 408 μm que según la norma ASTM se considera como mediano, las muestras de la zona de velocidad de solidificación media presentaron un EDS de 35 μm y un tamaño de grano promedio de 593 μm considerado como grano mediano (figura 5.22), la zona de velocidad de solidificación baja tiene un valor de EDS de 57 μm , con un tamaño de grano promedio de 606 μm , que según la norma ASTM representa un grano grande (Tabla 5.5).



Fig. 5.21 Aleación AlSi8Cu3Mg / condición de vaciado / Keler / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 593 μm.

5.6.2.- Resultados de conductividad térmica

La velocidad de solidificación juega un papel muy importante en la conductividad térmica del material, a mayor velocidad de solidificación (DAS bajo) se presentan los valores más altos de conductividad térmica, por el contrario con velocidades de solidificación bajas (DAS alto) se incrementa la porosidad en las muestras y esto conduce a un decremento en la conductividad térmica del material [39].

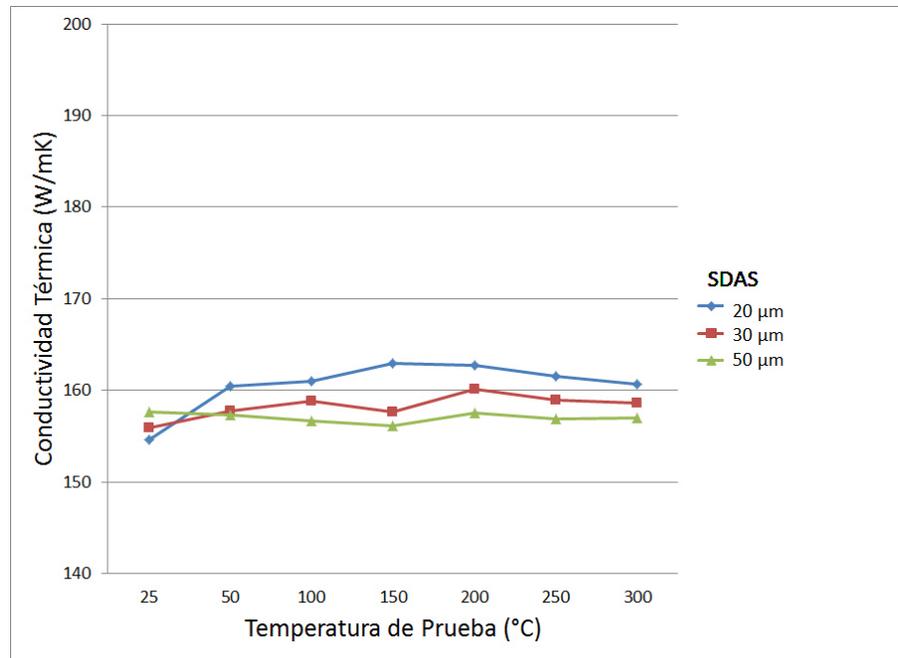


Fig. 5.22 Comportamiento de DAS, Temple en aire, T. Post-envejecido 300°C

El medio de temple tiene un efecto en la conductividad térmica de la aleación y en la figura 5.23 se puede observar que el temple en aire presenta los valores más altos de conductividad térmica, el temple en agua retiene los elementos en una solución sólida supersaturada, por el contrario en el temple en aire la cantidad de solutos retenidos en solución sólida es menor y permite que el calor fluya con más facilidad. Elementos en solución sólida resultan en valores más bajos de conductividad térmica que cuando se encuentran fuera de solución (en precipitación) [37].

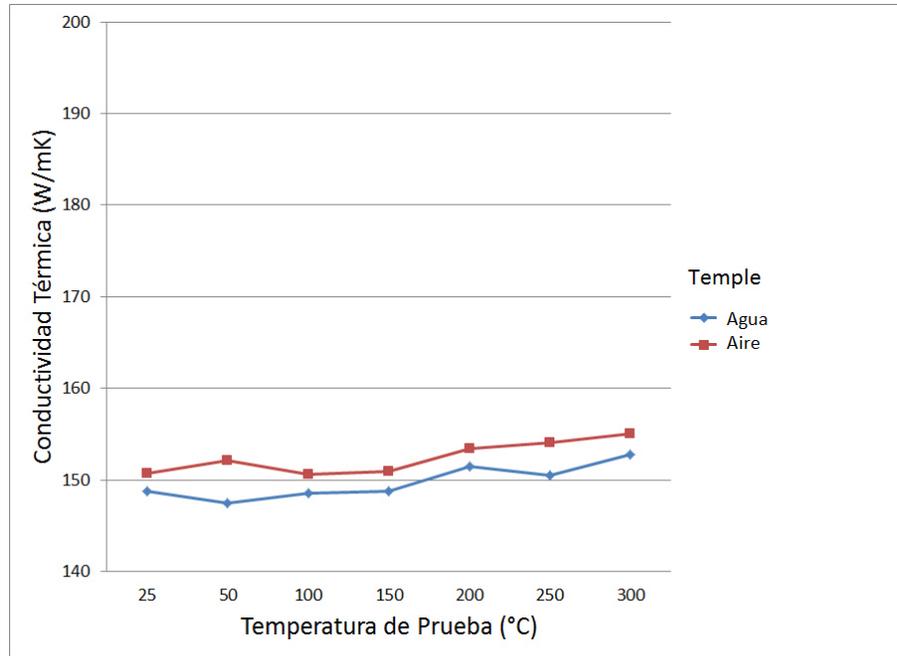


Fig. 5.23 Comportamiento de Temple, DAS de 20 μ m, T. Post-envejecido 150°C

Las muestras con temperatura de post-envejecido de 300°C nuevamente fueron las que presentaron el valor más alto en conductividad térmica (fig. 5.24), el tratamiento T7 promueve la formación de precipitados Al_2Cu bien distribuidos en toda la matriz y el engrosamiento y esferoidización de las partículas eutécticas de Si, el aumento de conductividad por efecto de la temperatura de post-envejecido se atribuye al agotamiento de soluto durante el envejecimiento.

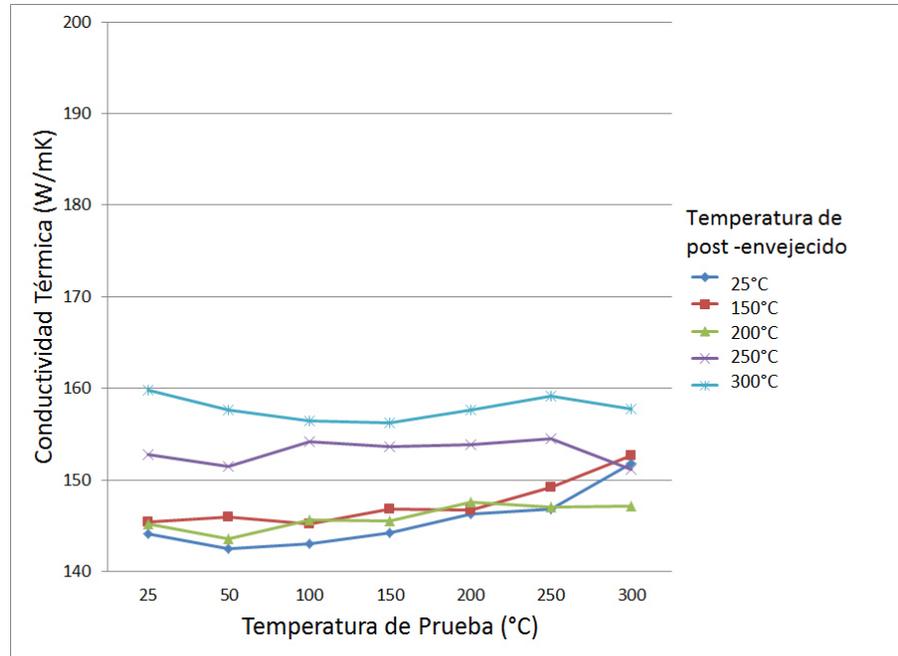


Fig. 5.24 Comportamiento de Post-envejecido, Das de 30 μ m, Temple en agua

5.7.- Aleación AlSi7Cu3Mg

5.7.1.- Caracterización microestructural

La microestructura obtenida está formada principalmente por una estructura dendrítica de aluminio α , y la mezcla eutéctica Al-Si, con grado de modificación 4. Adicional a esto tienen lugar la precipitación de compuestos intermetálicos que contienen hierro y por lo general se pueden distinguir bajo el microscopio por su forma dominante (morfología estilo escritura china) y color [23].

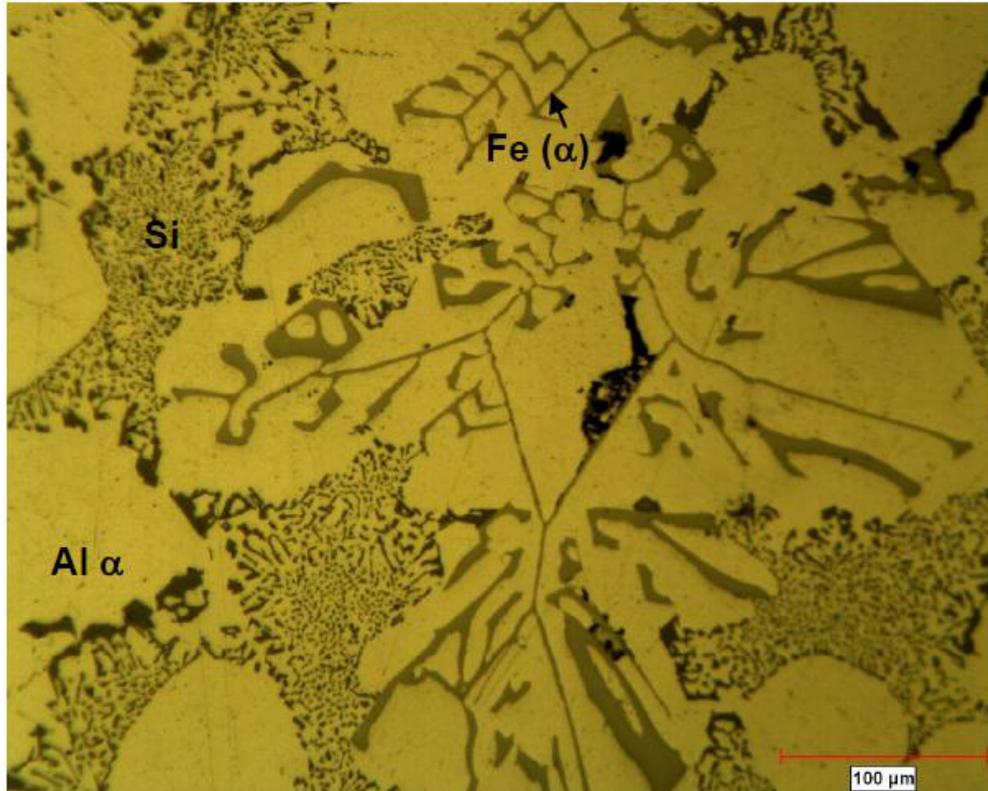
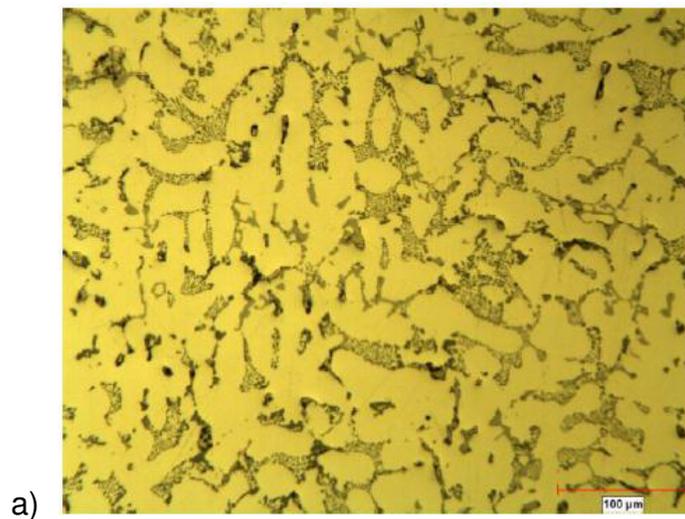


Fig. 5.25 Aleación AlSi7Cu3Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.

En la figura 5.27 se puede observar la influencia de la velocidad de solidificación en la microestructura, a mayores velocidades de enfriamiento el EDS es menor. [8].



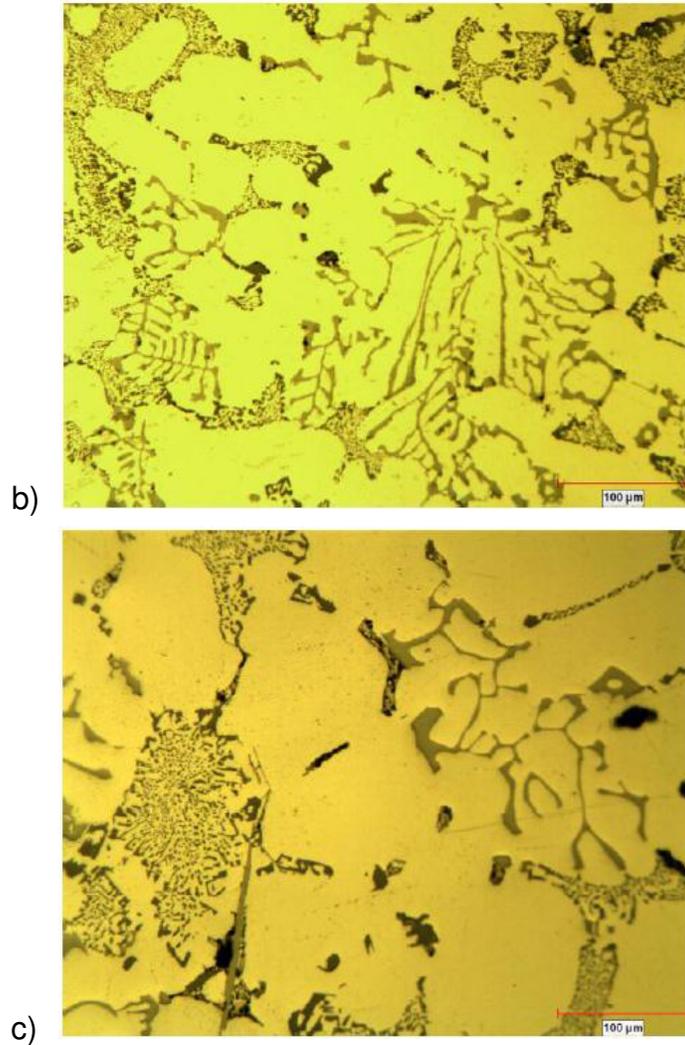


Fig. 5.26 Aleación AlSi7Cu3Mg, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 21 μm , 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 32 μm , 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 52 μm , 200X.

Aleación	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de tamaño de grano (μm)	Tamaño de Grano (ASTM)	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
AlSi7Cu3Mg	Alta	21	442	Mediano	0.08	72
	Media	32	474	Mediano	0.21	161
	Baja	52	475	Mediano	0.23	232

Tabla 5.6 Aleación AlSi7Cu3Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).

El grado de porosidad presente en las muestras es bajo, se obtuvo un porcentaje de 0.08% para las zonas de velocidad de solidificación alta con un EDS de $21\mu\text{m}$ y un tamaño de grano promedio de $442\mu\text{m}$ que según norma ASTM corresponde a tamaño de grano mediano; las muestras de la zona de velocidad de solidificación media tuvieron 0.21% de porosidad, EDS de $32\mu\text{m}$ y un tamaño de grano promedio de $474\mu\text{m}$ considerado como grano mediano (figura 5.28), la zona de velocidad de solidificación baja indicó 0.23% de porosidad, EDS de $52\mu\text{m}$, con un tamaño de grano promedio de $475\mu\text{m}$, que según la norma ASTM representa un grano mediano.

