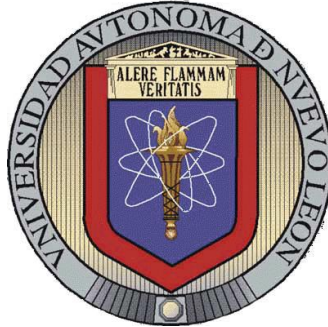


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**PROPIEDADES MECÁNICAS EN ALEACIONES DE
ALUMINIO VACIADAS DESDE TEMPERATURA
AMBIENTE HASTA 300°C**

T E S I S

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

**QUE PRESENTA LA
ING. ALMA GRACIELA ESMERALDA GÓMEZ**

CD. UNIVERSITARIA

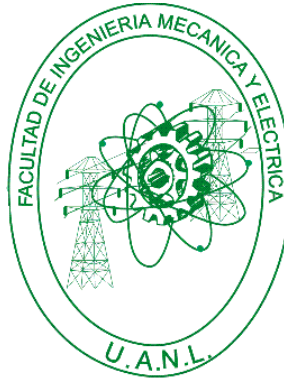
OCTUBRE DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**PROPIEDADES MECÁNICAS EN ALEACIONES DE
ALUMINIO VACIADAS DESDE TEMPERATURA
AMBIENTE HASTA 300°C**

T E S I S

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

**QUE PRESENTA LA
ING. ALMA GRACIELA ESMERALDA GÓMEZ**

CD. UNIVERSITARIA

COTUBRE DEL 2012

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

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis “Propiedades mecánicas en aleaciones de aluminio vaciadas desde temperatura ambiente hasta 300°C”, realizada por la Ing. Alma Graciela Esmeralda Gómez con número de matrícula 1541991, 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

Dr. Rafael Cólás Ortiz
Asesor

Dr. Andrés Fernando Rodríguez Jasso
Coasesor

Dra. Maribel de la Garza Garza
Coasesor

Vo.Bo

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Postgrado

DEDICATORIA

A Dios por permitirme llegar hasta donde estoy hoy en día.

A mi madre Alma Rosa Gómez y mis abuelos Mateo Gómez y Patricia Pardo por forjar la persona que soy.

A la persona con la que he compartido cosas importantes de mi vida, gracias por convertirme en mi apoyo incondicional Francisco José Cantú Leza.

A mi familia que siempre ha sido y será un apoyo y una gran motivación para mí.

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por darme la oportunidad de integrarme al programa Doctoral, al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por su apoyo económico durante la maestría.

Al Dr. Rafael Colas por brindarme su tiempo y asesorarme en la realización de mi trabajo.

A la empresa Nemark que me permitió el uso de sus equipos, en particular al Dr. José Talamates que me brindo su apoyo desinteresado para la realización de esta tesis.

Al Dr. Andrés Rodríguez, por su tiempo invertido en este trabajo y por asesorarme durante el desarrollo de esta tesis.

A mis “amiguis” y compañeros del departamento de Investigación y Desarrollo por brindarme su amistad y compartirme sus conocimientos y experiencia durante toda mi estancia en el laboratorio; Fer, Efre, Lazarito, Alex, Pablito, Chon, Marquitos, Gis, Mario, Gil, Juan Pablo, Mike, Aldo, Ismael y los que ya no siguen en el laboratorio pero me compartieron de su tiempo y amistad.

ÍNDICE DE CONTENIDO

DEDICATORIA	i
AGRADECIMIENTOS	ii
RESUMEN	1
CAPITULO I INTRODUCCIÓN	3
CAPITULO II ANTECEDENTES	6
2.1 Aleaciones de aluminio	6
2.1.1 Efecto de los elementos de aleación	11
2.1.2 Tratamiento del metal en estado líquido	14
2.1.2.1 Modificación de eutéctico Al-Si	15
2.1.2.1.1 Modificación con sodio	20
2.1.2.1.2 Modificación con estroncio	21
2.1.2.2 Desgasificado del metal líquido	22
2.1.2.3 Refinamiento de grano	23
2.1.3 Tratamiento térmico	26
2.1.3.1 Tratamiento de solución	27
2.1.3.2 Temple	28
2.1.3.3 Envejecido	29
2.1.4 Designación de aleaciones de aluminio	30
2.1.4.1 Sistemas de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio	32
2.1.5 Endurecimiento por precipitación	34
2.1.5.1 Sistema de aleación Al-Cu	36
2.1.5.2 Sistema de aleación Al-Cu-Mg (Si)	37
2.1.5.3 Sistema de aleación Al-Si-Mg	39

2.2 Ensayo de tensión	40
2.2.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril	40
2.2.2 Ensayo de tensión a alta temperatura	41
2.3 Índice de Calidad	
CAPITULO III PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	44
3.1 Introducción	44
3.2 Vaciado de muestras	46
3.3 Caracterización microestructural	48
3.3.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS)	48
3.3.2 Nivel de modificación	49
3.3.3 Tamaño de grano	49
3.4 Tratamiento térmico	50
3.5 Evaluación de propiedades mecánicas a alta temperatura y temperatura ambiente	52
CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSION	53
4.1 Introducción	54
4.2 Composición química de aleaciones de aluminio vaciadas.	55
4.3 Aleación 319 alto silicio	
4.3.1 Caracterización microestructural aleación 319 alto silicio	55
4.3.2 Resultados ensayo de tensión de aleación 319 alto silicio	58
4.4 Aleación 319 bajo silicio	61
4.4.1 Caracterización microestructural aleación 319 bajo silicio	61
4.4.2 Resultados ensayo de tensión de aleación 319 bajo silicio	64
4.5 Aleación 356+0.5Cu	67
4.5.1 Caracterización microestructural aleación 356+0.5Cu	67
4.5.2 Resultados ensayo de tensión de aleación 356+0.5Cu	70

4.6 Aleación A356	72
4.6.1 Caracterización microestructural aleación A356	72
4.6.2 Resultados ensayo de tensión de aleación A356	75
4.7 Aleación 356	77
4.7.1 Caracterización microestructural aleación 356	77
4.7.2 Resultados ensayo de tensión de aleación 356	80
4.7.3 Índice de Calidad aleación 356	
4.8 Aleación AlCu ₅ Mg	82
4.8.1 Caracterización microestructural aleación AlCu ₅ Mg	82
4.8.2 Resultados ensayo de tensión de aleación AlCu ₅ Mg	85
4.9 Resultados de ensayos de tensión para aleaciones de aluminio estudiadas	87
4.10 Índice de calidad para sistemas Al-Si-Mg	91
CAPITULO V CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	93
5.1 Conclusiones	93
5.2 Recomendaciones	94
REFERENCIAS	95
Lista de Figuras	99
Lista de Tablas	105
Apéndice A	
Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 319 alto silicio	107
Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 319 alto silicio	109

Apéndice B	Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 319 bajo silicio	110
	Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 319 bajo silicio	112
Apéndice C	Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación A356+0.5Cu	113
	Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación A356+0.5Cu	114
Apéndice D	Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación A356	115
	Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación A356	116
Apéndice E	Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 356	117
	Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación 356	118
Apéndice F	Graficas de resultados completos de ensayo de tensión aleación AlCu5Mg	119
	Tablas de resultados completos de ensayo de tensión aleación AlCu5Mg	120
Resumen Autobiográfico y Publicaciones Científicas		121

RESUMEN

Para el desarrollo del presente trabajo de investigación se analizaron seis aleaciones de aluminio que se utilizan en la industria de componentes automotrices, principalmente en elementos del motor como cabezas y monobloques, que consecuentemente están sujetas a trabajar bajo altas presiones y temperaturas.

La presente investigación busca evaluar el comportamiento de las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio serie 2XX y 3XX mas empleadas en la industria automotriz en un rango de temperaturas desde la ambiente hasta 300°C, temperaturas a las que llegan a estar sometidos los componentes de motor y de esta manera entender su comportamiento bajo estas condiciones.

Se analizaron las aleaciones; 319 alto silicio (8.1%Si), 319 bajo silicio (7.5%Si), A356+0.5Cu, A356, 356, y AlCu5Mg, se vaciaron las muestras en moldes de arena de sílice, que cuenta con una templadera de hierro en la parte inferior para generar una solidificación direccional, con un intervalo de Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS) desde 16 hasta 95 μm . Se evaluaron las muestras con una velocidad de solidificación alta, media y baja, para simular zonas clave en los componentes automotrices como lo son cámara de combustión, mamelones de fijación y la cara de cámaras de combustión.

Muestras de cada aleación fueron sometidas a tratamiento térmico bajo parámetros comerciales de acuerdo a su composición química (solución, temple y envejecido artificial), la mitad de las muestras tratadas se templaron en agua caliente y el resto en aire forzado, adicionalmente las aleaciones 319 alto y bajo silicio se ensayaron sin tratamiento térmico, ya que estas aleaciones tienen aplicaciones industriales también en esta condición.

Posterior al tratamiento térmico se realizó un post envejecido por 200 hrs para simular las condiciones de temperatura bajo las cuales están sujetos los motores de combustión interna, se evaluaron cuatro temperaturas 150°C, 200°C, 250°C. y 300°C, los resultados fueron comparados con los de las muestras ensayadas sin post envejecido (25°C). Los ensayos se realizaron en una maquina de tensión marca Zwick-Roell que cuenta con una cámara ambiental siguiendo la norma ASTM E8.

Se observó la caída de la resistencia última a la tensión (UTS) y el esfuerzo de cedencia al 0.2% (YS), conforme se aumentó la temperatura de ensayo, a su vez la elongación total se incrementó al aumentar la temperatura de ensayo. Los valores más altos de UTS y YS se presentaron en la aleación AlCu5Mg, en los sistemas 356 se observó la notable influencia del cobre en las propiedades mecánicas, la aleación A356+0.5Cu que cuenta con mayor contenido en cobre fue muy superior a la A356.

Las aleaciones 319 en condición de vaciado mostraron un incremento en UTS y YS al ser post envejecidas a 150°C, como consecuencia del endurecimiento por precipitación que se presenta bajo estas condiciones, al aumentar la temperatura de post envejecido las propiedades tomaron la misma tendencia que el resto de las aleaciones, es decir reduciendo su resistencia mecánica conforme se incrementó la temperatura de post envejecido y ensayo mecánico.

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN

La búsqueda de mejores materiales y más ligeros en la industria automotriz ha sido constante a lo largo de los años, el acero ha sido el material dominante en la construcción de automóviles desde los inicios en 1920. Sin embargo la crisis petrolera de los años 70's trajo como consecuencia el inicio de la tendencia para fabricar automóviles de cada vez menor peso.

En base a presiones económicas y políticas para producir vehículos más eficientes que consuman menos combustible y que generen menores emisiones de CO₂, debidas a la preocupación del calentamiento global uno de los principales desafíos de la industria es desarrollar nuevas aleaciones para producir vehículos de menor peso. Es por ello que las aleaciones de aluminio se han venido desarrollando desde hace décadas y tenido un fuerte impacto en el logro de todas estas metas económicas y ambientales.

Debido a esta tendencia se ha incrementado el uso de componentes vaciados de aluminio en vehículos ligeros principalmente en monoblocks y cabezas de motor. La sustitución de hierro vaciado en monoblocks por aluminio está en aumento, incluso motores diesel se han ido desarrollando en aleaciones de aluminio, donde los altos requerimientos de resistencia y durabilidad solo eran logrados anteriormente por aleaciones de hierro.

El progreso en el desarrollo de aleaciones de aluminio (del tipo Al-Si-Cu-Mg-Fe) está fuertemente influenciado por diversos tratamientos que se le dan al metal liquido, tal es el caso de agentes modificadores, el estroncio es uno de ellos, el cual cambia en la morfología de la fase eutéctica, que va desde forma laminar o placas (que son estructuras frágiles, que reducen la ductilidad, y la resistencia en la pieza fundida, así mismo reducen la fluidez del metal y tienden a reducir la circulación interdendritica del liquido remanente durante la solidificación), hasta fibras finamente dispersas (que

proporciona piezas más sanas debido a una mejor alimentación, con mejores propiedades mecánicas especialmente elongación.

Otro de los tratamientos del metal líquido que ayudan a mejorar las propiedades mecánicas en las aleaciones de aluminio, es el refinamiento de grano, ya que un grano muy grueso provoca una disminución en propiedades mecánicas y aumenta la tendencia a la formación de grietas, además de perjudicar la apariencia de las piezas, este tratamiento consiste en agregar al metal agentes refinadores (principalmente aleaciones maestras base aluminio con altos contenidos de titanio y boro), donde fases sólidas, ricas en estos elementos actúan como agentes nucleantes generando el aumento de la cantidad de granos dando como resultado granos más pequeños.

Finalmente otro de los tratamientos empleados es el desgasificado que consiste en eliminar el gas de hidrógeno disuelto en el aluminio líquido, que llega a ser alta debido a una deficiente combustión en el horno, utilizar herramientas que no estén totalmente secas en el manejo del metal, alta humedad en el ambiente o sobrecalentamiento en el metal, (ya que a mayor temperatura el metal fundido tiene mayor solubilidad de hidrógeno), el nivel de este gas debe ser controlado para evitar altos porcentajes de porosidad en las piezas vaciadas y como consecuencia obtener piezas con bajas propiedades mecánicas.

Las aleaciones comerciales de aluminio de la serie 2XX y 3XX son las más empleadas en la producción de componentes automotrices, por su elevada resistencia, obtenida por la formación de precipitados ricos en cobre (CuAl_2) y magnesio (Mg_2Si) en forma fina y dispersa en la matriz de aluminio de la aleación.

La serie 2XX cuenta con las aleaciones vaciadas de mayor resistencia lograda por el endurecimiento por precipitación y dispersión de compuestos intermetálicos que dan estabilidad y resistencia aun a elevadas temperaturas de trabajo (250°C aproximadamente), se utilizan para pistones de motores diesel y monobloques de aviones.

De este grupo, la aleación 206 en particular se utiliza en aplicaciones donde altos valores de resistencia a la tensión y resistencia al impacto son requeridos, tal es el caso de la industria militar y aeroespacial.

Las aleaciones de la serie 3XX son las más utilizadas en la industria de la fundición de aluminio debido a su buena fluidez necesaria para llenar cavidades complejas y buena resistencia, que se obtienen del endurecimiento por dispersión de compuestos intermetálicos muy estables producidos durante el envejecimiento, los sistemas más usados de esta familia son las aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si-Cu-Mg. Las aleaciones de la serie 3XX son capaces de soportar las presiones y temperaturas de los motores de alto rendimiento modernos es por ello que se emplea en la fabricación de pistones, cabezas y monobloques.

CAPITULO II

MARCO TEORICO

2.1 Aleaciones de aluminio.

En la actualidad decenas de aleaciones de aluminio son utilizadas en diferentes áreas de manufactura, por ejemplo; automotriz, aeroespacial, militar etc. Se han publicado patentes para composiciones de miles de aleaciones, sin embargo muchas de ellas contienen un limitado número de elementos de aleación. Todos los elementos de aleación que son utilizados para el diseño de sistemas de aluminio son clasificados en tres grupos; elementos básicos de aleación, elementos de adición auxiliares (dopantes) e impurezas ^[1].

Dependiendo la naturaleza de la aleación, los mismos elementos pueden desempeñar roles diferentes. En la mayoría de los casos sólo cuatro elementos son usados: magnesio, cinc, cobre y silicio. Se llama a estos elementos básicos o principales ya que se introducen dentro de las aleaciones de aluminio en grandes cantidades y definen la microestructura y propiedades. La adición de altas cantidades de elementos principales es posible ya que se caracterizan por su considerable solubilidad en el aluminio, como se muestra en el diagrama de fases esquemático (figura 2.1).

Se sabe que la solubilidad máxima en aluminio excede al 1% sólo en los siguientes siete elementos; magnesio, cobre, silicio, litio, manganeso, germanio y plata, el resto de los elementos químicos poseen una baja solubilidad en el aluminio, por el orden de 0.1-0.01% ^[1].

De estos siete elementos apenas dos silicio y cobre, pueden utilizarse como elementos de aleación principales, en gran parte por consideraciones económicas. La plata es un elemento caro, mientras que el germanio es otro material muy costoso utilizado en la

industria de los semiconductores, estos dos elementos no añaden ninguna propiedad nueva o interesante a las aleaciones de aluminio, su influencia no es más significativa que las de los otros cinco elementos disponibles fácilmente.

Todos los elementos principales de aleación forman diagramas de fase eutécticos con el aluminio, los parámetros correspondientes de estos eutécticos binarios son mostrados en la Tabla 2.1 ^[1].

Tabla 2.1 Características del diagrama de fases eutéctico de aluminio con los principales elementos de aleación ^[1].

No.	Elementos de Aleación	Ca ^a		Ce ^b		Te ^c (°C)	Fases en equilibrio con (Al) (Contenido del 2do componente en % masa)
		%Masa	%At.	%Masa	%At.		
1	Cu	5.7	2.5	33.2	17.5	547	CuAl ₂ (52%Cu)
2	Mg	17.4	18.5	35	36	450	Mg ₅ Al ₈ (35%)
3	Zn	82	49.3	94.9	75	382	Zn (99%Zn)
4	Si	1.65	1.59	12	12	577	(Si) (99.5%Si)

^a Límite de solubilidad a temperatura eutéctica.

^b Concentración en punto eutéctico

^c Temperatura de solidificación en eutéctico binario.

Las aleaciones industriales de fundición, en condiciones de vaciado se clasifican en cuatro grupos ^[1]:

1. Aleaciones del tipo solución sólida (por ejemplo aleaciones Al-Cu y Al-Mg); estas aleaciones se caracterizan por la presencia en estado de no equilibrio degenerado de la reacción eutéctica, que desaparece después del tratamiento térmico T6.
2. Aleaciones hipoeutécticas, en ellas la regla es que el componente eutéctico tenga dos estructuras de fase (por ejemplo Al-Si con 7%Si).
3. Aleaciones eutécticas, en ellas la mezcla eutéctica es el principal componente de la microestructura (por ejemplo Al-Si con 12%Si).
4. Aleaciones con cristales primarios de fases excesivas, por ejemplo aleaciones hipereutécticas Al-Si.

Esta clasificación puede ser aplicable a las aleaciones que cuentan con la estructura descrita en el diagrama de fase correspondiente (figura 2.1) ^[1].

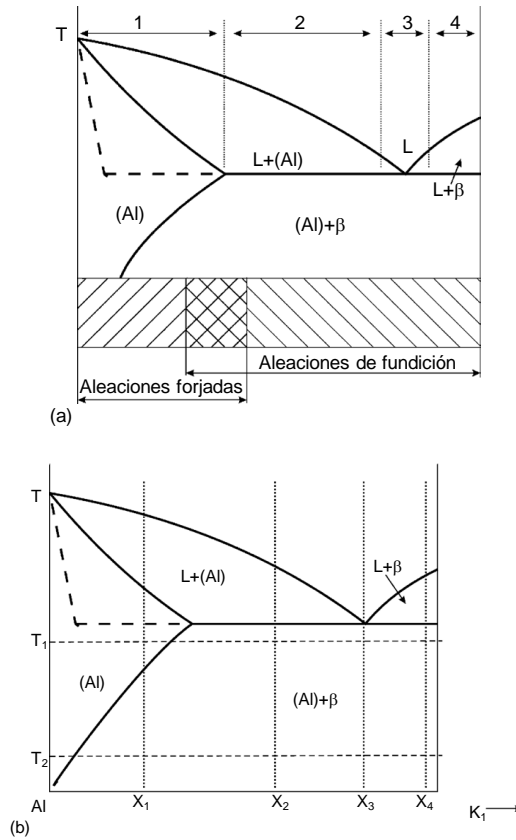


Figura 2.1.Esquema del diagrama de fases binario Al-(2do componente) de tipo eutético, **a)** dominio de aleaciones de trabajo y fundición, **b)** aleaciones típicas ^[1].

La solidificación de una aleación binaria, con una composición eutética donde el crecimiento es regular, tiene la interfase líquido-sólido planar ^[20].

Cuando la composición de la aleación parte del eutético o cuando un tercer elemento está presente, la interfase puede ser inestable por la misma razón la interfase líquido-sólido es una interfase simple. En la figura 2.2 se muestran dos tipos de morfologías inestables de una fase y dos fases ^[20].

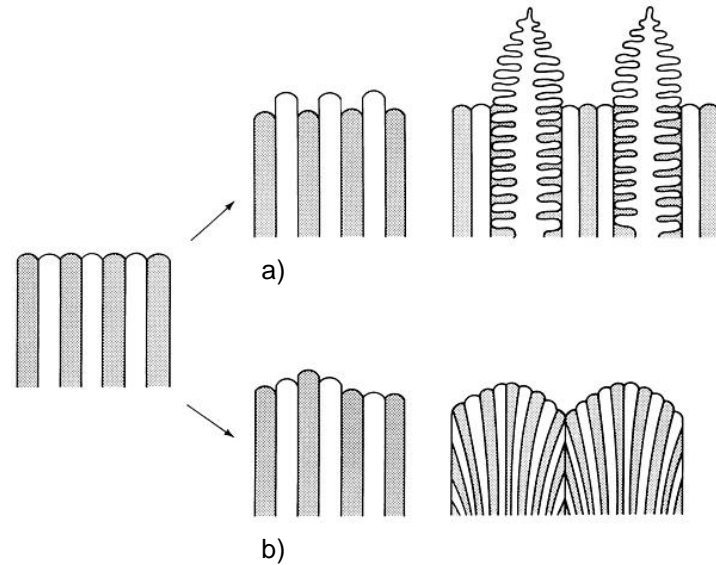


Figura 2.2 Tipos de inestabilidad planar en una interfase líquido-sólido. **a)** Inestabilidad en una sola fase que conduce a la aparición de dendritas de una fase. **b)** Inestabilidad en dos fases que conduce a la aparición de células eutécticas o colonias en la presencia de un tercer elemento de aleación ^[20].

Inestabilidad en una fase (figura 2.2a): Se lleva a cabo la solidificación de una de las fases, en forma de dendritas primarias con interdendritico eutéctico (figura 2.3). Esto se observa en aleaciones eutécticas porque una fase se sobreenfría más que otras. Por ejemplo, durante la solidificación de las aleaciones hipoeutécticas, la fase α se enfría más rápido porque la temperatura de líquidus de esta composición es mucho mayor que la temperatura eutéctica T_E . Por lo tanto la fase α puede crecer rápidamente en el eutéctico ^[20].

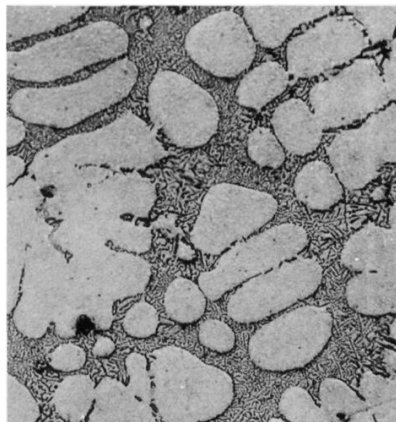


Figura 2.3 Microestructura típica en aleaciones para pistón, condición de vaciado ^[20].

Inestabilidad de dos fases (figura 2.2b), se caracteriza por crecimiento celular y tiene la apariencia de colonias eutécticas (figura 2.4). Esta situación se observa cuando un tercer elemento de aleación participa simultáneamente en interfases α -L y β -L, produciendo un amplio rango de difusión del límite de borde delante de la interfase líquido-sólido, esto origina el crecimiento de la interfase eutéctica sobrenfriada con respecto a este elemento ^[20,28].

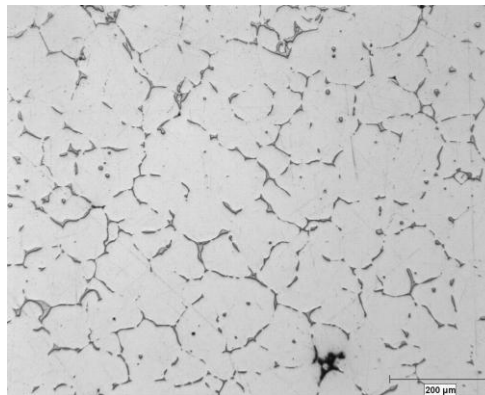


Figura 2.4 Microestructura típica en aleaciones 2XX, condición de vaciado (molde metálico) ^[20].

En términos generales las características y propiedades de las aleaciones de aluminio son en principio las que posee el metal en el estado puro, éstas se modifican cuando se constituye una aleación. Los principales factores que influyen en las propiedades de una aleación son ^[20,28]:

- Composición química (Influída por elementos de aleación, elementos adicionales de aleación y elementos residuales).
- Tratamiento del metal al estado líquido (desgasificación, desoxidación, refinamiento de grano y modificación).
- Solidificación.
- Tratamiento térmico.

2.1.1 Efecto de los elementos de aleación.

La principal función de los elementos de aleación es incrementar la resistencia de la aleación (el punto de cedencia en el aluminio puro es muy bajo, $\sigma_{0.2} < 60\text{MPa}$). El efecto de endurecimiento es logrado por solución sólida y en algunos casos vía dispersión de segundas fases de mayor dureza. Por otro lado la presencia de elementos de aleación afecta fuertemente la fluidez durante el llenado de moldes [2,24].

Silicio (Si): El aluminio puro funde a 660.4°C , pero a su vez cuenta con baja resistencia y fluidez, esto no es suficiente para ser utilizada en la fundición por lo que sólo es usado para aplicaciones eléctricas (donde la alta conductividad es esencial), y muy poco para otras aplicaciones especiales. La mayoría de las aleaciones de fundición contienen silicio como principal elemento de aleación. El silicio forma un eutéctico con el aluminio a 577°C y $11.7\%\text{Si}$ (Fig.2.2). El silicio mejora las características de fundición como la fluidez y resistencia a la fractura en caliente. La fase rica en silicio es de alta dureza por lo que la dureza de la aleación se incrementa con el silicio pero la ductilidad y maquinabilidad se reducen [2].

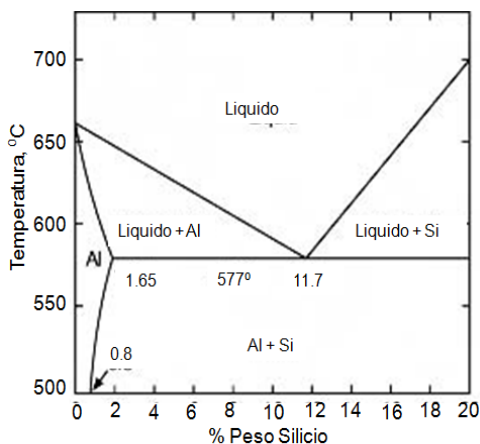


Figura 2.5. Diagrama de fase Al-Si [2]

Los niveles típicos de silicio en aleaciones de fundición comunes son:

Bajo silicio	4-6%Si
Medio silicio	7.5-9.5%Si
Aleaciones eutécticas	10-13%Si
Aleaciones hipereutécticas especiales	> 16%

Cobre (Cu): Mejora la resistencia mecánica, aumenta la dureza por la formación de precipitados intermetálicos Al_2Cu , mejora la maquinabilidad y fluidez. Hace la aleación tratable térmicamente y éste es más efectivo en aleaciones con 4 a 6%Cu. Disminuye la conductividad térmica y la resistencia a la fractura en caliente junto con la resistencia a la corrosión ^[2,24].

Magnesio (Mg): La adición de pequeños contenidos de magnesio (0.25-0.5%peso) en aleaciones Al-Si, provocan el aumento en propiedades mecánicas por endurecimiento mediante el tratamiento térmico de precipitación de Mg_2Si en forma finamente dispersa. La resistencia a la tensión llega a incrementarse hasta el doble. Pero a su vez tiende a formar más escoria y óxidos además de disminuir la fluidez del metal ^[2].

El Mg es usado en niveles de alrededor de 1% en aleaciones de alto silicio. Los niveles todavía más altos 3 a 6% Mg, se utilizan en aleaciones de bajo silicio para mejorar las características de anodizado y dar un acabado de superficie brillante de los componentes decorativos. En aleaciones de fundición bajo presión los niveles de Mg se mantienen bajos para evitar fragilidad. La presencia de Mg aumenta las pérdidas por oxidación en el aluminio líquido ^[2].

Hierro (Fe): Niveles de 0.9 a 1%Fe son utilizados en aleaciones de vaciado bajo presión para evitar que se adhiera al molde. Altos contenidos de Fe disminuyen la ductilidad, resistencia al choque y la maquinabilidad. La fluidez disminuye por el Fe debido a la formación de lodos; fases con magnesio y cromo. En procesos diferentes al de presión el contenido está limitado a menos del 0.8%Fe ^[2].

Manganeso (Mn): En contenidos mayores a 0.4%Mn controla la formación de intermetálicos de hierro en la aleación cambiando su estructura de tipo beta (placas) a tipo alfa (escritura china), lo que mejora la ductilidad y el nivel de porosidad ^[2].

Titanio (Ti): Refina la estructura de grano cuando es combinado con boro y mejora las propiedades mecánicas en la aleación ^[2].

Plomo (Pb): Mejora la maquinabilidad a niveles arriba de 0.1% ^[2].

Níquel (Ni): Cuando es combinado con cobre, aumenta la resistencia y dureza a temperatura elevada, aumenta la estabilidad dimensional, pero en altos contenidos incrementa la posibilidad de rechupes ^[2].

Cinc (Zn): Cuando es combinado con cobre y magnesio mejora las características de tratamiento térmico y envejecido natural. Incrementa la fluidez, pero pueden producir problemas de contracción ^[2].

Fósforo (P): Refina la principal fase de silicio en aleaciones hipereutéticas. Bajos niveles de fósforo (mayores a 15 ppm) en aleaciones hipoeutéticas, reducen el efecto de los modificadores de eutéctico Na y Sr ^[2].

Estroncio (Sr): Niveles de 0.008-0.04%Sr modifican la estructura eutéctica Al-Si ^[2].

Sodio (Na): Es utilizado para modificar la estructura eutéctica ^[2].

Litio (Li): Mejora las propiedades utilizando hasta un 3% en aleaciones de aluminio trabajadas, sin embargo en aleaciones de fundición se recomiendan niveles por debajo de 0.003%Li, ya que reduce la eficiencia de los modificadores Sr y Na ^[2].

2.1.2 Tratamiento del metal en estado líquido.

Cada proceso requiere características específicas del metal, el uso que una pieza tendrá, es de gran importancia, e influye en la selección de la aleación, ya que se establecen requerimientos de resistencia y ductilidad, resistencia a la corrosión, susceptibilidad a tratamientos térmicos y de superficie.

Es por ello que se realizan una serie de tratamientos al metal en estado líquido para asegurarnos de cumplir con la demanda en productos de calidad con propiedades y características específicas para cada sistema.

2.1.2.1 Modificación de eutéctico Al-Si.

La modificación de la morfología de la mezcla eutéctica del silicio en los sistemas de aleación aluminio-silicio, desde forma laminar a una estructura fibrosa finamente dispersa proporciona piezas con mejores propiedades mecánicas, especialmente elongación y ductilidad, para ello el estroncio constituye la práctica más eficaz ^[8,25].

El estroncio es mejor que el sodio en su capacidad por retener su eficacia de modificación durante periodos prolongados de mantenimiento del metal líquido. La modificación aportada por el estroncio se mantiene en fusiones repetidas, por lo que se le conoce comúnmente como modificador permanente ^[8,25].

Una parte considerable de las aleaciones de aluminio utilizadas para la industria de la fundición, contienen silicio en un porcentaje del 5 al 12%, cuando se emplean estas aleaciones sin modificar se forman cristales en forma de placas en la mezcla eutéctica de aluminio-silicio durante la solidificación (figura 2.6) ^[8].

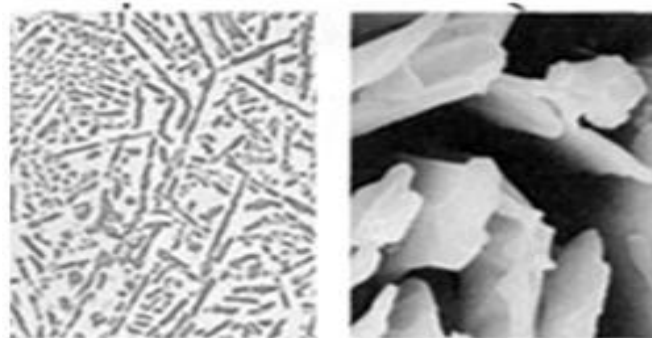


Figura 2.6 Estructura de silicio eutéctico sin modificar ^[8].

Estos cristales son frágiles, y reducen la ductilidad y resistencia de la pieza fundida, igualmente tienden a disminuir la fluidez del metal y se dificulta la alimentación del metal fundido mientras ocurre el proceso de solidificación.

Si se obtiene aluminio modificado, se forma una mejor estructura en la que la fase de silicio es de naturaleza fibrosa y finamente dispersa, la cual proporciona mejores propiedades mecánicas, especialmente ductilidad (figura 2.7) [8].

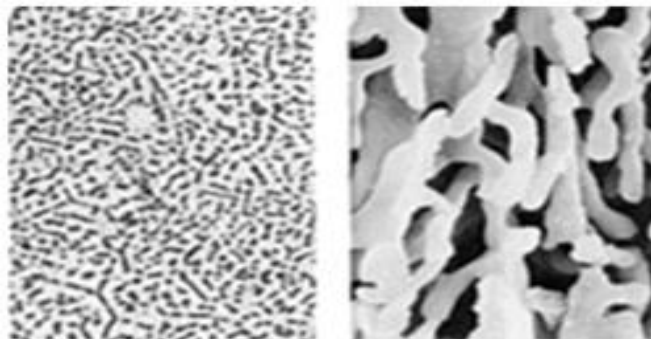


Figura 2.7 Estructura de silicio eutéctico modificado [8].

De las dos fases que forman parte del proceso de solidificación en el eutéctico Al-Si, es la fase de silicio la que juega un papel importante para la modificación. Durante la solidificación el silicio crece en direcciones cristalográficas específicas. Las placas de silicio sin modificar cuenta con una cristalografía mostrada en la figura 2.8 [8, 22, 25].