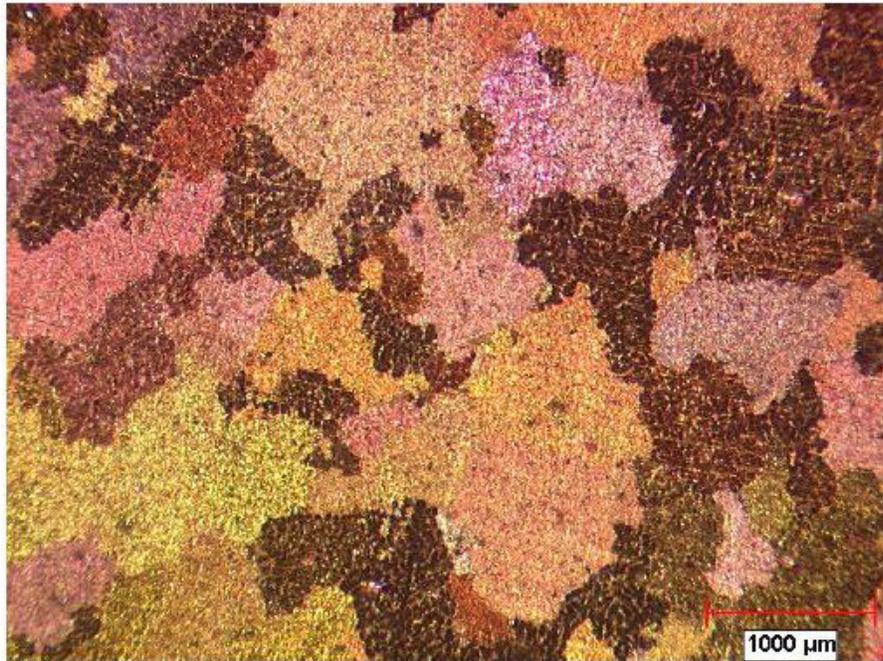


Fig. 5.27 *Aleación AlSi7Cu3Mg / condición de vaciado / Keler / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano $474\mu\text{m}$.*

5.7.2.- Resultados de conductividad térmica

Se presenta la misma tendencia del aumento de la conductividad térmica con el aumento de la velocidad de solidificación del material, la diferencia en conductividad térmica de las muestras con DAS de $20\mu\text{m}$ y $50\mu\text{m}$ se encuentra alrededor de los 5W/mK .

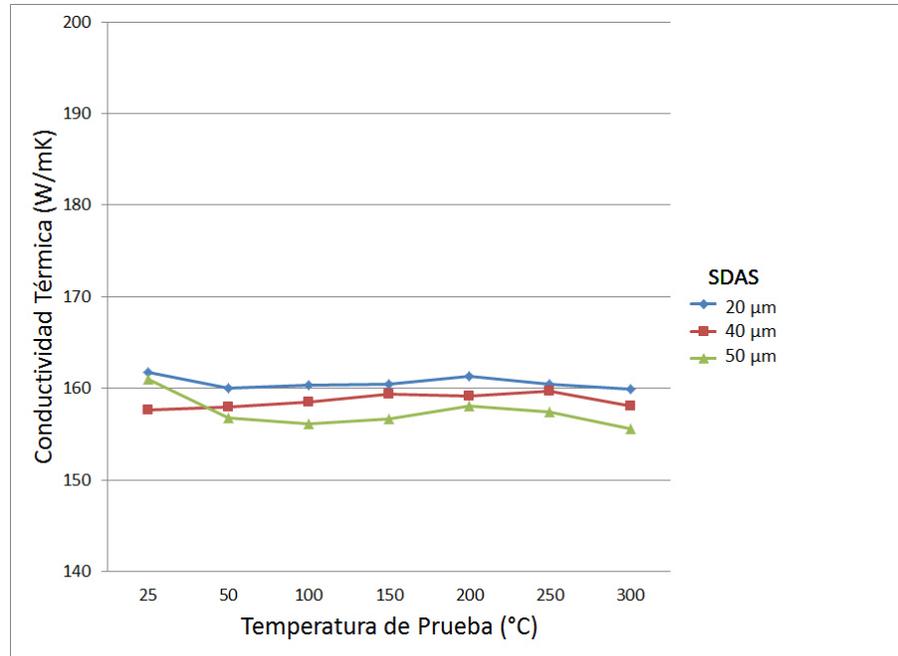


Fig. 5.28 Comportamiento de DAS, Temple en agua, T. Post-envejecido 250°C

El efecto del tipo de temple en la conductividad térmica es el mismo que en el resto de las aleaciones estudiadas, un temple en aire arroja un valor más alto de conductividad térmica, la diferencia con el temple en agua en conductividad térmica es de alrededor de los 2W/mK.

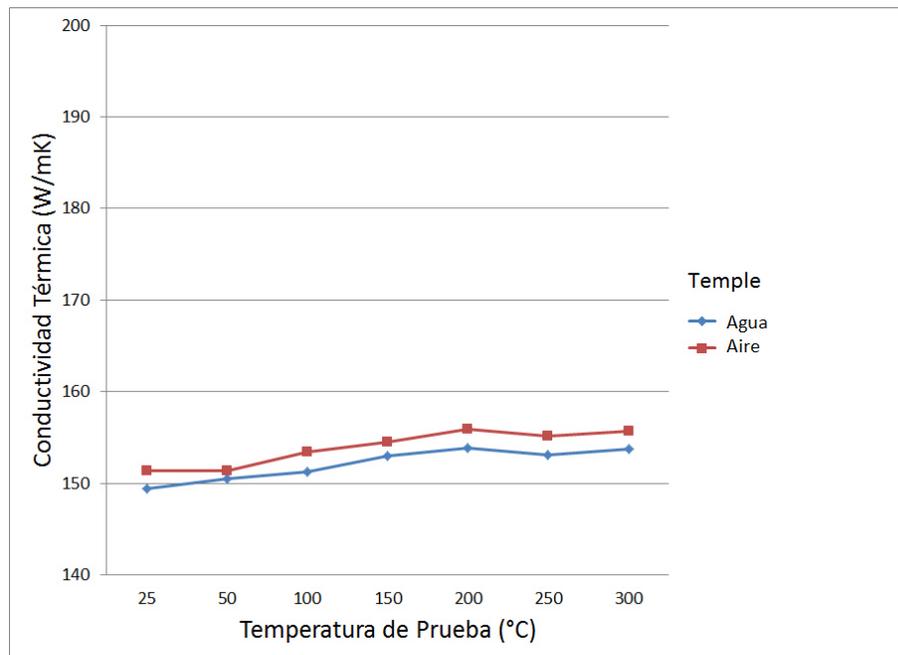


Fig. 5.29 Comportamiento de Temple, DAS de 50μm, T. Post-envejecido 200°C

En la figura 5.30 se puede observar que se mantiene la tendencia del aumento de la conductividad térmica con el aumento de la temperatura de post-envejecido, la muestra sometida a 300°C es la que presenta el valor más alto de conductividad térmica y la muestra analizada a temperatura ambiente (sin Post-envejecido) fue la que presentó los valores más bajos de conductividad.

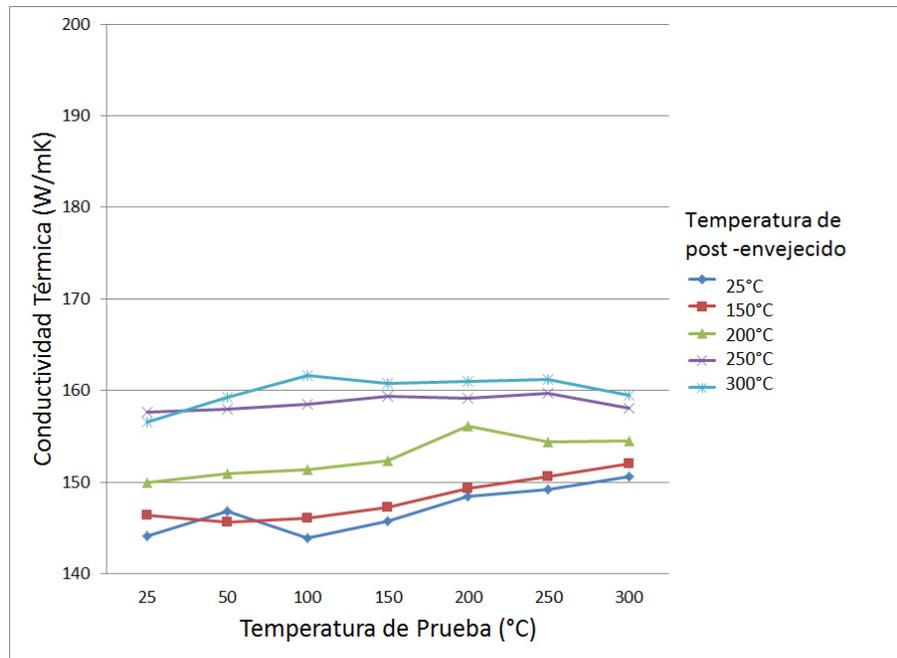


Fig. 5.30 Comportamiento de Post-envejecido, DAS de 40 μ m, Temple en agua

5.8.- Resultados de conductividad térmica en las diferentes aleaciones de estudio.

La conductividad térmica de las aleaciones, especialmente a elevadas temperaturas depende no solo de su composición química, también es altamente sensible a la microestructura o el tratamiento previo de la aleación. Todas las adiciones de elementos disminuyen la conductividad térmica. El elemento que más afecta la conductividad térmica es el titanio seguido por manganeso, silicio, hierro, cobre y zinc.

El efecto del contenido de silicio se puede observar en la aleación AlSi7Cu3Mg, la cual presenta un valor más alto en conductividad térmica que la aleación AlSi8Cu3Mg (ver figura 5.31). Este elemento es muy perjudicial en la conductividad térmica ya que con el contenido de silicio la fracción de la estructura eutéctica y el número de partículas primarias de silicio incrementan y por lo tanto incrementa también el número de zonas interfaciales, las cuales actúan como barreras para el flujo de calor [37].

Las aleaciones de aluminio AlSi7Mg u AlSi7MgCu0.5 contienen cantidades similares de silicio que las aleaciones AlSi7Cu3Mg y, la diferencia radica en el contenido de cobre, hierro y manganeso; estos elementos y el contenido de silicio ya mencionado son los responsables de la baja conductividad térmica presente en las aleaciones AlSi7Cu3Mg y AlSi8Cu3Mg. Este efecto se presenta por la estructura eutéctica de Al-Si (mayor contenido de silicio) y los compuestos intermetálicos en las áreas interdendríticas de la aleación.

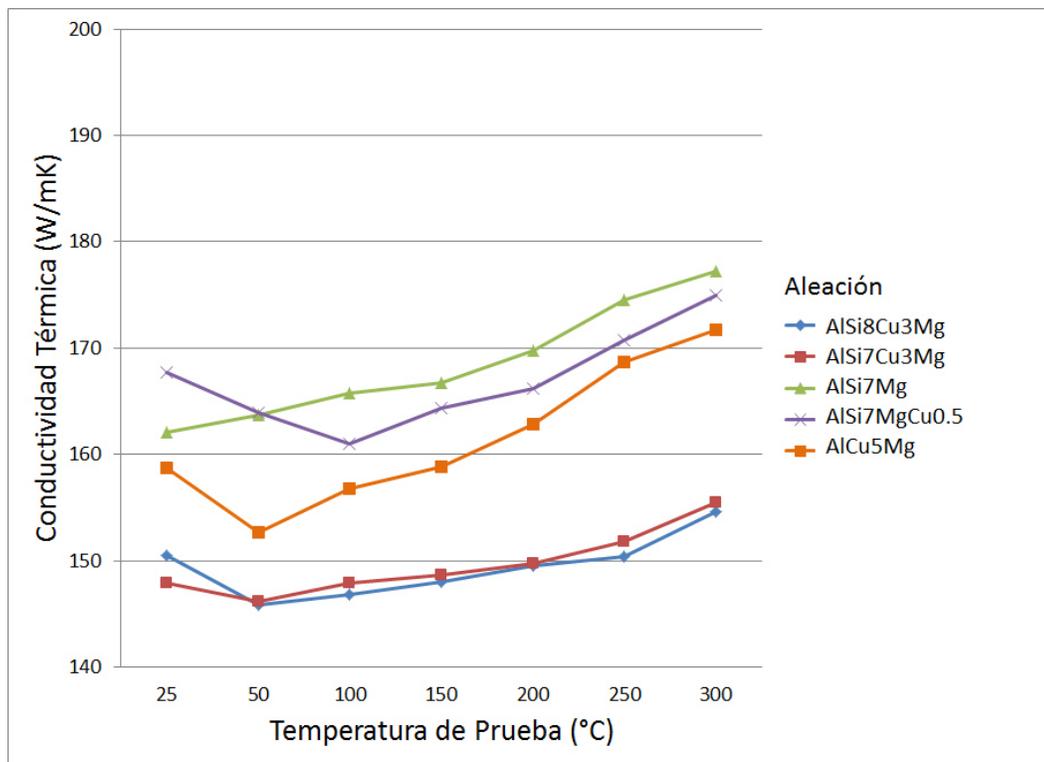


Fig. 5.31 Conductividad Térmica de 5 aleaciones de Aluminio, Velocidad de solidificación alta, Temple en agua y Sin tratamiento de Post-envejecido (25°C)

En la figura 5.32 se puede observar claramente que la Aleación AlCu5Mg es la que presenta el valor más alto en conductividad térmica en condiciones de post-envejecido de 300°C, este efecto en la aleación del incremento de la conductividad térmica de la muestra sin tratamiento de post-envejecido a la muestra post-envejecida a 300°C es debido a la precipitación de cobre con el aumento de temperatura, sufre el engrosamiento de los precipitados en la matriz de aluminio se comienzan a acomodar y permiten un mayor flujo de calor por lo que la conductividad térmica aumenta [37].

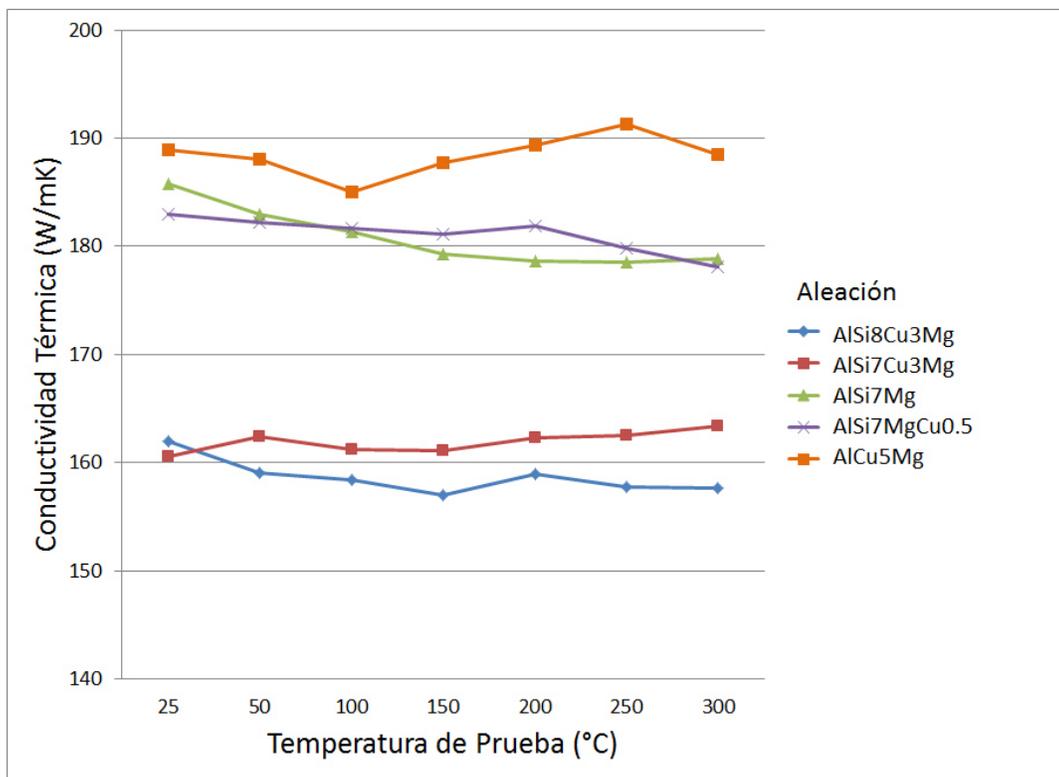


Fig. 5.32 Conductividad Térmica de 5 aleaciones de Aluminio, Velocidad de solidificación alta, Temple en agua y T. Post-envejecido de 300°C

CAPITULO 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Conclusiones

En la solidificación, la conductividad térmica es afectada por la velocidad de enfriamiento de la pieza, un enfriamiento rápido mejora notablemente la conductividad térmica del material.

La temperatura de post-envejecido es sumamente importante en la conductividad térmica, las muestras que no fueron sometidas a post-envejecido (RT) tuvieron la más baja conductividad térmica y las muestras con post-envejecido a temperatura de 300°C por 200hr tuvieron la más alta conductividad térmica. El incremento en la temperatura de post-envejecido nos conduce a un aumento en la conductividad térmica.

El tipo de temple presentó una pequeña diferencia en conductividad térmica, el temple en aire mostró un valor de conductividad térmica ligeramente mayor en comparación con el temple en agua.

El contenido de cobre en la aleación AlCu5Mg proporciona un aumento en la conductividad térmica a la temperatura de post-envejecido de 300°C.

El contenido de silicio, hierro y manganeso principalmente, afectan considerablemente la conductividad térmica en aleaciones de aluminio, razón por la cual las aleaciones AlSi7Cu3Mg y AlSi8Cu3Mg fueron las que presentaron el valor más bajo de conductividad térmica.

6.2 Recomendaciones

Evaluar la conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg a temperaturas de post-envejecido por encima de los 300°C para analizar el efecto del cobre en la aleación y evaluar si se sigue la tendencia del aumento en conductividad térmica.

Evaluar la relación entre la conductividad térmica y propiedades mecánicas a alta temperatura en una aleación AlCuMg variando el contenido de cobre.

Evaluar los precipitados formados durante el post-envejecido mediante técnicas de microscopía electrónica de transmisión.

BIBLIOGRAFIA

- [1]. ASM Handbook, Casting, ASM International, 1998, Vol. 8, pp. 1622.
- [2]. J. Gilbert Kaufman. Introduction to Aluminium Alloy and Tempers, ASM International, 2000, pp. 9-14.
- [3]. Donald R. Askeland. The Science and Engineering of Materials, 4 ed. Thompson, Missouri, 2004, pp. 358-364.
- [4]. Gruzleski, J.E. The Treatment of Liquid Aluminium-Si Alloys, ed. I. American Foundrymen's Society, Illinois, 1990.
- [5]. Victor Paramo. Esferoidización del Eutéctico en las Aleaciones de Aluminio Silicio. Universidad Autónoma. México, 1998.
- [6]. Li H.J., Shuvkumar S., Luo X.J., Apelian D. Influence of Modification on the Solution Heat Treatment Response of Cast Al-Si-Mg Alloys, Cast Metals, Vol.1 No. 4, 1989, pp. 227-234.
- [7]. Lennart Backerud., Guocai Chai., J. Tamminen. Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Foundry Alloys American Foundry Society, Vol 2, 1993.
- [8]. Cano Sigifredo. Análisis Térmico y Microestructural de una Aleación Al-Si Tipo A319. Universidad Autónoma de Nuevo León. México, 1996.
- [9]. Rosaura Aparicio Fernández., Carlos González Rivera., Gerardo Barrera Cardiel., Luis Gerardo Trápaga Martínez. Efecto del Sr en la Cinética de Modificación de la Aleación Al-Si A356 Mediante el Análisis Térmico de Fourier. Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la UMSNH. México, 2009.
- [10]. Andrade Rocío. Variación de las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si-Mg en función del espaciamiento dendrítico secundario y de los parámetros de tratamiento térmico. Instituto Tecnológico de Saltillo. México, 2001.
- [11]. ASM Handbook, Heat Treating of Aluminum Alloys, Vol.4, ASM International, 1991.
- [12]. John E. Hatch. Aluminum, Properties and Physical Metallurgy, American Society for Metals, 1984.
- [13]. Charlie R. Brooks. Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys, ASM Handbook, Vol.4, ASM International, 1991.

- [14]. A. Rudajevová., M. StaneK., P. Lukac. Determination of thermal diffusivity and thermal conductivity of Mg-Al alloys, Elsevier, 2003.
- [15]. F. Stadler., H. Antrekowitsch., W. Fragner., H. Kaufmann., E.R. Pinatel., P.J. Uggowitzer. The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys, Elsevier, 2013.
- [16]. E. Ozturk., S. Aksoz., K. Keslioglu., N. Marasli. The measurement of thermal conductivity variation with temperature for Sn-20 wt.% In based lead-free ternary solders, Elsevier, 2013.
- [17]. H. Ohta., T. Baba., H. Shibata., Y. Waseda. Evaluation of the effective sample temperature in thermal diffusivity measurements using the laser flash method November 2002, Vol. 23, Issue 6, pp. 1659-1668.
- [18]. W. J. Parker., R. J. Jenkins., C. P. Butler., G. L. Abbot. Flash method of determining thermal diffusivity, heat capacity and thermal conductivity, J Appl Phys 32 (9), 1961.
- [19]. K. D. Maglic., R. E. Taylor. Compendium of Thermophysical Properties Measurement Methods, Plenum Press New York, 1984, Vol 2, pp. 281-314.
- [20]. A. Cezairliyan., T. Baba., R. E. Taylor. A High-Temperature Laser-Pulse Thermal Diffusivity Apparatus, 1994, Vol 15, pp. 317.
- [21]. R. P. Tye. Compendium of Thermophysical Properties Measurement Methods, Eds. K. Maglic et al, Plenum Press New York, 1994, Vol.2, pp. 77-97
- [22]. J. N. Sweet., M. Moss., C. E. Sisson. Thermal Conductivity 18, Eds T Ashworth, D R Smith, Plenum Press, New York, 1985, pp. 43-59
- [23]. R. Brandt., G. Neuer. Advanced Engineering Materials, 2003, Vol. 5, pp. 52-55
- [24]. H. Szelagowski., R. Taylor. High Temp-High Press, 1998, Vol. 30, pp. 343-350.
- [25]. T. Iida., R. Guthrie., The Physical Properties of Liquid Metals Clarendon Press, Oxford, 1988, pp. 232.
- [26]. ASTM E1530. Standard Test Method for Evaluating the Resistance to Thermal Transmission of Materials by the Guarded Heat Flow Meter Technique, 2004.
- [27]. C J Shirliffe., R P Tye. Guarded Hot Plate and Heat-Flow Meter Technology, Philadelphia, 1985.
- [28]. S. Klarsfield. Compendium of Thermophysical Properties Measurement Methods, Eds K Maglic et al, 1984, pp. 169-174.

- [29]. L. Kubicar. High Temp-High Press, 1991, Vol. 23, pp. 40.
- [30]. T. Log., S. E. Gustafsson. Fire and Materials, 1995, Vol.19, pp. 43-49.
- [31]. U. Hammerschmidt., W Sabuga. Transient Hot Wire Method, 2000, Vol. 21, pp. 1255 –1278.
- [32]. Cowan, R. D. Proposed Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures, 1961, Vol. 32, pp. 1363-1370.
- [33]. Designation: E1461. Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method, 2007.
- [34]. Linseis Thermal Analysis. <http://www.linseis.com/es/nuestros-productos/conductividad-termica-difusividad-termica/xf-a-300600-xenonflash/>.
- [35]. Horst Czichos., Tetsuya Saito., Leslie R. Smith. Springer Handbook of Materials Measurement Methods, 1st ed., 2006.
- [36]. C. Vincent., J.F. Silvain., J.M. Heintz., N. Chandra. Effect of porosity on the thermal conductivity of copper processed by powder metallurgy, 2012, Vol. 73, pp. 499–504.
- [37]. Veijo Rauta. On the effect of heat and metallurgical treatments on the thermal conductivity of cast aluminium alloys, 2015.
- [38]. Karl J. Gross. Practices for Characterizing Engineering Properties of Hydrogen Storage Materials, H2 Technology Consulting LLC Bruce Hardy, of Savannah River National Laboratory, 2013.
- [39]. Alejandro Manzano Ramirez., Francisco J. Espinoza Beltran., J. Martin Yañez-Limón., Yuri V. Vorobiev., Jesús González Hernández. A microscopic model for the thermal conductivity of a porous 380-aluminium alloy, 1999.

LISTA DE FIGURAS

Figura. 2.1 Esquema morfológico típico de las dendritas	12
Figura. 2.2 Efecto del tiempo de solidificación en el EDS	14
Figura. 2.3 Efecto del EDS en las propiedades mecánicas	15
Figura. 2.4 Microestructuras presentes en las muestras de A356 (a) sin Sr (b) con Sr obtenidas mediante microscopía óptica	16
Figura. 3.1 Esquema de un sistema típico del método laser flash	23
Figura. 3.2 Aparato de conductividad térmica por método comparativo	25
Figura. 3.3 Arreglo para medir resistividad eléctrica de metales hasta y por encima del punto de fusión	27
Figura. 3.4 Aparato de medición de flujo térmico protegido	28
Figura. 3.5 Método de placa aislada	30
Figura. 3.6 Método de hilo caliente	32
Figura. 3.7 Diagrama esquemático del aparato Láser Flash	35
Figura. 4.1 Esquema de matriz de experimentos	38
Figura. 4.2 Moldes de arena para vaciado de aleaciones / lingote tipo cuña	39
Figura. 4.3 Diagrama de corte en cuña para obtener tochos para análisis	40
Figura. 4.4 Medición de EDS mediante técnica de intercepción lineal	43
Figura. 4.5 XFA Xenon flash apparatus	45
Figura. 4.6 Muestras recubiertas con pintura de grafito	46
Figura. 5.1 Aleación AlCu5Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja – 200X	49
Figura. 5.2 Aleación AlCu5Mg en condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, 100X. b) velocidad de solidificación media, 100X. c) velocidad de solidificación baja, 100X	50

Figura. 5.3 Aleación AlCu5Mg / condición de vaciado / Keller / 100X / velocidad de solidificación baja / tamaño de grano extra fino 122µm	51
Figura. 5.4 Comportamiento de DAS, temple en aire, T. Post-envejecido 200°C	52
Figura. 5.5 Comportamiento de temple, DAS de 30µm, T. Post-envejecido 200°C	53
Figura. 5.6 Comportamiento de post-envejecido, DAS de 30µm, temple en agua	54
Figura. 5.7 Aleación AlSi7Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja – 200X	55
Figura. 5.8 Aleación AlSi7Mg en condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 20µm, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 30µm, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 50µm, 200X.	56
Figura. 5.9 Aleación AlSi7Mg / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 588 µm.	57
Figura. 5.10 Comportamiento de DAS, temple en aire, T. Post-envejecido 150°C	58
Figura. 5.11 Comportamiento de temple, DAS de 40µm, T. Post-envejecido 250°C	59
Figura. 5.12 Comportamiento de post-envejecido, DAS de 30µm, temple en aire	60
Figura. 5.13 Aleación AlSi7MgCu0.5 en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.	61
Figura. 5.14 Aleación AlSi7MgCu0.5, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 22µm, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 34µm, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 65µm, 200X.	62
Figura. 5.15 Aleación AlSi7MgCu0.5 / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 585µm.	63
Figura. 5.16 Comportamiento de DAS, temple en agua, T. post-envejecido 250°C	64

Figura. 5.17 Comportamiento de temple, DAS de 30 μ m, T. post-envejecido 250°C	65
Figura. 5.18 Comportamiento de post-envejecido, Das de 40 μ m, temple en agua	66
Figura. 5.19 Aleación AlSi8Cu3Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.	67
Figura. 5.20 Aleación AlSi8Cu3Mg, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 23 μ m, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 30 μ m, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 50 μ m, 200X.	68
Figura. 5.21 Aleación AlSi8Cu3Mg / condición de vaciado / Keler / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 593 μ m.	70
Figura. 5.22 Comportamiento de DAS, temple en aire, T. post-envejecido 300°C	71
Figura. 5.23 Comportamiento de temple, DAS de 20 μ m, T. post-envejecido 150°C	72
Figura. 5.24 Comportamiento de post-envejecido, DAS de 30 μ m, Temple en agua	73
Figura. 5.25 Aleación AlSi7Cu3Mg en condición de vaciado – velocidad de solidificación baja - 200X.	74
Figura. 5.26 Aleación AlSi7Cu3Mg, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 21 μ m, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 32 μ m, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 52 μ m, 200X.	75
Figura. 5.27 Aleación AlSi7Cu3Mg / condición de vaciado / Keler / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 474 μ m.	76
Figura. 5.28 Comportamiento de DAS, temple en agua, T. post-envejecido 250°C	77
Figura. 5.29 Comportamiento de temple, DAS de 50 μ m, T. Post-envejecido 200°C	77
Figura. 5.30 <i>Comportamiento de post-envejecido, DAS de 40μm, Temple en agua</i>	78

Figura. 5.31 Conductividad térmica de 5 aleaciones de Aluminio, Velocidad de solidificación alta, temple en agua y sin tratamiento de post-envejecido (25°C) 79

Figura. 5.32 *Conductividad térmica de 5 aleaciones de aluminio, velocidad de solidificación alta, temple en agua y T. post-envejecido de 300°C* 80

LISTA DE TABLAS

Tabla. 2.1 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para trabajo mecánico	6
Tabla. 2.2 Sistema de designación de aleaciones de aluminio para fundición	7
Tabla. 2.3 Sistema de designación de tratamientos básicos en las aleaciones de aluminio	7
Tabla. 2.4 Sistemas de designación del tratamiento térmico H	8
Tabla. 2.5 Sistemas de designación del tratamiento térmico T	8
Tabla. 4.1 Especificación química de las aleaciones de estudio	39
Tabla. 4.2 Parámetros de tratamiento térmico	41
Tabla. 4.3 Tamaño de grano de acuerdo al procedimiento ASTM E112 preparado por AFS.	44
Tabla. 5.1 Análisis químico de las cinco aleaciones de aluminio	48
Tabla. 5.2 Aleación AlCu5Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes perfiles de solidificación, procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).	51
Tabla. 5.3 Aleación AlSi7Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).	57
Tabla. 5.4 Aleación AlSi7MgCu0.5 - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).	62
Tabla. 5.5 Aleación AlSi8Cu3Mg - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986).	69

Tabla. 5.6 Aleación *AlSi8Cu3Mg* - resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad en las tres diferentes velocidades de solidificación, Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986). 75

APENDICE A

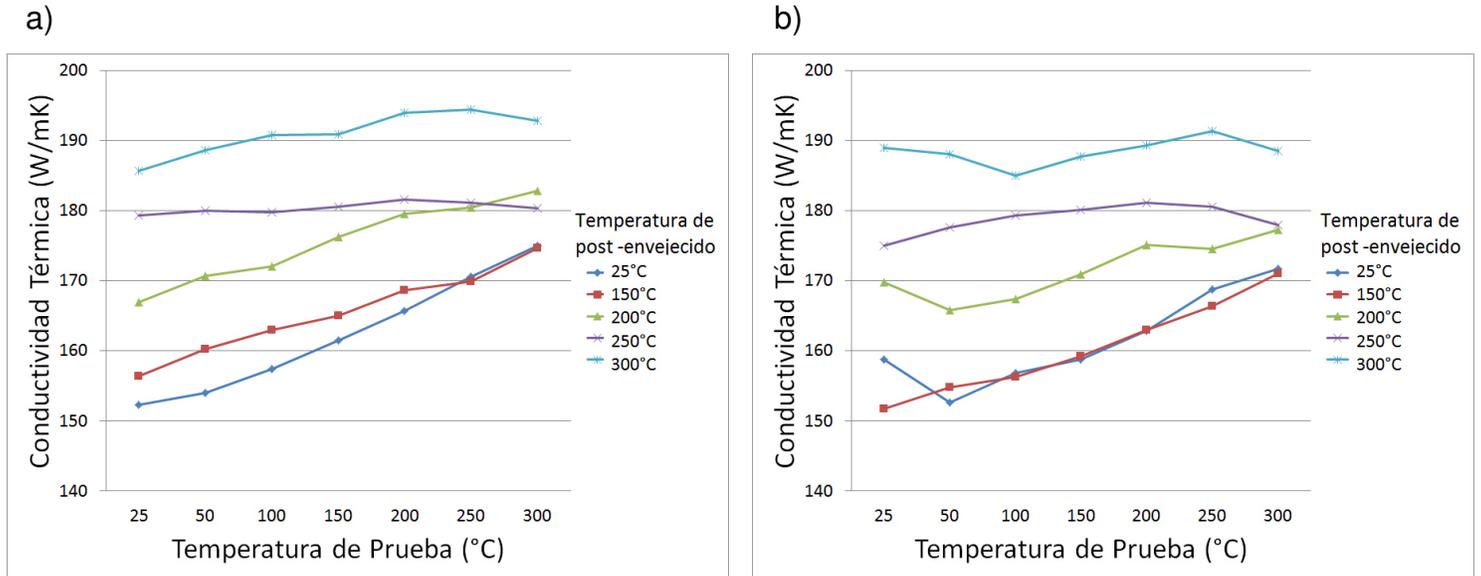


Figura A1. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación alta. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