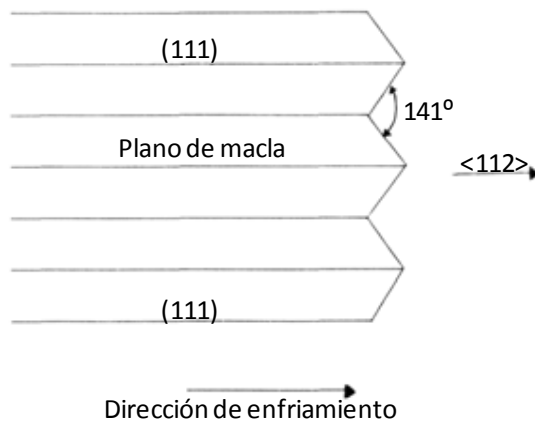


Figura 2.8 Crecimiento del cristal de silicio en forma acicular durante la solidificación [20].

El cristal puede crecer fácilmente sólo en la dirección $\langle 112 \rangle$ y un gran conjunto de caras en el cristal crecen en planos (111). Una característica muy importante en la cristalización del silicio es que las maclas se forman fácilmente, este defecto

cristalográfico se muestra esquemáticamente en la figura 2.9, se forman cuando un grupo de átomos ordenados uniformemente cambian de posición entre un plano en la estructura del cristal, se sabe que este plano es el de macla ^[20,25].

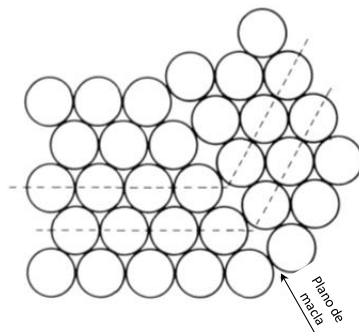


Figura 2.9 Macla en cristal.

En el silicio las maclas se forman fácilmente entre en el plano (111), y causa un efecto de ranura que se auto réplica a 141° en la interfase líquido-sólido. La cristalización del silicio se produce por la adición de átomos que forman escalones en la interfase líquido-sólido (figura 2.10) ^[20,25].

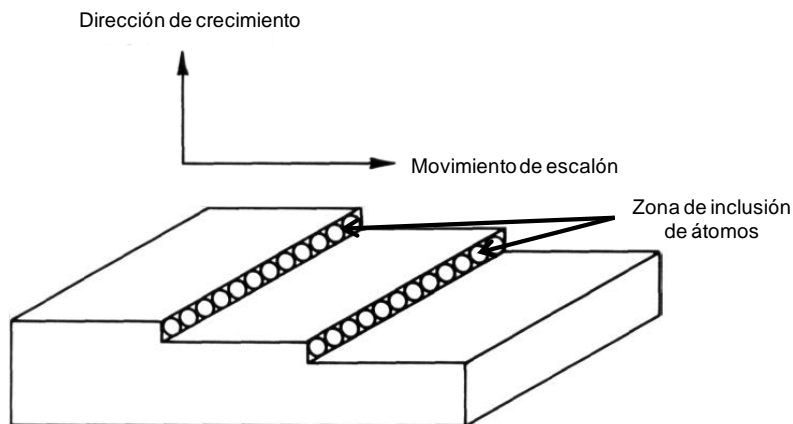


Figura 2.10 Esquema de crecimiento de macla en cristal ^[20].

Estos escalones se originan en las maclas e interceptan a la interfase de solidificación, este es un sitio que facilita el crecimiento donde el enfriamiento o solidificación del silicio puede ocurrir ^[20].

Es evidente que esta situación descrita (figura.2.8), no favorece el crecimiento con morfología fibrosa en el silicio, por esta razón esencialmente el silicio no modificado cuenta con una morfología laminar ^[20].

La diferencia principal entre el silicio modificado y el no modificado radica en la cantidad de maclas con que cuenta, estudios realizados con microscopía electrónica de transmisión han demostrado que en la estructura de silicio modificado se encuentran órdenes de magnitud mayores de maclas, y que la superficie de las fibras de silicio es “microfacetada” y rugosa como una consecuencia de la intersección de infinidad de planos (maclas) presentes ^[20].

Las fibras de silicio son imperfectas cristalográficamente y cada irregularidad es un sitio potencial para la solidificación condición requerida para crecimiento en ramificación. Como consecuencia las fibras en el eutéctico modificado químicamente son capaces de doblarse y dividirse para crear una microestructura fina ^[8,25].

Esta diferencia en la densidad de maclas es causada por la adición de un porcentaje en peso mínimo de modificador. Una posible explicación es que los átomos del modificador se absorben en los escalones de la interfase de crecimiento líquido-sólido. Si el radio atómico del modificador tiene el tamaño correcto respecto al del silicio ($r_{\text{modificador}} / r_{\text{silicio}} = 1.646$) el crecimiento de maclas en la interfase se origina.

La modificación con estroncio y sodio es muy similar. En la figura 2.11 se muestra el grado de modificación alcanzado con estroncio ^[8].

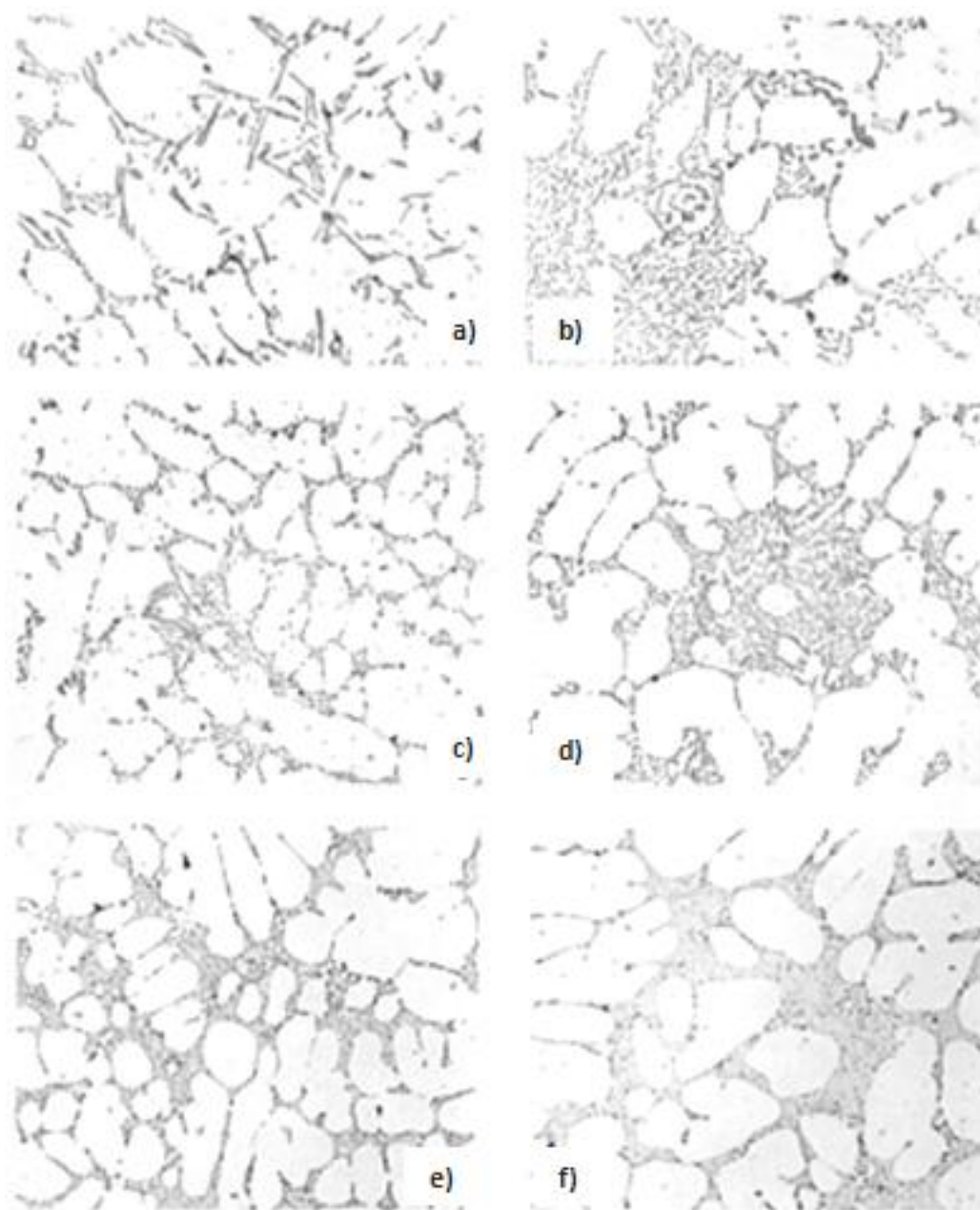


Figura 2.11 Grados de variación de modificación del eutéctico aluminio-silicio desde: **a)** Nivel 1, estructura desarrollada sin agente modificador. **b)** Nivel 2, estructura de silicio eutéctico laminar. **c)** Nivel 3, modificación parcial. **d)** Nivel 4, la estructura eutéctica no tiene aspecto laminar. **e)** Nivel 5, estructura fibrosa. **f)** Nivel 6, estructura muy fina completamente modificada ^[8].

2.1.2.1.1 Modificación con sodio

Las primeras investigaciones demostraron que el porcentaje de crecimiento y nucleación de la fase silicio durante la solidificación de las aleaciones Al-Si podía quedar influido por la presencia de ciertos elementos, también se conoce que a una velocidad de solidificación alta se produce un efecto similar en la estructura (modificación térmica) ^[8,20].

Aladar Pacz en 1921 demostró como unas pequeñas adiciones de metales alcalinos, especialmente sodio, cambian la naturaleza de la fase de silicio desde cristales como placas hasta cristales fibrosos finamente dispersos, cuando se solidificaba el metal ^[8,20].

Sin embargo, el sodio es un elemento muy reactivo y puede quemar violentamente la aleación durante su adición a ésta, por lo tanto es difícil tener un control estricto del nivel de adición ^[8,20].

Después de su adición al aluminio, el sodio tiende a volatilizarse durante el mantenimiento del metal, provocando otras pérdidas. Los niveles de sodio residuales en el metal fundido deberían hallarse en los márgenes de 0.01 a 0.02% para que la modificación sea eficaz ^[8,20].

Debido a la combustión violenta al añadir sodio metálico, las recuperaciones reales pueden ser tan bajas como del 20% por tanto deben añadirse cantidades relativamente grandes. El exceso de adiciones para compensar las pérdidas puede conducir a exceso de modificación y un incremento de porosidad en la pieza fundida ^[8,20].

2.1.2.1.2 Modificación con estroncio.

La investigación de elementos alternativos para modificar las aleaciones de silicio-aluminio reveló que el estroncio puede utilizarse en lugar del sodio y se logra un rendimiento y una recuperación superiores, como agente modificador.

Puede conseguirse la modificación de estroncio completa de una aleación fundida con un nivel de estroncio residual de alrededor de 0.01% y algunas pruebas han demostrado que se consigue una modificación completa con tan solo 0.005%. Las adiciones excesivas no producen exceso de modificación aun en contenidos superiores al 0.1% pero deben evitarse porque pueden empezar a formarse compuestos intermetálicos Al-Sr-Si ^[8,20].

La recuperación es alta y se reduce la pérdida durante el mantenimiento de modo importante, comparado con el sodio, incluso cuando el lingote previamente modificado con estroncio se vuelve a fundir, existe una buena retención del estroncio y como consecuencia el desarrollo de la aleación rica en estroncio, ha provocado el empleo de las aleaciones de aluminio-silicio permanentemente modificadas ^[8,20].

El contenido de silicio de la aleación y la velocidad de solidificación de la pieza fundida puede influir en la adición de estroncio necesario. A mayores velocidades de solidificación se necesita menos estroncio para una modificación satisfactoria de una pieza a comparación de una velocidad baja.

La mayor ventaja de la modificación al estroncio se observa en las aleaciones de aluminio-silicio eutécticas e hipoeutécticas. Muchas de las aleaciones de aluminio fundidas se hallan en el margen del 5 al 7% de silicio, es decir son aleaciones hipoeutécticas ^[8,20].

Las adiciones de estroncio hechas adecuadamente durante la fusión de la aleación aportan unas mejores propiedades mecánicas a las piezas vacadas con esta aleación. Se logran mejoras del 50% en los valores de elongación y en algunos casos hasta 200% en cuanto al esfuerzo último a la tensión además de buena maquinabilidad en las piezas ^[8,20].

2.1.2.2 Desgasificado del metal líquido

Tratamiento que consiste en eliminar el gas (hidrógeno) que esta disuelto en el aluminio. La importancia del desgasificado radica en efectuar un barrido del gas contenido en el metal, ya que de no ser así el metal mantendría dicho gas y provocaría un alto porcentaje de porosidad en las piezas vaciadas.^[8] El hidrógeno, es el único elemento gaseoso que tiene solubilidad en el aluminio líquido ^[20].

La contaminación por hidrógeno puede originarse debido a una deficiente combustión en el horno o por utilizar herramientas con humedad presente en el manejo del metal y alta humedad ambiental, esta es la principal fuente de introducción de hidrogeno al metal ya sea en el interior o el exterior del horno, la cual al contacto con el baño metálico se disocia y el hidrogeno es disuelto tal como se muestra en la reacción de evolución de gas ^[8]:



Otra de las causas es por sobrecalentamiento del metal ya que a mayor temperatura del metal fundido aumenta la solubilidad y la cantidad de hidrógeno absorbida en el baño, como se observa en el diagrama de solubilidad de hidrogeno en aluminio (Fig.2.12). El hidrógeno absorbido en el metal líquido es expulsado durante la solidificación debido a la reducción de solubilidad. Este hidrógeno forma los poros presentes en toda la estructura cristalina del metal, porosidad ^[8].

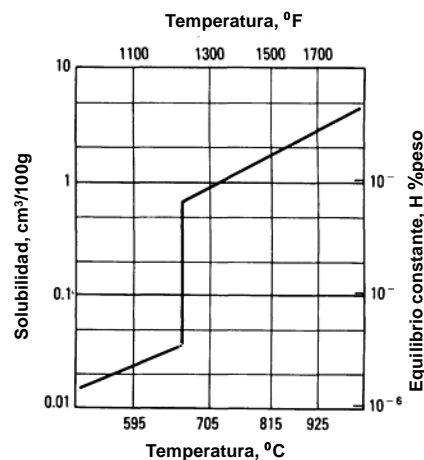


Figura 2.12 Solubilidad de hidrógeno en aluminio con respecto a la temperatura ^[8].

Entre los elementos que existen para remover el hidrógeno del metal líquido se puede mencionar al cloro y al nitrógeno que son los más ampliamente utilizados en la industria, los cuales son inyectados al baño metálico en forma de burbujas pequeñas creando un mecanismo de arrastre que elimina impurezas y reduce el contenido de hidrógeno presente en el metal ^[20].

2.1.2.3 Refinamiento de Grano

Las aleaciones de aluminio tiende a poseer un tamaño de grano grueso a causa de sobrecalentamientos, refusiones sucesivas, mantenimientos prolongados en estado líquido, este factor disminuye las propiedades mecánicas de las aleaciones aumentando la tendencia a la formación de grietas además de perjudicar la apariencia de las piezas ^[8, 20, 26].

El refinamiento de grano es un proceso que consiste en agregar al metal un agente refinador que contenga titanio y boro los cuales actúan como agentes nucleantes disminuyendo el tamaño de grano de la aleación ^[8, 20,26].

Entre más pequeño es el tamaño de grano mejor es la calidad de las piezas porque ayuda a que se llene mejor las piezas en las áreas de rechupe, las cuales no podrían ser ocupadas si el tamaño de grano fuera mayor, además que el refinamiento de grano mejora marginalmente las propiedades mecánicas ^[8, 20,26].

El tamaño de grano en el material en condición de vaciado está relacionado a la cantidad de núcleos presentes en el metal líquido durante el proceso de solidificación. También es bien sabido que no todas las partículas metálicas presentes en el metal fundido son igual de eficientes para nuclear ^[3,8,].

Una teoría sobre nucleación heterogénea sugiere que la energía interfacial entre el núcleo y el material que está solidificando es de suma importancia. Varios de las posibilidades se presentan en la figura 2.13, donde la condición (c) es la más deseada ^[8, 20].

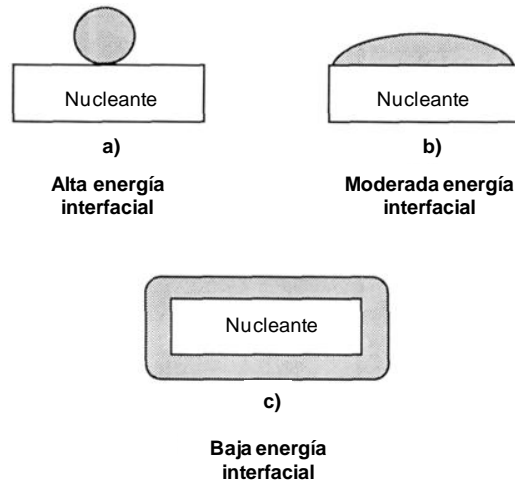


Figura 2.13 Efecto de la energía interfacial en la geometría de los núcleos ^[3].

Aquí la energía interfacial entre el núcleo y el nucleante es mínima y el núcleo es capaz de ser envuelto por el nucleante. Como consecuencia se forma una película de alto radio de curvatura con una pequeña cantidad de energía (figura 2.14) ^[3].

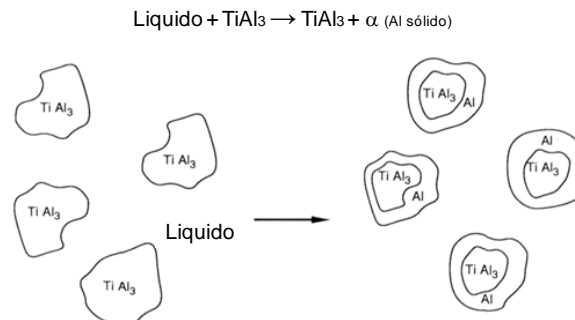


Figura 2.14 Nucleación de reacción peritética en el sistema Al-Ti ^[3].

En general se considera que los cristales de $TiAl_3$ son los principales responsables del mecanismo de refinamiento de grano en aleaciones con un contenido arriba del 0.15%Ti en su composición, es decir dentro del rango peritético (figura 2.15), donde esta adición favorece la relación cristalográfica, las partículas de $TiAl_3$ reaccionan con el líquido en enfriamiento debajo de $665^\circ C$ de acuerdo a la reacción peritética ^[8,27].



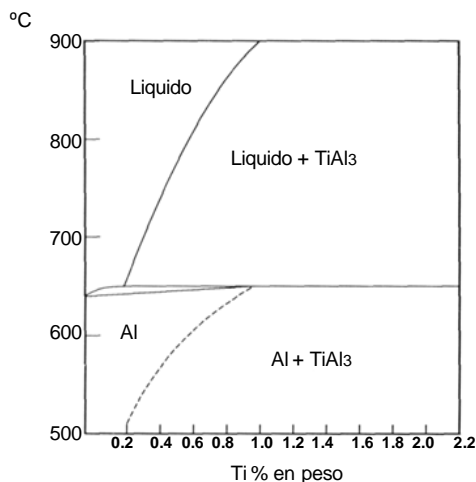


Figura 2.15 Diagrama de fases aluminio-titanio. [8]

2.1.3 Tratamiento térmico

Tratamiento térmico de una manera más amplia se refiere a cualquier operación de calentamiento y enfriamiento que se realiza con el propósito de cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o el estado de esfuerzos residuales del metal.

Cuando se aplica el término de las aleaciones de aluminio, se refiere con frecuencia a operaciones específicas de precipitación empleadas para incrementar la resistencia y la dureza en aleaciones trabajadas o fundidas. Estas últimas se conocen como aleaciones tratables, ya que mediante calentamientos y enfriamientos se logra un incremento en propiedades, mientras que las primeras conocidas como no tratables térmicamente, dependen de un trabajado en frío para incrementar su dureza [4].

Las aleaciones de aluminio son tratables para:

- Homegenizarlas
- Relajar esfuerzos residuales
- Mejorar la estabilidad dimensional y la maquinabilidad
- Optimizar resistencia, ductilidad, dureza y resistencia a la corrosión.

La microestructura en fundiciones en condición de vaciado no es homogénea, esto es porque los elementos de aleación e impurezas tienden a segregarse dentro de la estructura eutéctica, la homogenización es deseable para distribuir los elementos en la matriz y las propiedades en la pieza de vaciado sean uniformes ^[5].

Los esfuerzos residuales se crean durante el enfriamiento desde temperaturas de solución y vaciado, calentando las piezas a una temperatura intermedia se pueden relevar los esfuerzos residuales ^[5].

Varios ciclos de tratamiento mecánico es decir diferentes combinaciones de temperatura y tiempo son utilizados dependiendo del proceso de vaciado, la composición de la aleación y las propiedades mecánicas deseadas. La Asociación de Aluminio estandarizó la definición y nomenclatura para los tratamientos térmicos ^[5].

El tratamiento térmico típico para proceso de arena y gravedad implica las siguientes etapas:

1. Tratamiento de solución a relativamente alta temperatura para disolver las partículas ricas en Cu y Mg formadas durante la solidificación para lograr una solución sólida de alta concentración.
2. Temple, enfriamiento generalmente a una temperatura ambiente para obtener una solución sólida supersaturada de átomos de soluto y vacancias.
3. Endurecimiento por envejecido, causa la precipitación de solución sólida supersaturada, puede ser a temperatura ambiente (envejecido natural) o a elevada temperatura (envejecido artificial) ^[5].

2.1.3.1 Tratamiento de solución.

Tres eventos ocurren durante el tratamiento de solución, éste se lleva a cabo a una temperatura alta, por arriba de la temperatura de solvus de la aleación. El propósito de este tratamiento es ^[8,23]:

- Homogenizar los elementos de aleación.
- Esferoidizar las partículas de Si.
- Disolver las fases solubles que contienen Cu y Mg formados durante la solidificación.

El primer propósito del tratamiento de solución es disolver fases constituyentes y enriquecidas de solución sólida de aluminio (α) en soluto ^[8,23].

El segundo efecto del tratamiento de solución es, esferoidizar constituyentes que están presentes en cantidades que no pueden ser completamente disueltas. En aleaciones serie 3XX (Al-Si-Mg y Al-Si-Cu-Mg), el exceso de silicio está presente. En condición de vaciado el silicio eutéctico forma escamas, fibras o laminas (estas dos últimas consecuencia del tratamiento de modificación eutéctico) ^[23].

El tercer efecto del tratamiento de solución es la homogenización de la estructura. Los elementos constitutivos de las fases presentes son redistribuidos cuando se disuelven. Sin embargo, algunas fases constituidas, particularmente intermetálicos ricos en hierro, contienen elementos insolubles y estos son modificados morfológicamente por el tratamiento de solución ^[23].

El tratamiento de solución puede incluir dos etapas de calentamiento durante su proceso para evitar la fusión insipiente. Primeramente las piezas son calentadas por debajo de la temperatura eutéctica para disolver las fases eutécticas fuera de equilibrio, posteriormente de forma segura se calienta a la temperatura final de solución para disolver los elementos adicionales de endurecimiento y generar una buena homogenización ^[6].

2.1.3.2 Temple

El objetivo del temple es evitar la precipitación mediante el enfriamiento de la pieza vaciada desde la temperatura de solución hasta la ambiente, esta operación finaliza el tratamiento de solución. La pieza es enfriada desde la temperatura de solución y la solubilidad de los elementos de endurecimiento disminuye ^[6,23].

Si la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente alta el soluto y un gran número de vacancias son retenidas en solución sólida. Por otro lado si el enfriamiento es lento, las partículas precipitan homogéneamente en los límites de grano o en dislocaciones que

resulta en reducción de la sobresaturación de soluto y consecuente bajo límite de elasticidad después del envejecido.

Se pierde el soluto de la solución sólida enriquecida con aluminio (α) por difusión y por precipitación en los límites de grano, proceso que ocurre rápidamente entre 500 y 750°F (260 y 400°C). Por lo tanto el rápido enfriamiento o temple es necesario para retener la alta concentración en equilibrio conseguida a la temperatura de solución, particularmente cerca de los bordes de grano. Aunque el enfriamiento rápido incrementa el endurecimiento por envejecido como consecuencia crea esfuerzos residuales y distorsión factores muy poco deseables en fundiciones de la industria automotriz ^[6,23].

2.1.3.3 Envejecido.

El exceso de soluto en una solución sobresaturada aluminio α , eventualmente precipita, pero esto ocurre lentamente a temperatura ambiente. Después de días y semanas a temperatura ambiente, algunas aleaciones, que pertenecen al sistema Al-Zn-Mg (7XX), endurecen apreciablemente, a este proceso se le conoce como envejecido natural ^[6-7].

Sin embargo el envejecimiento puede ser acelerado calentando las muestras en condición posterior al temple a temperaturas intermedias, a este proceso se le conoce como envejecido artificial ^[6-7].

Como es sabido los tratamientos térmicos impactan directamente sobre las propiedades mecánicas de los materiales, es por ello que la selección de tiempos y temperaturas están en función de la aleación y propiedades requeridas en determinada aplicación, como lo demuestra la figura 2.16 que muestra la gráfica de dureza contra temperatura de envejecido ^[6].

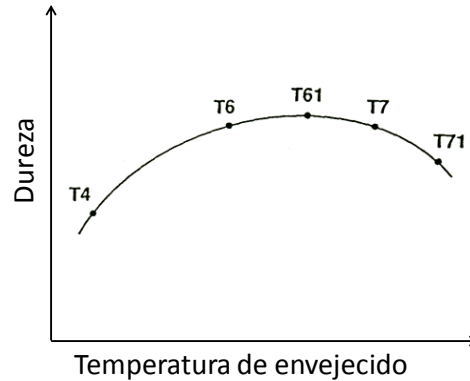
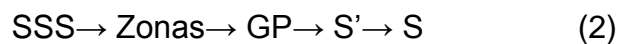


Figura 2.16 Influencia del tratamiento térmico de envejecido en la dureza ^[6].

En el caso particular de las aleaciones Al-Si-Mg se presentó la siguiente secuencia de precipitación durante la etapa de envejecido ^[23]:



La precipitación comienza con la formación de zonas esféricas Guiner-Preston (GP), estas zonas empiezan a formarse en la dirección [100] de la matriz y asumen una forma de agujas. Estas agujas crecen para convertirse en rodillos y eventualmente plaquetas. La dureza máxima es alcanzada antes que se formen las plaquetas. La fase S' es una fase semicoherente. La fase de equilibrio final nuclea como S ^[7].

El tamaño de los precipitados es función de la temperatura y el tiempo de mantenimiento, a mayor temperatura o tiempo, el tamaño de los precipitados aumenta, lo cual disminuye las propiedades mecánicas, una adecuada combinación de temperatura de envejecido y tiempo de exposición, es determinante para obtener una pieza con alta dureza ^[6-7].

2.1.4 Designación de aleaciones de aluminio.

Las aleaciones de aluminio se utilizan con una gran cantidad de variantes, por lo que es importante mencionar los tratamientos térmicos o mecánicos que le han sido aplicados a la aleación. Es por ello que la Asociación de Aluminio estableció un sistema de designación que se emplea en las aleaciones trabajadas y de fundición ^[3].

La especificación para aleaciones de fundición se distingue claramente de las aleaciones trabajadas, y es definida por la composición química. Aleaciones de fundición se obtienen ya sea de aluminio electrolítico al que se añaden los elementos constitutivos, o de metal reciclado.

Actualmente se estima que más del 50% de las partes vaciadas de aluminio son fabricadas a partir de metal reciclado ya que en comparación con la extracción de aluminio de manera electrolítica, se emplea menos energía para su producción lo que resulta en un gran ahorro económico en su manufactura ^[3].

Cada país desarrolló su nomenclatura y designación para aleaciones fundidas de aluminio y hasta ahora no existe un sistema aceptado internacionalmente. En los Estados Unidos la Asociación de Aluminio adoptó un sistema de cuatro dígitos numéricos para identificar las aleaciones de aluminio de fundición ^[3].

En el grupo 1xx.x, los dos dígitos a la izquierda del punto decimal denotan el contenido mínimo de aluminio. Por ejemplo en la designación 190.x corresponde a 99.90% de pureza en el aluminio. El dígito a la derecha del punto decimal indica la forma del producto, 0 y 1 respectivamente para piezas y lingotes.

En los grupos de aleación de 2xx.x a 9xx.x, los segundos dos dígitos no tienen significado específico sirven sólo para identificar diferentes aleaciones en el grupo. El último dígito a la derecha del punto decimal identifica la forma del producto ^[3].

El primer dígito indica el mayor elemento de aleación en el grupo, como se muestra:

1xx.x Composición pura; 99.0% o más de aluminio

2xx.x Cobre

3xx.x Silicio con magnesio o cobre

4xx.x Silicio

5xx.x Magnesio

6xx.x Sin usar

7xx.x Cinc

8xx.x Estaño

9xx.x Sin usar

2.1.4.1 Sistema de designación para tratamientos básicos en aleaciones de aluminio.

La designación del tratamiento se coloca después de la designación de la aleación, separando ambas por un guión. La designación de los tratamientos básicos consiste de letras y sus subdivisiones, cuando se requiere, se indican por uno o más dígitos a continuación de la letra correspondiente ^[8]:

- F** Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación.
- O** Recocido. Se aplica a materiales ya sea de trabajo como de fundición que han sufrido un recocido completo.
- O1** Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
- O2** Sometido a tratamiento termomecánico.
- O3** Homogeneizado. Esta designación se aplica a los alambrones y a las bandas de colada continua, que son sometidos a un tratamiento de difusión a alta temperatura.
- W** Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.
- H** Estado de Trabajado. Viene con materiales a los que se ha realizado un endurecimiento por deformación.
- H1** Endurecido por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.
- H2** Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial para recuperar suavidad sin perder ductilidad.
- H3** Acritud y estabilizado.
- H4** Acritud y lacado o pintado. Son aleaciones endurecidas en frío y que pueden sufrir un cierto recocido en el tratamiento de curado de la capa de pintura o lacada. En ésta clasificación se usa un segundo dígito (en ocasiones es

necesario un tercer dígito) que indica el grado de endurecimiento por deformación.

- T** Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior. Las designaciones de W y T se aplican a aleaciones de aluminio ya de trabajo o de fundición que sea termotratables.

Existen variantes del estado T, a estas variantes se les añaden a la T dos dígitos. Estos dos dígitos son específicos para cada producto y se usan para estado de alivio de tensiones en productos fabricados mediante el proceso de trabajado, mientras que para aleaciones de fundición se emplea solo un dígito ^[8].

- T1** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural.
- T2** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una alta temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural.
- T3** Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- T4** Solución tratada térmicamente y envejecida a T_{amb} . hasta alcanzar una condición estable. Es un tratamiento similar a T3 pero sin el trabajo en frío.
- T5** Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura envejecida artificialmente.
- T6** Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura (moldeo o extrusión) no son endurecidos en frío sino que sufren un envejecimiento artificial.
- T7** Solución tratada térmicamente y sobre-envejecida para su completa estabilización.
- T8** Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- T9** Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.

T10 Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición sustancialmente estable ^[8].

2.1.5 Endurecimiento por precipitación.

Es el tratamiento térmico más importante que se aplica a las aleaciones de aluminio, este tratamiento eleva notablemente la resistencia mecánica de las aleaciones endurecibles por tratamiento térmico ^[9,21].

Consiste en la dispersión de fases secundarias formadas durante la precipitación en estado sólido de la matriz. Los requisitos fundamentales para que una aleación presente endurecimiento por precipitación son:

- Que la aleación presente solubilidad creciente de un soluto o de una segunda fase a medida que la temperatura aumenta.
- Que el material a alta temperatura, donde hay más solutos en solución pueda ser templado o congelado a temperatura ambiente o por debajo de ella. Esto implica que la curva C de la aleación presente un régimen de enfriamiento crítico factible y razonable con los medios de inmersión disponible. Puesto que la aleación templada contiene más soluto a temperatura ambiente que cuando está en equilibrio, se trata de una solución sobresaturada, inestable, que tiende a precipitar el exceso de solución o fase ^[9,21].

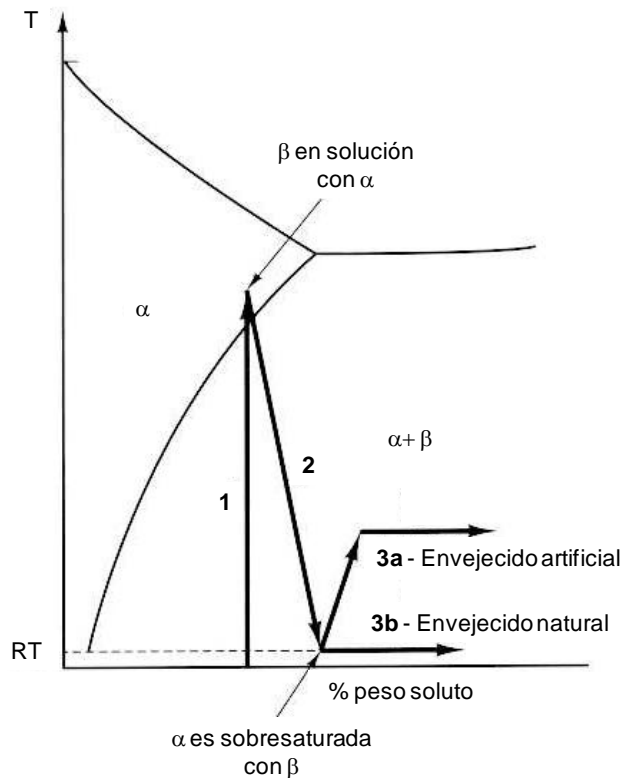


Figura 2.17 Diagrama de tratamiento térmico para endurecer aleaciones de aluminio ^[9].

Con base a estos requisitos, el proceso de tratamiento térmico para conseguir el endurecimiento por precipitación consiste en las etapas siguientes (figura 2.17) ^[21,21];

1. Tratamiento de disolución; por calentamiento a temperatura elevada se disuelven en la solución sólida de aluminio la mayor parte de los componentes de la aleación, que provocan el endurecimiento.
2. Temple; por enfriamiento rápido, la solución sólida, enriquecida en estos componentes de la aleación se transforma, en primer lugar, en un estado sobresaturado.
3. Envejecimiento; por permanencia, a la temperatura ambiente (3b) o a una temperatura más elevada (3a), se producen precipitaciones de la solución

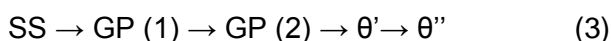
sólida sobresaturada, que provocan un aumento de resistencia a la tensión, esfuerzo de cedencia al 0,2% y dureza ^[9, 21].

Los principales sistemas de aleación de aluminio tratables térmicamente son los siguientes:

- Sistema de aluminio-cobre con endurecimiento por Al_2Cu (2XX).
- Sistema de aluminio-magnesio-silicio con endurecimiento por Mg_2Si (6XX).
- Sistema de aluminio-magnesio-cinc con endurecimiento por Zn_2Mg (7XX).
- Sistema de aluminio-litio con endurecimiento por Al_3Li ^[9].

2.1.5.1 Sistema de aleación Al-Cu

En estas aleaciones, el endurecimiento se observa a temperatura ambiente, esto atribuido a la localizada concentración de átomos de cobre que forman zonas de Guinier-Preston, llamadas GP (1). Esto consiste en dos regiones dimensionales ricas en cobre en forma de disco, orientadas paralelamente al plano {100}. El diámetro de las zonas es estimado de 3 a 5 nm (30 a 50 Å) y este no varía con el tiempo de envejecido a temperatura ambiente. La secuencia de estructura en aleaciones aluminio-cobre es la siguiente ^[10, 23],



A temperaturas superiores a 100°C (212°F), las zonas GP (1) se disipan y son remplazadas por estructuras designadas GP (2) o θ'' aunque sólo unas pocas capas atómicas de espesor, se consideran ordenados con arreglo atómico tridimensional. La fase de transición θ' , es una fase estable que tiene la misma composición y exhibe coherencia con la solución sólida de la red, se forma después de la zona GP (2), pero coexiste con ella en cierto rango de tiempo y temperatura. La etapa final en la secuencia es la transformación de θ' en la fase no coherente de equilibrio θ ($CuAl_2$) ^[23].

2.1.5.2 Sistema de aleación Al-Cu-Mg (Si)

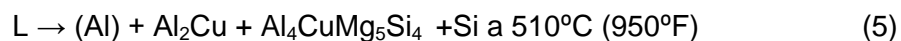
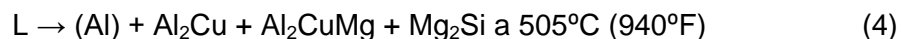
Aleaciones comerciales, donde la reacción de endurecimiento por precipitación principal está influenciada por el sistema ternario aluminio-cobre-magnesio ya que el silicio se agrega en cantidades muy pequeñas que no llegan a influir para considerarlo como un sistema cuaternario. Las aleaciones más importantes contienen cobre en mayor cantidad, la reacción de fase ocurre entre la solución sólida de aluminio y las fases intermetálicas Al_2Cu y Al_2CuMg .

A 510°C (950°F) la reacción eutéctica ternaria ocurre entre líquido con 33.1% de cobre y 6.25% magnesio, Al_2Cu , Al_2CuMg y la solución sólida de aluminio con 4.28% de cobre y 1.35% de magnesio.

El endurecimiento por precipitación con mayores proporciones de cobre en magnesio es logrado siguiendo la secuencia de precipitación a través de las fases coherentes de las zonas GP a las fases coherentes θ' hasta θ (Al_2Cu).

El endurecimiento por precipitación con menores proporciones de cobre en magnesio se logra con la secuencia de precipitación a través de zonas GP a fases coherentes de Al_2CuMg .

La adición de silicio en el sistema resulta en la aparición de tres reacciones cuaternarias invariantes para la composición de aleaciones comerciales, estas son ^[10]:



Están fuera de equilibrio después de la solidificación, estas reacciones están limitadas por la temperatura de homogenización. En aleaciones de alta resistencia éstas pueden ser reacciones de equilibrio y pueden subir el límite de temperatura para el tratamiento térmico de solución ^[10].

Las reacciones de precipitación involucran silicio, Mg_2Si o en algunas composiciones la fase Q ($Al_4CuMg_5Si_4$), pero no aporta la mayor contribución para el endurecimiento en la aleación, el cobre se aporta en mayores cantidades y se encarga de esto ^[10].

2.1.5.3 Sistema de aleación Al-Si-Mg

El sistema de aleación aluminio-silicio-magnesio es el más básico de los sistemas de aleación tratables térmicamente usadas tanto en trabajado y fundición. Estas aleaciones combinan favorables características como alta resistencia, relativamente baja sensibilidad al temple y buena resistencia a la corrosión ^[10].

El diagrama de fases de equilibrio es relativamente simple y muy estable. El sistema es pseudobinario Al- Mg_2Si con la relación magnesio-silicio de 1.73 (% en peso). El eutéctico es a 585°C (1100°F). La composición en el eutéctico líquido es 8.15% en peso de magnesio y 4.75% en peso de silicio, en equilibrio con solución sólida de aluminio contiene 1.13% en peso de magnesio y 0.67% en peso de silicio ($\approx 1.85\%$ en peso de Mg_2Si). Las reacciones de precipitación en este sistema de aleación se muestran en la siguiente secuencia bajo circunstancias normales ^[10].

SSS \rightarrow barras semi-coherentes $\beta''//\langle 001 \rangle_{Al}$ \rightarrow agujas semi-coherentes $\beta'//\langle 001 \rangle_{Al}$ \rightarrow placas semi-coherentes $\beta//\langle 001 \rangle_{Al}$ \rightarrow β no coherente Mg_2Si ^[10];

Tabla 2.2.Secuencia de precipitación ^[10].

Sistema	Precipitado	Característica
Al-Cu	Zona GP	Coherente, metaestable en forma de discos.
	θ'' o GP2	Coherente, metaestable.
	θ' Al ₂ Cu	Semicoherente, metaestable, estructura tetragonal.
	θ Al ₂ Cu	Incoherente, estable, estructura tetragonal centrada en el cuerpo
Al-Si	Silicio	Estructura cubica de diamante.
Al-Mg-Si	Zona GP	Coherente, metaestable en forma de agujas.
	β''	Semicoherente, metaestable, en forma de agujas, estructura hexagonal.
	β' Mg ₂ Si	Semicoherente, metaestable, en forma de barras, estructura hexagonal.
	β Mg ₂ Si	Incoherente, estable en forma de placas, estructura cubica centrada en las caras.

2.2 Ensayo de tensión.

Los datos obtenidos de este ensayo para aleaciones de aluminio están fuertemente influenciados por factores relacionados entre sí como ^[29];

- Velocidad de solidificación
- Tipo de fundición
- Tratamiento térmico (solubilizado, temple, envejecido)
- Modificación de eutéctico
- Contenido de magnesio

2.2.1 Curva de esfuerzo deformación ingenieril.

El esfuerzo ingenieril s , usado en la curva esfuerzo-deformación (figura 2.18), es la deformación promedio en el espécimen de tensión. Se obtiene al dividir la carga (P) entre el área original de la sección transversal del espécimen (A_o) ^[11];

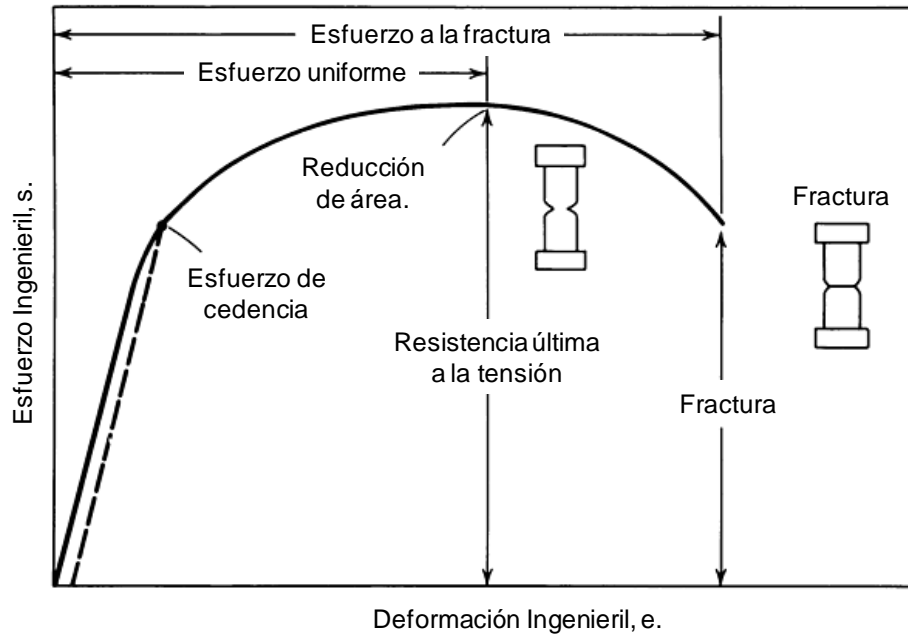


Figura 2.18 Grafica esfuerzo-Deformación Ingenieril ^[11].

La deformación e , utilizada para la curva esfuerzo deformación, es el promedio de la deformación lineal la cual es obtenida dividiendo la longitud de la elongación de la muestra (δ) entre la longitud original (L_0) ^[11].

$$s = \frac{P}{A_0} \quad (7)$$

En la zona plástica el esfuerzo es linealmente proporcional a la deformación. Al punto donde el esfuerzo se excede se le denomina esfuerzo de cedencia, punto a partir del cual si retiramos la carga, la muestra sigue deformada permanentemente ^[11].

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (8)$$

La resistencia a la tensión o la resistencia última a la tensión (s_u) es la máxima carga aplicada dividida entre el área transversal de la sección original ^[11].

$$S_u = \frac{P_{max}}{A_o} \quad (9)$$

2.2.2 Ensayo de tensión a alta temperatura.

En general la resistencia es reducida a altas temperaturas y los materiales se vuelven más blandos y más dúctiles cuando las temperaturas incrementan. Sin embargo la velocidad y dirección de los cambios en propiedades mecánicas como el límite elástico y la elongación, pueden variar ampliamente en función de la composición y temperatura como se muestra en la figura 2.19 ^[12].

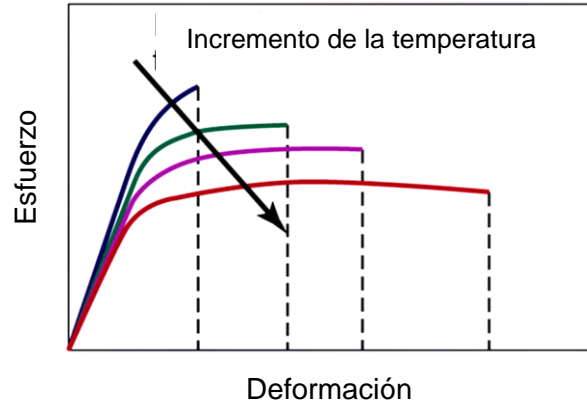


Figura 2.19 Efecto de la temperatura en la resistencia y la ductilidad de varios materiales ^[12].

Cuando la temperatura incrementa la resistencia del material usualmente disminuye y la ductilidad aumenta, esto se debe a la deformación del material por la temperatura. A temperatura ambiente, la deformación plástica ocurre cuando las dislocaciones en el material se deslizan ^[12].

Las dislocaciones pueden irse acumulando al interceptarse mientras se deslizan, esto impide que las dislocaciones se sigan deslizando y esto ocasiona que aumente el esfuerzo requerido para continuar la deformación. A este proceso se le denomina endurecimiento por deformación o endurecimiento por trabajado [3,12].

A elevadas temperaturas, el acumulamiento de dislocaciones se debe a otros mecanismos de deformación. Además la acumulación de energía por deformación puede ser relajada a altas temperaturas cuando las imperfecciones dentro de los cristales son eliminadas o reorganizadas en nuevas configuraciones [3].

El proceso de más rápida restauración es la recrystalización en donde cristales nuevos o sin dislocaciones nuclean y crecen a expensas de granos existentes. El proceso de restauración puede ser mejorado con el incremento de actividad térmica y movilidad de los átomos a altas temperaturas. Esto resulta en poco esfuerzo requerido para la deformación, como se muestra en los diagramas esfuerzo-deformación para varios tratamientos de una aleación de aluminio 2024 a elevadas temperaturas (figura 2.20) [12].

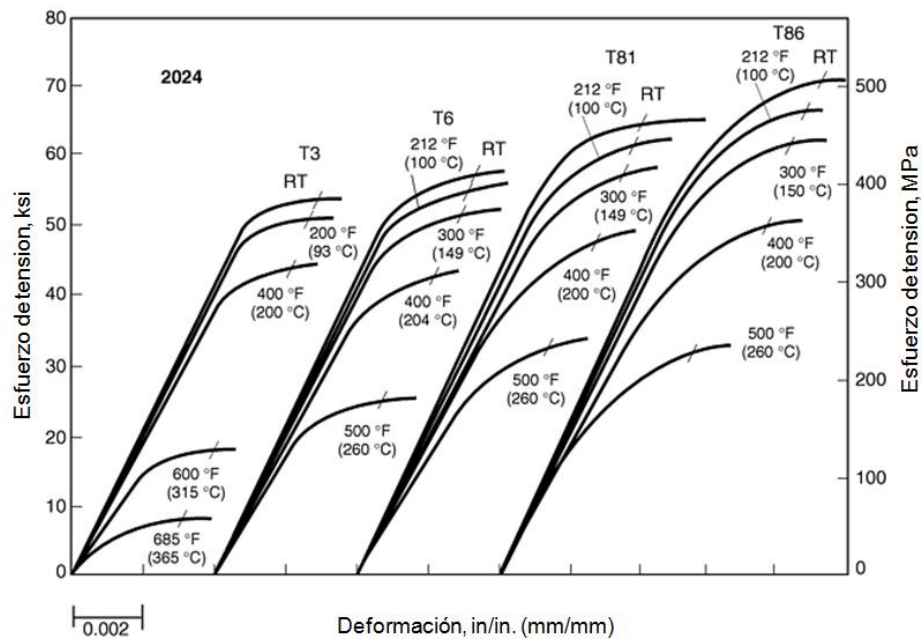


Figura 2.20 Curva esfuerzo-Deformación a varias temperaturas para una aleación de aluminio 2024 con tratamientos térmicos T3, T6, T81 y T86 [12].

2.3 Índice de Calidad (IQ)

El término de Índice de Calidad fue introducido por primera vez por Drouzy^[42] en su trabajo sobre interpretación de resultados de tensión por medición de índices de calidad y probable esfuerzo de cedencia aplicado para aleaciones de fundición Al-Si-Mg.

Mediante el índice de calidad los resultados del ensayo de tensión como la resistencia última a la tensión (UTS), el esfuerzo de cedencia al 0.2% (YS) y el porcentaje de elongación, se analizan en conjunto para evaluar la calidad de una aleación de fundición o cuando se desea demostrar la influencia de un parámetro dado como la composición, proceso de producción, enfriamiento, y tratamiento térmico^[3-44].

En el diagrama de esfuerzo último a la tensión vs elongación, podemos observar el comportamiento del material en dos direcciones, estas dos funciones tienen una relación directa con los fenómenos físicos que gobiernan las propiedades en la aleación (figura 2.21)^[42-3].

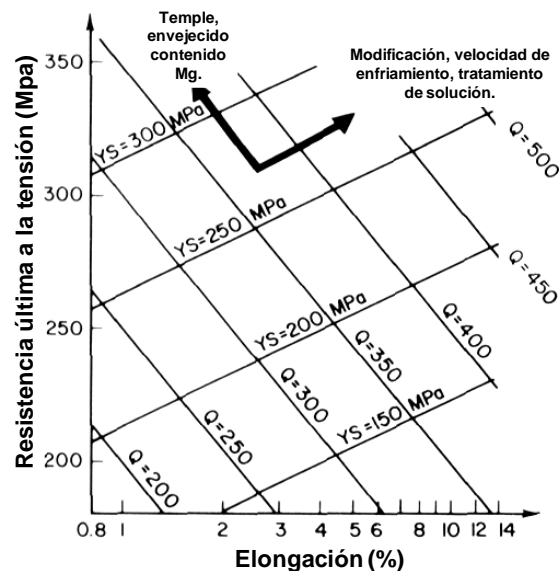


Figura 2.21 Diagrama Resistencia última a la tensión (UTS) – Elongación^[3].

Probable esfuerzo de cedencia

El estudio de la correlación entre el esfuerzo último de tensión, esfuerzo de cedencia al 0.2% y la elongación en aleaciones de fundición de aluminio, muestran que el esfuerzo de cedencia estimado a partir de la carga de esfuerzo último de tensión y la elongación se muestra de la forma ^[42]:

$$Y_{S_{\text{probable}}} = a \text{ UTS} - b \log \text{ Elong.} + C.$$

El coeficiente a, b y c depende de la naturaleza de la aleación. Sin embargo es posible distinguir tres grupos de aleaciones donde los coeficientes no son muy diferentes: ^[42]

- Al-Cu₅ Mg Ti y aleaciones con gran proporción de solución sólida de aluminio, Al-Zn₅Mg, Al-Mg₃Ti, Al-Mg₆.
- Aleaciones que contienen una proporción considerable de eutéctico Al-Si y no están tratadas térmicamente.
- Aleaciones similares de eutéctico Al-Si con tratamiento térmico.

Índice de calidad

En general se define el índice de calidad con la expresión ^[42]:

$$Q = \text{UTS} + K \log \text{ Elong.}$$

K es el coeficiente elegido para que Q sea prácticamente independiente del grado de endurecimiento de la aleación. Para aleaciones Al-Si₇Mg, K es igual a 150:

$$Q = \text{UTS} + 150 \log \text{ Elong.}$$

Para el esfuerzo de cedencia, nos limitamos a elongaciones $\geq 1\%$. En el diagrama UTS-Elongación es posible graficar líneas de igual índice de calidad, o también llamadas líneas "iso-Q" (figura 2.21).

CAPITULO III

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

Para el desarrollo del presente trabajo se vaciaron seis aleaciones de aluminio diferentes; 319 alto silicio, 319 bajo silicio, A356+0.5Cu, A356, 356, AlCu5Mg. Se utilizó un molde de arena de sílice con geometría de cuña para el vaciado de muestras, se instaló una templadera de hierro gris en forma de "v" en la base del molde para promover una solidificación direccional, las dimensiones de las muestras vaciadas son mostradas en la figura 3.1.

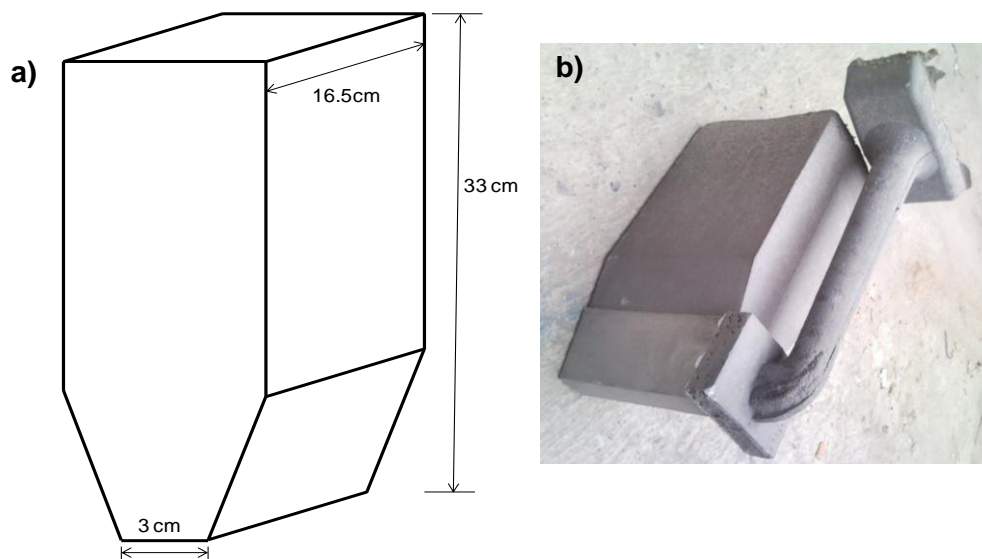
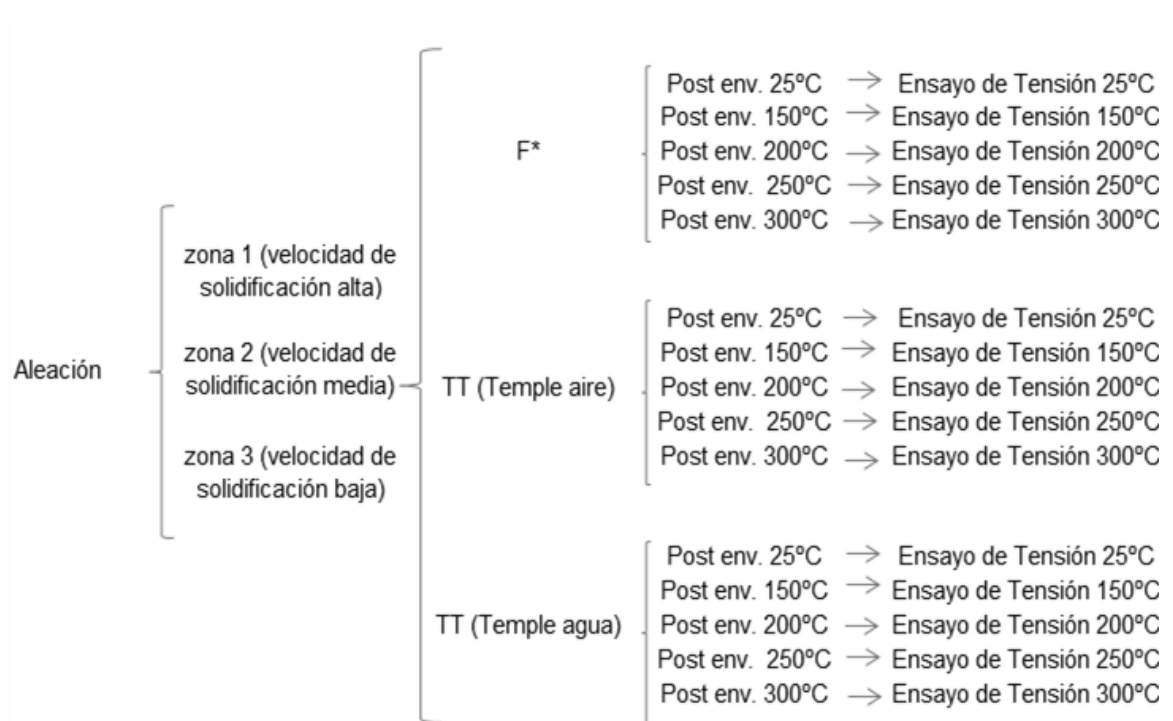


Figura 3.1. Dimensiones molde tipo cuña empleado para el vaciado de muestras, **a)** Imagen dimensiones, **b)** Imagen real.

Se tomaron muestras de tres velocidades de solidificación diferentes que corresponden a partes críticas de componentes automotrices como cabezas y monobloques.

Las aleaciones analizadas recibieron un tratamiento térmico comercial, (solución, temple y envejecido artificial), y posteriormente se llevaron a un tratamiento de post envejecido a la temperatura de ensayo por 200hr, durante el post envejecido se agrego un grupo extra de muestras las cuales corresponden a las zonas evaluadas de las aleaciones 319 alto y bajo silicio para ser evaluadas en condición de vaciado (sin tratamiento térmico) que es como se utilizan en la industria automotriz. Se realizaron cuatro repeticiones para cada condición, el desarrollo del trabajo se resume en la figura 3.2.



*F: Material en estado de bruto o de fundición (condición solo para aleaciones 319).

Figura 3.2 .Esquema de matriz de experimentos

3.2 Vaciado de muestras.

Para el vaciado de las seis aleaciones que se emplean se utilizó un horno de crisol marca thermotronic de 250Kg de capacidad donde se llevó a cabo la fusión del aluminio y sus elementos de aleación a una temperatura promedio de 740°C, para corroborar que cada una de las químicas estuviera dentro de especificación antes del vaciado se tomó una muestra la cual fue analizada en un espectrómetro de chispa marca Espectrolab modelo LAVMB05B. Las químicas propuestas para cada una de las aleaciones se presentan en la Tabla.3.2.

Tabla 3.2. Composición química de aleaciones de aluminio analizadas.

Aleación	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Al
319 bajo	6.5-7.5	3.0-4.0	0.2-0.5	0.8 max	0.5 max	Balance
319 alto	7.5-8.5	3.0-4.1	0.2-0.6	0.8 max	0.5 max	Balance
AlCu5Mg	0.3 max	4.5-5.5	0.25-0.45	0.1max	0.2-0.5	Balance
A356	6.5-8	0.2max	0.25-0.45	0.2 max	0.1max	Balance
A356+0.5Cu	6.5-8	0.4-0.7	0.25-0.45	0.2 max	0.1max	Balance
356	6.5-8	0.2-0.35	0.25-.045	0.6 max	0.2-0.6	Balance

Después de haber ajustado la química de manera general, se agrego una aleación maestra aluminio-titanio-boro como agente nucleante ^[14] para generar un refinamiento de grano y concluir con el ajuste de la química, posteriormente se llevó a cabo la desgasificación del metal mediante la inyección de gas nitrógeno en el baño durante 15 minutos, finalmente se procedió con el vaciado de los moldes tipo cuña.

El vaciado de los lingotes se realizó en los moldes de arena con forma de cuña antes mencionados (figura 3.1), con una templadera de hierro en la base para producir una solidificación direccionada. El perfil de solidificación obtenido se presenta en la figura 3.3 y está basado en un estudio hecho previamente en una aleación tipo 319 ^[18].

Los lingotes se cortaron en secciones de acuerdo a lo mostrado en la figura 3.3, se evaluaron tres niveles los cuales simulan las condiciones de componentes del motor de vital importancia como lo son:

Zona 1, a la cual pertenecen las secciones 1, 2, 3, 4 que cuentan con valores de EDS de entre 16 a 21 μm , estas condiciones se asemejan a la cámara de combustión, en proceso de llenado por gravedad.

Zona 2, la conforman las secciones 8, 9, 10, cuentan con valores de EDS de 30 μm , el cual se asemeja al de una cámara de combustión en proceso de llenado por baja presión.

Zona 3, está compuesta por las secciones 14, 15, 16, 17 que corresponden a un valor de EDS de 50 μm y este es similar al área de mamelones de fijación de un monoblock y una cabeza de motor.

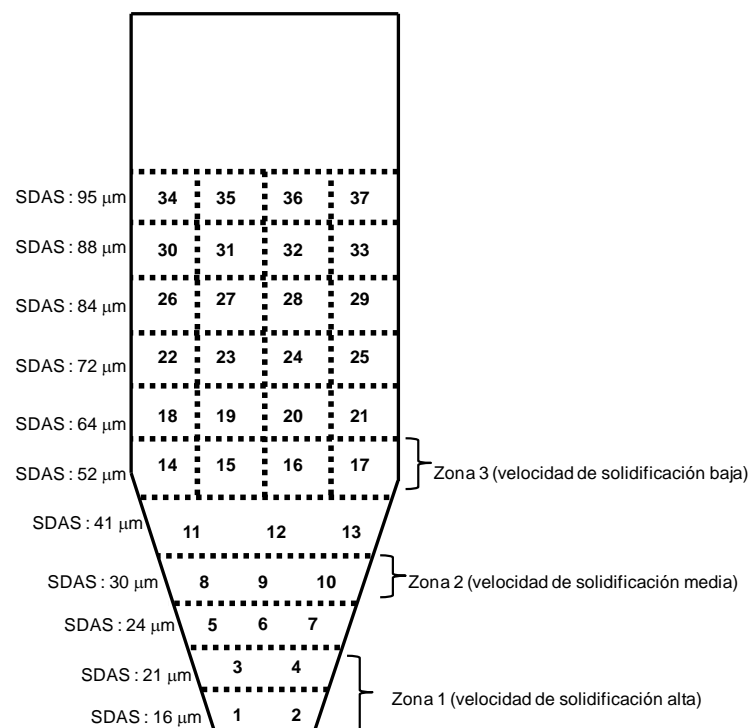


Figura 3.3. Perfil de solidificación registrado en lingotes de la aleación 319. ^[18].

3.3 Caracterización microestructural

Para la caracterización microestructural las muestras en condición de vaciado fueron preparadas de acuerdo a las técnicas metalográficas estándar. En las muestras pulidas sin ataque es posible observar defectos como grietas, inclusiones no metálicas y algunas fases intermetálicas, mientras que las muestras atacadas revelan más claramente los precipitados también es posible medir la porosidad de la muestra mediante la discriminación en tonos de grises en un software de análisis de imágenes obtenidas a partir del microscopio óptico.

3.3.1 Espaciamiento Dendrítico Secundario (EDS).

La medición de EDS se realizó por microscopia óptica en un microscopio Olympus PMG3 a 100 y 50X utilizando el software Clemex Vision, versión 2.2, la preparación de las muestras consistió en llevarlas hasta acabado espejo mediante desbaste con lijas de carburo de silicio desde la grado 80 hasta la 2400, posteriormente se pulieron con alúmina de $1\mu\text{m}$, se limpiaron con alcohol etílico y fueron secadas con aire caliente y finalmente se midieron con la ayuda del software por el método de intercepción lineal como se muestra en la figura 3.4.

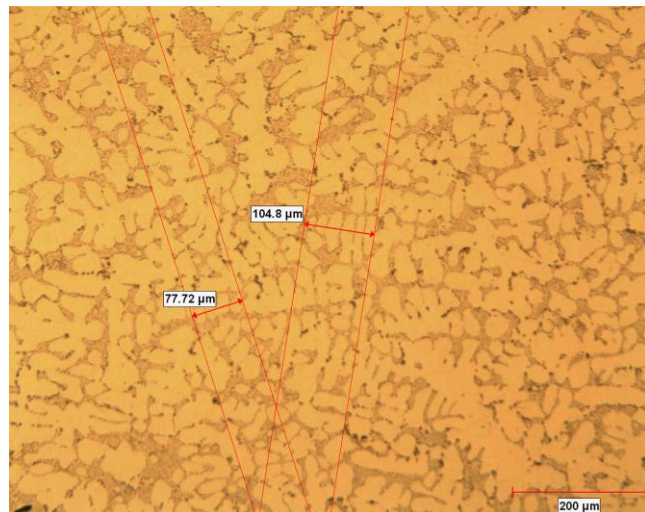


Figura 3.4. Medición de EDS mediante técnica de intercepción lineal, aleación tipo Al-Si con crecimiento dendrítico.

3.3.2 Nivel de modificación.

La medición de nivel de modificación de silicio eutéctico se realizó comparando micrografías de las muestras tomadas a 200X, con la tabla de control microestructural en aleaciones Al-Si hipoeutécticas, elaboradas por el comité de Análisis Térmico de la AFS (American Foundrymen's Society) se determinó el nivel de modificación presente para cada una de las muestras.

3.3.3 Tamaño de grano

Para evaluar el tamaño de grano (figura 3.5), las muestras se prepararon mediante desbaste con lijas de SiC desde la grado 80 hasta lijas finas grado 2400 y posteriormente fueron pulidas con silica coloidal. Para 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 100ml 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 5 minutos.

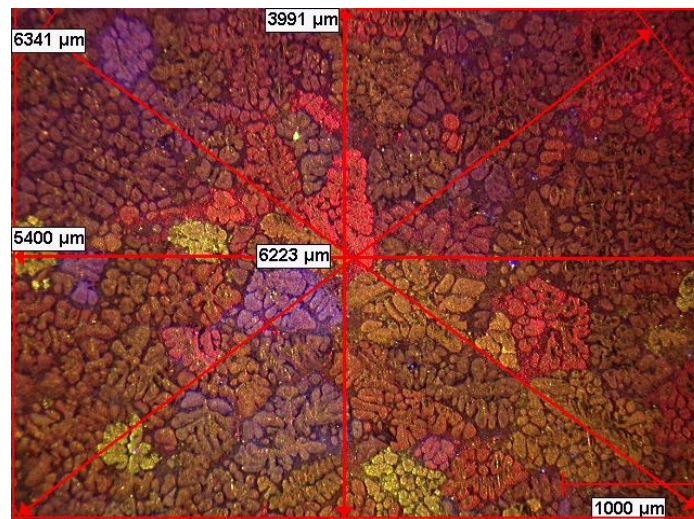


Figura 3.5. Medición de tamaño de grano.

El tamaño de grano fue determinado utilizando microscopia estereográfica y un analizador de imágenes. Se uso luz polarizada a diferentes angulos de inclinación para destacar los bordes de grano, se utilizó el método de intercepción lineal de acuerdo con la norma ASTM E112. La clasificación del tamaño de grano según la Sociedad Americana de Fundidores se resume en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3 Tamaño de grano de acuerdo al procedimiento ASTM E 112 establecido por AFS.

Clasificación propuesta por la AFS*	Tamaño de macrograno ASTM	Granos por centimetro 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	0.4	400
Mediano	11.5	217	1400	0.024	0.6	600
Grande	10.5	125	810	0.031	0.8	800
Grueso	10	79	512	0.039	1	1000
Ext. Grueso	7.5	19	107	0.087	2.2	2200

3.4 Tratamiento térmico.

Se realizó un tratamiento térmico comercial correspondiente para cada una de las seis aleaciones, tal como se muestra en la Tabla 3.4, donde se aclara que para las aleaciones 319 (alto y bajo silicio) se agregó un grupo de cada una en condición de vaciado, ya que en la industria automotriz se utiliza en esta condición.

Tabla 3.4. Tabla de tratamientos térmicos aplicados para cada aleación.

Aleacion	TT	Condición de vaciado
319 alto Si	T7	F
319 bajo Si	T7	F
356	T7	-
A356	T6	-
A356+0.5Cu	T6	-
AlCu5Mg	T6	-

** F: Estado bruto, es el material tal como sale del proceso de fabricación ^[8].

Se llevaron las muestras a solución durante 5 horas, a excepción de la aleación AlCu5Mg a la cual se le aplicó una rampa de temperatura (Tabla 3.5), para el temple se formaron dos grupos de muestras en cada tratamiento, para de este modo someter un grupo a temple en agua y el resto a temple en aire, finalmente ambos grupos recibieron un envejecido artificial por 4.5 horas, las condiciones de tiempo y temperatura para cada una de las aleaciones, se muestra en la Tabla 3.5

Tabla 3.5. Parámetros de tratamiento térmico para las aleaciones estudiadas.