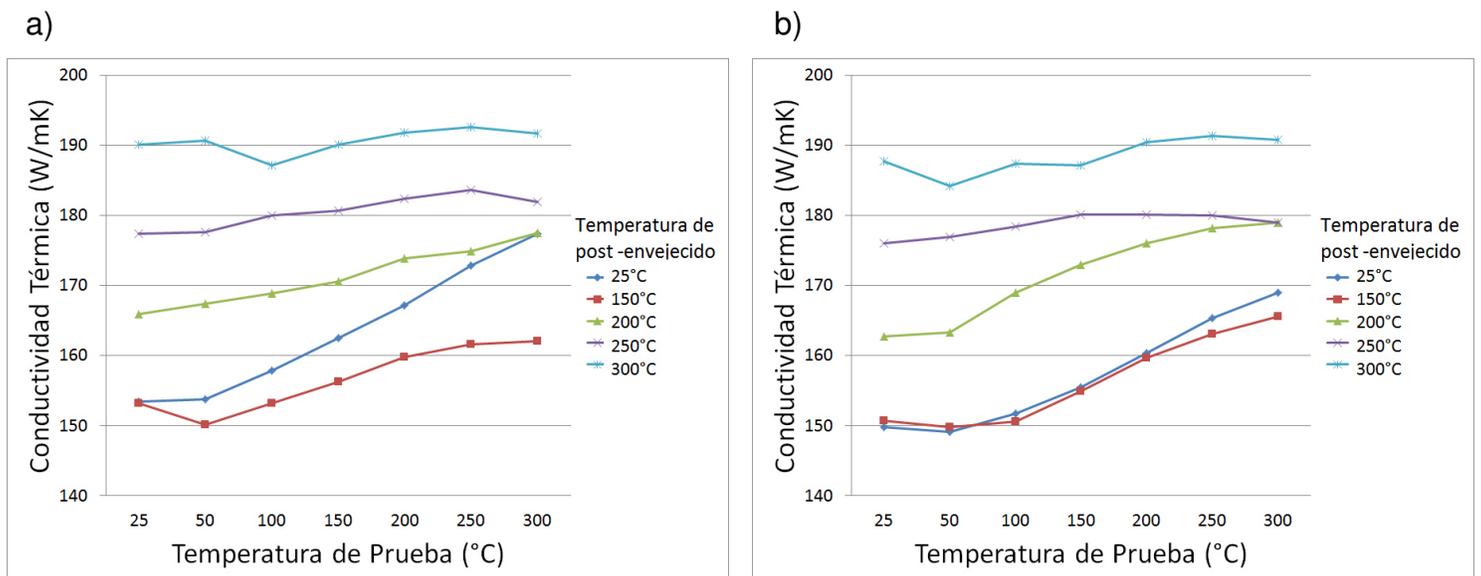


Figura A2. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación media. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

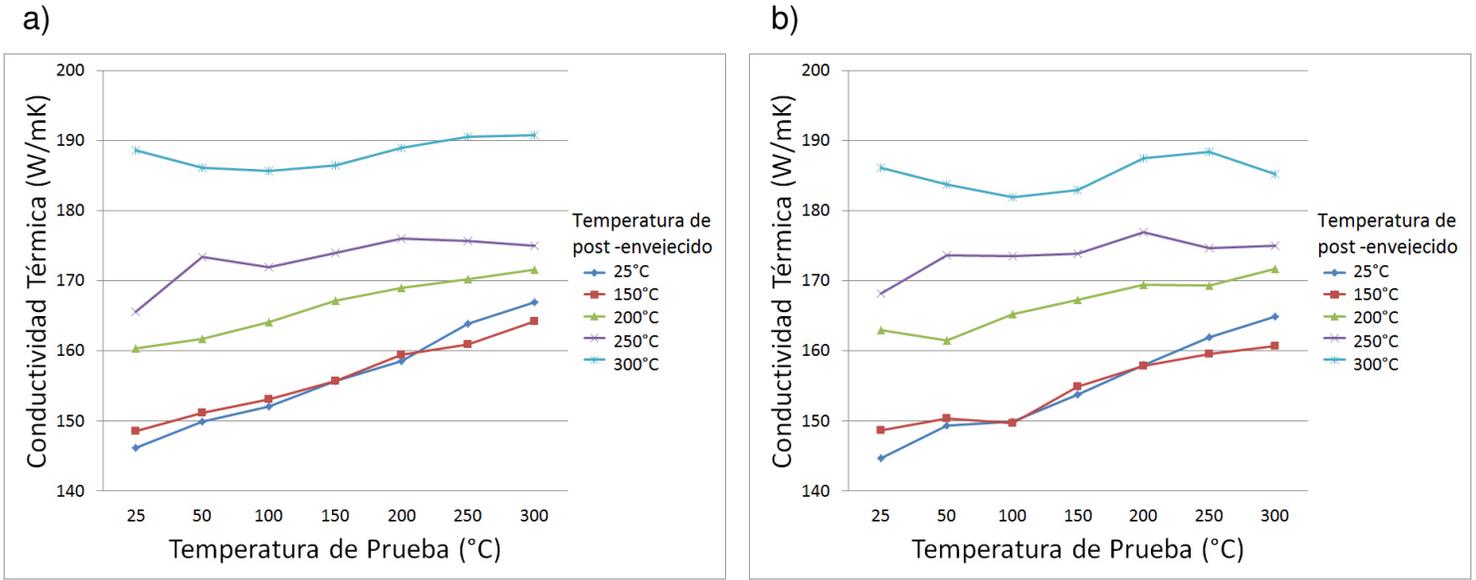


Figura A3. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación baja. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

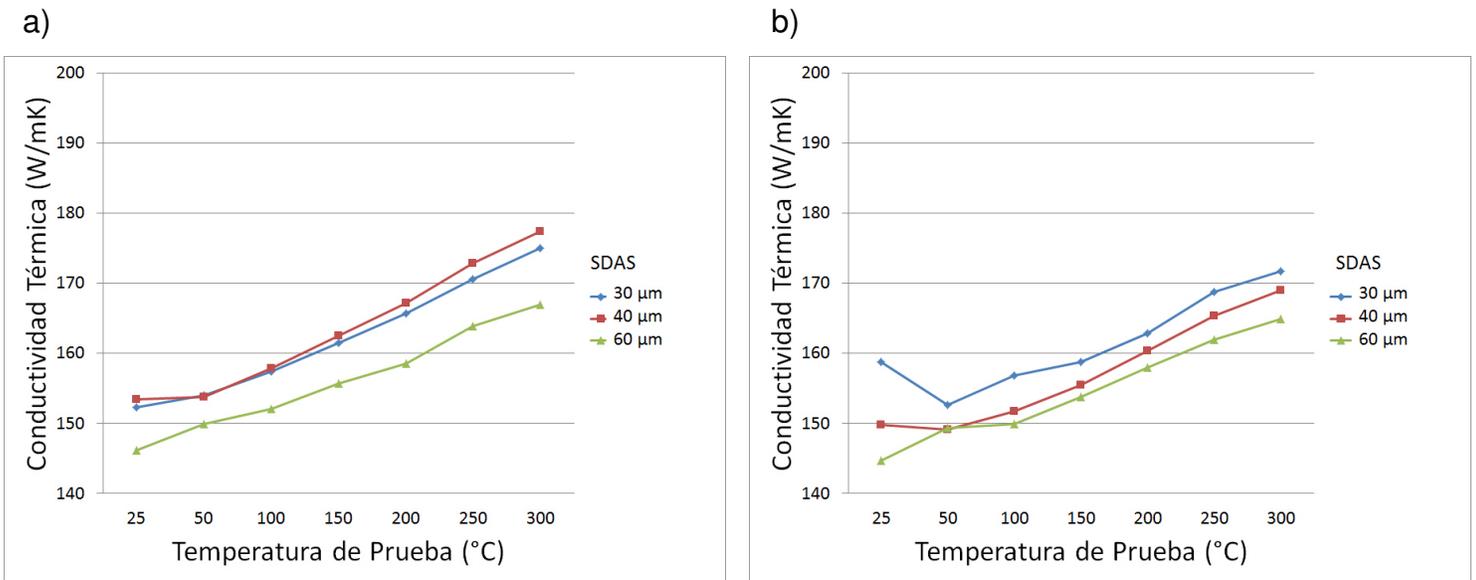


Figura A4. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, DAS en muestra sin post-envejecido (25°C). Temple en Aire (a) y en Agua (b).

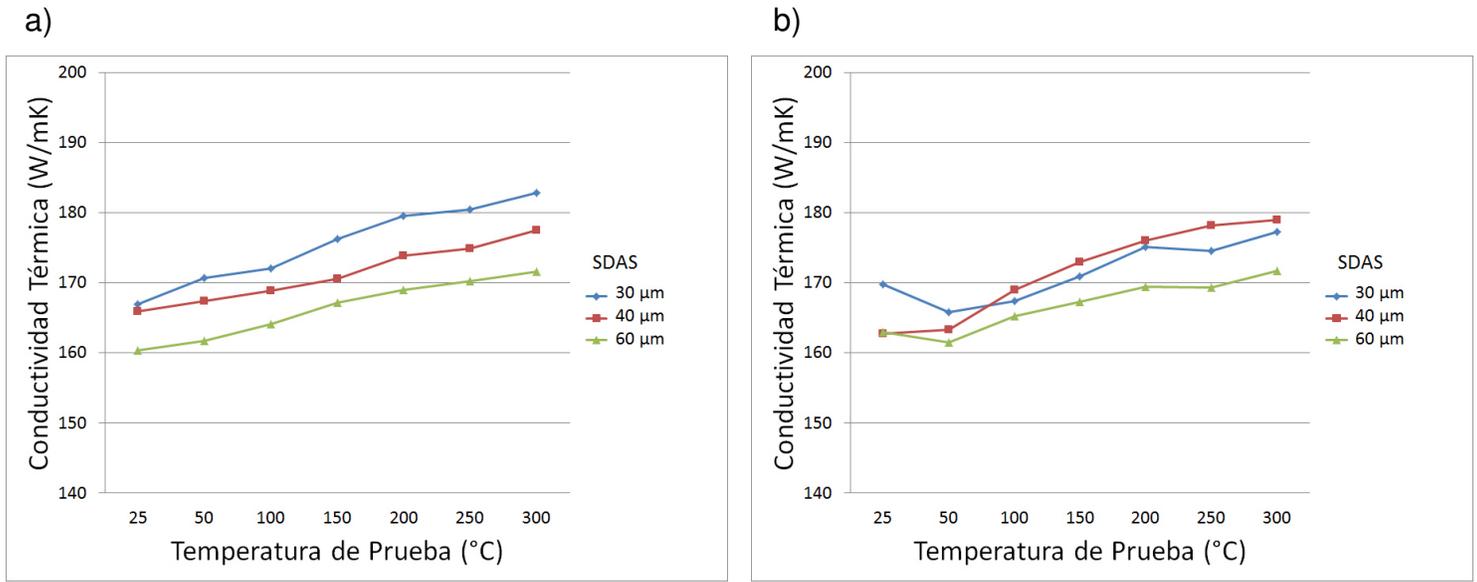


Figura A5. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 200°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

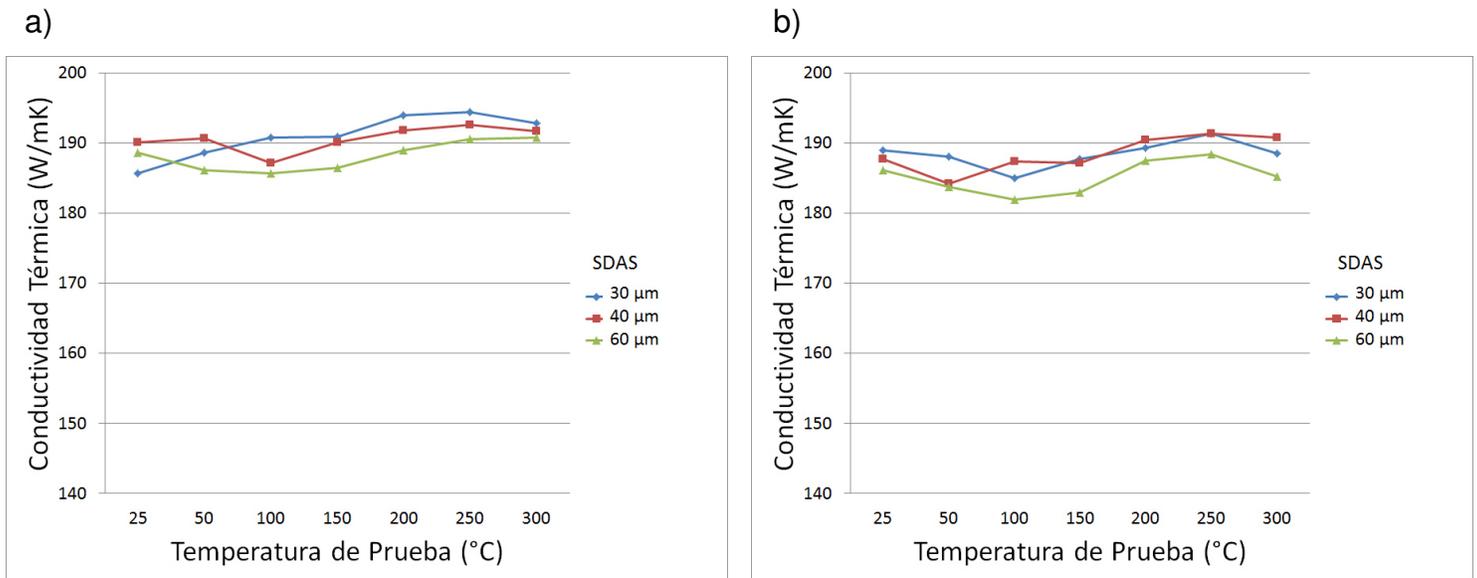


Figura A6. Conductividad térmica de la aleación AlCu5Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 300°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

APENDICE B

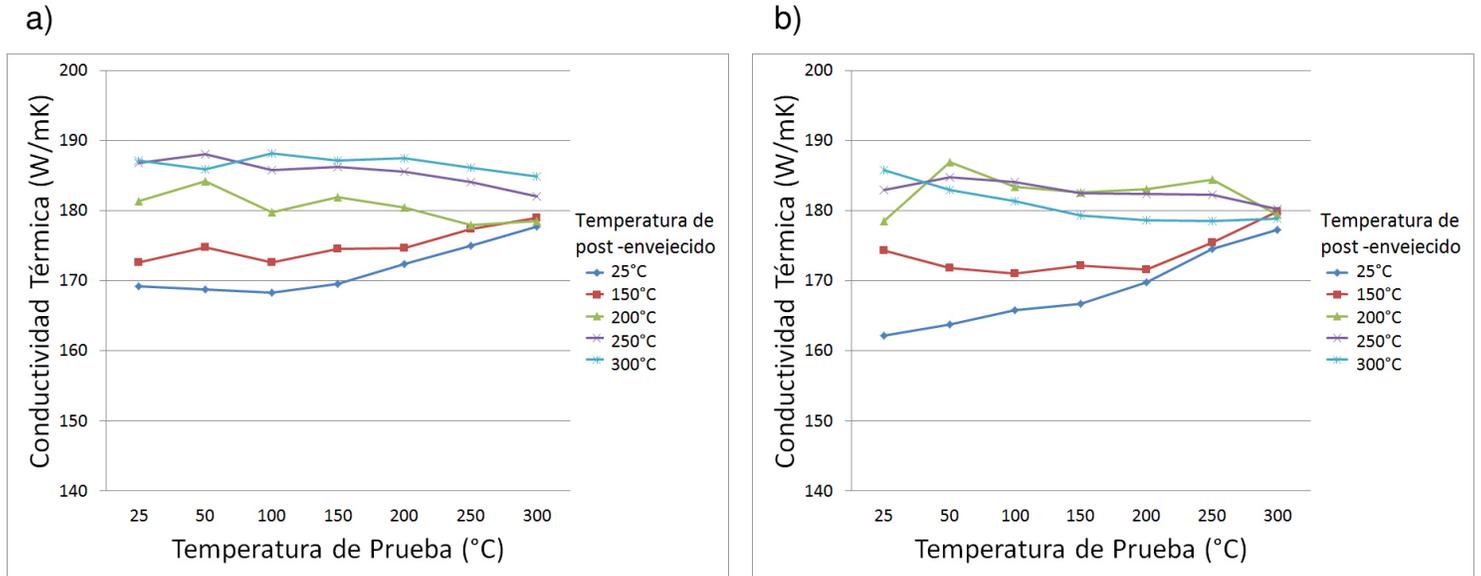


Figura B1. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación alta. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