Aleacion	Solucion	Enfriamiento	Envejecido
319 alto Si	495°C/ 5Hrs totales	Agua 90°C	235 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	
319 bajo Si	495°C /5Hrs totales	Agua 90°C	235 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	
356	510°C /5Hrs totales	Agua 90°C	210 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	
A356	530°C /5Hrs totales	Agua 90°C	160 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	
A356+0.5Cu	530°C /5Hrs totales	Agua 90°C	160 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	
AlCu5Mg	505°C /2Hrs + 525°C /3Hrs	Agua 90°C	190 / 4.5Hrs totales
		Aire 90-100°C/min	

Posterior al tratamiento térmico las muestras fueron sometidas a un tratamiento de post envejecido cuya principal función es simular las condiciones de trabajo en un motor de combustión interna, el post envejecido consiste en mantener las muestras por 200hr a la temperatura en la cual serán ensayadas (Tabla 3.6).

Tabla 3.6. Tabla de temperaturas de post envejecido realizado en cada aleación.

Aleacion	Post envejecido 200Hr				
	25 °C	150 °C	200 °C	250°C	300 °C

3.5 Evaluación de propiedades mecánicas a temperatura ambiente y alta temperatura.

Posterior al tratamiento térmico y al tratamiento de post envejecido las secciones del lingote tipo cuña fueron maquinadas siguiendo la norma de método estándar para pruebas de tensión en materiales metálicos ASTM E8/E8M ^[15], en consecuencia de la geometría del wedge se maquinaron probetas de dos tipos, acorde a la Figura 3.6. Mientras que las dimensiones para cada tipo de probeta se muestran en la Tabla 3.7.

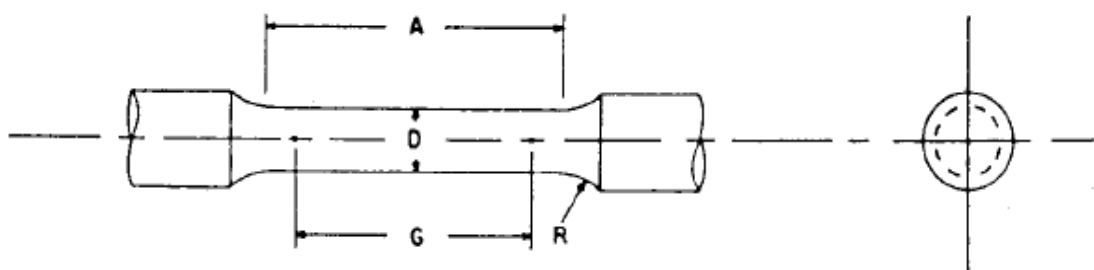


Figura 3.6. Esquema de probeta para ensayo de tensión ^[15].

Tabla 3.7. Dimensiones de probetas para ensayo de tensión.

Dimensiones (mm)	Probeta Grande	Probeta Chica
G Longitud calibrada	144.98 ±0.005	37.08 ± 0.005
D Diámetro	12.5 ± 0.2	6.35 ± 0.005
R Radio	9.99	4.77
A Longitud sección reducida.	79.37	48.76

Para la evaluación de propiedades mecánicas se empleó una máquina de tensión marca Zwick/Roell (figura 3.7) que cuenta con un macro extensómetro que mide la deformación hasta la fractura y una cámara ambiental (mufla) que permite el ensayo de muestras hasta 300°C, los ensayos de tensión a 150, 200, 250 y 300°C se realizaron bajo la norma ASTM E21-09 ^[16], la cual indica el método estándar para pruebas de tensión a elevada temperatura de materiales metálicos.

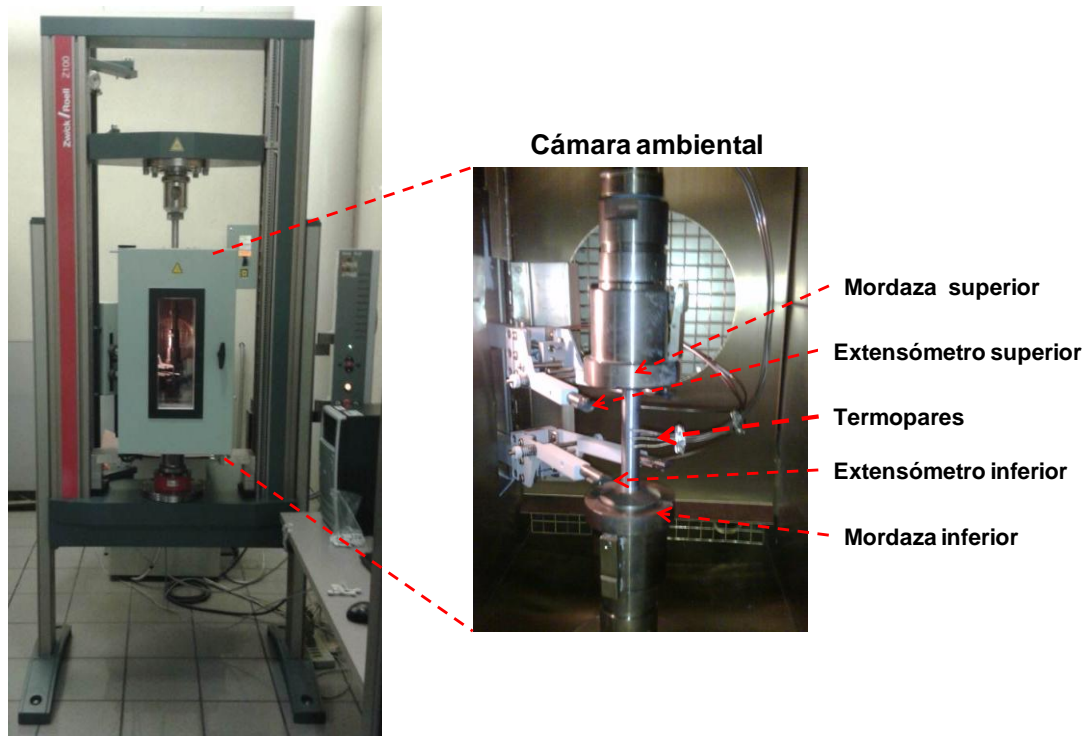


Figura 3.7. Máquina de tensión Zwick/Roell modelo Z100 empleada para pruebas de tensión a alta temperatura.

El ensayo de tensión a alta temperatura, consiste en sujetar la probeta en las mordazas que se encuentran dentro de la mufla instalada en el equipo, programar el ensayo a la temperatura deseada y posteriormente iniciar el ciclo de prueba todo esto mediante el software. Una vez alcanzada la temperatura de ensayo, las muestras se mantuvieron por 25 minutos dentro de la cámara ambiental, con el principal objetivo de homogenizar la temperatura en la probeta antes de comenzar el ensayo.

Se ensayaron muestras con tres velocidades de solidificación para cada una de las seis aleaciones, los ensayos de tensión fueron a temperatura ambiente, 150, 200, 250 y 300°C, para cada condición se realizó un total de cuatro repeticiones, obteniendo así un total de 840 muestras ensayadas.

CAPITULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Introducción

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos del estudio de caracterización microestructural y propiedades mecánicas realizado a las seis aleaciones de aluminio analizadas. En general las condiciones bajo las que se realizó la experimentación para este trabajo de investigación fueron las planteadas en el procedimiento experimental.

La composición química de las muestras obtenidas se encontró dentro de especificación para cada una de las aleaciones; 319 alto silicio, 319 bajo silicio, A356+0.5Cu, A356, 356 y AlCu5Mg. Se muestran los resultados obtenidos de la caracterización microestructural, entre ellos nivel de porosidad, EDS, tamaño de grano y modificación de la mezcla eutéctica de silicio.

Se discuten a detalle los resultados de tensión obtenidas de los ensayos de temperatura ambiente (25°C) y los realizados a altas temperaturas, se compara la influencia de la variación de velocidad de solidificación y el tipo de temple sobre los valores de cedencia al 0.2%, la resistencia última a la tensión y las elongaciones plástica y total.

Dentro de las características más comunes presentadas para todos los sistemas estudiados se encuentra la influencia de la temperatura en la pérdida de resistencia mecánica y aumento de elongación como lo mencionan G.K. Sigworth y colaboradores.^[30]

Las gráficas de resistencia última a la tensión, esfuerzo de cedencia y elongación total, mostradas en este capítulo presentan los valores promedio por condición; la totalidad de los resultados de cada aleación se presenta en los Apéndices A, B, C, D, E y F.

4.2 Composición química de las aleaciones.

Se vaciaron las muestras después del tratamiento del metal líquido que se realizó a todas las aleaciones, éste consistió en modificación del eutéctico Al-Si con estroncio, refinamiento de grano con titanio-boro, desgasificado, vaciado y filtrado en el molde^[31].

Las composiciones químicas obtenidas en las seis aleaciones de aluminio utilizadas para este trabajo se presentan en la Tabla 4.1, Cada una de las aleaciones se encuentra dentro de especificación de acuerdo a lo establecido por diferentes autores. [8, 20, 32]

Tabla 4.1. Composiciones químicas de aleaciones de aluminio.

Aleación	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Sr (PPM)	Ti	B (PPM)
319 Alto Si	8.1	3.1	0.32	0.69	0.4	140	0.18	30
319 Bajo Si	7.5	2.9	0.32	0.62	0.41	140	0.18	20
A356	7.4	0.14	0.41	0.15	0.06	140	0.18	20
A356+0.5Cu	7.2	0.47	0.32	0.18	0.9	140	0.14	20
356	7.3	0.19	0.4	0.38	0.25	140	0.18	20
AlCu5Mg	0.02	4.9	0.31	0.15	0.2	0	0.05	30

El vaciado se llevó a cabo en moldes de arena sílica con forma de cuña, al cual se le colocó una templadera de hierro gris en forma de “v” en la parte inferior para promover una solidificación direccional como lo menciona S. B. Ghanti^[39], las dimensiones finales de las muestras fueron mencionadas anteriormente (figura 3.1).

4.3 Aleación 319 alto silicio.

4.3.1 Caracterización microestructural.

Se obtuvo una microestructura caracterizada por una estructura dendrítica de aluminio α , delimitada por el eutéctico Al-Si, que cuenta con un grado de modificación 4, dado el nivel de estroncio empleado, también se encuentran presentes las fases intermetálicas de Cu (Al_2Cu) y Fe (α), pre-dendrítico^[45] esquematizado en la figura 4.1 lo anterior se asemeja a lo reportado por M. F. Ibrahim^[32].

Se observa que las dendritas de aluminio α y el silicio eutéctico varían con la velocidad de enfriamiento, siendo éstas más finas a velocidades de enfriamiento mayores como lo han reportado H. R. Ammar y colaboradores (figura 4.2)^[33].

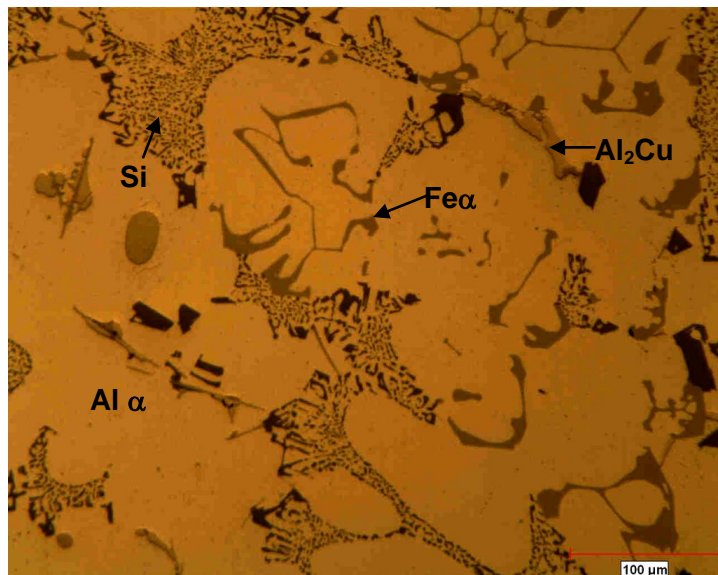
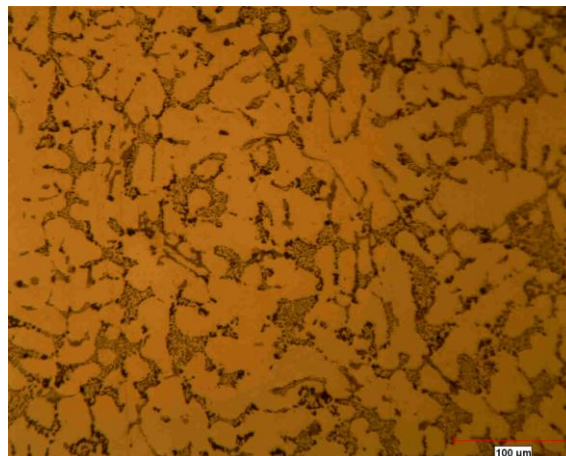
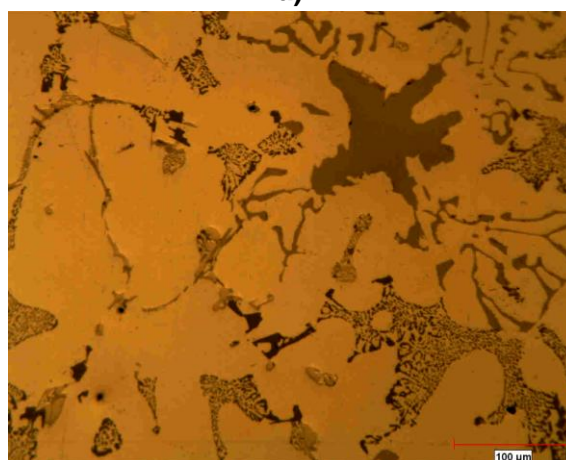


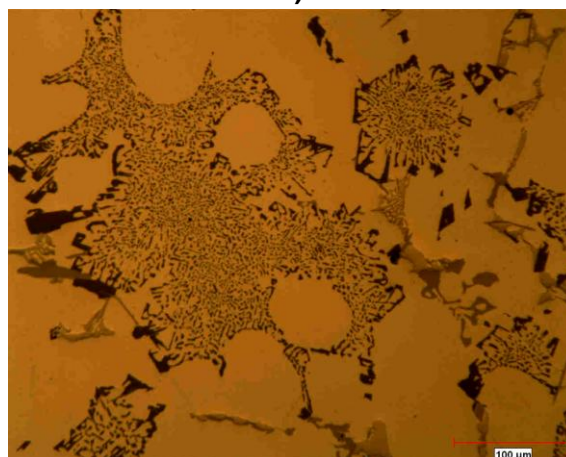
Figura 4.1 Aleación 319 alto silicio, condición de vaciado, velocidad de solidificación baja, EDS 57/ 200X.



a)



b)



c)

Figura 4.2 Aleación 319 alto silicio, condición de vaciado. **a)** velocidad de solidificación alta, zona 1, EDS 23 μm , 200X. **b)** velocidad de solidificación media, EDS 30 μm , 200X. **c)** velocidad de solidificación baja, EDS 50 μm , 200X.

Para la medición del tamaño de grano en las muestras, se determino el tamaño de grano de acuerdo al promedio obtenido de la medición por intercepción lineal ASTM E112, los resultados se muestran en la Tabla 4.2

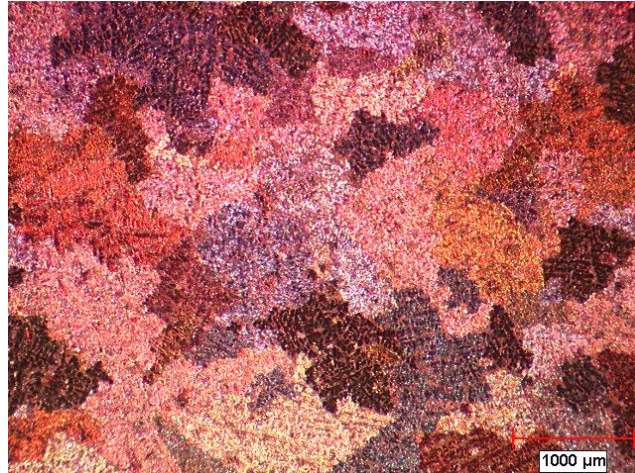


Figura 4.3 Aleación 319 alto silicio/condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media (zona 2) / tamaño de grano mediano 593 μm .

La muestra fue analizada en condición de vaciado, se observó un nivel de porosidad bajo representativo para cada una de las zonas estudiadas, el tamaño de EDS para una velocidad de solidificación alta fue de 23 μm , con un tamaño de grano promedio de 408 μm considerado en la norma ASTM como grano mediano, para la velocidad de solidificación media se obtuvo un valor de EDS promedio de 35 μm , con un tamaño de grano de 593 μm considerado en la norma ASTM también como grano mediano (figura 4.3), mientras que para la velocidad de solidificación baja correspondiente a la zona 3 se obtuvo un valor de EDS de 57 μm , con un tamaño de grano promedio de 606 μm que en la norma ASTM corresponde a un tamaño de grano grande.

Tabla 4.2. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación 319 alto silicio.

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
319 alto silicio	1	alta	23	408	Mediano	0.03	50
	2	media	35	593	Mediano	0.06	37
	3	baja	57	606	Grande	0.40	166

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

4.3.2 Resultados de los ensayos de tensión.

En la figura 4.4 puede observarse la tendencia en pérdida de la resistencia última a la tensión (UTS) al incrementar la temperatura de post envejecido y ensayo mecánico, la pérdida más considerable se presenta entre los valores obtenidos a 200 y 250°C donde la diferencia fue de alrededor de 100 MPa, esto puede atribuirse a que se superó la temperatura de envejecido y los precipitados a estas temperaturas se vuelven inestables y se promueve su crecimiento, como lo ha reportado A. Hernández García ^[35].

El tipo de temple también tiene una influencia significativa en el valor de UTS, las muestras en condición de vaciado presentaron los valores más bajos mientras que el temple en agua se mostró ligeramente por encima del temple en aire, hasta 250°C donde esta mínima diferencia comenzó a desaparecer dado el crecimiento de los precipitados (figura 4.4), como se menciona en el estudio realizado por A. Mandal y M.M. Makhoulouf ^[36].

Respecto a las velocidades de solidificación, la correspondiente a la zona 1, es decir la de mayor velocidad de solidificación, fue la que presentó los valores más altos de resistencia última a la tensión al ser muy cercana a 300 MPa contrastando con la zona 3 que es la de menor velocidad de solidificación, la cual presentó valores cercanos a 200 MPa en las muestras evaluadas a temperatura ambiente, la misma tendencia se observa en las muestras evaluadas a 150 y 200°C, mientras que para las de 250 y

300°C esta diferencia comienza a reducirse ya que al alcanzarse temperaturas muy cercanas a la de envejecido los precipitados comienzan a crecer perjudicando notablemente la propiedades de resistencia como se menciona en el trabajo realizado por R. Rioberto sobre la secuencia de precipitación en aleaciones Al-Cu^[40].

Para los resultados de esfuerzo de cedencia al 0.2% (Figura 4.5) se obtuvo un comportamiento similar al de la resistencia última a la tensión en cuanto a pérdida de propiedades conforme al aumento de temperatura el valor obtenido de la muestra evaluada a temperatura ambiente a una velocidad de solidificación alta arrojó un valor de 240 MPa mientras el valor de la muestra ensayada a 300°C fue de menos de 80 MPa.

Respecto al tipo de temple no se percibe una significativa variación entre los valores de cedencia obtenidos de las muestras con temple en agua y aire, sin embargo las muestras en condición de vaciado si presentaron una caída significativa en esta propiedad con respecto a las tratadas térmicamente, esta tendencia se mantiene hasta 200°C, a temperaturas mayores las propiedades son similares porque se ensayan a temperaturas superiores de la de envejecido y se reducen las propiedades, como se mencionó anteriormente, por el aumento de tamaño y colapso de precipitados presentes demostrado en el trabajo de R. Rioberto^[40].

Los valores de elongación se incrementan conforme se aumenta la temperatura de ensayo (figura 4.6) debido a que la resistencia del material disminuye resultando en poco esfuerzo para la deformación como lo menciona D.J. Weiss^[38].

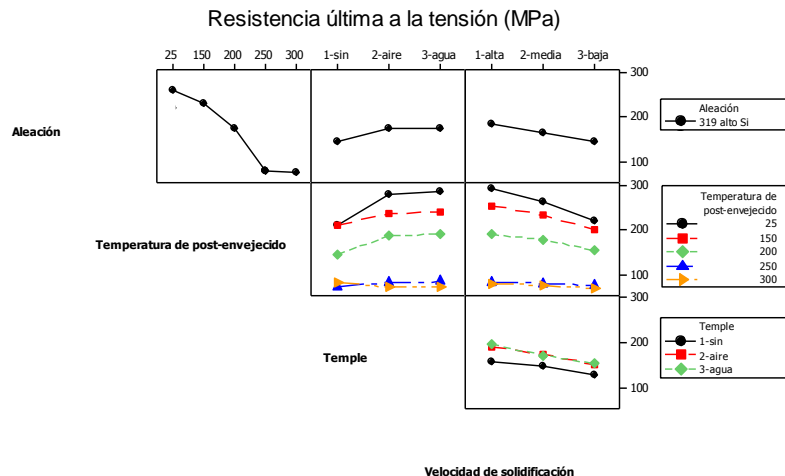


Figura 4.4 Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

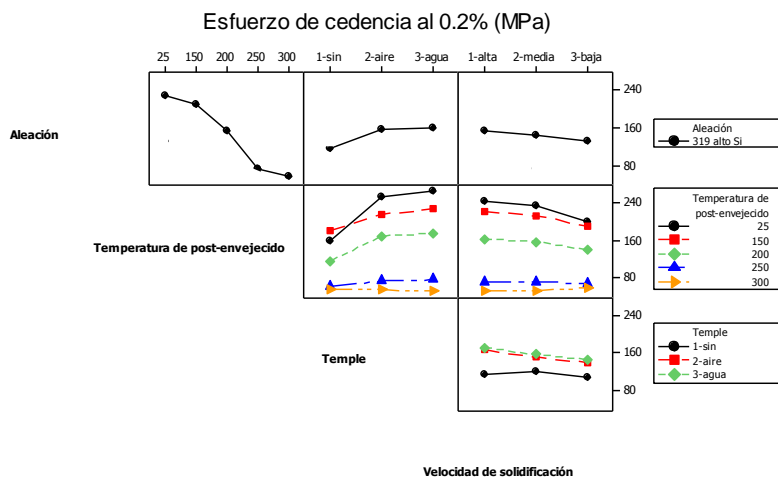


Figura 4.5 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

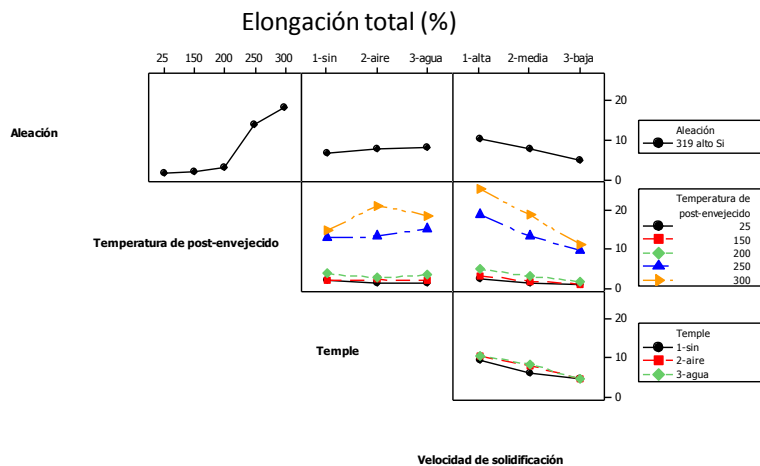


Figura 4.6 Gráfica de elongación total de la aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.4 Aleación 319 bajo silicio.

4.4.1 Caracterización microestructural.

Se observa una microestructura dendrítica de aluminio α rodeada de eutéctico Al-Si modificado que es característico en aleaciones de la serie 3XX, presenta un grado de modificación 4 dado el nivel de estroncio empleado, dentro de la microestructura se encuentran presentes las fases de Fe (α) pre-dendrítico^[45] en forma de esqueleto de pescado, esquematizado en la figura 4.7 como lo reportado por M. F. Ibrahim^[32].

El impacto de la velocidad de solidificación se ve reflejado en la microestructura, a mayor velocidad de solidificación menor EDS, como se muestra (figura 4.8), lo anterior ha sido reportado por H. R. Ammar^[33].

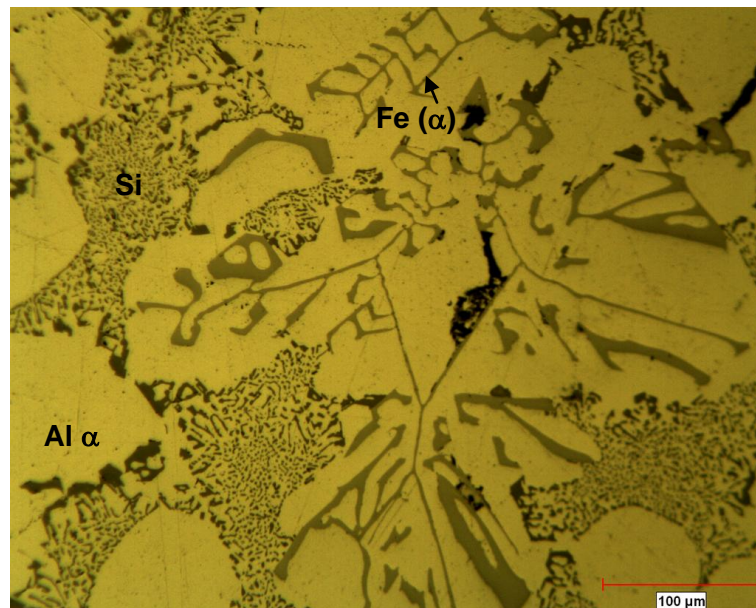


Figura 4.7 Aleación 319 bajo silicio/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja, EDS 57/ 200X.

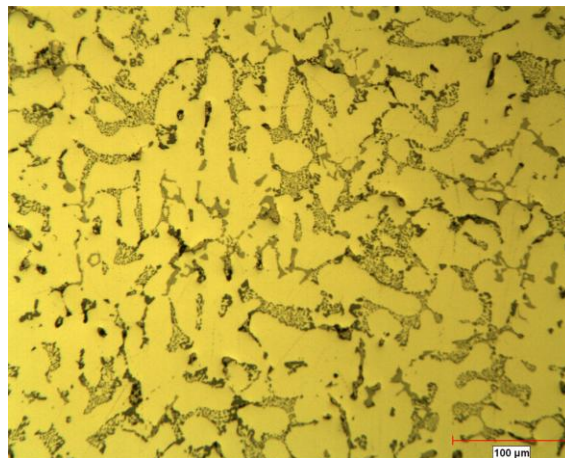
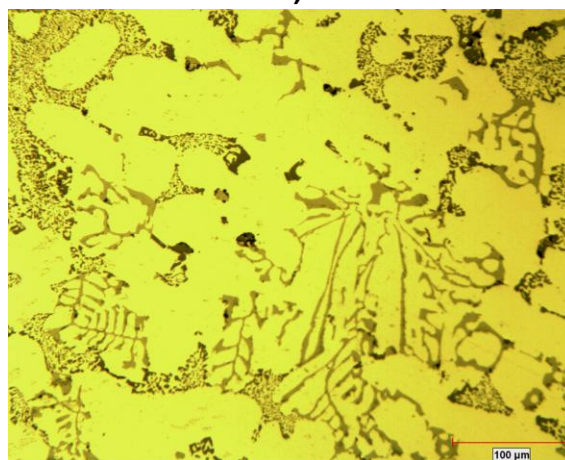
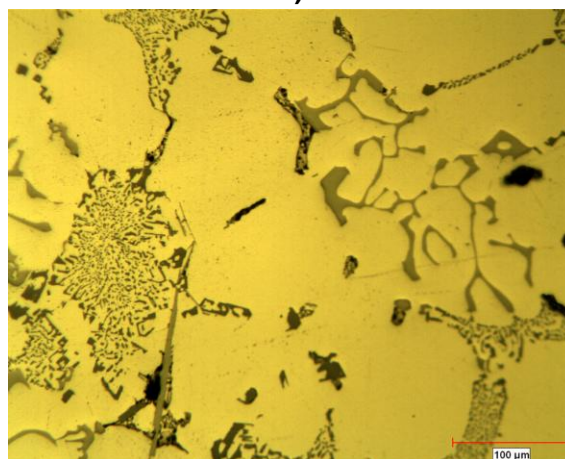
**a)****b)****c)**

Figura 4.8 Aleación 319 bajo silicio, condición de vaciado. **a)** velocidad de solidificación alta, zona 1, EDS 21 μm , 200X. **b)** velocidad de solidificación media, EDS 32 μm , 200X. **c)** velocidad de solidificación baja, EDS 52 μm , 200X.

Tabla 4.3. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación 319 bajo silicio.

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
319 bajo silicio	1	alta	21	442	Mediano	0.08	72
	2	media	32	474	Mediano	0.21	161
	3	baja	52	475	Mediano	0.23	232

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

Se obtuvieron bajos niveles de porosidad en las muestras para la zona 1, que corresponde a una velocidad de solidificación alta, se obtuvo un porcentaje de apenas 0.08% en porosidad con un EDS de 21 μm y un tamaño de grano promedio de 442 μm que según la norma ASTM corresponde a un tamaño mediano; las muestras de la zona 2 tuvieron un 0.21% de porosidad, un EDS de 32 μm , con un tamaño de grano promedio de 474 correspondiente a un grano mediano (figura 4.9); la zona 3 de velocidad de solidificación lenta mostró un 0.23% de porosidad con un EDS de 52 μm y un tamaño de grano promedio de 475 μm correspondiente a un grano mediano.

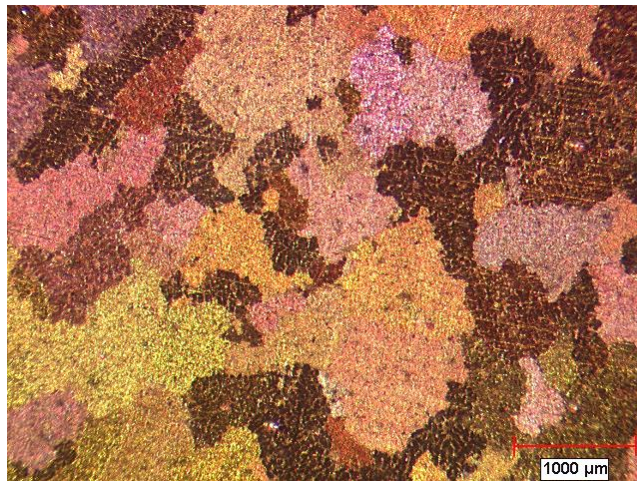


Figura 4.9 Aleación 319 bajo silicio/condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media (zona 2) / tamaño de grano mediano 474 μm .

4.4.2 Resultados de los ensayos de tensión.

Se presentó la tendencia de pérdida de propiedades conforme el aumento de la temperatura^[20], las muestras ensayadas a temperatura ambiente (25°C) con enfriamiento en agua fueron las que mostraron mejores propiedades, obtuvieron valores de resistencia última a la tensión cercanos a 250 MPa y un valor de cedencia al 0.2% de 200MPa (figura 4.10).

Las muestras enfriadas en agua y aire presentaron mejores propiedades de resistencia última a la tensión y cedencia al 0.2% en comparación con las de condición de vaciado, como consecuencia del enfriamiento rápido que origina que los precipitados θ (Al_2Cu) que fueron homogéneamente distribuidos en la matriz de aluminio α durante el tratamiento de solución se precipiten e incrementen la resistencia mecánica en la aleación, posterior a ello, se realizó el tratamiento de envejecido que estabiliza los precipitados en la matriz manteniendo una estructura estable, como lo ha mencionado Emma Sjölander en su trabajo de investigación sobre tratamiento térmico en aleaciones de aluminio.^[6]

La velocidad de solidificación también jugó un papel importante en cuanto a las propiedades ya que las de mayor velocidad de solidificación (EDS pequeño) presentaron los mejores valores de resistencia última a la tensión y esfuerzo de cedencia al 0.2% (figura 4.11), ya que se ha comprobado en trabajos como el de H. R. Ammar y colaboradores^[33] que la velocidad de solidificación afecta las propiedades mecánicas (a menores valores de EDS mayores valores de resistencia mecánica).

Para el esfuerzo de cedencia en muestras ensayadas a temperatura ambiente se observó una gran variación entre los resultados de las muestras en condición de vaciado y las enfriadas en agua o aire tal diferencia fue de hasta 100 MPa, al ir aumentando la temperatura de ensayo la diferencia en propiedades empezó a disminuir hasta ser casi nula a 300°C.

Se obtuvo un valor de elongación de hasta 20% en las muestras ensayadas a 300°C con una velocidad de solidificación alta, por consecuencia del incremento de actividad térmica y movilidad de los átomos a altas temperaturas que resulta en poco esfuerzo requerido para gran deformación como lo menciona H. R. Ammar en su trabajo sobre propiedades mecánicas^[33], las muestras ensayadas a 25,150 y 200°C presentaron valores de elongación de apenas 5%, por la relación que existe entre resistencia mecánica-elongación y a estas temperaturas los precipitados $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ mantienen una buena resistencia en la aleación. (Figura 4.12).

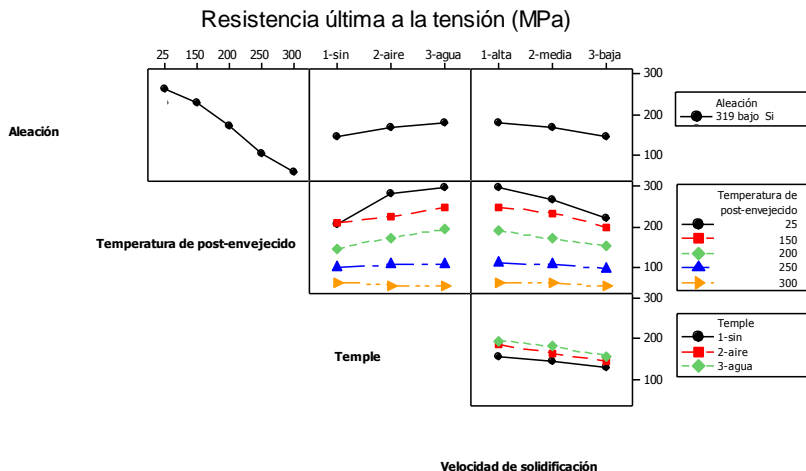


Figura 4.10 Gráfica de resistencia última a la tensión de la aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

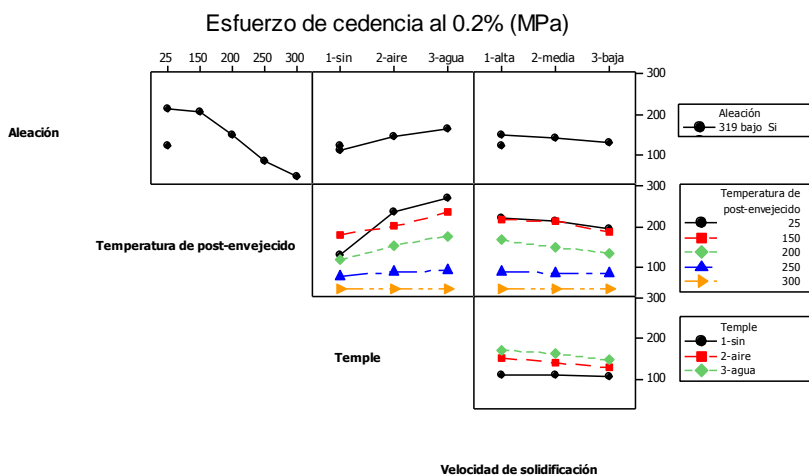


Figura 4.11 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de la aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

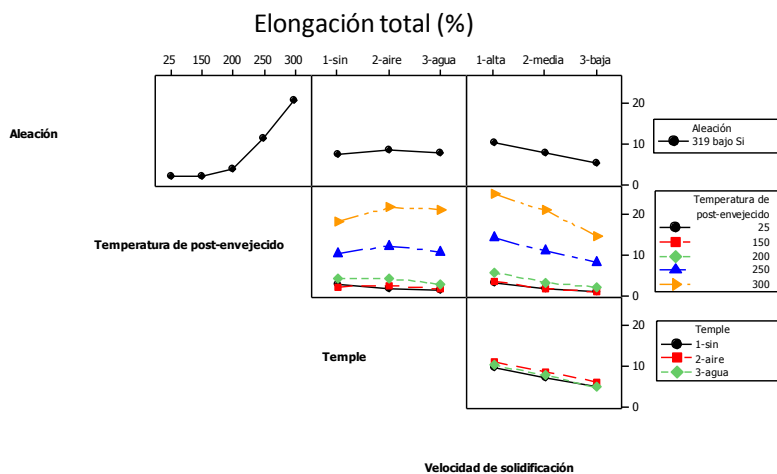


Figura 4.12 Gráfica elongación total de la aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.5 Aleación A356+0.5Cu.

4.5.1 Caracterización microestructural.

Presenta una microestructura dendrítica de aluminio (α) rodeada por eutéctico aluminio-silicio característico de las aleaciones serie 3XX, la modificación del eutéctico se presenta en forma fibrosa finamente dispersa característica de un grado 4, se presenta la estructura intermetálica Fe (β) en forma de agujas tal como se muestra esquemáticamente en la figura 4.13, lo anterior se asemeja a lo reportado por A. Hernández García^[35].

Se observa la influencia de la velocidad de solidificación en el espaciado dendrítico secundario (figura 4.14) originado por la relación inversa que existe entre ambas (a mayor velocidad de solidificación menor tamaño de EDS) como lo menciona Merton C. Flemings^[41].

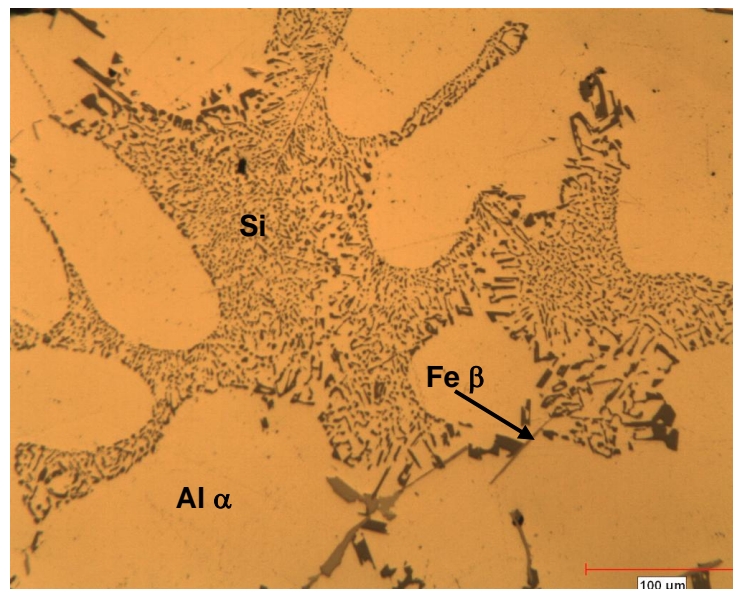
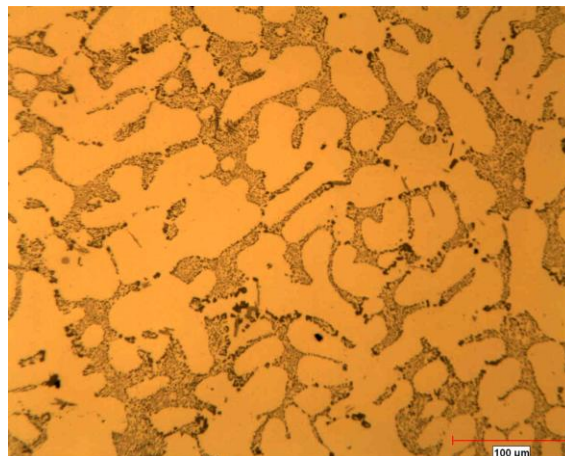
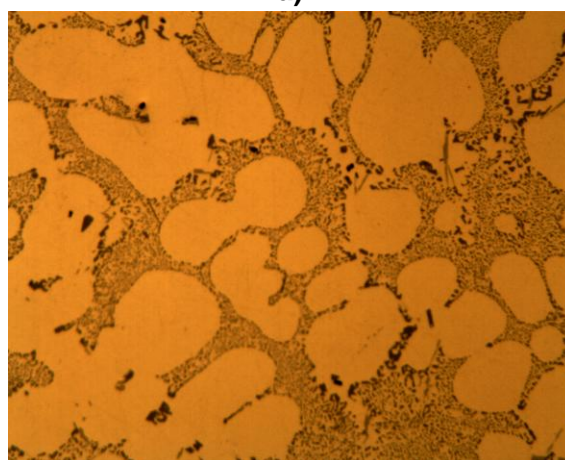


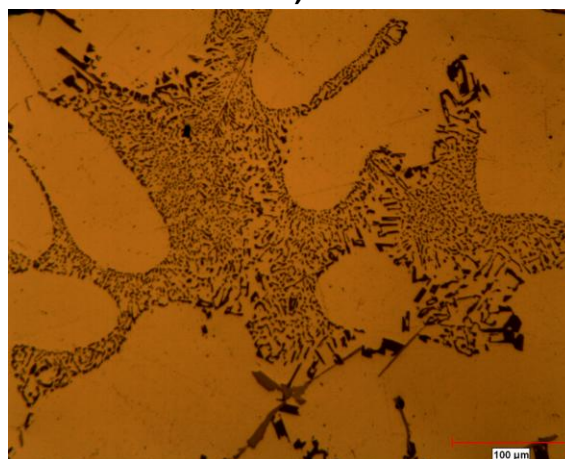
Figura 4.13 A356+0.5Cu/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja/ 200X.



a)



b)



c)

Figura 4.14 Aleación A356+0.5Cu, 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.

Tabla 4.4. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación A356+0.5Cu.

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
A356+0.5Cu	1	alta	22	337	Fino	0.00	20
	2	media	34	586	Mediano	0.01	34
	3	baja	65	585	Mediano	0.07	93

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

La Tabla 4.4 presenta los valores de las mediciones en la aleación A356+0.5Cu los valores de porosidad que se presentan en las tres zonas es mínima, se obtuvo un EDS de 22 μm para la zona 1 correspondiente a 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, la zona 2 que representa una velocidad de solidificación media mostró un EDS promedio de 34 μm y un tamaño de grano de 586 μm que según la norma representa un grano mediano (figura 4.15), la zona 3 corresponde a una velocidad de solidificación baja presento un EDS de 65 μm y un tamaño de grano promedio de 585 μm considerado en la norma como grano mediano.

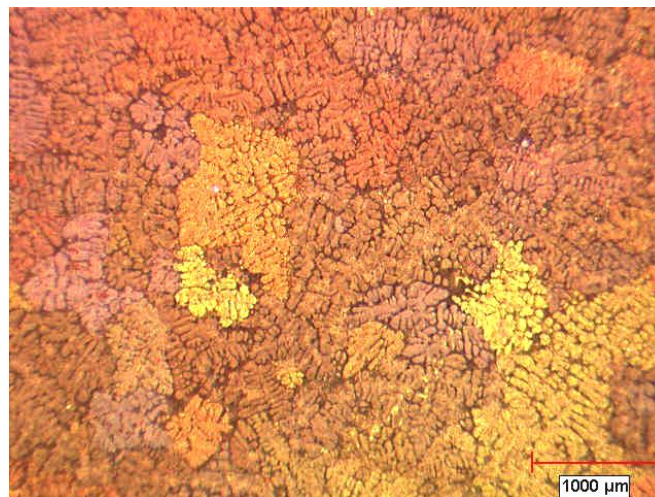


Figura 4.15 Aleación A356+0.5Cu / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 585 μm .

4.5.2 Resultados ensayo de tensión.

La temperatura tiene una fuerte influencia en las propiedades mecánicas esto se observa en la resistencia última a la tensión y el esfuerzo de cedencia al 0.2% que disminuyen al incrementar la temperatura de ensayo (figura 4.16), como lo han reportado A. Mandal y colaboradores^[37].

Las muestras enfriadas en agua presentan mayores valores de resistencia última a la tensión y cedencia al 0.2%, atribuido su velocidad de enfriamiento que fue de arriba de 200°C/min, mientras que las enfriadas en aire tuvieron una velocidad de 100°C/min, el enfriamiento en agua al ser más rápido permite que más precipitados Mg_2Si (β) permanescan en solución con la matriz de aluminio (α) lo que incrementa la resistencia como lo han mencionado varios autores (Apelian D.^[7]).

El esfuerzo de cedencia al 0.2%, tuvo una caída importante a partir de las muestras ensayadas a 150°C temperatura muy cercana a la de envejecido que produce que los precipitados presentes aumenten de tamaño hasta coalescer perjudicando las propiedades de tensión en la aleación (figura 4.17) como lo menciona Emma Sjölander en su trabajo^[6].

Se obtuvo el mayor porcentaje de elongación (20%) en las muestras ensayadas a 300°C con altas velocidades de solidificación (figura 4.18), como consecuencia de que los materiales se vuelven más suaves y dúctiles cuando las temperaturas se incrementan por la actividad térmica y movilidad de los átomos que resulta en poco esfuerzo para la deformación^[12].

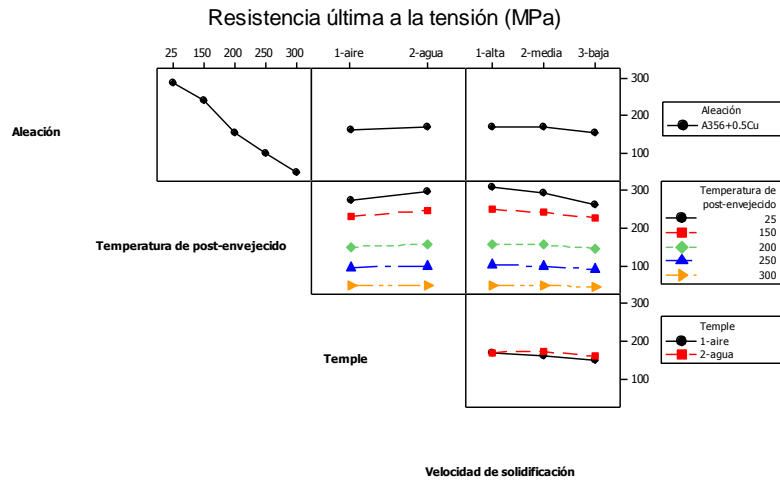


Figura 4.16 Gráfica de resistencia última a la tensión de la aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

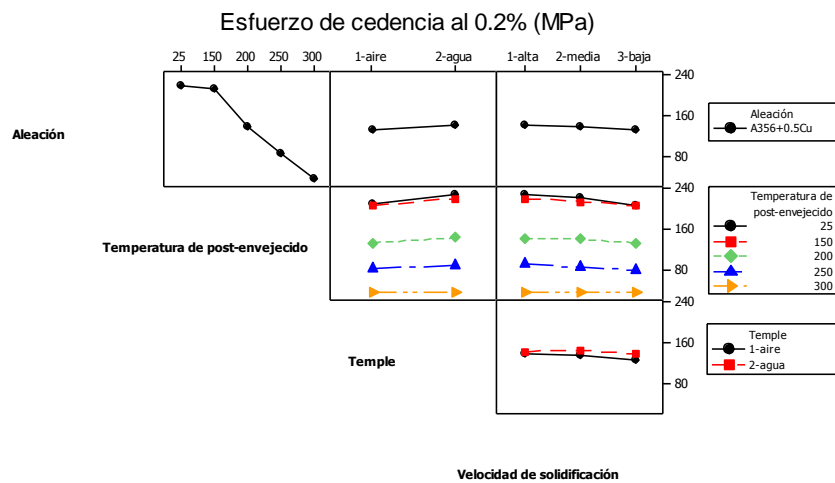


Figura 4.17 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de la aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

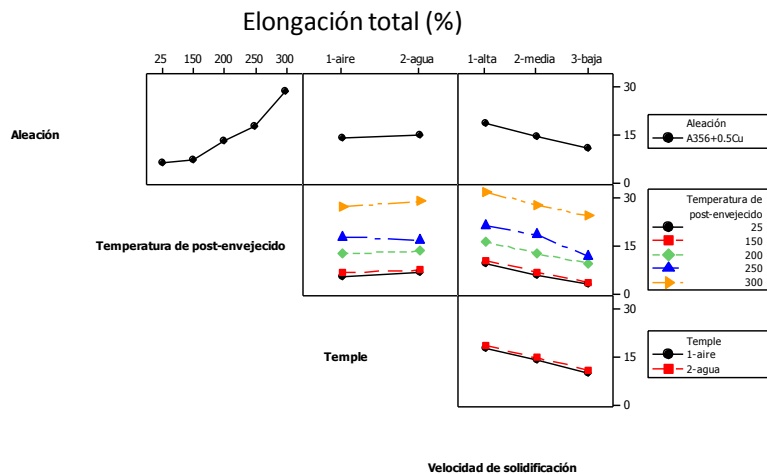


Figura 4.18 Gráfica de elongación total de la aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.6 Aleación A356.

4.6.1 Caracterización microestructural.

Presenta una microestructura dendrítica característica de las aleaciones de la serie 3XX, la modificación del eutéctico aluminio-silicio se presenta en grado de modificación 4, porque se puede apreciar silicio parcialmente modificado (placas) entre la estructura finamente dispersa modificada perfectamente, se observa la presencia de precipitados intermetálicos fase Fe (α) en forma de estructura china y Fe (β) en forma de placas, como se muestra en la figura 4.19 como lo ha reportado A. Hernández en su trabajo de investigación ^[35].

Se observa la influencia de la velocidad de solidificación en la estructura, a mayores velocidades de solidificación menores valores de EDS ya que el eutéctico sobrenfriado de silicio impide la alimentación y crecimiento y permanecen pequeñas.(figura 4.20), como lo menciona Merton C.Flemings ^[41].

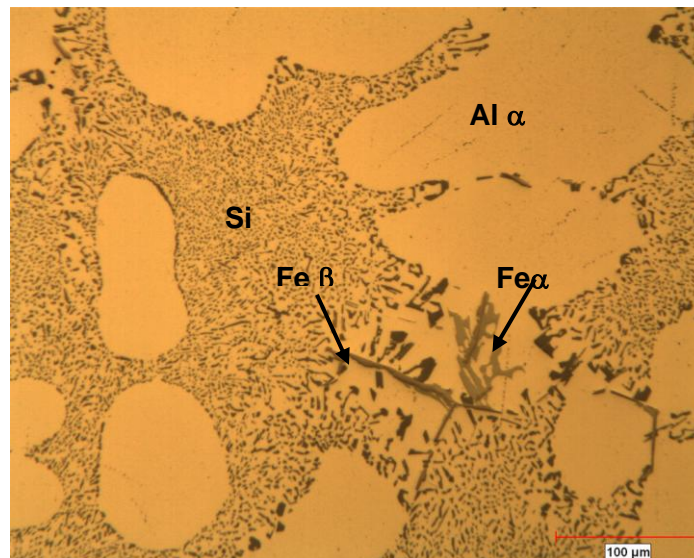


Figura 4.19 A356. Cu/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja/ 200X.

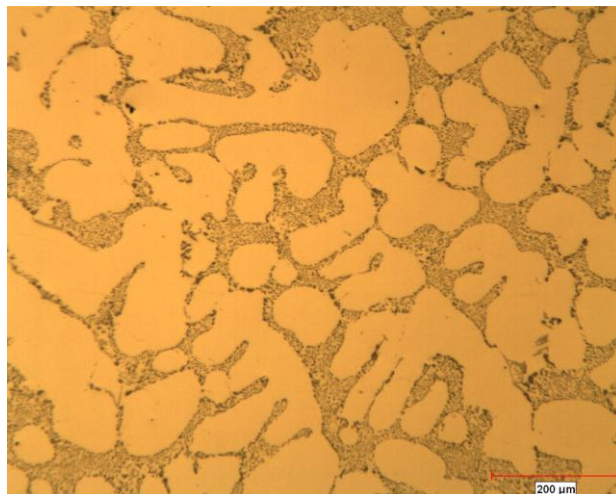
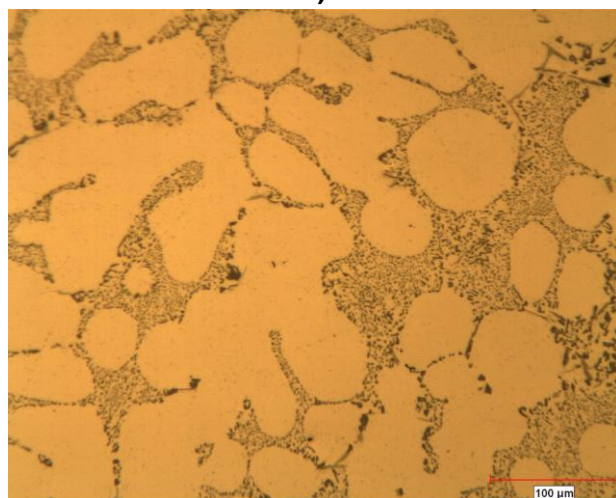
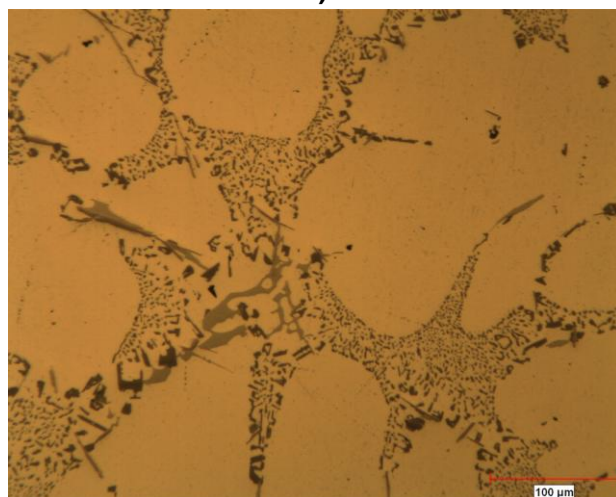
**a)****b)****c)**

Figura 4.20 Aleación A356, 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 60 μ m, 200X.

Tabla 4.5. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación A356.

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
A356	1	alta	22	381	Fino	0.03	92
	2	media	34	548	Mediano	0.02	103
	3	baja	60	511	Mediano	0.03	97

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

El grado de porosidad presente en las muestras es bajo de alrededor de 0.03%, el EDS obtenido en la zona 1 que corresponde a la velocidad de solidificación alta fue de 22 μm con un tamaño de grano promedio de 381 μm que según la norma ASTM se considera como fino, las muestras de la zona 2 de una velocidad de solidificación media presentaron un EDS de 34 μm y un tamaño de grano promedio de 548 μm considerado como grano mediano (figura 4.21), la zona 3 de velocidad de solidificación baja tiene un valor de EDS de 60 μm , con un tamaño de grano promedio de 511 μm , que según la norma ASTM representa un grano mediano (Tabla 4.5).

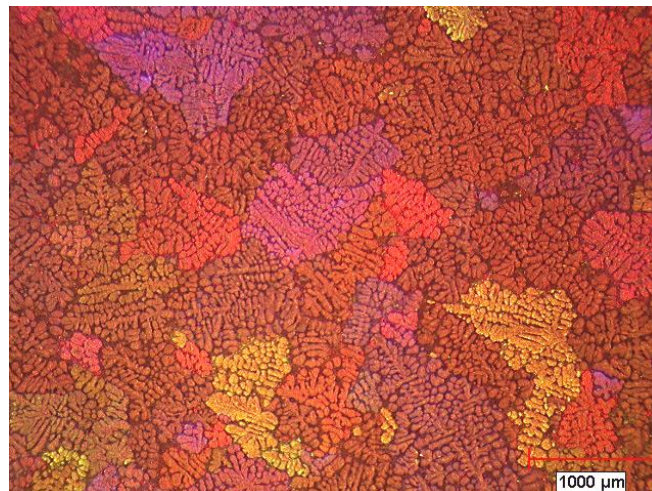


Figura 4.21 Aleación A356 / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 548 μm .

4.6.2 Resultados de los ensayos de tensión.

Las muestras ensayadas a temperatura ambiente con temple en agua por la mayor velocidad de enfriamiento de arriba de 200°C/min, obtuvieron los valores más altos de resistencia última a la tensión (alrededor de 300 MPa), mientras que las muestras enfriadas con aire con una velocidad de solidificación de 100°C/min, ensayadas a esta misma temperatura alcanzaron hasta 250 MPa, esta diferencia se hace menos evidente conforme se aumenta la temperatura de ensayo (figura 4.22) por la pérdida de resistencia en la aleación al volverse más blanda y dúctil por lo tanto con mayor elongación (figura 4.24), como lo menciona J. E. Hatch ^[10].

El esfuerzo de cedencia se mantuvo por encima de 200 MPa en las muestras ensayadas a temperatura ambiente y en las ensayadas a 150°C, mientras que las ensayadas a 200°C apenas lograron alcanzar 100 MPa, finalmente las muestras ensayadas a 250 y 300°C se mantuvieron con un esfuerzo de cedencia alrededor de 50 MPa (figura 4.23) causado por el crecimiento de precipitados (β) que perjudican las propiedades mecánicas de resistencia en la aleación, lo menciona M Faraji en su trabajo ^[36].

La elongación se incrementó conforme se aumentó la temperatura de ensayo las muestras con mayor porcentaje de elongación fueron las enfriadas en aire con una velocidad de solidificación media y ensayadas a 300°C donde se obtuvo un porcentaje de cerca del 50% de elongación total (figura 4.24), J. E. Hatch ^[10].

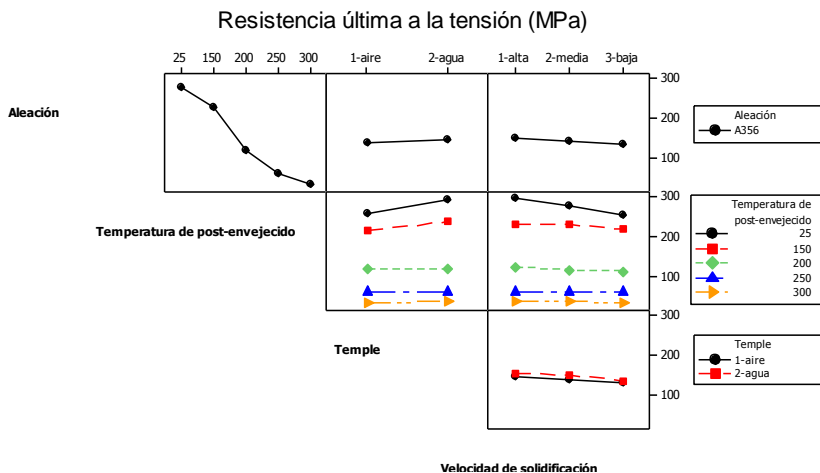


Figura 4.22 Gráfica de resistencia última a la tensión de la aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

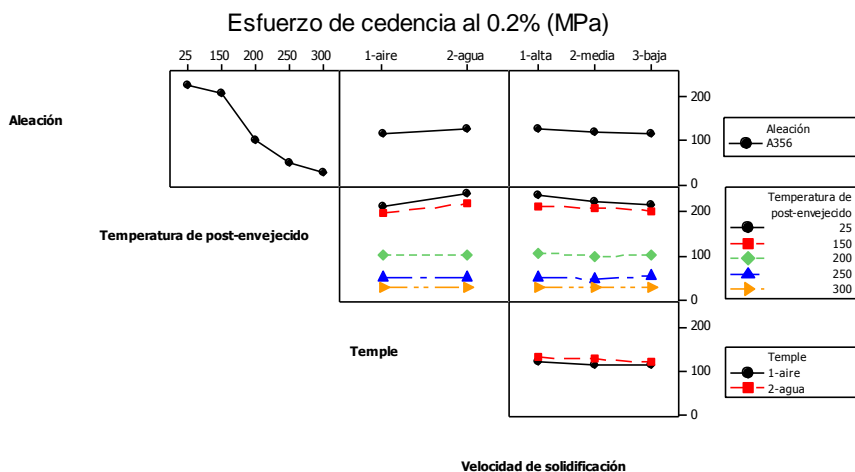


Figura 4.23 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de la aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

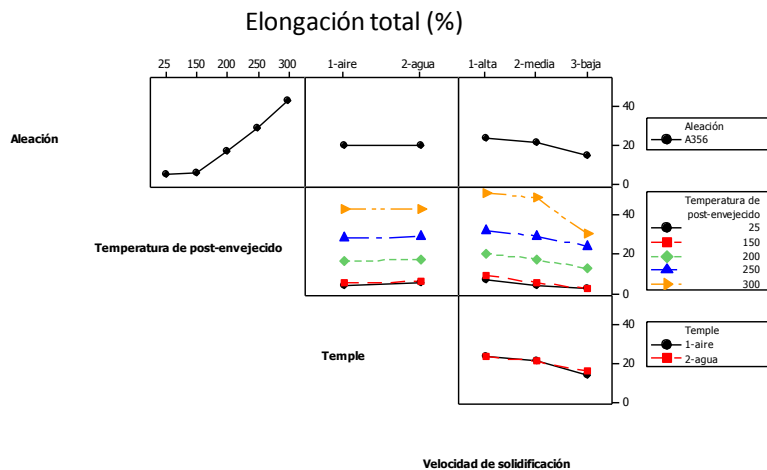


Figura 4.24 Gráfica de elongación total de la aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.7 Aleación 356.

4.7.1 Caracterización microestructural

Presenta una microestructura con dendritas de aluminio (α), rodeadas por eutéctico aluminio-silicio característica de aleaciones serie 3XX, cuenta con un grado de modificación 4, se puede apreciar la estructura fibrosa finamente dispersa y entre ella placas aun sin modificarse completamente, también se observa la presencia de fases intermetálicas de Fe (α) (figura 4.25) y fase (β) visibles al microscopio óptico convencional como lo menciona M. Faraji ^[36].

La influencia de la velocidad de solidificación en la microestructura se observa en la figura 4.26 donde se aprecia que a mayores velocidades de solidificación menores valores de EDS, ya que el eutéctico sobrenfriado de silicio impide la alimentación y crecimiento dendritico, como lo menciona Merton C.Flemings ^[41].

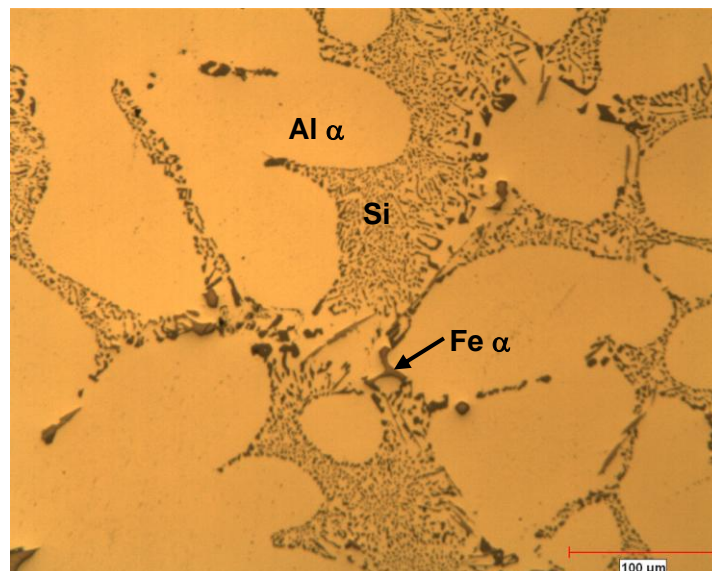


Figura 4.25 356 / condición de vaciado / velocidad de solidificación baja / 200X.

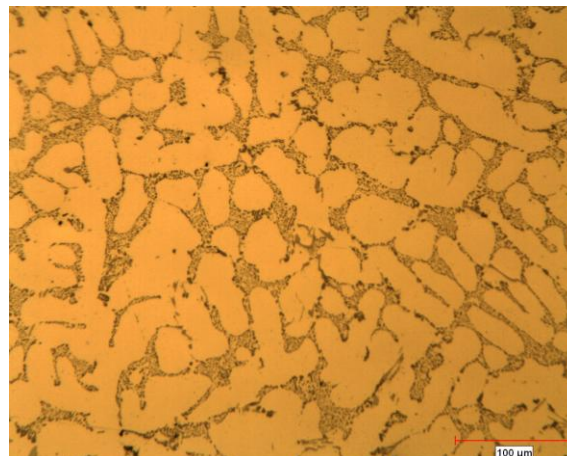
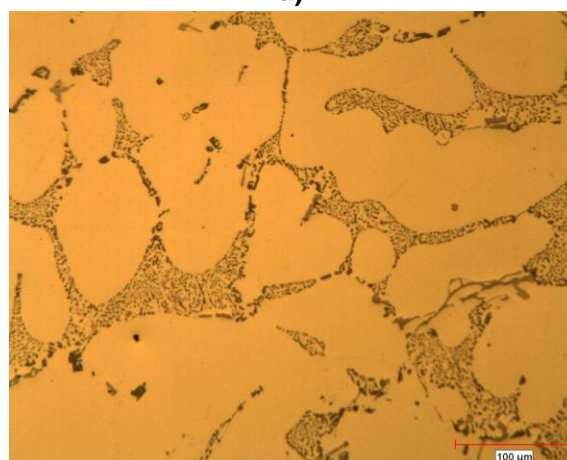
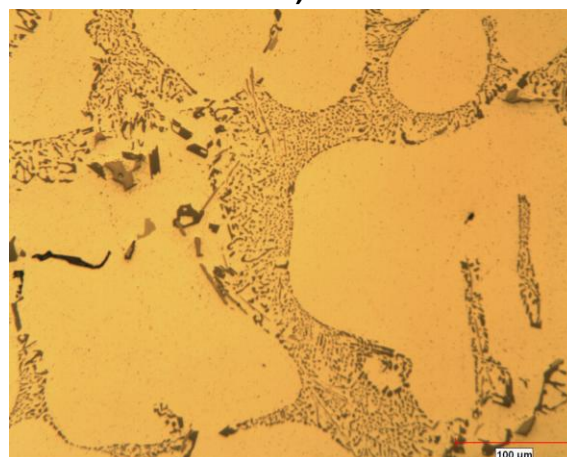
**a)****b)****c)**

Figura 4.26 Aleación 356, condición de vaciado. **a)** velocidad de solidificación alta, EDS 20 μm , 200X. **b)** velocidad de solidificación media, EDS 30 μm , 200X. **c)** velocidad de solidificación baja, EDS 50 μm , 200X.

Tabla 4.6. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación 356.

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	EDS	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
356	1	alta	23	403	Mediano	0.03	64
	2	media	41	588	Mediano	0.02	66
	3	baja	62	593	Mediano	0.22	201

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

El grado de porosidad presente en las muestras es bajo, de alrededor de 0.03%, para las zonas 1 y 2; la zona tres presentó un nivel moderadamente mayor de alrededor de 0.22%, el EDS obtenido en la zona 1 que corresponde a la 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 2 de una velocidad de solidificación media presentaron un EDS de 41 μm y un tamaño de grano promedio de 588 μm considerado como grano mediano (figura 4.27), la zona 3 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 4.6).

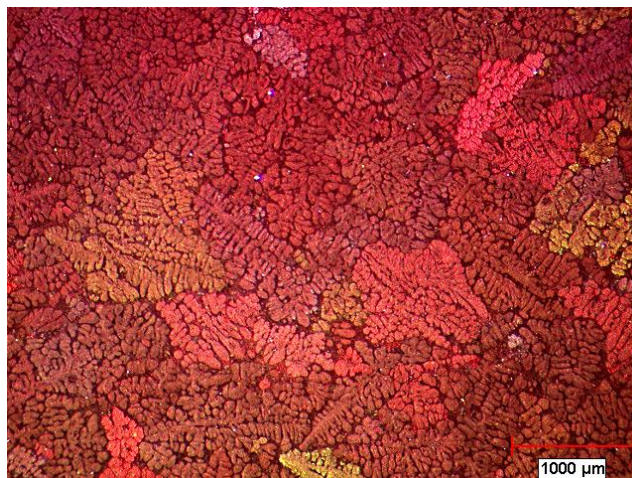


Figura 4.27 Aleación 356 / condición de vaciado / Cloruro férrico / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 588 μm .