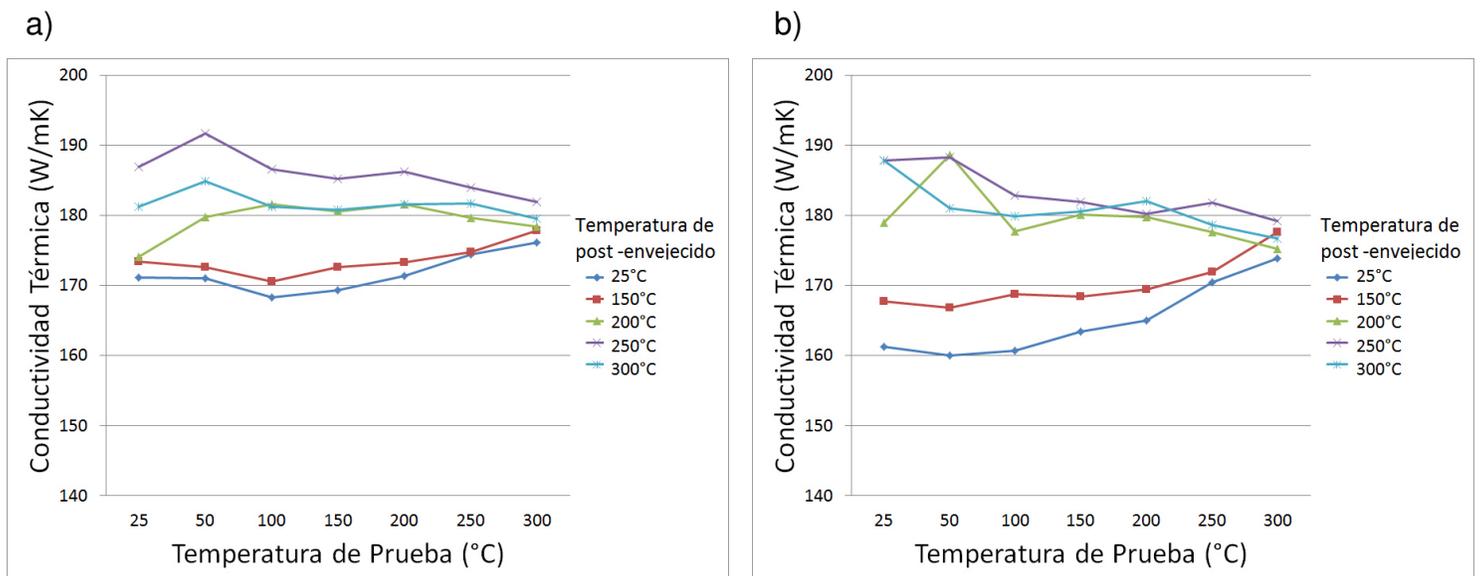


Figura B2. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación media. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

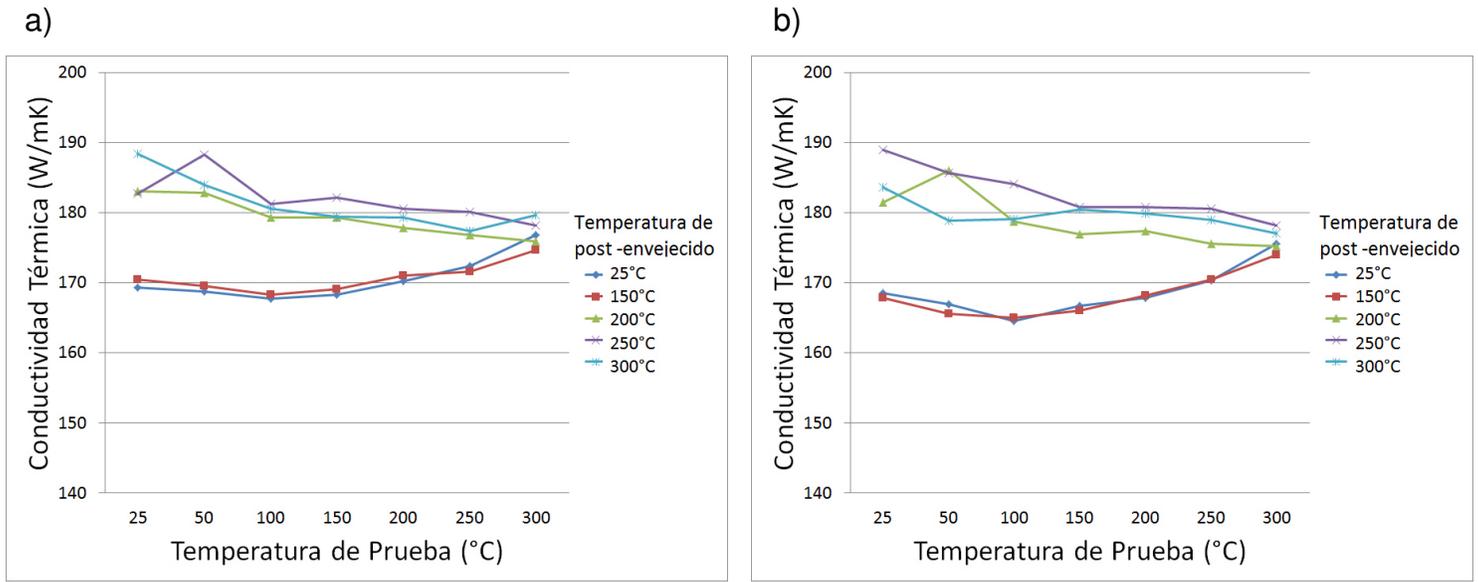


Figura B3. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación baja. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

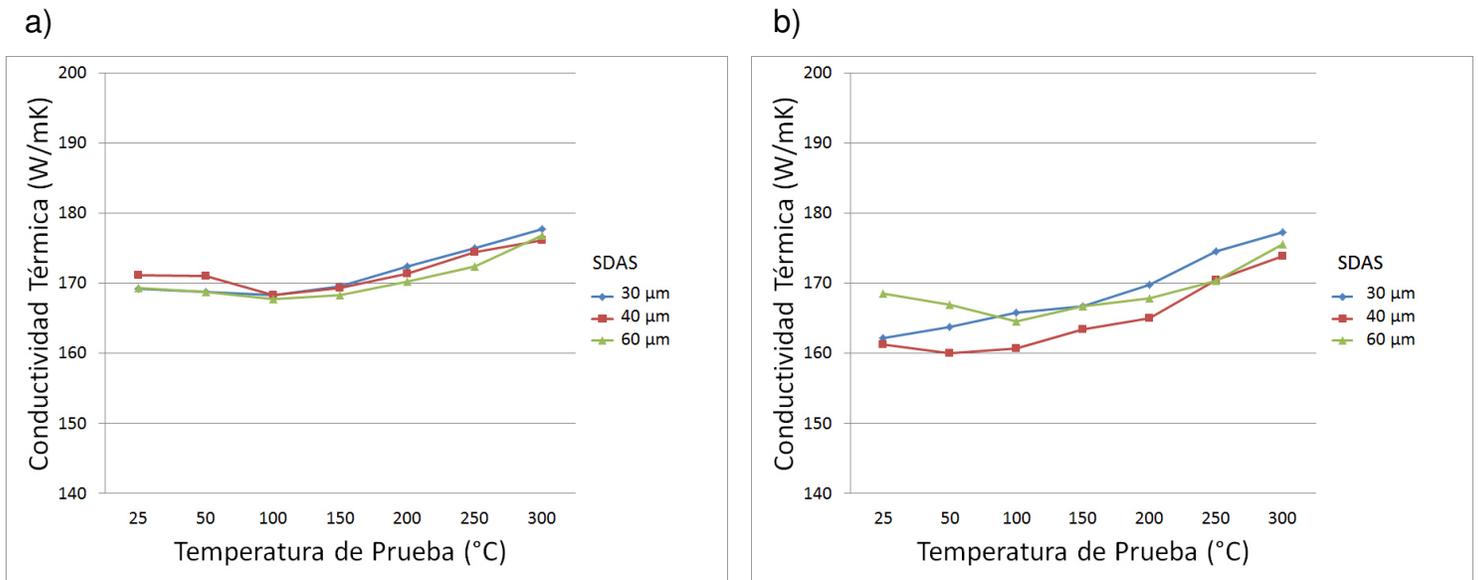


Figura B4. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, DAS en muestra sin post-envejecido (25°C). Temple en Aire (a) y en Agua (b).

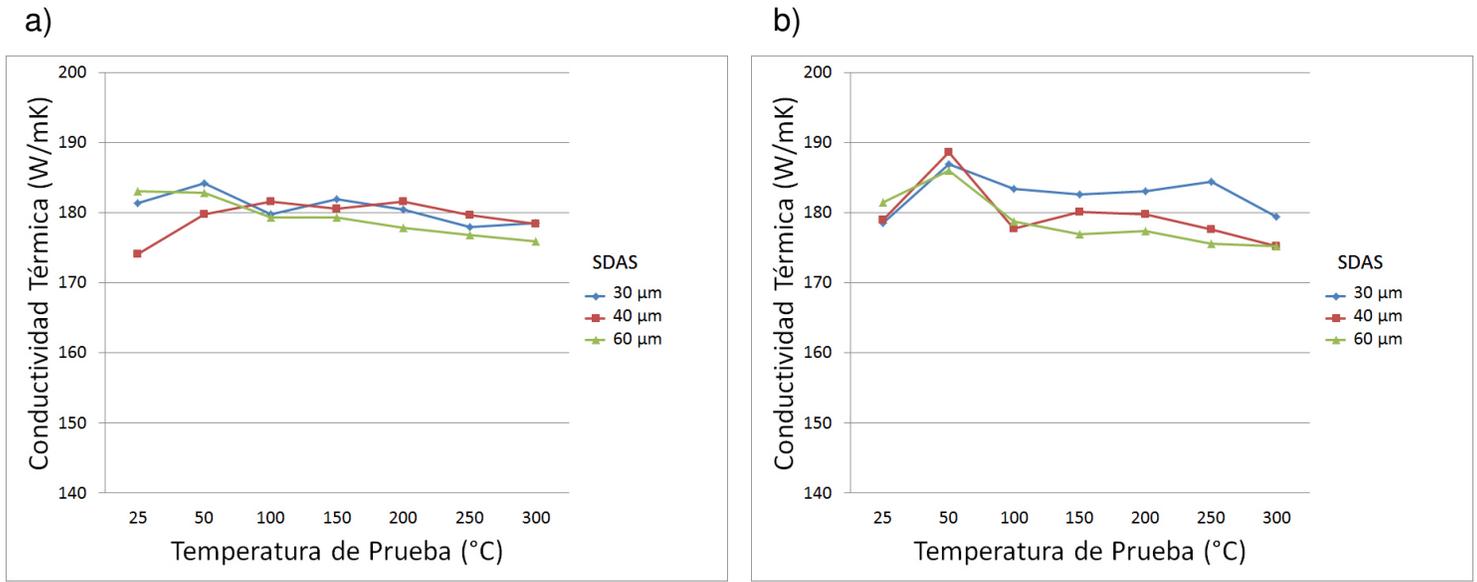


Figura B5. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 200°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

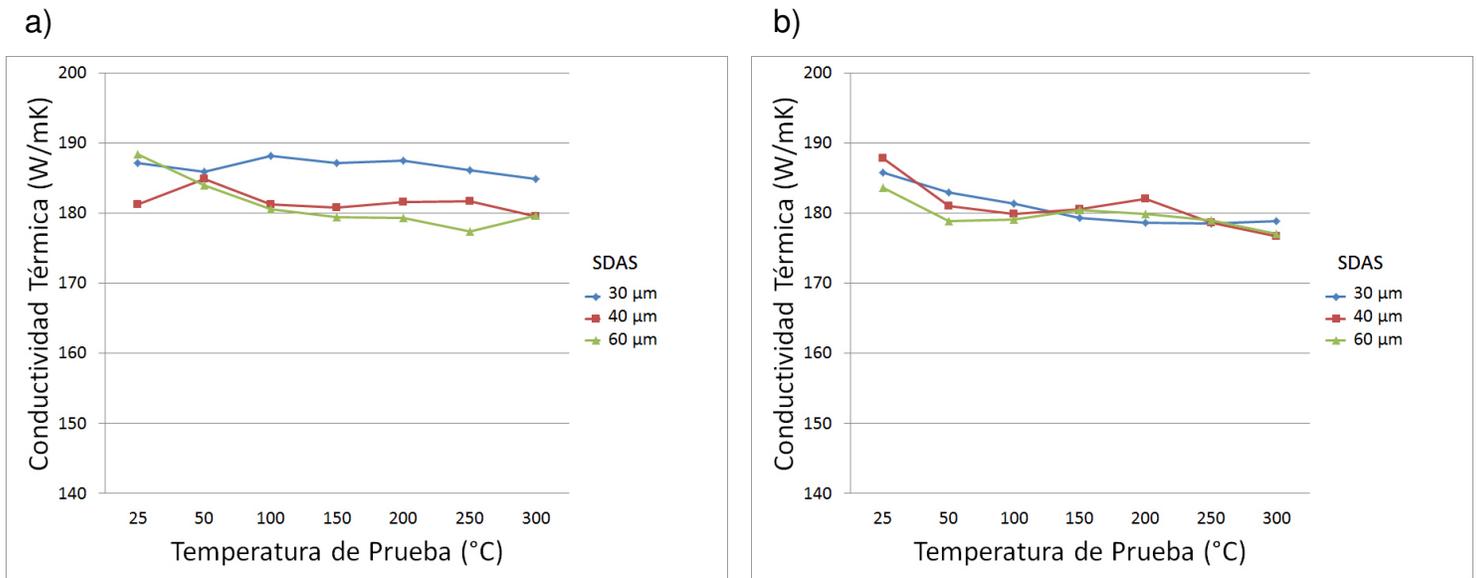


Figura B6. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 300°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

APENDICE C

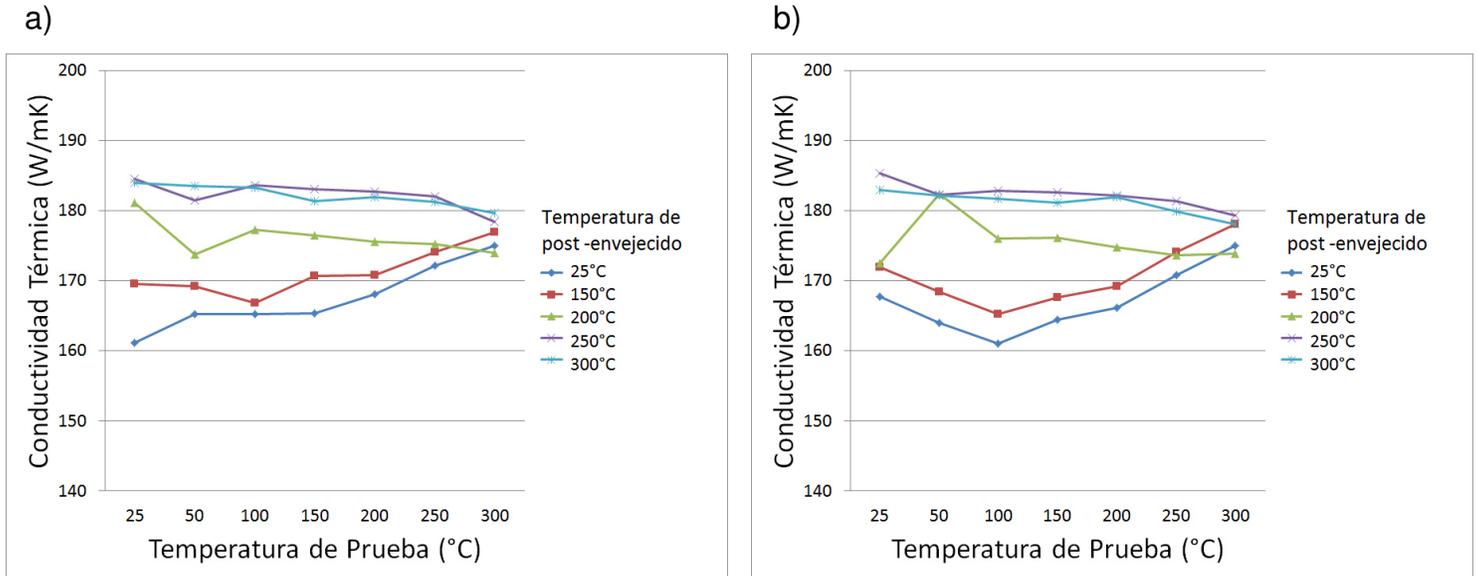


Figura C1. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación alta. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