4.7.2 Resultados de los ensayos de tensión.

Se aprecia la tendencia en pérdida de propiedades al aumentar la temperatura, para esta aleación se observó una ligera diferencia entre las muestras con enfriamiento en agua y aire, por otra parte la velocidad de solidificación no causó mucha variación entre las muestras ensayadas para cada una de las temperaturas ^[30, 35-37].

Los valores de resistencia última a la tensión para muestras ensayadas a temperatura ambiente fue superior a 240 MPa (figura 4.28), y para el esfuerzo de cedencia al 0.2% se llegaron hasta valores por arriba de 200 MPa para este mismo grupo de muestras (figura 4.29) ^[30, 35-37].

La elongación se mantuvo por abajo del 10% hasta las muestras ensayadas a 250°C, las muestras ensayadas a 300°C mostraron valores por arriba del 20% (figura 4.30) ^[30, 35-37].

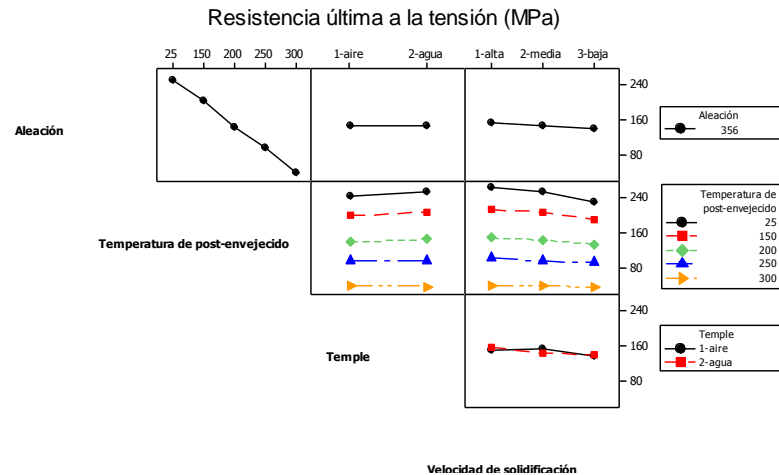


Figura 4.28 Gráfica de resistencia última a la tensión de la aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

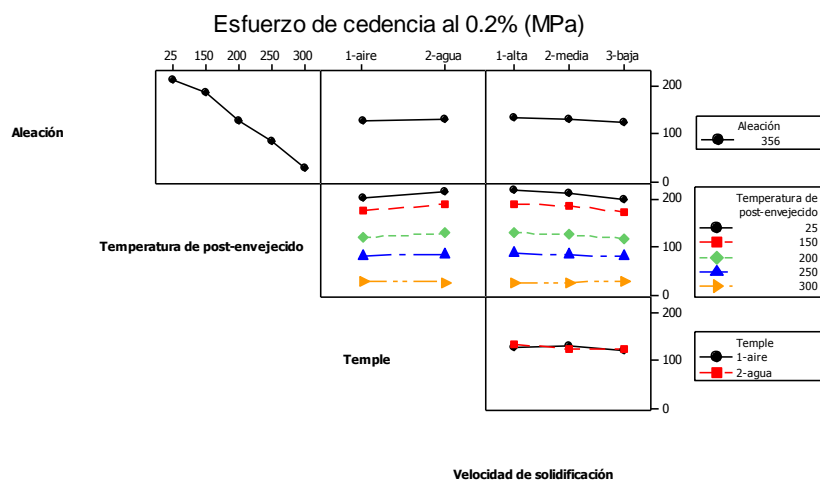


Figura 4.29 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de la aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

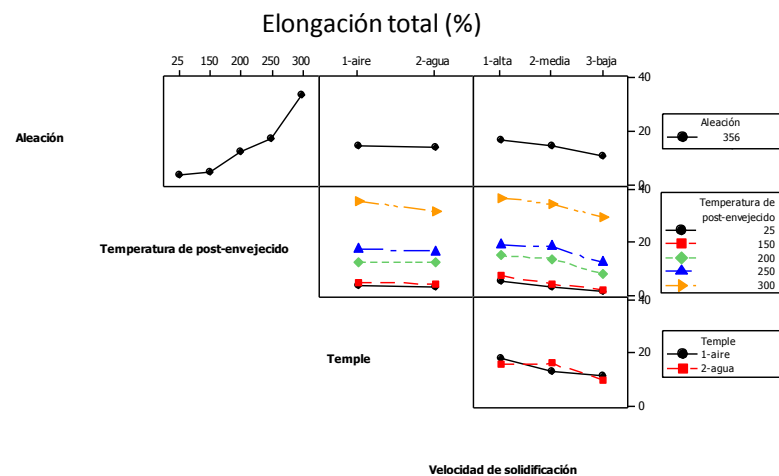


Figura 4.30 Gráfica de elongación total de la aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.8 Aleación AlCu5Mg.

4.8.1 Caracterización microestructural.

Presenta una microestructura celular característica de las aleaciones de la serie 2XX del sistema Al-Cu, se presenta un matriz de aluminio (α) formando celdas rodeadas por precipitados ricos en cobre en las fronteras de grano como se ilustra en la figura 4.31.

La influencia de la velocidad de solidificación en la microestructura se puede ver en la figura 4.32, donde se observa que a mayores velocidades de solidificación se presentan menores tamaños de grano ^[30, 33].

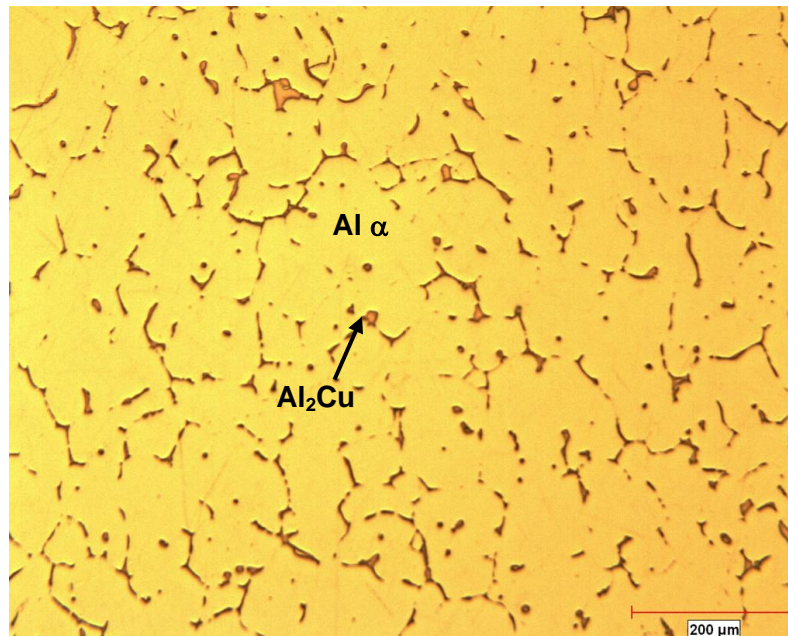


Figura 4.31 AlCu5Mg / condición de vaciado / velocidad de solidificación baja / 200X.

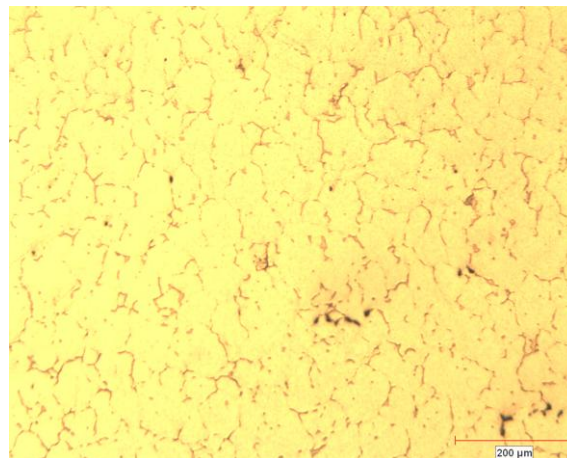
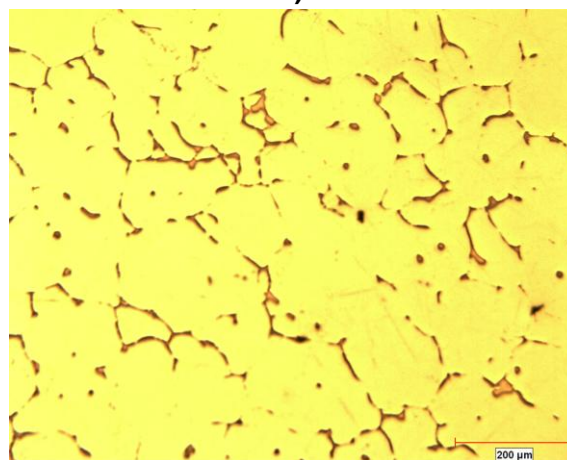
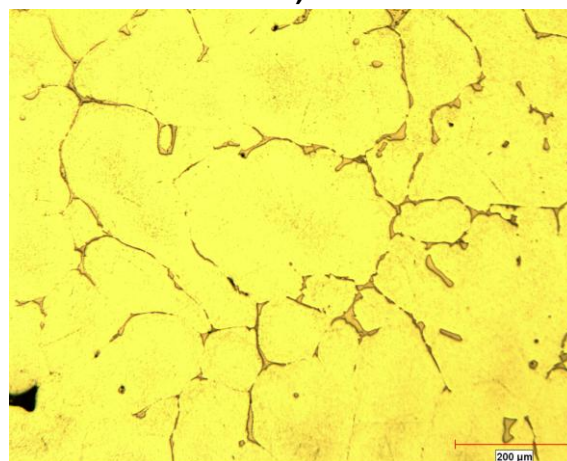
**a)****b)****c)**

Figura 4.32 Aleación AlCu5Mg, condición de vaciado. **a)** velocidad de solidificación alta, 100X. **b)** velocidad de solidificación media, 100X. **c)** velocidad de solidificación baja, 100X.

Tabla 4.7. Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de las tres zonas analizadas, aleación AlCu₅Mg

Aleación	Zona	Velocidad de solidificación	Promedio de Tamaño de grano (μm)	Tamaño de grano ASTM	Porosidad (%)	Tamaño máximo de poro
AlCu ₅ Mg	1	alta	58	Extra Fino	0.08	72
	2	media	92	Extra Fino	0.21	161
	3	baja	122	Extra Fino	0.23	232

*Procedimiento ASTM E112 (AFS 1986)

Los resultados de porosidad presentes en las muestras fueron bajos, en la zona 1 que corresponde a muestras con velocidad de solidificación altas se obtuvo un tamaño de grano promedio de 58 μm que según la norma ASTM corresponde a un grano extra fino, la zona dos presentó un tamaño de grano promedio de 92 μm que pertenece a un grano extra fino y la zona tres de una velocidad de solidificación baja se obtuvo un tamaño de grano promedio de 122 μm y según la norma ASTM representa un tamaño de grano extra fino (figura 4.33) ^[30,19, 39].

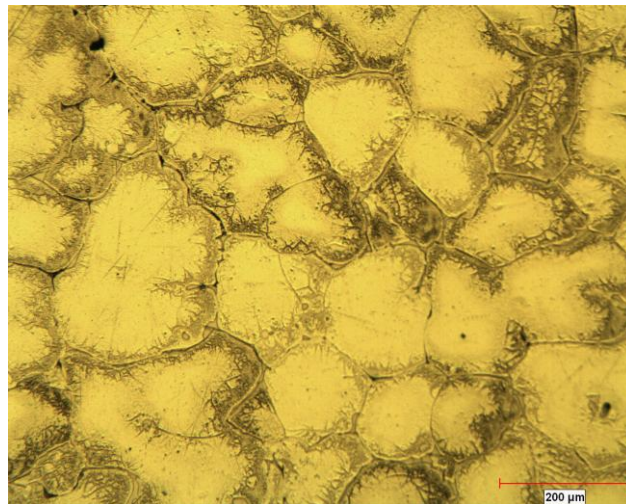


Figura 4.33 Aleación AlCu₅Mg / condición de vaciado / Keller / 100X / velocidad de solidificación baja / tamaño de grano extra fino 122 μm .

4.8.2 Resultados de los ensayos de tensión.

Se presenta la misma tendencia de pérdida de propiedades conforme se aumenta la temperatura, pero mantiene una buena resistencia aun a altas temperaturas, las muestras ensayadas a temperatura ambiente mostraron valores de resistencia última a la tensión de arriba de 400 MPa y las muestras ensayadas a 250°C mostraron valores ceros a 150 MPa (figura 4.34) ^[30, 38, 39].

Las muestras con una velocidad de solidificación baja mostraron ligeramente menor resistencia a la tensión para los ensayos a 25 y 150°C, a partir de 200°C esta diferencia comienza a ser casi nula ^[30, 38, 39].

El esfuerzo de cedencia al 0.2% también se mantiene alto, las muestras ensayadas a 200°C presentan un valor cercano a 270 MPa, la diferencia entre las muestras enfriadas en aire y agua para esta propiedad comienza a disminuir a partir de 250 °C (figura 4.35) ^[30, 38, 39].

La elongación se mantiene abajo del 10% para las muestras ensayadas a 25, 150 y 200 °C, a partir de 250 °C las muestras incrementan su elongación hasta valores superiores al 15% para las muestras con una velocidad de solidificación alta, el grupo de muestras ensayadas a 300°C obtuvo valores de alrededor del 20% de elongación (figura 4.36) ^[30, 38, 39].

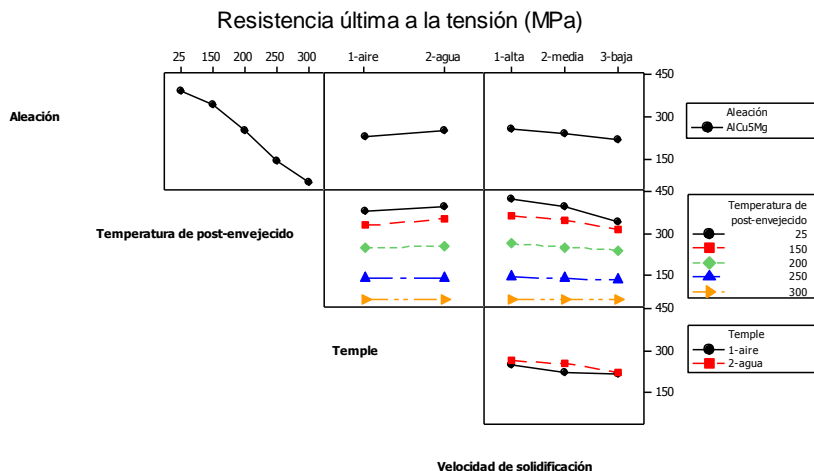


Figura 4.34 Gráfica de resistencia última a la tensión de la aleación AlCu5Mg, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

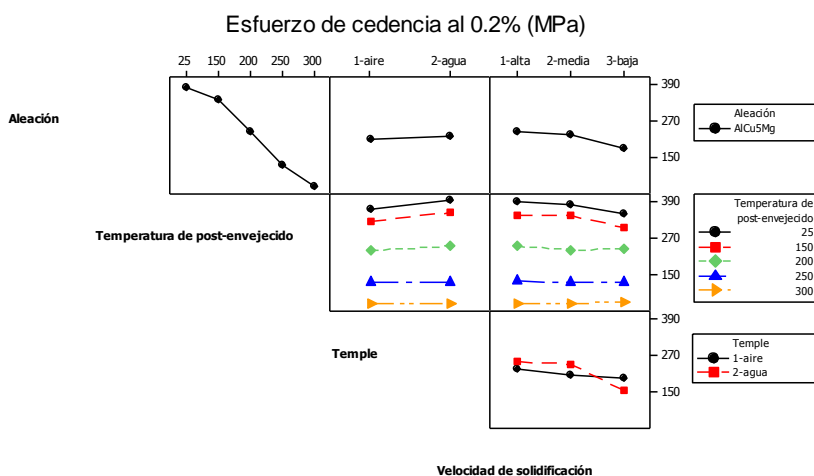


Figura 4.35 Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de la aleación AlCu5Mg modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

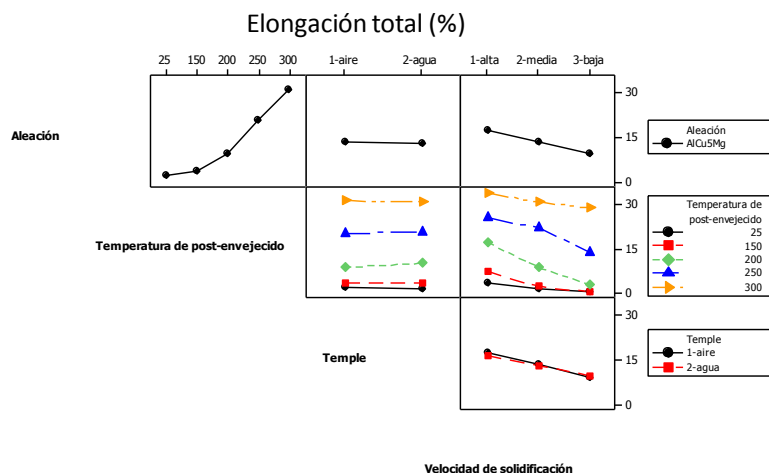


Figura 4.36 Gráfica de elongación total de la aleación AlCu5Mg, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.

4.9 Resultados de ensayo de tensión para aleaciones de aluminio estudiadas.

En general, la resistencia mecánica se reduce a altas temperaturas, y los materiales se vuelven suaves y más dúctiles cuando las temperaturas se incrementan, como lo han reportado A. Mandal y colaboradores^[37].

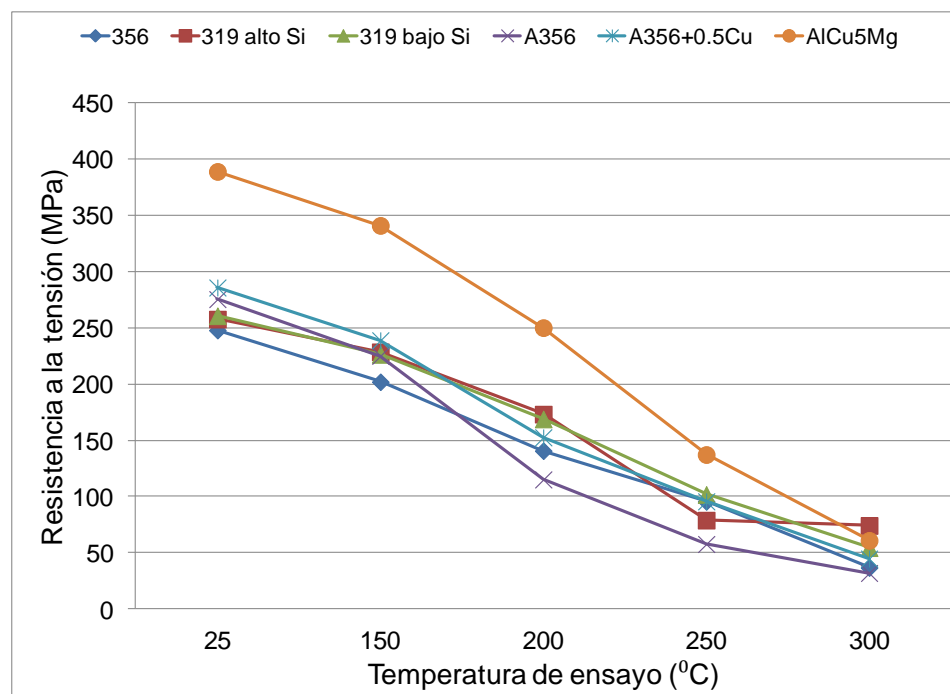


Figura 4.37 Resistencia última a la tensión para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua.

La aleación AlCu₅Mg se utiliza actualmente en piezas de bajo volumen para la industria aeroespacial, militar y es buena candidata para aplicaciones en motores diesel por sus altas propiedades mecánicas (figura 4.37 y figura 4.38), aun a altas temperaturas, a 250°C temperatura muy cercana a la de envejecido, la resistencia última a la tensión fue de 150MPa y 125MPa para el esfuerzo de cedencia al 0.2%, esto puede atribuirse a la gran cantidad de precipitados θ (Al₂Cu) estables a dicha temperatura, los cuales nuclean en la matriz de aluminio de manera heterogénea presentando mayor densidad

en los límites de grano, otros autores como D.J. Weiss^[38] mencionan que las dislocaciones y la interfaz de los precipitados con la matriz de aluminio también son lugares preferentes para la nucleación de estos precipitados, cabe recordar que para esta aleación, las muestras con velocidad de solidificación alta tuvieron un tamaño de grano extra fino lo que incrementa la presencia de bordes de grano y por lo tanto zonas para propiciar la precipitación.

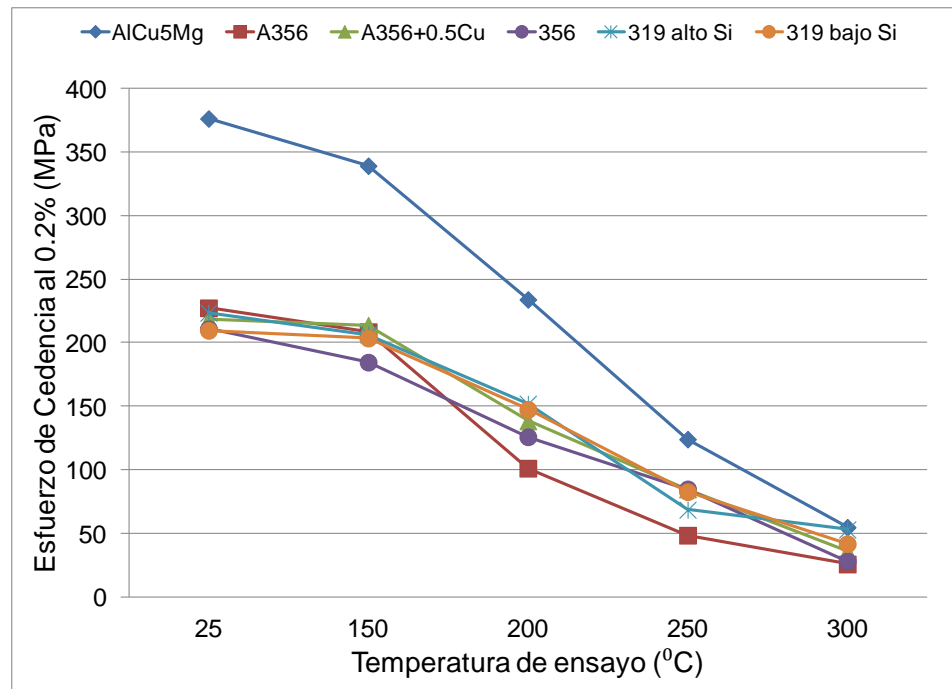


Figura 4.38 Esfuerzo de cedencia al 0.2% para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua.

Las aleaciones 319 fabricadas a partir de material reciclado, mantuvieron hasta 200°C valores de resistencia última a la tensión superiores a 200 MPa y alrededor de 190 MPa para el esfuerzo de cedencia al 0.2%, la caída más notable se presentó a partir de 250°C (temperatura superior a la de envejecido), como consecuencia del crecimiento de los precipitados θ (Al_2Cu), lo cual disminuye las propiedades mecánicas, como lo menciona E. Sjölander^[6].

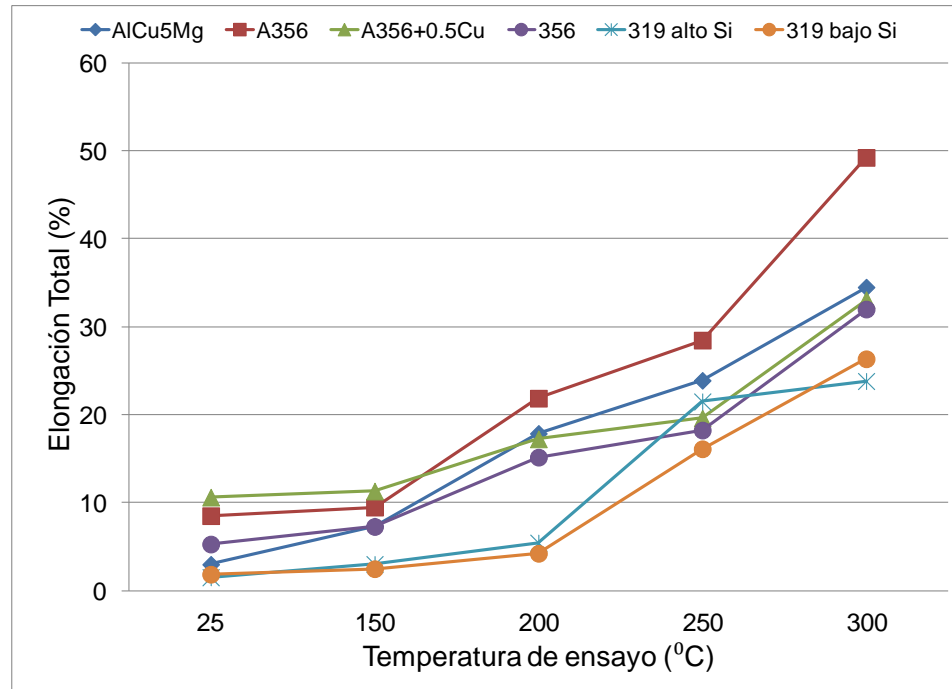


Figura 4.39 Elongación total para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua.

El grupo de aleaciones del sistema Al-Si-Mg presenta menor resistencia a todas las temperaturas por su bajo contenido de cobre, sin embargo fueron las que presentaron mayor porcentaje de elongación.

Las aleaciones A356+0.5Cu y A356 a una velocidad de solidificación alta, presentaron valores de resistencia última a la tensión a temperatura ambiente, similares entre sí, superiores a 300 MPa y alrededor de 280 MPa de esfuerzo de cedencia, sin embargo a partir de 150°C (temperatura muy cercana a la de envejecido) comienza a notarse una diferencia entre ellas, la aleación A356+0.5Cu que contiene mayor contenido de cobre (0.47%Cu) empieza a mostrar valores de UTS y YS mas altos, atribuido principalmente a la disolución de fases Al_2Cu que actúan como reforzantes en la matriz, esta característica se presenta hasta 300°C temperatura a la cual los precipitados (Al_2Cu) presentes en estos sistemas comienzan a crecer y volverse muy inestables disminuyendo la resistencia de las propiedades mecánicas de la aleación como lo menciona J. E. Hatch ^[10].

La aleación A356 presenta las propiedades mecánicas más bajas a partir de 150°C para este sistema de aleación, tiene el menor contenido de cobre (0.01Cu%) ^[10].

Finalmente, la aleación 356 obtuvo valores de resistencia última a la tensión a temperatura ambiente muy bajos marginalmente superiores a 250 MPa en comparación al resto de las aleaciones con valores alrededor de 220 MPa para el esfuerzo de cedencia, esto como consecuencia del bajo contenido de cobre (0.01%), que impide la formación de precipitados para reforzar la resistencia de la aleación; el alto contenido de hierro (0.38%Fe) origina la formación de fases inestables que perjudican las propiedades mecánicas.

La elongación para aleaciones del sistema Al-Si-Mg se va incrementando gradualmente hasta 200°C, pues la acumulación de energía por deformación es relajada a altas temperaturas, resultando en poco esfuerzo requerido para la deformación ^[12] tal como se demuestra en la figura 4.39. En las muestras ensayadas a 250°C aumenta notablemente el porcentaje de elongación como consecuencia de la pérdida de fase β'' (con morfología acicular) que se degrada a estas temperaturas, este fenómeno ha sido reportado anteriormente por J. E. Hatch ^[10].

4.10 Índice de calidad para sistemas Al-Si-Mg

Se presenta una gráfica de resistencia última a la tensión vs elongación para el sistema de aleación Al-Si-Mg, el cursor circular representa a la aleación 356, el cursor cuadrado representa la A356 y el cursor triangular representa la aleación A356+0.5Cu, cada temperatura está representada de un color diferente la letra dentro del marcador representa la velocidad de solidificación (A: alta, B: baja).

En la gráfica de la figura 4.40 se observa la influencia del cobre en este sistema de aleación, ya que la aleación con mayor contenido de cobre A356+0.5Cu (0.47%Cu) tiene valores de resistencia y elongación superiores a las otras dos aleaciones para las dos velocidades de solidificación en consecuencia de la mayor cantidad de precipitados θ (Al_2Cu) que aportan resistencia mecánica en la aleación como lo mencionan autores como Emma Sjölander en su trabajo sobre tratamientos térmicos para aleaciones Al-Si-Cu-Mg ^[6].

Aunque ya se mencionó el impacto del cobre en las propiedades mecánicas de las aleaciones, principalmente en la resistencia, en la gráfica de la figura 4.40 se puede observar que la aleación A356 (0.14%Cu) presentó mejores propiedades que la aleación 356 (0.19%Cu) a temperatura ambiente y a 150°C, esto se atribuye principalmente a que por su química la aleación 356 presenta menor cantidad de fases intermetálicas Fe-Mn que perjudican las propiedades mecánicas, como lo han reportado autores como A. M. Samuel^[45] en su trabajo sobre aspectos microestructurales de aleaciones Al-Si.

Se presenta una tendencia entre las velocidades de solidificación hasta las muestras ensayadas a 200°C, la velocidad de solidificación alta presentó mayores valores de resistencia y elongación en comparación con las muestras de velocidad de solidificación baja para los tres sistemas de aleación, lo anterior confirma que el espaciamiento dendrítico secundario (EDS) influye en la resistencia de las aleaciones,

obteniendo un mayor UTS a menores valores de EDS, mientras que en las muestras ensayadas a temperaturas superiores a 200°C esta tendencia comienza a eliminarse y la resistencia mecánica se ve muy desfavorecida en consecuencia de que a estas temperaturas los precipitados comienzan a ser inestables y tienden a crecer lo que se refleja en la pérdida de resistencia mecánica del material.

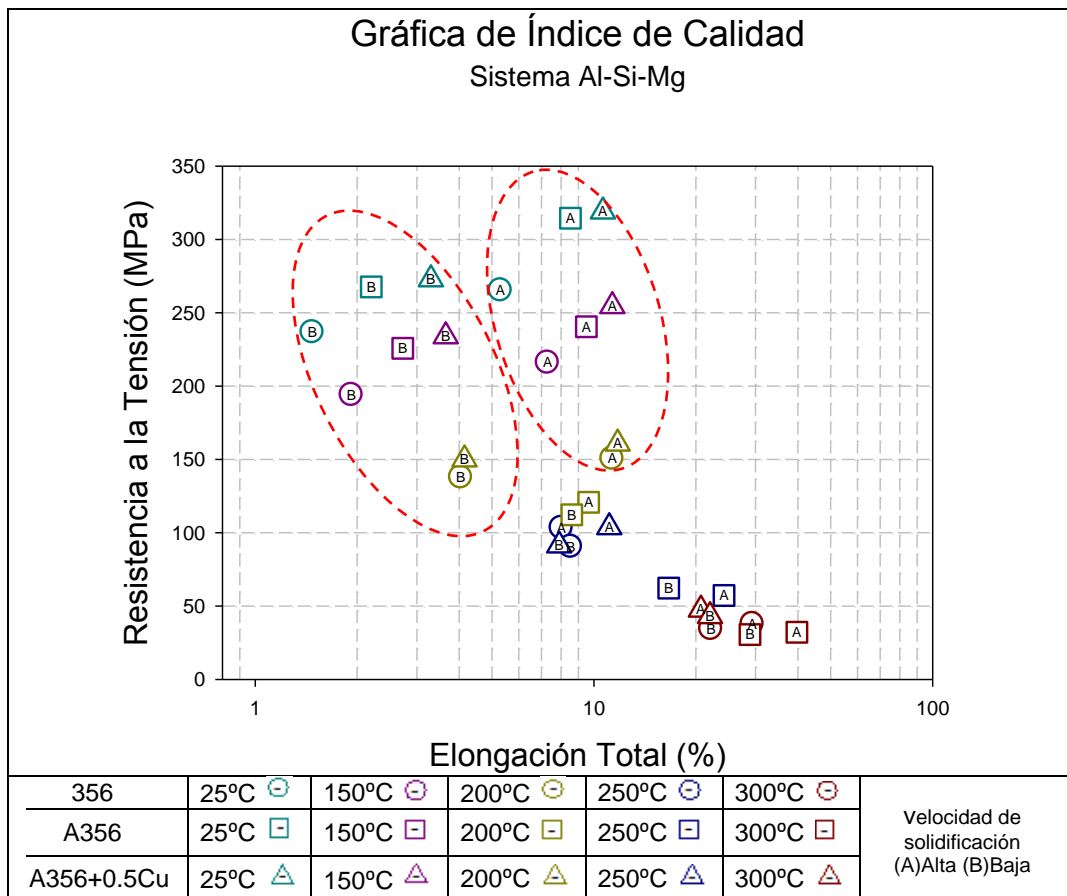


Figura 4.40 Propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio vaciadas del sistema Al-Si-Mg con respecto a la temperatura de ensayo (y post-envejecido), temple en agua y velocidad de solidificación alta y baja.

CAPITULO V

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

1. Se obtuvo una matriz de datos de propiedades mecánicas de las seis aleaciones de aluminio desde temperatura ambiente hasta 300°C que permite conocer los parámetros óptimos y temperaturas máximas de trabajo para cada sistema de aleación.
2. Los resultados muestran la fuerte dependencia de las propiedades analizadas con la temperatura (esfuerzo de cedencia al 0.2%, resistencia última a la tensión, elongación plástica y total), solo a excepción de las muestras de las aleaciones 319 sin tratamiento, ensayadas a 150°C que presentaron mejores propiedades que las ensayadas a temperatura ambiente (25°C), originado por el endurecimiento por precipitación, ocurrido a esta temperatura.
3. Las propiedades mecánicas están fuertemente influenciadas por la velocidad de solidificación, a mayores velocidades de solidificación (menores valores de EDS) se obtuvieron los mayores valores de esfuerzo de cedencia al 0.2% y esfuerzo último a la tensión en todos los sistemas de aleación, incluidos los de estructura dendrítica serie 3XX y el de estructura celular serie 2XX.

4. Las muestras con enfriamiento en agua presentaron valores marginalmente superiores de esfuerzo de cedencia al 0.2% y esfuerzo último a la tensión sobre las muestras con enfriamiento en aire.
5. En cuanto mayor fue el contenido de cobre en aleaciones base Al-Si-Mg mejorares fueron las resistencias mecánicas a altas temperaturas.
6. La aleación AlCu5Mg presentó resistencia mecánica superior al resto de las aleaciones estudiadas, desde temperatura ambiente hasta 250°C.

5.2 Recomendaciones

1. Comparar un mismo sistema de aleación modificando elementos químicos, con el principal objetivo de evaluar su efecto en las propiedades mecánicas a altas temperaturas.
2. Realizar ensayos en temperaturas intermedias de post envejecido (175, 225, 275°C).
3. Evaluar un sistema de aleación variando las temperaturas de envejecido.
4. Evaluar los precipitados formados durante el post envejecido empleando técnicas de microscopia electrónica de transmisión.

REFERENCIAS

- [1] Vadim S. Zolotarevsky. Nikolai A. Belov. Michael V. Glazoff. Casting Aluminum Alloys. Ed El Sevier. Moscow, Pittsburgh 2007. (PP.529).
- [2] John R. Brown. Foseco Non-Ferrous Foundryman's Handbook. 11ed. Butterworth Heinemann. 1999 (PP.296).
- [3] John E. Gruzleski. Bernard M. Closset. The treatment of liquid Aluminum-Silicon Alloys. American Foundrymen's Society, Inc. (PP.256).
- [4] ASM Metals Handbook. Vol. 4. Heat Treating pp 1861-1928.
- [5] S. Valtierra. M. Tash. F.H. Samuel Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 and 319 aluminum alloys. Elsevier (2006)
- [6] Emma Sjölander, Salem Seifeddine. Journal of Materials Processing Technology (2010). The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys, pp 1249-1259
- [7] Apelian D., Shivkumar S, Sigworth G, "Fundamentals aspects of heat treatment of cast Al-Si-Mg alloys", AFS Transactions, (1989), pp. 720-742.
- [8] Aluminum Casting Technology" AFS, Inc. 2001.
- [9] Charlie R. Brooks. Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys. American Society for Metals, Metals Park, Ohio 44073.
- [10] J.E. Hatch. Aluminum: properties and physical metallurgy. 1st edited by ASM, Metals Park, OH (1984).
- [11] ASM Metals Handbook Volume 08. Mechanical Testing and Evaluation, pp 237-239, 357-381.
- [12] L. Y. Zhang. Y.H. Jiang. Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminum A356 alloy. Elsevier (2007).
- [13] Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. Casting Aluminum Alloys. Elsevier (2007) Ltd. (pp.462-486). Moscow, Pittsburgh.

- [14] Campbell John (2003). Castings. Second Edition (pp 149-150). Ed. Butterworth-Heinemann.
- [15] ASTM E8/E8M- 09. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures (2010).
- [16] ASTM E21-09. Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures (2009).
- [17] ASTM E10-10. Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials. Annual Book of ASTM Standards, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures (2010).
- [18] C. Efrén Alejandro. Estudio de la Influencia del Sr y los parámetros de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas de una aleación Al-Si con 2.5% de Cu. Universidad Autónoma de Nuevo León. Octubre 2006.
- [19] ASTM E112-10. Standard test methods for determining average grain size. Annual Book of ASTM Standards, Section 3: Metals Test Methods and Analytical Procedures (2010).
- [20] ASM Handbook Volume 15. Casting.1998. pp 183-186, 348-369, 1622-1694.
- [21] G. Fibourg. Y. Bréchet. Microstructure based modeling of isotropic and kinematic strain hardening in a precipitation hardened aluminum alloy (2011).
- [22] J.Y. Hwang. R. Benerjee. The effect of Mg on the structure and properties of type 319 aluminum casting alloys (2008).
- [23] Y. Nagai. M. Murayama. Role of vacancy solute complex in the initial rapid age hardening in an Al- Cu- Mg alloy (2001).
- [24] S.G. Shabestari. H. Moemeni. Effect of copper and solidification condition on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg (2004).
- [25] A.K. Dahle. Eutectic modification and microstructure development in Al-Si alloys (2005).

- [26] C. Limmaneevichitr. W. Eideh. Fading mechanism of grain refinement of aluminum- silicon alloy with Al-Ti-B grain refiners (2002).
- [27] T.V. Atamanenko. D.G. Eskin. On the mechanism of grain refinement in Al-Zr- Ti alloys (2010).
- [28] Shao-ping PANG. Yu SUN. Nucleation and growth of eutectic cell in hypoeutectic Al-Si alloy (2011)
- [29] J. Espinoza Cuadra. G. García García. Influence of defects on strength of industrial aluminum alloy Al-Si 319 (2007).
- [30] G. K. Sigworth, Understanding Quality in Aluminum Casting, Fonseca Cleveland OH, USA. AFS Proceeding 2011.
- [31] J. Campbell. Modification of Al-Si alloys. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [32] M. F. Ibrahim, E. Samuel, A. M. Samuel. Mechanical properties of Al- Si-Cu-Mg cast alloys: effects of tramps elements. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [33] H. R. Ammar. A. M. Samuel and F. H. Samuel. Effects of Mg additions, Sr-modification and solidification rate on the tensile properties and quality index of 359 type Al-Si-Mg casting alloys. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [34] A. Lombardi. F. D. Elia. Variation in microstructure and mechanical properties along the cylinder bores a modified 319 type Al alloy engine block with cast-in iron liners. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [35] A. Hernandez García, A. Garcia Hinojosa. Effect of alloying elements on the segregation of complex phases in A356 alloying adding Mg, Cu, Ni and Sr as modifier, using thermal analysis and characterization microstructural. Aluminum alloys: fabrication, characterization and applications. TMS, 2008.
- [36] M. Faraji, L. Katgerman. The effect of heat treatment on the microstructure and hardness of A356 aluminum alloy. Aluminum alloys: fabrication, characterization and applications. TMS, 2008.
- [37] A. Mandal and M.M Makhlof. Microstructure and mechanical properties of cast hypereutectic Al-Si alloys with high magnesium content. Aluminum alloys: fabrication, characterization and applications II. TMS, 2009.

- [38] D. J. Weiss, G. A. Gegel, K.S. Sadayappan. Development of cast Al alloys for elevated temperature (250C) service, Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011.
- [39] S.B. Ghanti, E. A. Druschitz. The effect of solidification under pressure on the porosity and mechanical properties of A206-T6 cast aluminum alloy. Schaumburg, IL USA. AFS Proceedings 2011
- [40] R. Rioberto, David E. Laughlin. Secuencia de precipitación en aleaciones de aluminio y cobre. Ciencia (1981) 32, 107-116.
- [41] Merton C. Flemings. Solidification Processing. McGraw-Hill. 1974.
- [42] M. Drouzy, S. Jacob. Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength. AFS International cast metals journal. France. June 1980
- [43] B. Johannesson and C.H. Cáceres. Effect of Si additions and heat treatment on the mechanical behavior of an Al-5Mg casting alloy. International Journal of Cast Metals Research 2004. Vol.17 No2.
- [44] C. H. Cáceres, M. Makhlof, D. Apelian. Quality index chart for different alloy and temperature: a case study on aluminum die-casting alloys. Journal of Light Metal (2001).
- [45] A. M. Samuel, J. Gauthier, F. H. Samuel. Microstructural Aspects of the Dissolution and Melting of Cu_2Al phases in Al-Si alloys during solution Heat Treatment.

LISTA DE FIGURAS

Figura	Nombre	Página
		.
2.1	Esquema del diagrama de fases binario Al-(2do componente) de tipo eutéctico. a) dominio de aleaciones de forja y fundición. b) aleaciones típicas.	8
2.2	Tipos de inestabilidad planar en una interfaz liquido-sólido. a) Inestabilidad en una sola fase que conduce a la aparición de dendritas de una fase. b) Inestabilidad en dos fases que conduce a la aparición de células eutécticas o colonias en la presencia de un elemento de aleación tercero.	9
2.3	Microestructura típica en aleaciones para pistón, condición de vaciado.	9
2.4	Microestructura típica en aleaciones 2XX, condición de vaciado (molde metálico).	10
2.5	Diagrama de fase Al-Si.	11
2.6	Estructura de silicio eutéctico sin modificar.	14
2.7	Estructura de silicio eutéctico modificado.	15
2.8	Representación esquemática del crecimiento del cristal de silicio en forma acicular durante la solidificación.	15
2.9	Esquema de macla en cristal	16
2.10	Esquema de crecimiento de macla en cristal	16

2.11	Grados de variación de modificación del eutéctico aluminio-silicio desde a) sin modificación, hasta completamente modificado f).	18
2.12	Solubilidad de hidrógeno en aluminio con respecto a la temperatura.	21
2.13	Efecto de la energía interfacial en la geometría de los núcleos.	23
2.14	Nucleación de reacción peritética en el sistema Al-Ti	23
2.15	Diagrama de fases aluminio-titanio.	24
2.16	Influencia del tratamiento térmico de envejecido en la dureza.	28
2.17	Diagrama de tratamiento térmico para endurecer aleaciones de aluminio.	33
2.18	Grafica esfuerzo-Deformación Ingenieril.	38
2.19	Efecto de la temperatura en la resistencia y la ductilidad de varios materiales.	39
2.20	Curva esfuerzo-Deformación a varias temperaturas para una aleación de aluminio 2024 con tratamientos térmicos T3, T6, T81 y T86.	40
2.21	Diagrama Resistencia última a la tensión (UTS) - Elongación.	41
3.1	Dimensiones molde tipo cuña empleado para el vaciado de muestras. a) Imagen dimensiones. b) Imagen real.	43
3.2	Esquema de matriz de experimentos.	44
3.3	Perfil de solidificación registrado en lingotes de la aleación 319.	46

3.4	Medición de EDS mediante técnica de intercepción lineal, aleación tipo Al-Si con crecimiento dendrítico.	47
3.5	Medición de tamaño de grano.	48
3.6	Esquema de probeta para ensayo de tensión.	51
3.7	Maquina de tensión Zwick/Roell, empleada para pruebas de tensión a alta temperatura.	52
4.1	Aleación 319 alto silicio/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja, EDS 57/ 200X.	55
4.2	Aleación 319 alto silicio, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, zona 1, 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.	56
4.3	Aleación 319 alto silicio/condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media (zona 2) / tamaño de grano mediano 551 μ m.	57
4.4	Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	60
4.5	Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	60
4.6	Gráfica elongación total de la aleación 319 alto silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	60
4.7	Aleación 319 bajo silicio/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja, EDS 57/ 200X.	61
4.8	Aleación 319 bajo silicio, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, zona 1, EDS 21 μ m, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 32 μ m, 200X.	62

c) velocidad de solidificación baja, EDS 52 μ m, 200X.

- | | | |
|-------------|---|----|
| 4.9 | Aleación 319 bajo silicio/condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media (zona 2) / tamaño de grano mediano 474 μ m. | 63 |
| 4.10 | Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 66 |
| 4.11 | Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 66 |
| 4.12 | Gráfica elongación total de aleación 319 bajo silicio, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 66 |
| 4.13 | Aleación A356+0.5Cu/condición de vaciado / velocidad de solidificación baja, EDS 65 / 200X. | 67 |
| 4.14 | Aleación A356+0.5Cu, 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. | 68 |
| 4.15 | Aleación A356+0.5Cu / condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 586 μ m. | 69 |
| 4.16 | Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 71 |
| 4.17 | Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 71 |
| 4.18 | Gráfica de elongación total de aleación A356+0.5Cu, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación. | 71 |

4.19	Aleación A356/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja, EDS 60/ 200X.	72
4.20	Aleación A356, 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 60 μ m, 200X.	73
4.21	Aleación A356 / condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 548 μ m.	74
4.22	Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	76
4.23	Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	76
4.24	Gráfica de elongación total de aleación A356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	76
4.25	Aleación 356/condición de vaciado/velocidad de solidificación baja, EDS 62/ 200X.	77
4.26	Aleación 356, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, EDS 20 μ m, 200X. b) velocidad de solidificación media, EDS 30 μ m, 200X. c) velocidad de solidificación baja, EDS 50 μ m, 200X.	78
4.27	Aleación 356 / condición de vaciado / Keller / 30X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano mediano 588 μ m.	79
4.28	Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	81
4.29	Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	81

4.30	Gráfica de elongación total de aleación 356, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	81
4.31	AlCu5Mg / condición de vaciado / velocidad de solidificación baja / 200X.	82
4.32	Aleación AlCu5Mg, condición de vaciado. a) velocidad de solidificación alta, 100X. b) velocidad de solidificación media, 100X. c) velocidad de solidificación baja, 100X.	83
4.33	Aleación AlCu ₅ Mg / condición de vaciado / Keller / 70X / velocidad de solidificación media / tamaño de grano extra fino 92 µm.	84
4.34	Gráfica de resistencia última a la tensión de aleación AlCu5Mg, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	86
4.35	Gráfica de esfuerzo de cedencia al 0.2% de aleación AlCu5Mg modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	86
4.36	Gráfica de elongación total de aleación AlCu5Mg, modificando: temperatura, temple y velocidad de solidificación.	86
4.37	Resistencia última a la tensión para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua	87
4.38	Esfuerzo de cedencia al 0.2% para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua.	88
4.39	Elongación total para las seis aleaciones de aluminio vaciadas, velocidad de solidificación alta, enfriamiento en agua.	89
4.40	Propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio vaciadas del sistema Al-Si-Mg con respecto a la temperatura de ensayo (y post-envejecido) y tipo de temple, para las tres velocidades de solidificación.	93

LISTA DE TABLAS

Tabla	Nombre	Página
2.1	Características del diagrama de fases eutéctico de aluminio con los principales elementos de aleación.	7
2.2	Secuencia de precipitación.	37
3.1	Matriz de experimentos.	45
3.2	Composición química de aleaciones de aluminio analizadas.	49
3.3	Tamaño de grano de acuerdo al procedimiento ASTM E 112 establecido por AFS.	49
3.4	Tratamientos térmicos aplicados para cada aleación.	50
3.5	Parámetros de tratamiento térmico para las aleaciones estudiadas.	50
3.6	Temperaturas de pre-acondicionado realizado en cada aleación.	54
3.7	Dimensiones de probetas para ensayo de tensión.	58
4.1	Composiciones químicas de aleaciones de aluminio.	63

4.2	Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de aleación 319 alto silicio.	69
4.3	Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de aleación 319 bajo silicio.	74
4.4	Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de aleación A356+0.5Cu.	74
4.5	Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de aleación A356.	79
4.6	Resultados de EDS, tamaño de grano y porosidad de aleación 356.	84
4.7	Resultados de tamaño de grano y porosidad de aleación AlCu5Mg.	85

APENDICE A

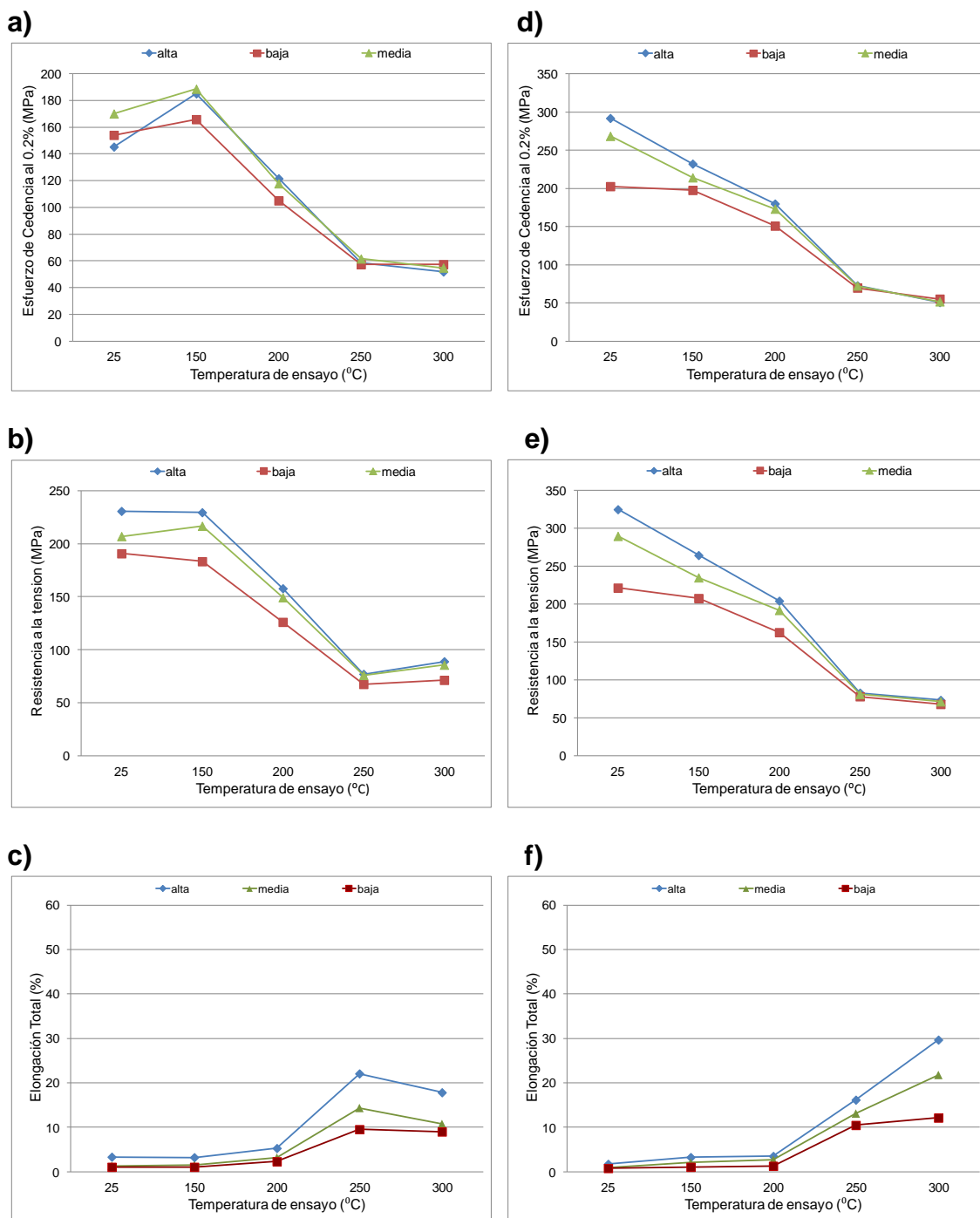
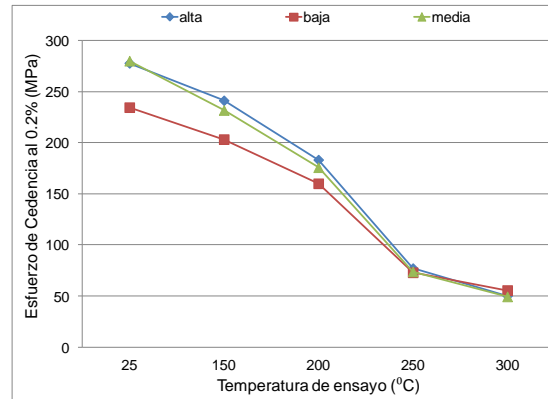
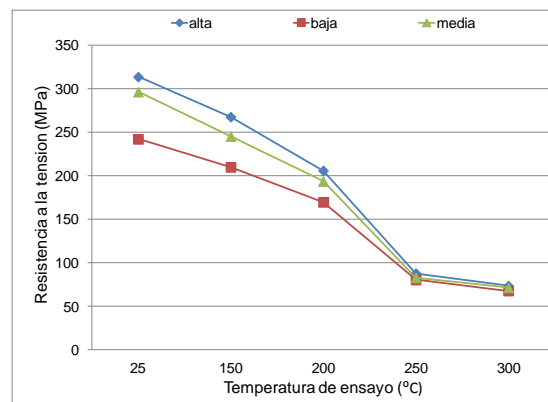


Figura A1. Propiedades mecánicas aleación 319 alto silicio a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Condición de vaciado (a, b, c), enfriamiento en aire (d, e, f).

g)



h)



i)

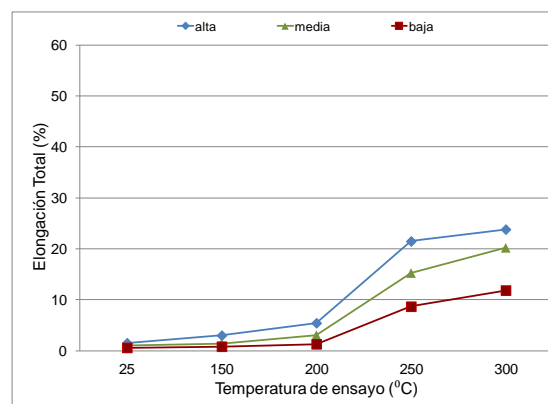


Figura 2. Propiedades mecánicas aleación 319 alto silicio a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en agua (h, i. j).

APENDICE B

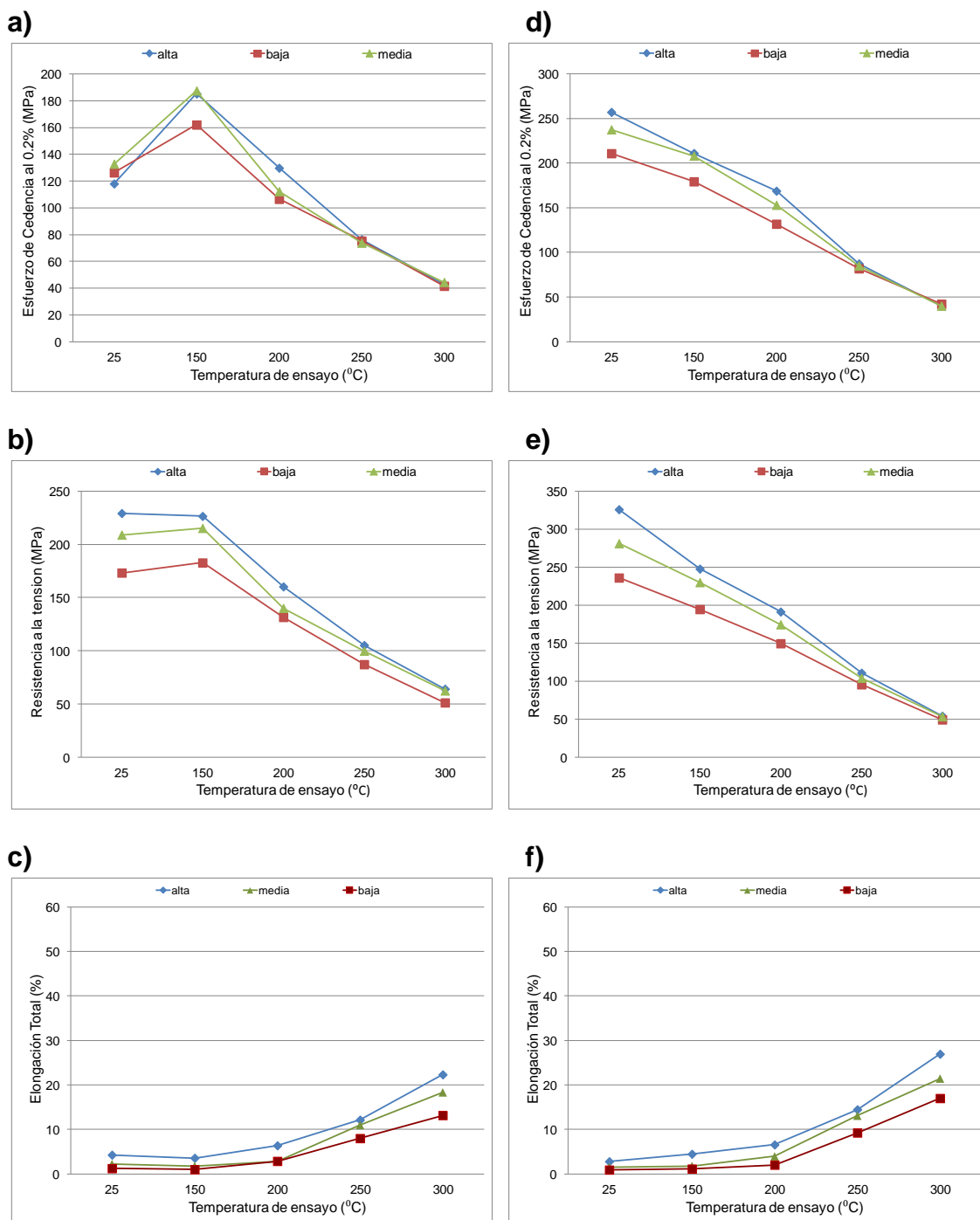
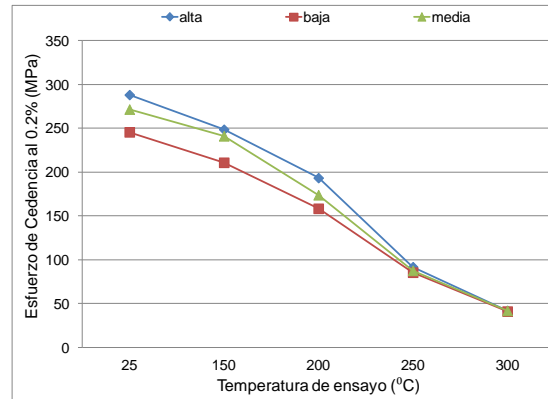
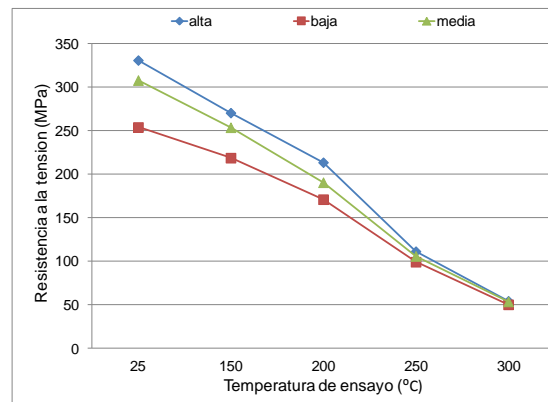


Figura B1. Propiedades mecánicas aleación 319 bajo silicio a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Condición de vaciado (a, b, c), enfriamiento en aire (d, e, f).

g)



h)



i)

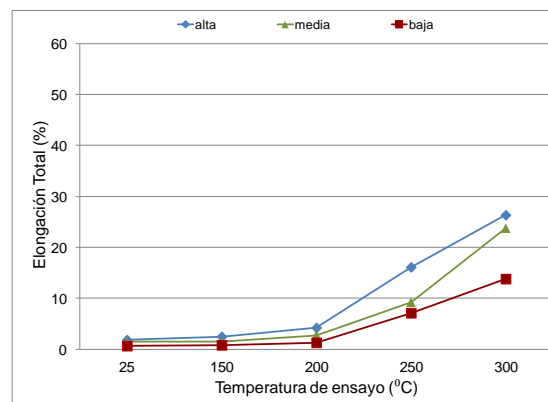


Figura B2. Propiedades mecánicas aleación 319 bajo silicio a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en agua (h, i. j).

Tabla B1. Resultados pruebas de tensión aleación 319 bajo silicio.

Aleación	TT	Temple	Velocidad de solid.	25 C			150 C			200 C			250 C			300 C							
				YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)				
319 bajo Si	-	F	alta	120	226	3.5	3.8	189	225	2.6	2.9	128	160	8.2	8.5	78	106	10	11	39.2	64.2	20	20
319 bajo Si	-	F	alta	118	236	4.8	5.1	179	224	3	3.3	135	161	5.9	6.2	76.6	107	13	13	45.8	64.2	30	30
319 bajo Si	-	F	alta	117	222	3.4	3.7	186	232	5	5.3	127	160	4.8	5.1	70.5	98.5	12	12	42.1	65.3	13	13
319 bajo Si	-	F	alta	117	233	4.2	4.5	187	225	2.4	2.8	129	160	5.5	5.7	80.3	109	13	13	44.7	62.4	27	27
319 bajo Si	-	F	media	132	211	1.7	2	187	218	1.6	1.9	112	139	2	2.3	76.8	102	10	11	45.2	63.3	16	16
319 bajo Si	-	F	media	132	201	1.5	1.8	192	218	1.4	1.7	111	137	2.3	2.6	75.8	101	11	11	44.4	60.9	23	23
319 bajo Si	-	F	media	135	215	2.4	2.7	184	207	1.2	1.5	112	139	2.8	3.1	65.2	92	11	11	46.7	65.9	20	20
319 bajo Si	-	F	media	132	209	2.1	2.4	187	218	1.7	2.1	114	145	3.2	3.5	77.4	104	11	12	41.3	59.4	14	14
319 bajo Si	-	F	baja	127	174	0.9	1.2	162	184	0.9	1.1	117	148	1.6	1.8	75.2	86.7	7.7	7.9	42.8	52.3	9.7	9.7
319 bajo Si	-	F	baja	126	173	1	1.3	164	185	0.8	1.1	101	125	2.8	3	75.2	87.5	7.8	8	40.7	50	14	14
319 bajo Si	-	F	baja	125	173	1.1	1.3	164	184	0.7	0.9	104	125	3.8	4	75.5	86.5	7.7	7.9	41.1	51	15	15
319 bajo Si	-	F	baja	127	173	1	1.2	158	178	0.6	0.9	104	128	2.5	2.7	75.4	87.7	8	8.2	-	-	-	-
319 bajo Si	T7	AQ	alta	230	306	2.3	2.7	195	237	3.5	3.9	167	190	6.3	6.6	87.2	112	20	20	39.4	53	32	32
319 bajo Si	T7	AQ	alta	278	345	2.6	3.1	219	254	3.9	4.3	174	196	5	5.4	88.1	108	15	15	39.7	54.6	26	26
319 bajo Si	T7	AQ	alta	242	312	2.3	2.7	232	263	4.7	5	169	192	8.1	8.4	90.8	114	12	12	40.2	54.7	24	24
319 bajo Si	T7	AQ	alta	278	341	2.2	2.7	198	237	4.3	4.7	165	187	5.6	5.9	83.1	109	12	12	40.9	53.9	26	26
319 bajo Si	T7	AQ	media	222	271	1.1	1.4	191	218	1.7	2	165	184	2.9	3.3	83.2	105	12	12	39.1	52.9	22	22
319 bajo Si	T7	AQ	media	223	279	1.4	1.8	224	242	1.4	1.7	163	184	4.6	5	83.8	104	15	15	39.8	52.9	22	22
319 bajo Si	T7	AQ	media	260	294	0.9	1.3	209	230	1.4	1.7	144	167	2.6	2.9	88.2	105	12	12	41	53.4	20	20
319 bajo Si	T7	AQ	media	245	281	1.2	1.6	-	-	-	-	140	163	4.3	4.6	85.1	102	14	14	40.1	53.9	22	22
319 bajo Si	T7	AQ	baja	216	238	0.6	0.9	171	189	1	1.3	137	154	1.7	1.9	81.6	94.9	8.9	9	42.4	48.7	16	16
319 bajo Si	T7	AQ	baja	209	238	0.6	1	178	195	1.1	1.3	129	148	2	2.2	82.3	95.3	9.9	10	42	48.8	15	15
319 bajo Si	T7	AQ	baja	215	235	0.5	0.8	184	198	0.8	1.1	129	147	1.8	2	82.1	96.2	8.9	9	42.1	48.4	22	22
319 bajo Si	T7	AQ	baja	203	233	0.7	1	184	196	0.7	0.9	132	149	1.7	2	81.1	95.3	8.8	9	41.8	50.8	16	16
319 bajo Si	T7	WQ	alta	281	318	1	1.5	257	280	3.2	3.6	189	209	3.6	3.9	91.1	107	15	15	40.9	53.2	24	24
319 bajo Si	T7	WQ	alta	300	352	2.2	2.6	252	273	1.8	2.2	197	216	3.3	3.7	88.6	107	13	13	40.9	53.9	25	25
319 bajo Si	T7	WQ	alta	275	317	1.2	1.7	245	267	2	2.3	196	216	4.5	4.9	95.7	115	17	17	41.9	54.4	34	34
319 bajo Si	T7	WQ	alta	296	336	1.3	1.7	240	261	1.5	1.9	191	212	4.1	4.5	91.1	115	19	19	42.9	54.2	23	23
319 bajo Si	T7	WQ	media	278	310	1	1.4	244	259	1.3	1.6	188	187	2.4	2.7	89.6	105	7.9	7.9	41.9	53	24	24
319 bajo Si	T7	WQ	media	262	283	0.6	0.9	230	238	0.8	1.2	174	191	2.8	3.1	87	106	11	11	41.8	53.6	26	26
319 bajo Si	T7	WQ	media	277	336	1.7	2.2	247	262	1.2	1.6	180	195	2.6	2.9	86.9	106	8.9	9	41.8	53	25	25
319 bajo Si	T7	WQ	media	269	302	1	1.4	243	255	1.1	1.5	173	188	1.9	2.3	86.5	105	8.9	9	41.6	53.2	19	19
319 bajo Si	T7	WQ	baja	246	259	0.4	0.7	211	218	0.5	0.8	155	169	1.1	1.3	85.6	99.2	7.8	8	40.7	49.4	12	12
319 bajo Si	T7	WQ	baja	245	253	0.3	0.7	208	217	0.6	0.8	157	170	1.2	1.5	83.9	98.2	7.3	7.5	40.8	49.9	15	15
319 bajo Si	T7	WQ	baja	245	250	0.3	0.6	211	219	0.6	0.9	158	171	1.2	1.5	86.3	99.2	6.8	7	41.2	50	14	14
319 bajo Si	T7	WQ	baja	246	253	0.3	0.7	213	220	0.5	0.8	163	173	0.7	1	85.6	98.8	5.8	6	41.1	50	14	14

TT Tratamiento térmico

YS Esfuerzo de cedencia al 0.2%

UTS Esfuerzo último a la tensión.