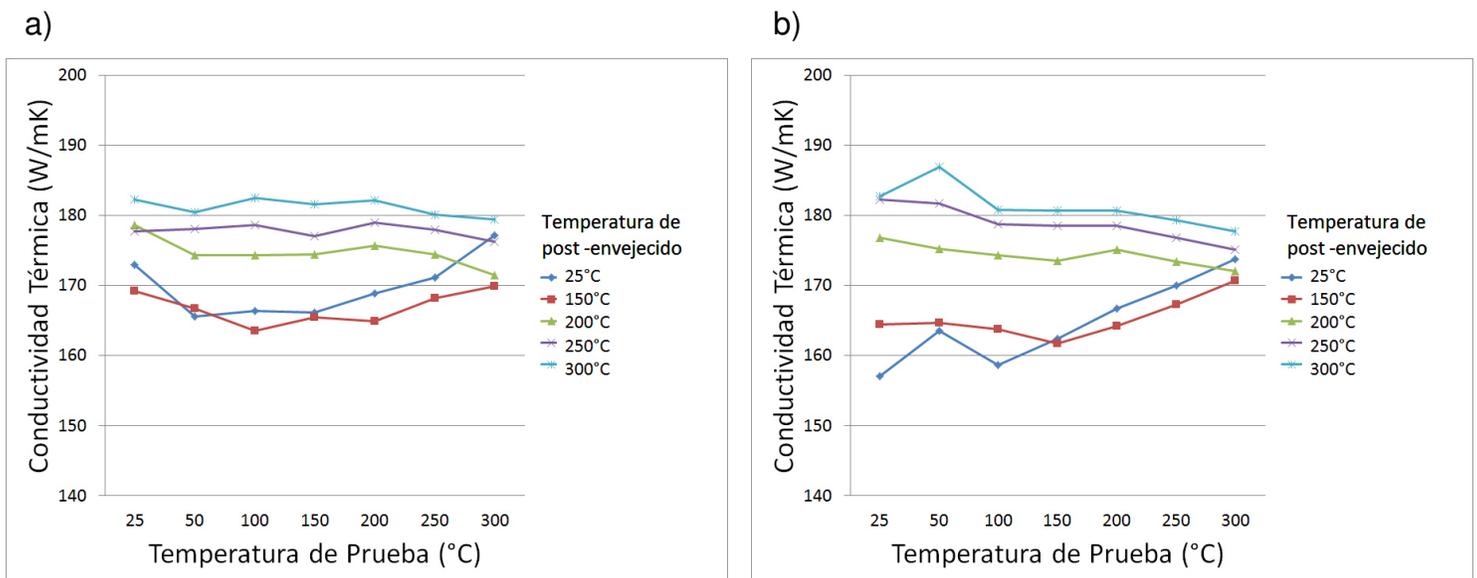


Figura C2. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación media. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

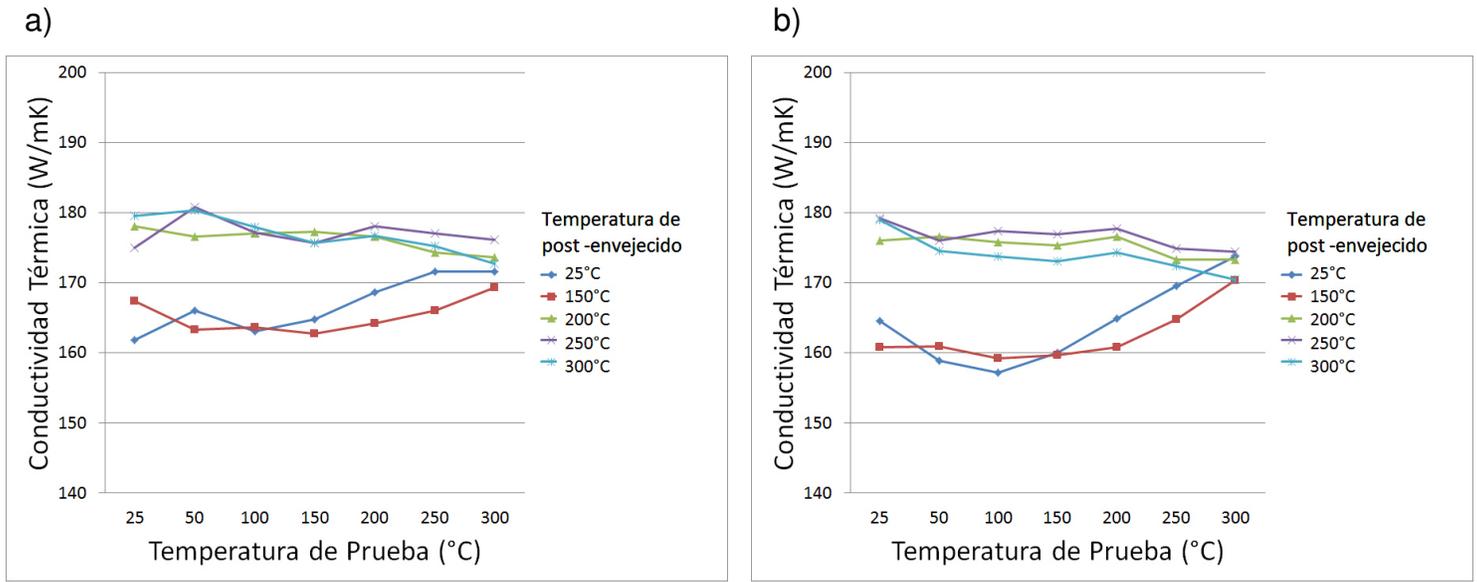


Figura C3. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación baja. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

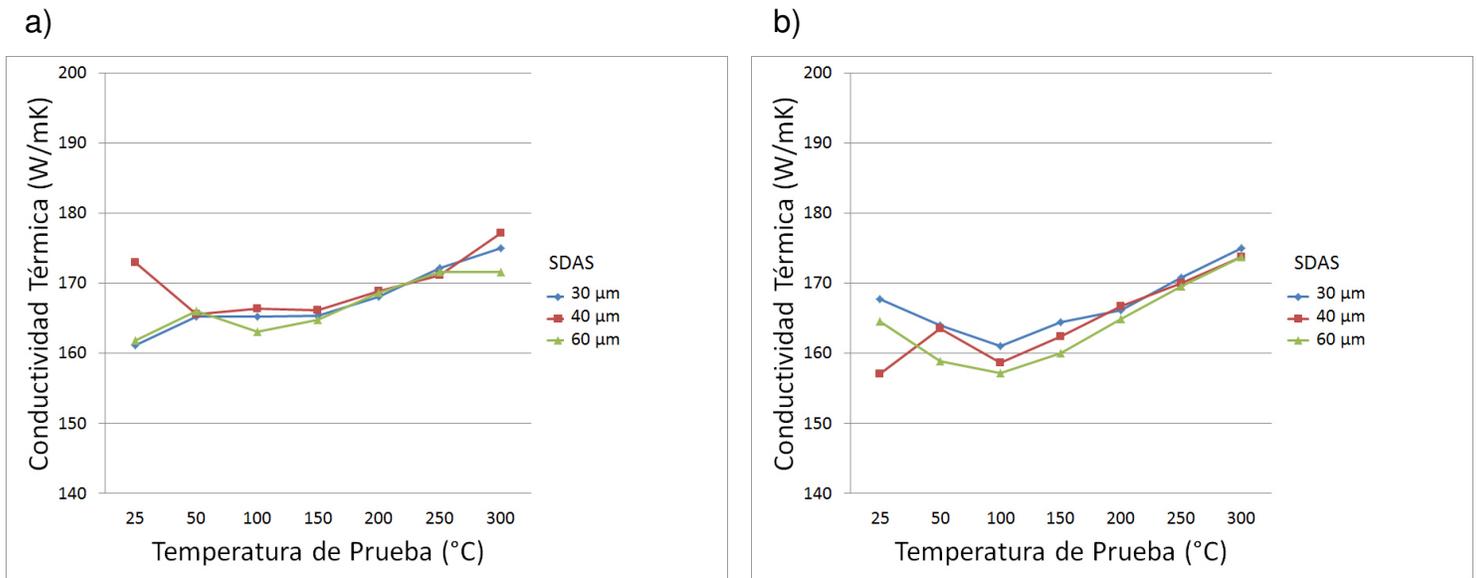


Figura C4. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, DAS en muestra sin post-envejecido (25°C). Temple en Aire (a) y en Agua (b).

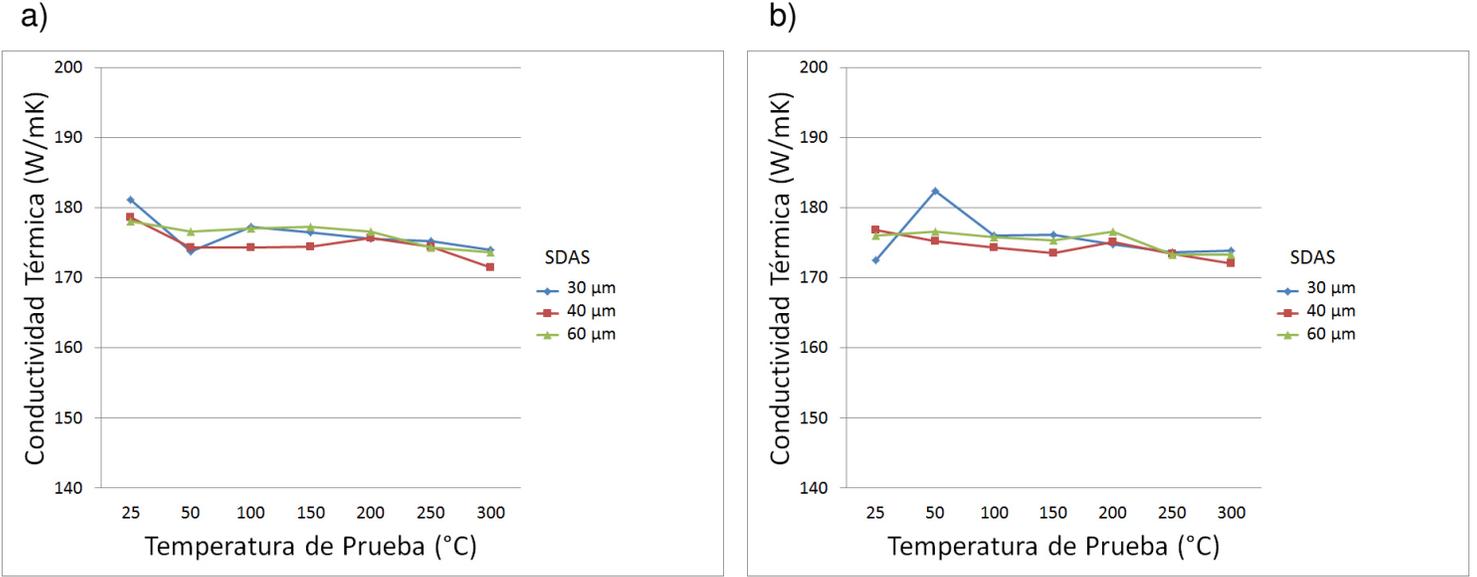


Figura C5. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, DAS con temperatura de post-
envejecido de 200°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

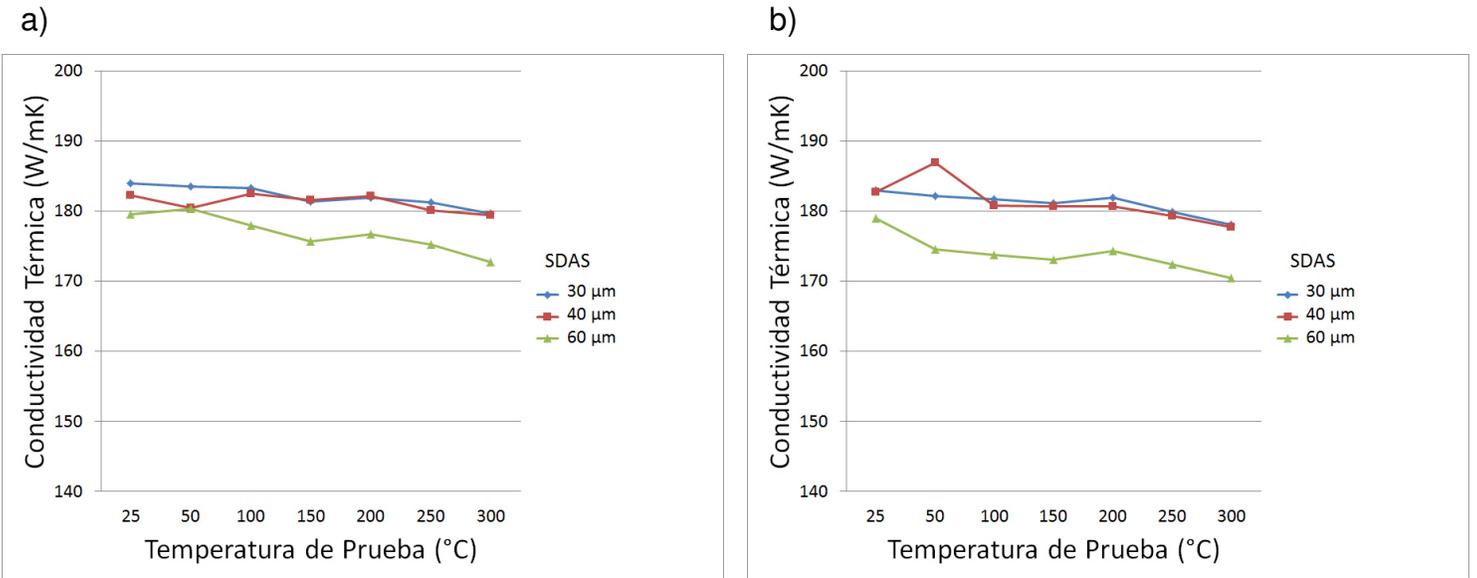


Figura C6. Conductividad térmica de la aleación AlSi7MgCu0.5, DAS con temperatura de post-
envejecido de 300°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

APENDICE D

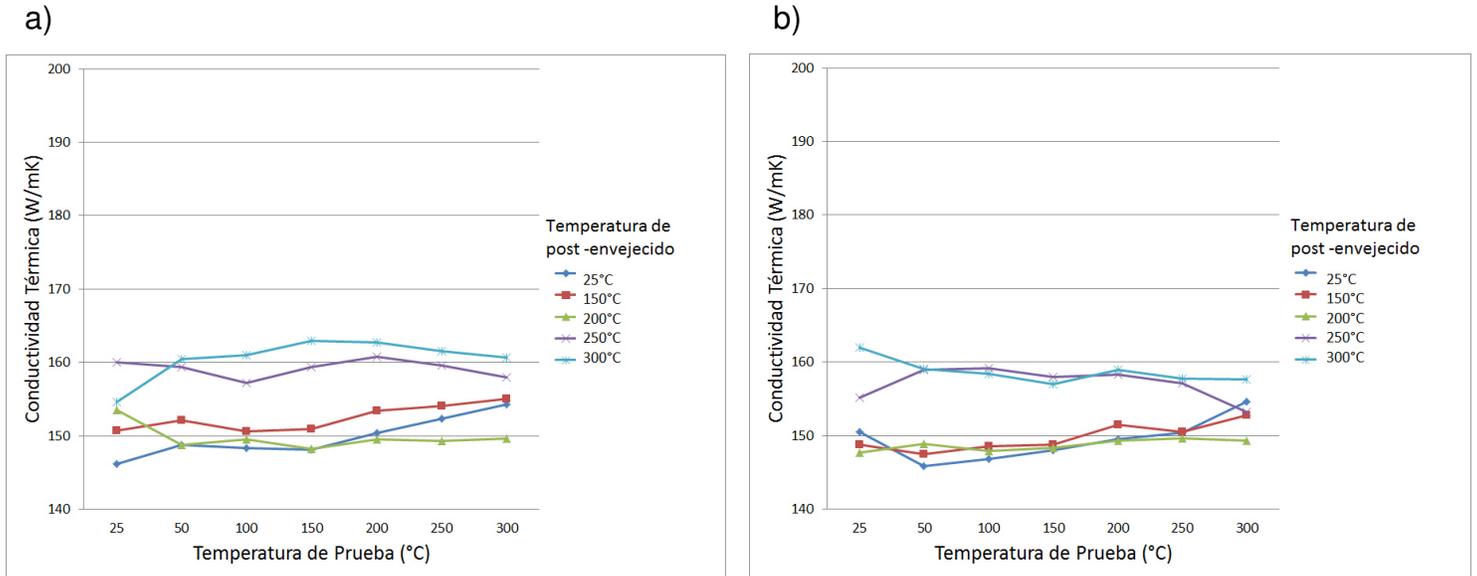


Figura D1. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, temperatura de post-ensejeado con velocidades de solidificación alta. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

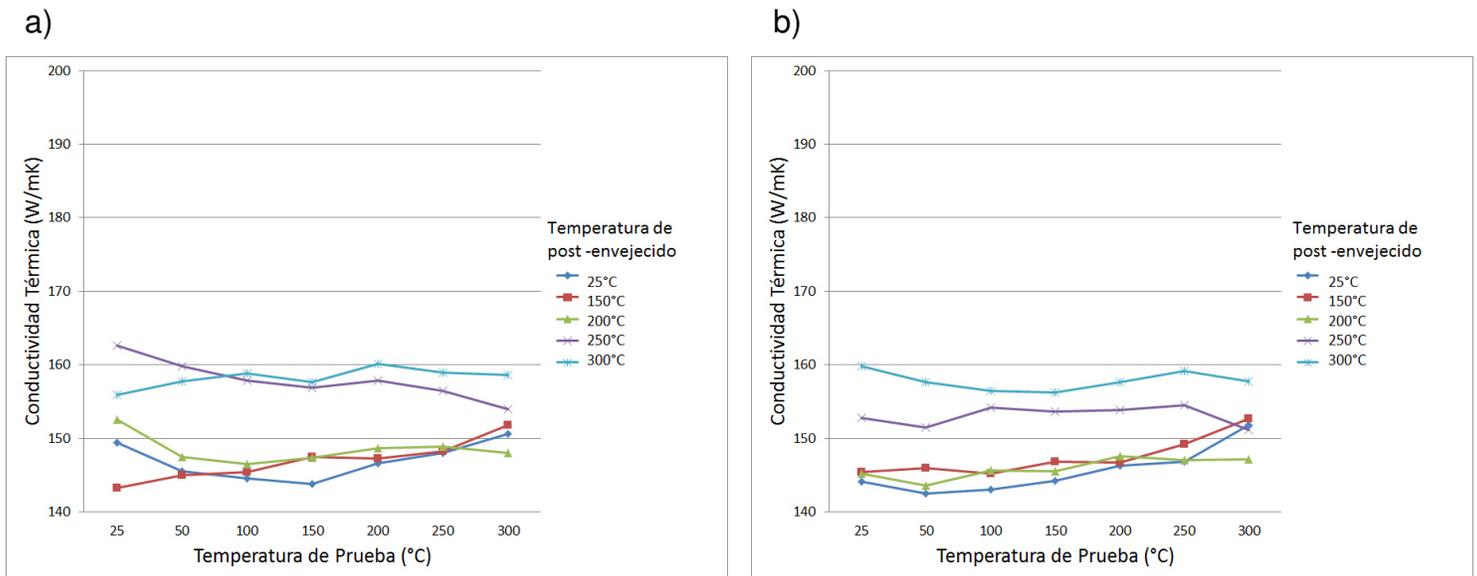


Figura D2. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, temperatura de post-ensejeado con velocidades de solidificación media. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

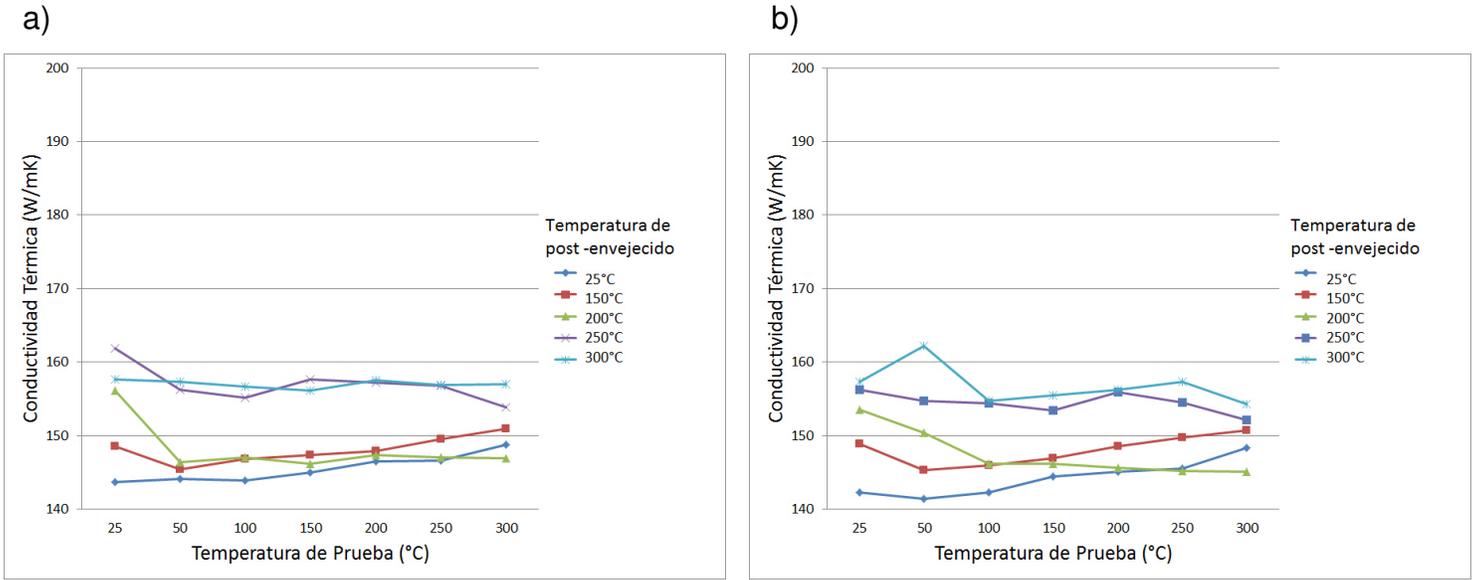


Figura D3. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, temperatura de post-ensejeado con velocidades de solidificación baja. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

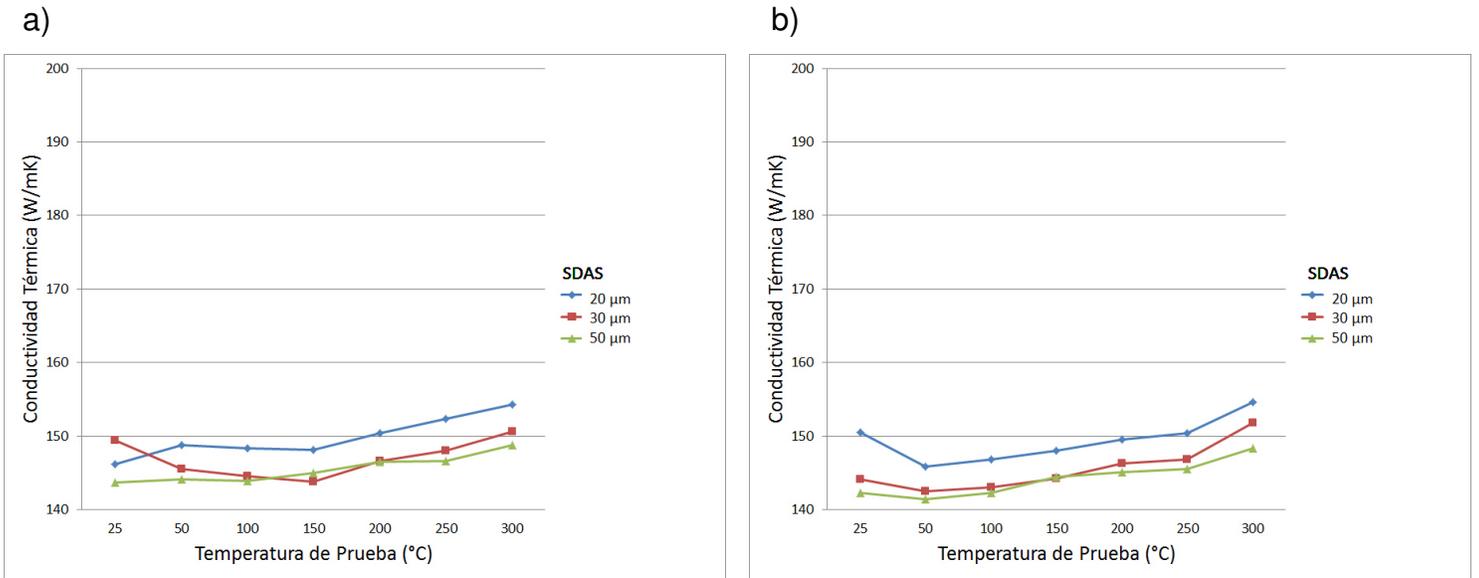


Figura D4. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, DAS en muestra sin post-ensejeado (25°C). Temple en Aire (a) y en Agua (b).

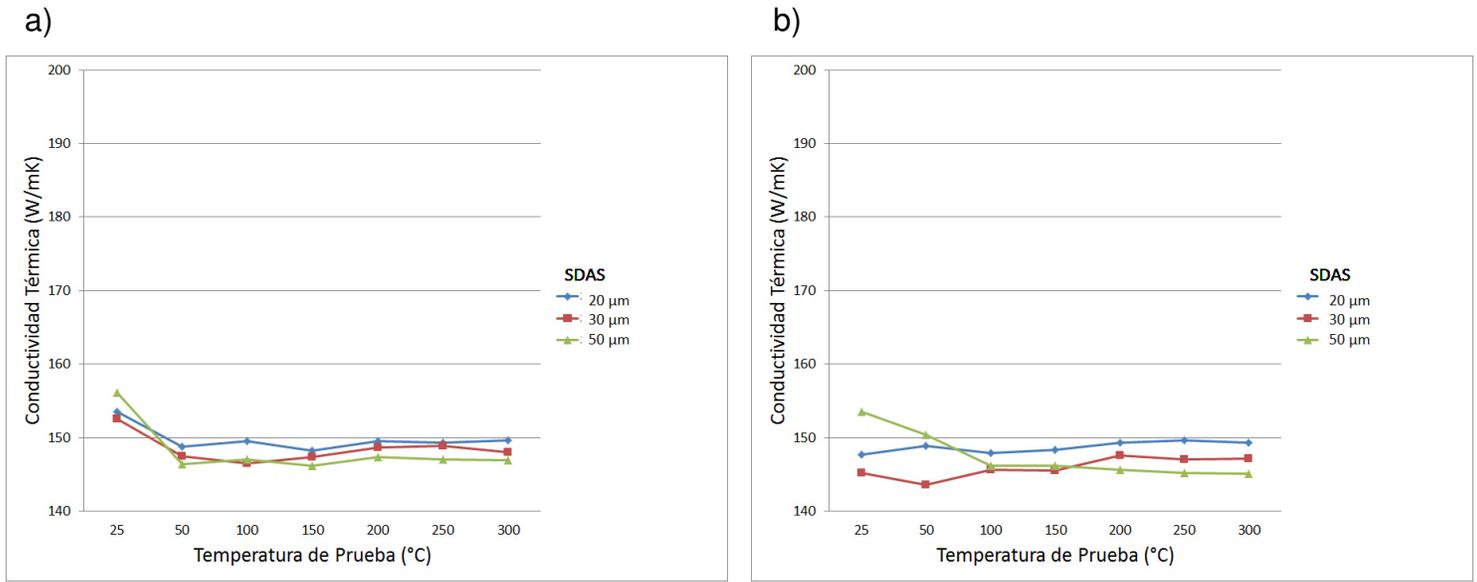


Figura D5. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 200°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

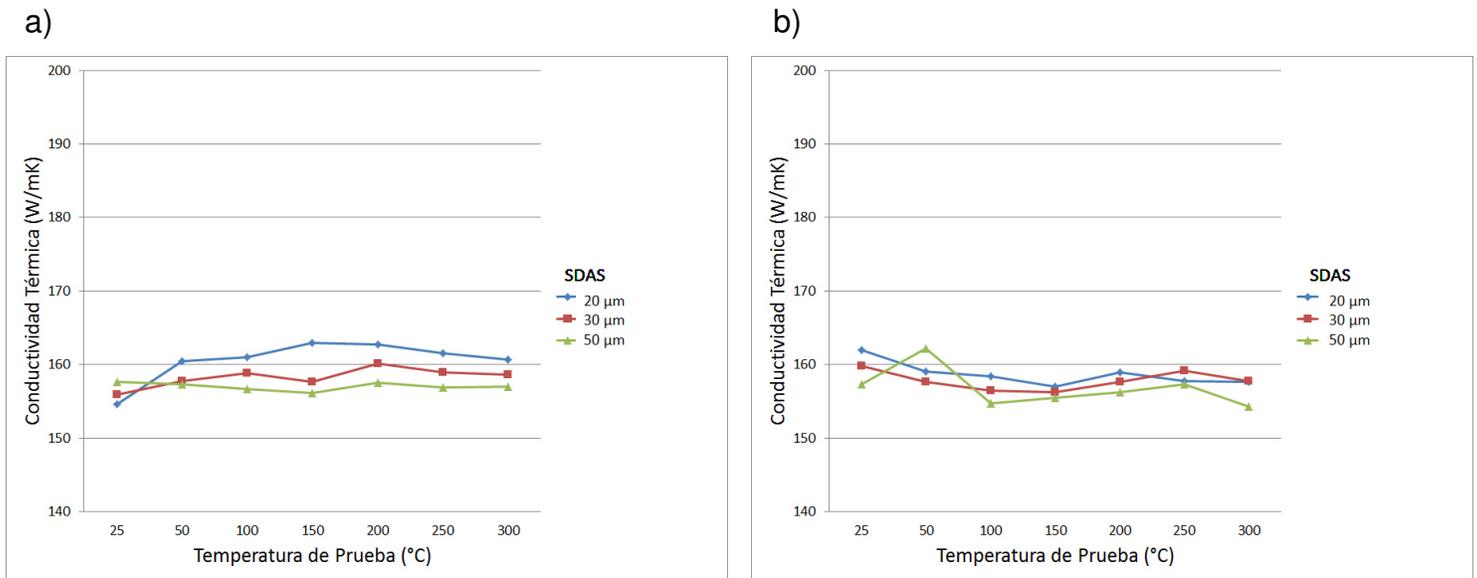


Figura D6. Conductividad térmica de la aleación AlSi8Cu3Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 300°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