PE Elongación plástica

TE Elongación total

(*) No presente cedencia al 0.2%

APENDICE C

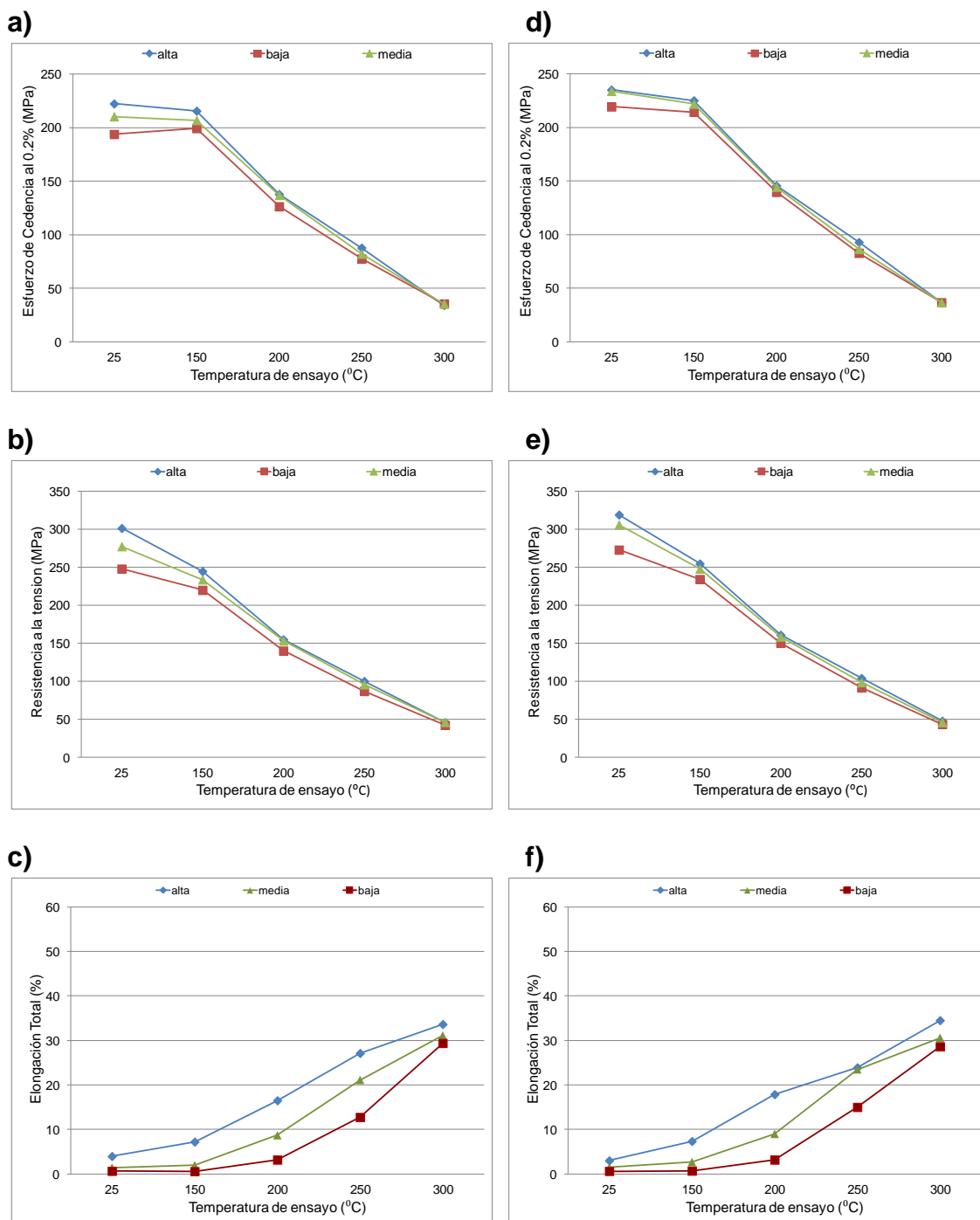


Figura C1. Propiedades mecánicas aleación A356+0.5Cu a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en aire (a, b, c), enfriamiento en agua (d, e, f).

Tabla C1. Resultados pruebas de tensión aleación A356+0.5Cu.

Aleación	TT	Temple	Velocidad de solid.	25 C			150 C			200 C			250 C			300 C							
				YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)				
A356+0.5Cu	T6	Aire	alta	217	303	9	9.5	218	247	8.6	8.9	135	152	15	16	89.4	102	25	25	33.9	44.8	31	31
A356+0.5Cu	T6	Aire	alta	228	307	9.4	9.8	213	240	8.4	8.7	136	153	15	15	87.7	99.6	22	22	33.9	45.3	32	32
A356+0.5Cu	T6	Aire	alta	223	296	7.2	7.6	216	246	13	14	140	157	15	15	84.4	95.8	22	22	33.1	44.9	30	30
A356+0.5Cu	T6	Aire	alta	-	-	-	-	215	245	8.1	8.5	140	157	18	18	89.2	102	26	26	35.1	47.2	32	32
A356+0.5Cu	T6	Aire	media	214	281	4.9	5.2	203	229	5.7	6	131	148	11	11	79.1	91.8	18	18	35	45.8	28	28
A356+0.5Cu	T6	Aire	media	202	266	3.8	4.2	209	236	6.4	6.7	139	155	13	13	78.4	93.1	19	19	34.4	45.4	28	28
A356+0.5Cu	T6	Aire	media	210	279	6	6.3	204	232	7.1	7.4	140	155	13	13	85.3	98.5	19	19	36.8	46.6	27	27
A356+0.5Cu	T6	Aire	media	215	283	4.9	5.2	211	237	5.5	5.8	137	154	14	14	84.9	98.1	18	18	35.2	45.7	28	28
A356+0.5Cu	T6	Aire	baja	189	245	2.8	3.1	198	219	3.3	3.7	129	142	9.2	9.5	76.5	86.1	14	14	35.8	40.4	25	25
A356+0.5Cu	T6	Aire	baja	193	247	2.5	2.8	201	222	3.6	3.9	127	140	6.2	6.4	79.5	88.8	13	13	34.8	41.9	20	20
A356+0.5Cu	T6	Aire	baja	197	250	2.8	3.1	199	218	3.7	4	122	136	9.7	10	79.1	88.2	8.4	8.6	35.7	42.8	25	25
A356+0.5Cu	T6	Agua	baja	196	249	2.5	2.8	199	220	3.6	4	127	141	10	11	74.7	83.5	11	11	35.5	42.7	24	24
A356+0.5Cu	T6	Agua	alta	231	314	9.3	9.7	226	256	14	15	146	161	19	19	94.3	105	19	19	38.5	48.9	33	34
A356+0.5Cu	T6	Agua	alta	234	316	8.4	8.8	223	252	13	13	144	159	17	17	91.6	102	21	21	35.6	46.1	32	32
A356+0.5Cu	T6	Agua	alta	240	327	13	13	225	254	8.4	8.7	142	159	18	18	92.5	104	25	25	35.1	46.4	34	34
A356+0.5Cu	T6	Agua	alta	-	-	-	-	226	256	8.5	8.8	150	164	15	15	92.7	104	14	14	38	48.8	33	33
A356+0.5Cu	T6	Agua	media	234	308	6.3	6.8	221	246	5.6	5.9	144	159	14	14	87.3	101	21	21	37.5	46.9	28	29
A356+0.5Cu	T6	Agua	media	234	309	6.8	7.2	224	250	8	8.3	145	159	12	12	86.3	97.7	18	18	36.7	46.1	29	29
A356+0.5Cu	T6	Agua	media	232	301	5.9	6.3	223	248	6.7	7	146	160	13	13	84.2	95.9	19	19	35.9	44.5	29	29
A356+0.5Cu	T6	Agua	media	235	305	6.1	6.5	219	247	8.2	8.5	142	155	12	12	87.5	97.8	18	18	36	45	27	27
A356+0.5Cu	T6	Agua	baja	221	272	2.8	3.1	215	235	3.5	3.8	140	151	9.3	9.5	83.1	91.6	13	13	36.6	43.2	24	24
A356+0.5Cu	T6	Agua	baja	219	268	2.4	2.8	214	233	3.7	4	139	149	9.7	10	83.2	92	13	13	35.9	42.7	32	32
A356+0.5Cu	T6	Agua	baja	218	276	3.5	3.9	212	233	3	3.4	139	150	12	12	82.6	91	14	14	36.9	43.4	24	24
A356+0.5Cu	T6	Agua	baja	219	275	3.1	3.4	216	235	3.1	3.4	140	150	9.7	10	81.8	90.7	8.8	8.9	36.7	43.1	24	24
TT	Tratamiento térmico			PE	Elongación plástica			TE	Elongación total			(*)			No presentado cedencia al 0.2%								
YS	Esfuerzo de cedencia al 0.2%																						
UTS	Esfuerzo último a la tensión.																						

APENDICE D

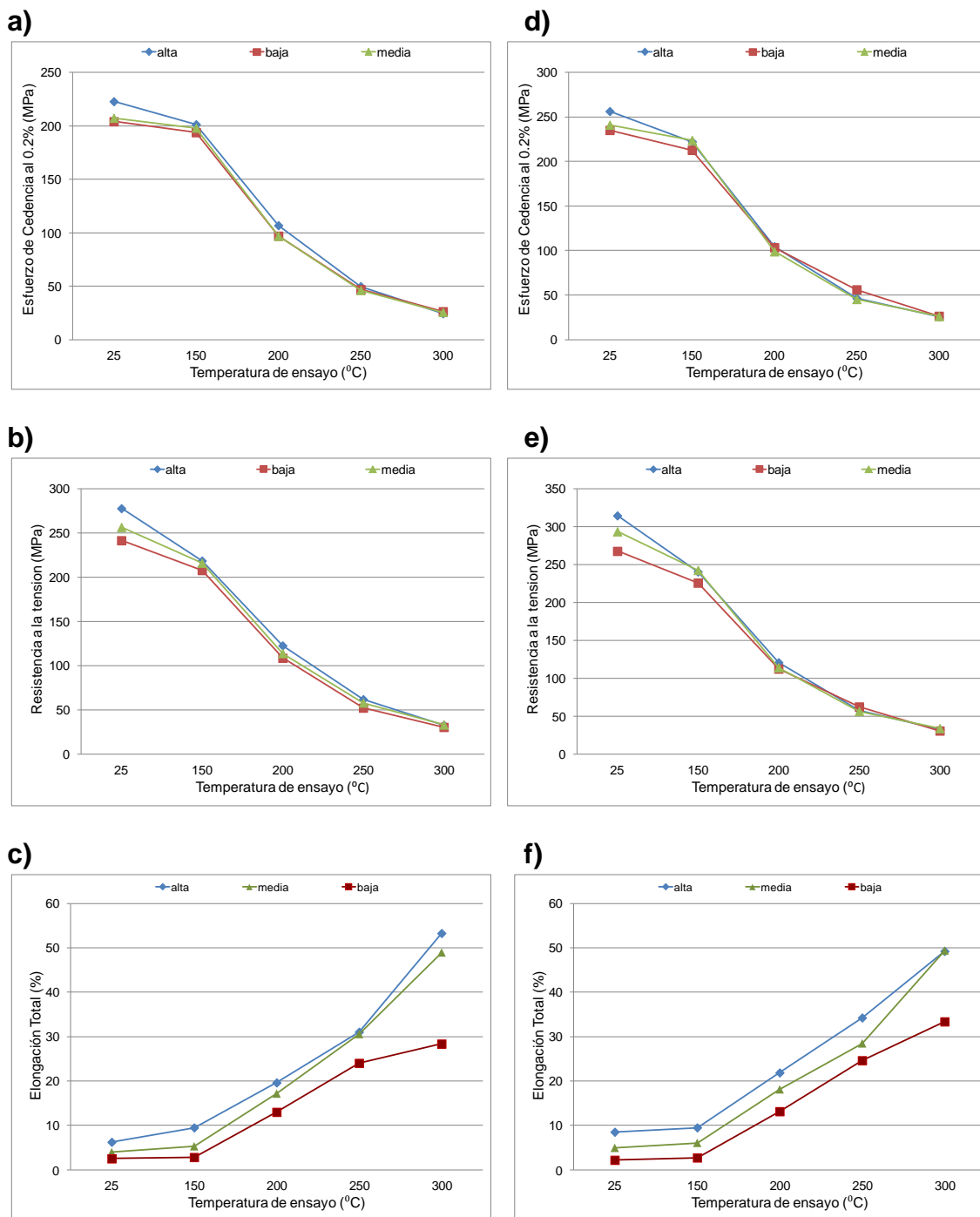


Figura 1. Propiedades mecánicas aleación A356 a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en aire (a, b, c), enfriamiento en agua (d, e, f).

Tabla D1. Resultados pruebas de tensión aleación A356.

Aleación	TT	Temple	Velocidad de solid.	25 C			150 C			200 C			250 C			300 C						
				YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)			
A356	T6	Aire	alta	213	272	6	6.8	204	220	11	11	128	21	21	50.1	63.6	29	29	24.1	32.9	46	47
A356	T6	Aire	alta	225	278	6	6.3	199	215	7	7.3	117	18	19	49.1	59.8	37	37	24.3	32.7	46	46
A356	T6	Aire	alta	225	284	7	7	198	220	5.8	6.2	119	20	20	49.1	60.1	29	29	24.7	32.2	33	33
A356	T6	Aire	alta	228	277	5	4.9	204	219	13	13	126	19	19	50.6	63.4	30	30	24.3	32.7	87	87
A356	T6	Aire	media	220	264	3	3.5	201	218	5.4	5.7	99.7	17	18	47.7	58.4	25	25	26.1	33.4	42	42
A356	T6	Aire	media	219	261	3	3.7	200	219	3.8	4.1	100	15	15	47.5	58.7	26	26	25.2	32	36	36
A356	T6	Aire	media	185	246	4	4.7	199	216	4.4	4.8	92.8	18	18	45.6	56.8	44	44	25.1	32.7	55	55
A356	T6	Aire	media	205	255	4	4	192	211	6.2	6.6	94.8	18	18	43.7	57.2	27	28	25.8	33.8	62	62
A356	T6	Aire	baja	201	240	2	2.5	191	205	2.7	3	96.9	108	12	47	51.7	29	29	26.6	30.4	28	28
A356	T6	Aire	baja	203	239	3	2.8	197	212	2.7	3	94.3	106	13	46.3	52	36	36	26.8	30.6	27	27
A356	T6	Aire	baja	207	245	2	2.4	198	211	1.9	2.3	97.3	109	13	47.8	52.7	9.7	10	25.8	29.9	30	30
A356	T6	Aire	baja	205	242	2	2.4	189	203	2.6	3	99.2	111	14	46.6	51.8	21	21	26	30.1	30	30
A356	T6	Agua	alta	254	311	8	8.4	221	239	10	11	108	24	24	46.3	56.9	44	44	25.7	30.2	58	58
A356	T6	Agua	alta	256	309	6	6.3	223	242	6.9	7.2	101	19	19	46	57	36	36	26.3	34.3	38	38
A356	T6	Agua	alta	257	319	8	8.9	221	238	10	11	103	24	24	46.4	56.6	30	30	24.9	34.2	51	51
A356	T6	Agua	alta	258	319	10	11	224	243	9.2	9.5	106	22	21	47	58.3	27	27	-	-	-	-
A356	T6	Agua	media	246	297	5	4.9	222	241	6.4	6.8	98.3	111	19	45.4	55.9	28	28	26	33.6	65	65
A356	T6	Agua	media	241	295	5	5.3	224	243	5.6	5.9	98.3	114	17	46.1	57.2	26	26	26.1	33.6	60	60
A356	T6	Agua	media	232	285	4	4.2	223	242	4.9	5.2	100	115	17	46.1	56.4	29	29	25.8	34	40	40
A356	T6	Agua	media	245	297	5	5.4	226	244	6.1	6.4	98.4	116	18	43.4	55.8	31	31	26.6	33.8	32	32
A356	T6	Agua	baja	233	263	2	1.9	215	225	2.8	3.1	93.3	103	12	46.9	51.8	29	29	26.5	30.7	36	36
A356	T6	Agua	baja	241	273	2	2.2	210	224	2.7	3	100	110	17	48.1	52.7	24	24	27	30.9	36	36
A356	T6	Agua	baja	231	267	2	2.5	213	226	1.8	2.2	109	11	11	46.5	51.2	24	24	26.4	30.2	30	30
A356	T6	Agua	baja	-	-	-	-	213	228	2.2	2.6	119	127	13	82.9	93.5	23	23	25.8	30.3	31	31

TT Tratamiento térmico

YS Esfuerzo de cedencia al 0.2%

PE Elongación plástica

TE Elongación total

UTS Esfuerzo último a la tensión. (*) No presente cedencia al 0.2'

APENDICE E

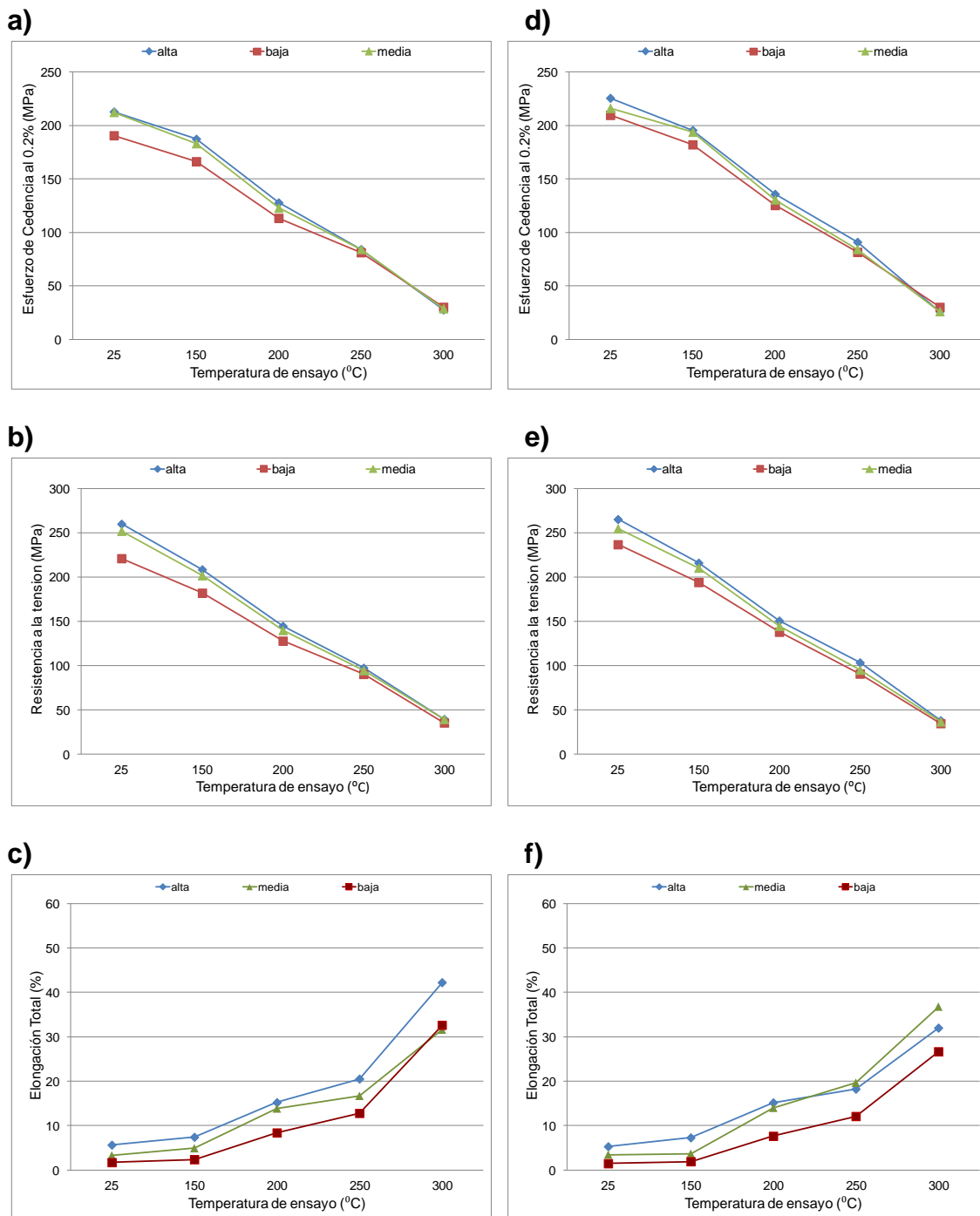


Figura 1. Propiedades mecánicas aleación 356 a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en aire (a, b, c), enfriamiento en agua (d, e, f).

Tabla E1. Resultados pruebas de tensión aleación 356.

Aleación	TT	Temple	Velocidad de solid.	25 C			150 C			200 C			250 C			300 C							
				YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)				
356	T7	Aire	alta	225	267	4.9	5.3	181	204	8.1	8.4	127	143	13	13	90.5	105	20	20	28.6	40.1	51	51
356	T7	Aire	alta	224	269	5.8	6.2	198	217	8.2	8.5	132	148	15	16	83.4	96.3	21	21	28	39.5	49	49
356	T7	Aire	alta	187	243	5.2	5.5	187	207	5.4	5.8	127	146	16	16	83.4	95.6	21	21	26.9	38.3	37	37
356	T7	Aire	alta	215	261	5.3	5.6	183	206	6.8	7	125	141	16	16	79.5	91.7	20	20	27	39.1	33	33
356	T7	Aire	media	202	244	3.1	3.4	183	202	4.3	4.5	122	139	15	15	81.7	91.4	17	17	28.2	38.7	38	38
356	T7	Aire	media	218	256	2.6	2.9	177	195	3.6	3.9	121	139	14	15	88	98.5	17	17	30	40.4	28	28
356	T7	Aire	media	217	253	2.7	3.1	185	205	5.1	5.3	121	138	12	13	86.6	97.2	16	16	28	38.3	29	29
356	T7	Aire	media	212	255	3.4	3.8	187	205	5.7	6	127	143	13	13	-	-	-	-	-	-	-	-
356	T7	Aire	baja	191	222	1.4	1.7	165	181	2.3	2.5	114	128	8.1	8.3	78.5	88.4	14	14	30.3	35.2	23	23
356	T7	Aire	baja	190	221	1.7	2	157	174	1.7	1.9	112	127	8.8	9	83.7	91.8	11	12	29.8	34.8	24	24
356	T7	Aire	baja	194	222	1.2	1.5	169	184	2.1	2.4	113	127	5.6	5.8	-	-	-	-	30.6	35.4	30	30
356	T7	Aire	baja	187	219	1.4	1.7	174	189	2.4	2.7	114	129	10	11	-	-	-	-	29.8	35.3	54	54
356	T7	Agua	alta	232	265	2.7	3.1	196	213	6	6.3	139	153	16	16	91.8	104	18	19	25.4	37.7	34	34
356	T7	Agua	alta	238	273	2.7	3	188	209	9.9	10	135	150	14	14	92.9	103	21	21	26.7	37.6	31	31
356	T7	Agua	alta	213	262	8	8.4	200	221	5	5.3	138	153	15	16	91.7	105	18	18	25.8	37.8	33	33
356	T7	Agua	alta	219	261	6.3	6.7	198	221	7.2	7.4	131	146	15	15	87.2	101	16	16	26.1	38	30	30
356	T7	Agua	media	206	249	2.9	3.2	195	210	3.2	3.5	131	146	15	15	86.7	97.3	21	21	25.6	36.5	57	57
356	T7	Agua	media	225	259	2.7	3	192	207	3.5	3.9	122	137	13	13	83.6	93.1	20	20	25.9	36	30	30
356	T7	Agua	media	217	256	3.8	4.2	188	207	2.5	2.8	139	154	14	14	83.2	97.2	19	19	26.5	36	30	30
356	T7	Agua	media	-	-	-	-	200	217	4.2	4.5	130	141	14	14	83.1	91.8	19	19	26.4	37.1	30	30
356	T7	Agua	baja	209	236	1.3	1.6	189	200	1.5	1.7	127	139	4.9	5.1	83.3	92.7	13	13	30.3	34.6	32	32
356	T7	Agua	baja	204	233	1.2	1.5	173	185	1.8	2	128	139	8.8	9	77.5	86.4	12	12	30.2	34.4	25	25
356	T7	Agua	baja	212	237	1	1.3	176	189	2	2.3	128	141	8.2	8.5	82.4	91.5	10	11	30.3	34.5	25	25
356	T7	Agua	baja	213	241	1.2	1.5	190	202	1.5	1.7	118	132	7.8	8	82.7	91.2	13	13	29.5	34.3	25	25

TT Tratamiento térmico

PE Elongación plástica

YS Esfuerzo de cedencia al 0.2%

TE Elongación total

UTS Esfuerzo último a la tensión.

(*) No presente cedencia al 0.2%

APENDICE F

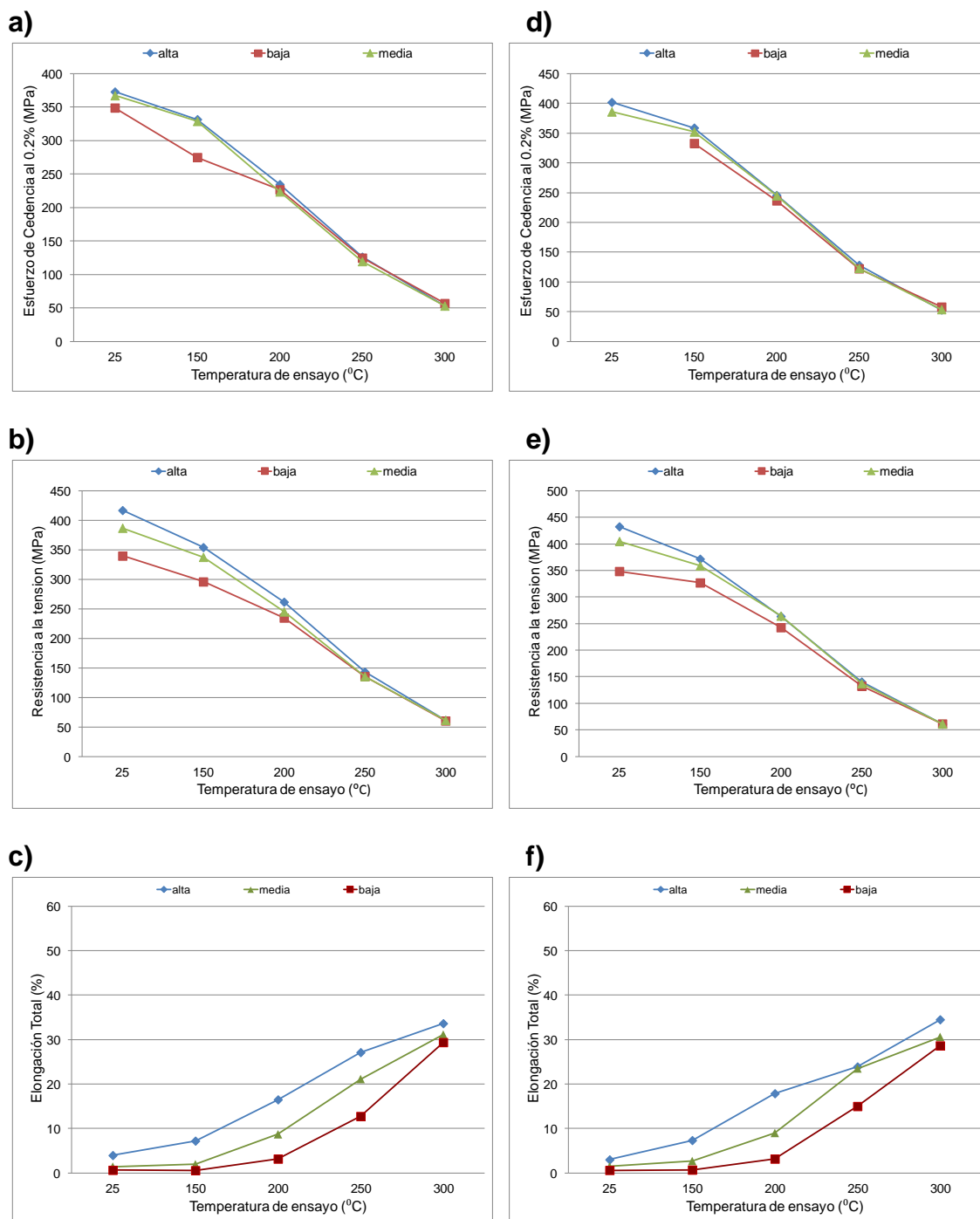


Figura 1. Propiedades mecánicas aleación AlCu₅Mg a tres velocidades de solidificación alta, media y baja. Enfriamiento en aire (a, b, c), enfriamiento en agua (d, e, f).

Tabla F1. Resultados pruebas de tensión aleación AlCu5Mg.

Aleación	TT	Temple	Velocidad de solidificación	25 C			150 C			200 C			250 C			300 C							
				YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)	YS (MPa)	UTS (MPa)	PE (%)	TE (%)				
AlCu5Mg	T6	Aire	alta	372	411	2.2	2.8	335	355	7.1	7.5	235	267	13	14	124	145	25	26	50.8	57.6	33	33
AlCu5Mg	T6	Aire	alta	382	438	6.2	6.8	327	355	7.6	8	234	258	18	18	125	144	28	28	52.5	60.5	34	34
AlCu5Mg	T6	Aire	alta	378	416	2.5	3	329	349	7	7.5	235	260	18	18	133	146	29	29	53.6	62.2	33	33
AlCu5Mg	T6	Aire	alta	360	403	2.7	3.3	336	358	5.5	5.9	-	-	-	-	123	138	26	26	55.5	64.8	35	35
AlCu5Mg	T6	Aire	media	374	395	1.5	2	327	335	1.4	2	228	247	9.2	9.5	123	136	16	17	53.6	62	31	31
AlCu5Mg	T6	Aire	media	365	384	0.7	1.2	321	324	0.6	1.2	222	240	7.5	8	116	137	22	23	52.3	61.7	33	33
AlCu5Mg	T6	Aire	media	363	382	0.6	1.1	339	354	2.3	2.7	223	245	9.6	10	119	136	22	23	52.6	59.6	31	31
AlCu5Mg	T6	Aire	media	-	-	-	-	-	-	-	-	224	247	10	11	120	133	23	23	53.7	62.3	30	30
AlCu5Mg	T6	Aire	baja	349	350	0.3	0.8	-	309	0.1	0.6	230	239	3.1	3.5	122	133	12	12	55.6	59.3	36	36
AlCu5Mg	T6	Aire	baja	349	320	0.1	0.5	-	290	0	0.5	226	233	1	1.4	124	135	11	11	56.7	60.1	27	27
AlCu5Mg	T6	Aire	baja	349	340	0.1	0.6	275	299	0.2	0.7	221	228	1.3	1.7	126	137	13	13	56.8	60.2	27	27
AlCu5Mg	T6	Aire	baja	349	349	0.2	0.7	*	286	0	0.5	230	239	5.6	6.1	127	137	15	15	58.3	61.8	27	27
AlCu5Mg	T6	Agua	alta	411	443	2.9	3.4	377	390	8	8.5	250	264	15	16	132	142	20	20	52.5	60.2	35	35
AlCu5Mg	T6	Agua	alta	412	441	2.5	3	345	362	6.6	7	242	262	19	20	128	140	26	26	51.7	59.4	35	35
AlCu5Mg	T6	Agua	alta	388	421	2.5	3.1	361	373	7.9	8.5	244	264	19	19	126	140	24	24	54.9	63.1	35	35
AlCu5Mg	T6	Agua	alta	397	426	2	2.5	353	362	4.8	5.4	247	265	17	18	127	140	26	27	-	-	-	-
AlCu5Mg	T6	Agua	media	377	398	1.2	1.7	337	344	1.2	1.6	247	266	9.6	10	129	142	25	25	53.9	63	31	31
AlCu5Mg	T6	Agua	media	406	422	0.7	1.2	354	361	2.5	3	243	263	7.6	8	122	135	22	22	52.3	58.6	28	28
AlCu5Mg	T6	Agua	media	388	405	0.7	1.2	351	355	2.1	2.7	-	-	-	-	122	135	23	23	53.2	60.2	32	32
AlCu5Mg	T6	Agua	media	374	404	1.7	2.2	367	376	3	3.5	-	-	-	-	119	137	24	24	55.4	63.9	32	32
AlCu5Mg	T6	Agua	baja	*	334	0.1	0.5	*	318	0.1	0.6	234	239	0.9	1.3	125	135	17	17	58.9	62.5	26	26
AlCu5Mg	T6	Agua	baja	*	337	0.1	0.6	*	321	0.1	0.6	239	246	1.9	2.3	120	130	14	15	55.5	58.8	27	27
AlCu5Mg	T6	Agua	baja	*	367	0.1	0.7	333	334	0.4	0.9	239	245	1.7	2.1	119	129	13	13	58.3	61.8	32	32
AlCu5Mg	T6	Agua	baja	*	356	0.1	0.7	*	335	0.2	0.7	234	241	6.6	7	125	136	16	16	59.3	62.8	30	30

TT Tratamiento térmico

PE Elongación plástica

YS Esfuerzo de cedencia al 0.2%

TE Elongación total

UTS Esfuerzo último a la tensión. (*) No presente cedencia al 0.2%

Resumen Autobiográfico

Alma Graciela Esmeralda Gómez

**Candidata al Grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales con el tema de Tesis:
“Propiedades Mecánicas en Aleaciones de Aluminio Vaciadas Desde Temperatura Ambiente Hasta 300°C.”**

Nacida el 10 de Julio de 1987 en Saltillo, Coahuila México, Hija de la Sra. Alma Rosa Gómez Pardo y José Ángel Esmeralda Colunga.

La Ing. Alma Graciela Esmeralda Gómez cursó sus estudios de licenciatura en el Instituto Tecnológico de Saltillo (ITS) durante el periodo 2004-2009, obteniendo el grado de Ingeniera en Materiales por Tesis realizada sobre “Análisis Microestructural de una soldadura por fricción-agitación de acero inoxidable 304-316” en conjunto con una universidad de UTHA y el apoyo de la Dirección General de Educación Tecnológica (DGEST), se desarrollo como practicante en el departamento de Desarrollo de nuevos Productos en la empresa Nematik S.A. de C.V en el año de 2009.

En 2010 se integró al programa Doctoral en Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León y se integro como Tesista al Departamento de Investigación y Desarrollo de la empresa Nematik S.A. de C.V.

En Abril del 2012 participo como expositora en el Congreso Mundial de Fundición llevado a cabo en la ciudad de Monterrey, Nuevo León, con su trabajo “Mechanical Properties on Aluminum Alloys Within a wide range of temperature”.