APENDICE E

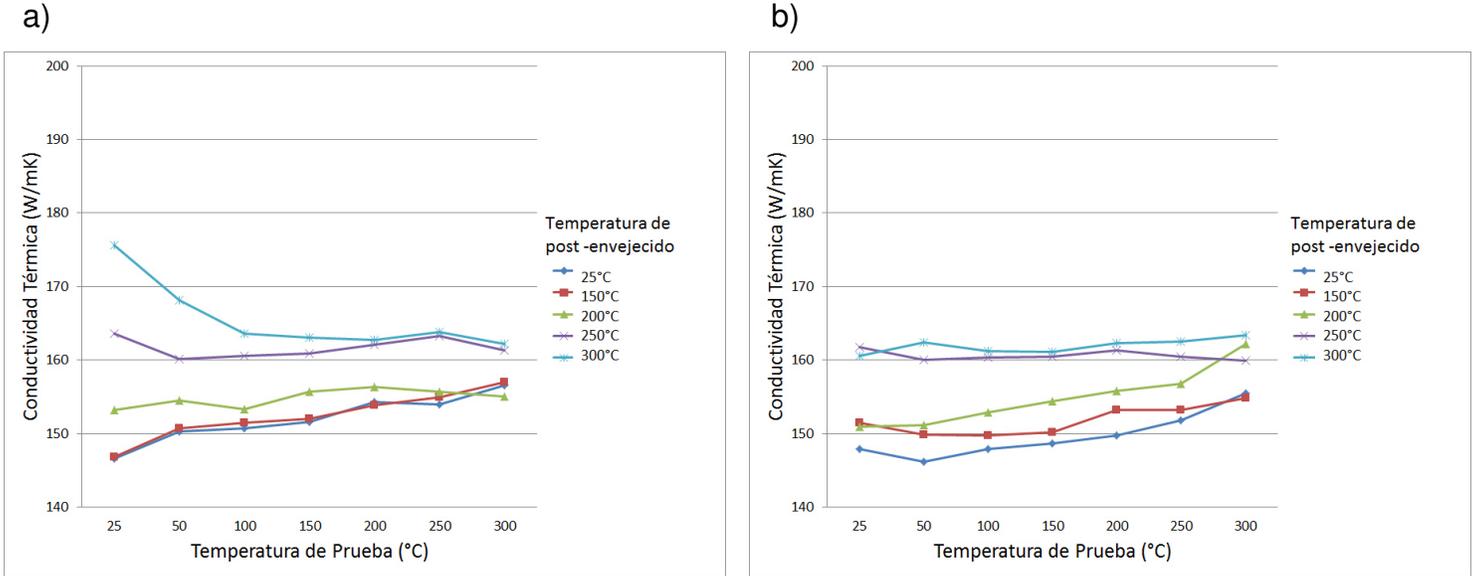


Figura E1. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación alta. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

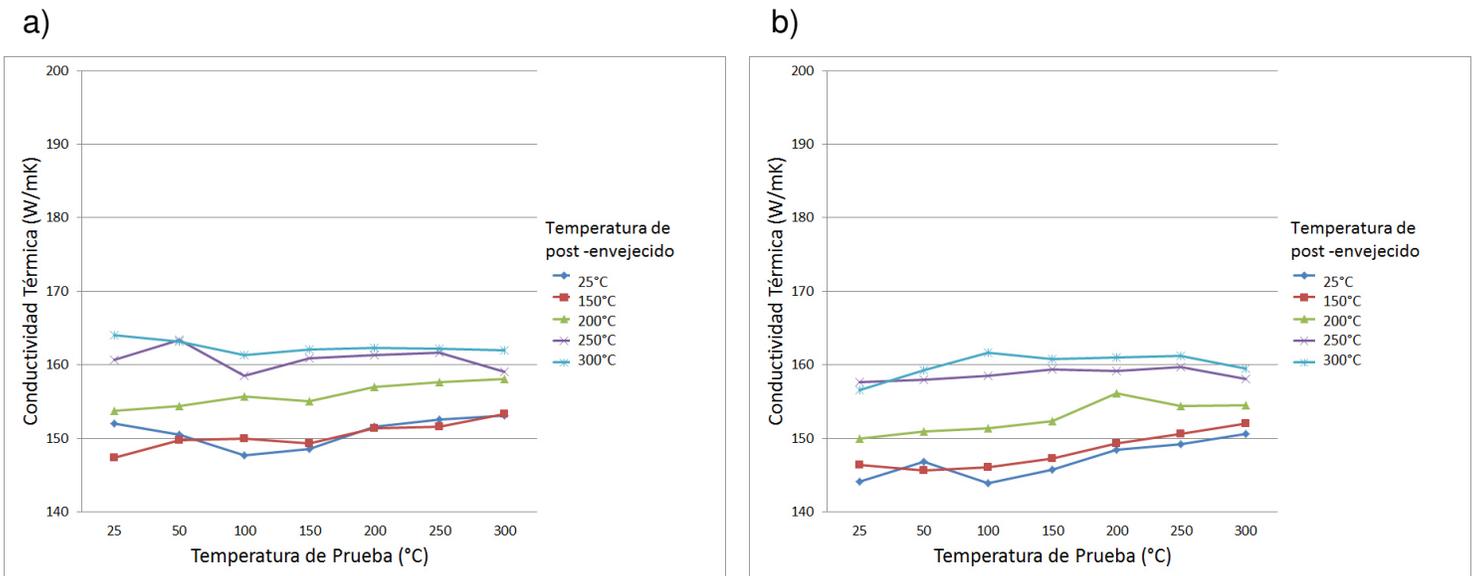


Figura E2. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación media. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

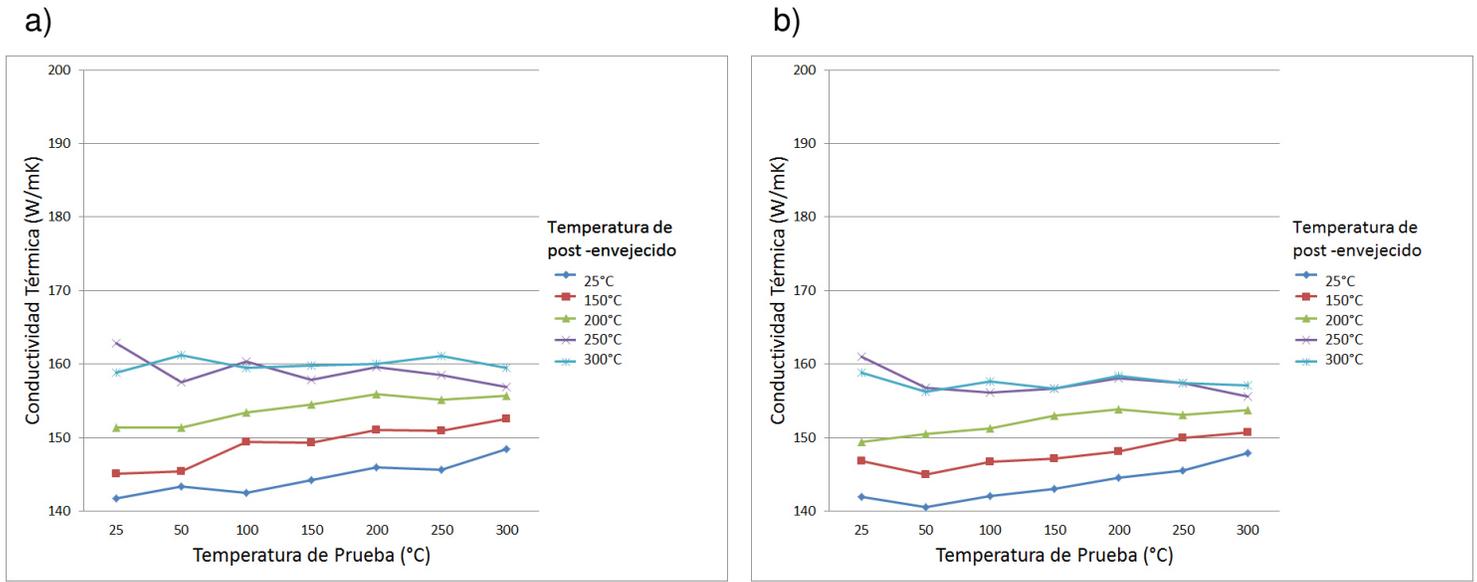


Figura E3. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, temperatura de post-envejecido con velocidades de solidificación baja. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

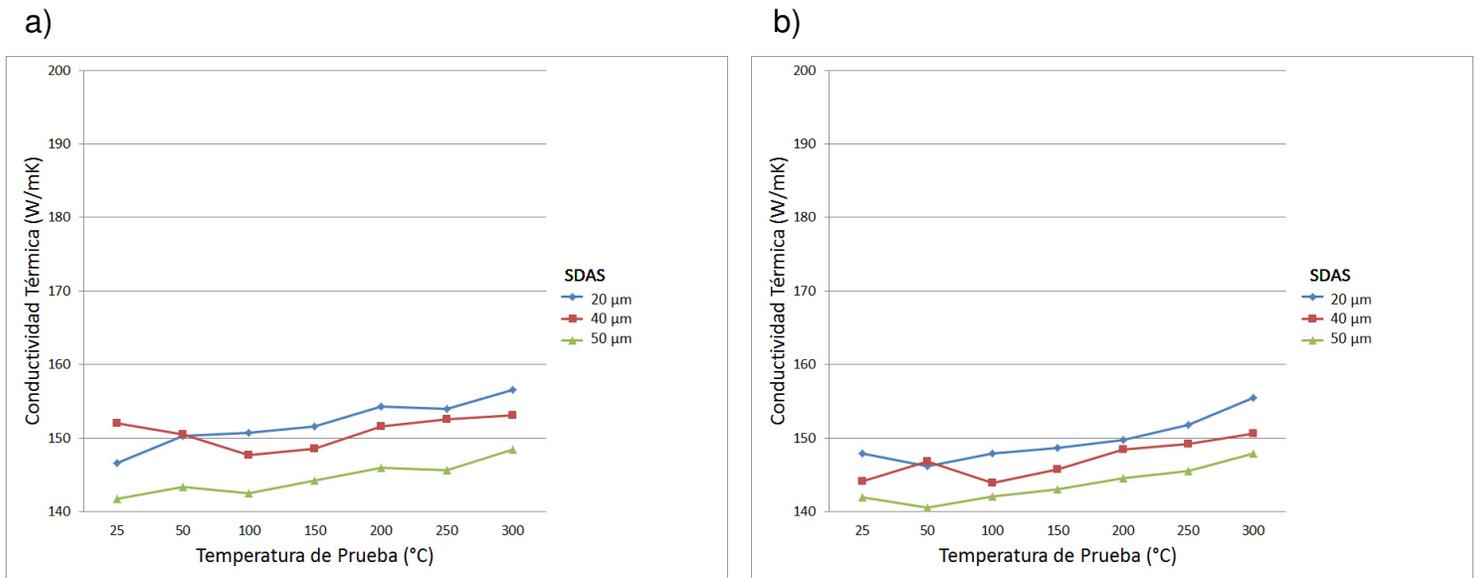


Figura E4. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, DAS en muestra sin post-envejecido (25°C). Temple en Aire (a) y en Agua (b).

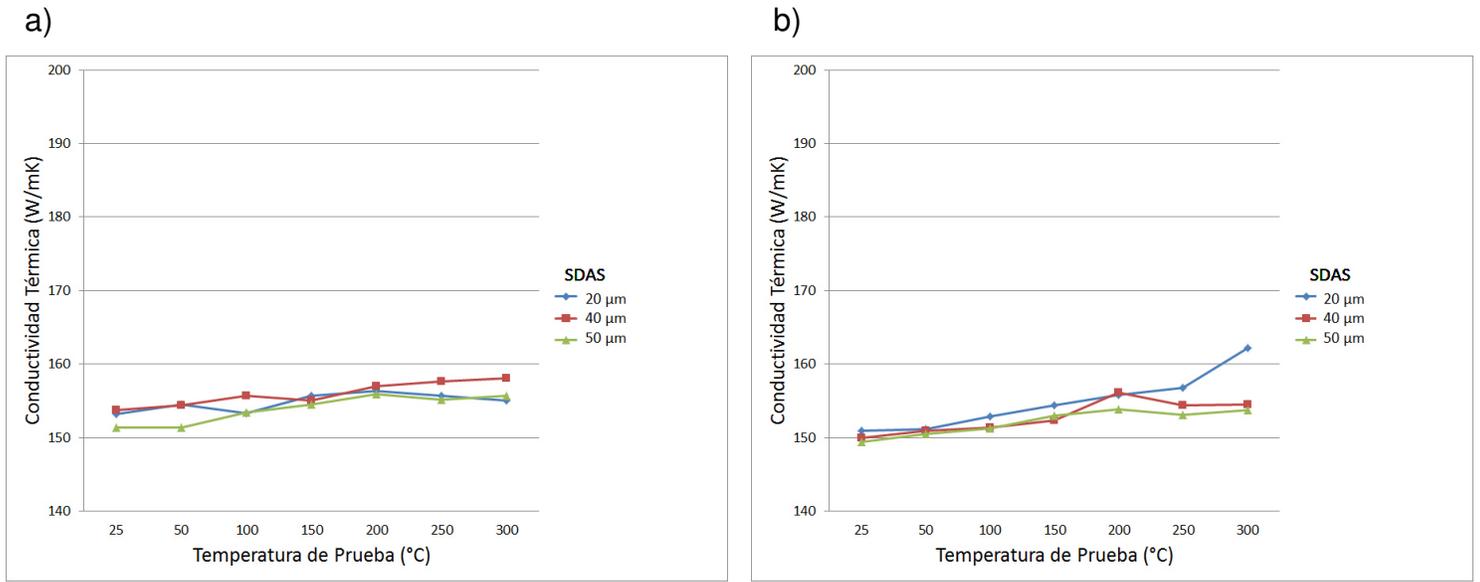


Figura E5. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 200°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).

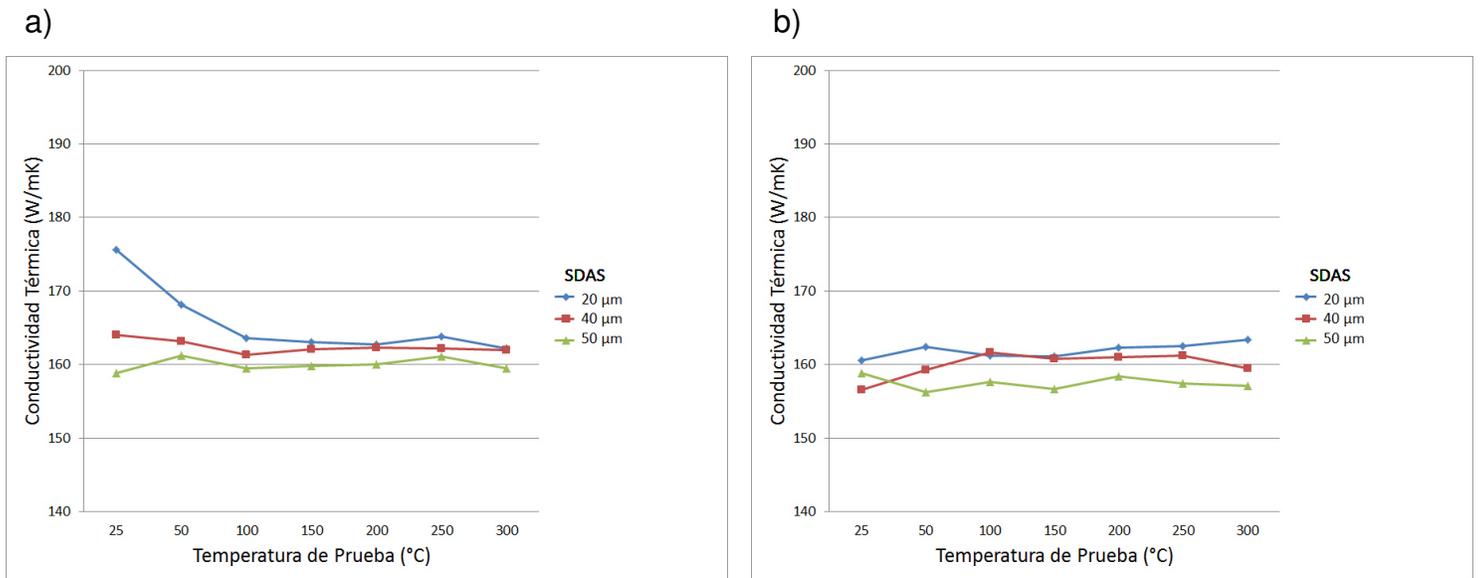


Figura E6. Conductividad térmica de la aleación AlSi7Cu3Mg, DAS con temperatura de post-envejecido de 300°C. Temple en Aire (a) y en Agua (b).