

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD SUPERFICIAL DE LA ALEACIÓN DE
AL6063 PARA COMPONENTES AUTOMOTRICES**

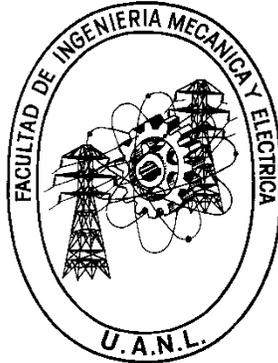
Por:
LUIS ALBERTO ESPINOSA ZUÑIGA

EN OPCIÓN AL GRADO DE:
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERIA AUTOMOTRIZ

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

AGOSTO DE 2015

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD SUPERFICIAL DE LA ALEACIÓN DE
AL6063 PARA COMPONENTES AUTOMOTRICES**

Por:
LUIS ALBERTO ESPINOSA ZUÑIGA

EN OPCIÓN AL GRADO DE:
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

AGOSTO DE 2015

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD SUPERFICIAL EN LA ALEACIÓN DE AL 6063 PARA COMPONENTES AUTOMOTRICES realizada por el alumno Luis Alberto Espinosa Zúñiga, con número de matrícula 1696272, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.

El Comité de Tesis



Dr. Rafael Colás Ortiz
Asesor



Dr. Sergio Haro Rodríguez
Asesor₁

Dr. Jacobo Hernández Sandoval
Coasesor

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirección de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 14 de julio de 2015

DEDICATORIA

A mi familia, especialmente a mi madre por siempre apoyarme incondicionalmente.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento al Dr. Rafael Colás asesor de mi tesis. Por haberme aceptado como su estudiante. Así como al Dr. Francisco González por haberme apoyado en todo momento y al Dr. Sergio Haro por el apoyo en la redacción de tesis y por sus valiosos consejos que me han ayudado a terminar esta etapa.

Al Dr. Jacobo Hernández del Comité de Tesis, por sus valiosas sugerencias e interés, en la revisión del presente trabajo.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico para la realización de mis estudios.

A mi familia por el apoyo moral que siempre me ha brindado y a todas las personas que contribuyeron de una forma u otra en la realización de este trabajo.

CONTENIDO

1 INTRODUCCION	9
Resumen.....	9
Planteamiento del problema	10
Justificación	10
Objetivos	11
Hipótesis	11
2 ANTECEDENTES	12
2.1 Propiedades	12
2.2 Clasificación de las aleaciones	13
2.3 Aspectos generales de la aleación.....	13
2.3.1 Aleación tipo 6063	15
2.3.3 Efecto de la velocidad de enfriamiento	16
2.3.4 Intermetálicos en la aleación Al 6063	16
2.3.4 Comportamiento a tratamientos térmicos de la aleación Al 6063	17
2.3.5 Efecto elementos maleantes sobre la aleación Al 6063.....	19
2.4 Deformación.....	20
2.4.1 Deformación plástica	21
2.4.2 prueba de compresión	22
2.4.3 Comportamiento en la deformación	24
2.5 Extrusión	25
3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	28
3.1 Diseño Metodológico.....	28
3.2 Diseño de experimento y Diagrama de flujo experimental	28

3.2.1 Vaciado del aluminio en el molde y medición de las velocidades de enfriamiento durante la solidificación.....	31
3.2 composición química.....	32
3.3 Caracterización	32
3.4 Determinación del tamaño de grano.	34
3.5 Porcentaje de área de intermetálicos.....	34
3.6 Ensayo Dureza superficial Rockwell.	34
3.7 Homogeneizado	35
3.8 prueba de compresión	37
3.9 Análisis de rugosidad por medio de microscopia confocal.....	38
4 ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	39
4.1 composición química.....	39
4.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063.	40
4.2.1 Velocidades de enfriamiento durante la solidificación.....	40
4.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura.	42
4.2.3 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la dureza.....	46
4.3 Efecto de tratamiento térmico de homogeneización sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento.	49
4.3.1 Efecto del homogeneizado sobre la microestructura.	49
4.3.2 Efecto del homogeneizado sobre las partículas intermetálicas AlFeSi. .	51
4.3.3 Efecto del tratamiento térmico de homogeneizado sobre la dureza.	54
4.4 Relación entre microestructura e integridad superficial de la aleación Al6063.	56
4.4.1 Análisis del comportamiento mecánico.....	56

Influencia de la velocidad de deformación por compresión.	57
4.4.2Análisis de agrietamiento en periferia	59
4.4.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento en la solidificación y tratamiento térmico de homogeneizado.....	59
4.3.4 Relación entre velocidad de enfriamiento, tamaño de intermetálicos, dureza, tratamiento de homogeneizado, esfuerzo de cedencia y agrietamiento superficial.....	66
5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	70
5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063.	70
5.2 Efecto de tratamiento térmico de homogeneización sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento.	71
5.3 Relación entre microestructura e integridad superficial de la aleación Al6063.	72
6 REFERENCIAS.....	73
7 LISTA DE TABLAS.....	75
8 LISTA DE FIGURAS	76
9 RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO	80

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Resumen

En la investigación se llevó a cabo el colado de una aleación Al-6063 a temperaturas superiores a los 650°C dentro de moldes de arena con una templadera de hierro gris en su base. Se colocaron termopares en diferentes zonas con el fin de determinar la tasa de solidificación del material, donde se muestra que la distancia entre cada termopar fue de 25 mm evaluando así 7 diferentes condiciones de enfriamiento. Una vez que se obtuvo el material se maquinaron probetas de las diferentes zonas de la colada con dimensiones de 10 mm de diámetro y 15 mm de altura, esto con el fin de evaluar la microestructura así como el desempeño mecánico de cada una de las muestras. A un lote de probetas se les realizó un tratamiento térmico de homogeneización a 520°C durante 4 horas, con el fin de evaluar el efecto tanto del tratamiento térmico en la microestructura y las propiedades mecánicas en el material. La caracterización del material se realizó mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB) con sus diferentes detectores, como son electrones retrodispersados y EDX, además se llevaron ensayos mecánicos de compresión a alta temperatura 450°C a una velocidad de 480 mm/min bajo norma ASTM E-9, dureza y microdureza. Debido a la deformación mecánica el material puede presentar grietas superficiales, por lo que la presente investigación estudió el efecto de las diferencias microestructurales generadas durante la colada y el tratamiento térmico sobre su calidad superficial al ser deformado.

Planteamiento del problema

La empresa METALSA fabricante de partes estructurales automotrices se ha interesado en la implementación de un nuevo proceso de fabricación de perfiles tubulares de aluminio destinado a partes estructurales en la industria automotriz.

Uno de los problemas que se observan en piezas extruidas a partir de preformas de colada es la variación en sus propiedades y calidad superficial en función de la zona proveniente del vaciado, debido a las diferentes velocidades de enfriamiento de la superficie hacia el interior.

Por lo anterior, la empresa se interesa en conocer la facilidad de conformado de la aleación Al-6063 mediante pruebas de compresión en caliente. Así mismo, requieren una recomendación sobre las velocidades de compresión más adecuadas para un conformado de calidad.

Justificación

Las bajas tasas de solidificación encontradas en el centro de tochos extruidos de aleaciones de aluminio presentan una microestructura gruesa que no cumple con los requisitos de calidad en los componentes automotrices. Por ello, es necesario analizar la relación entre las características de proceso, tales como velocidades de enfriamiento durante la solidificación, tratamiento térmico de homogenizado, velocidades de deformación y su capacidad de conformado.

La empresa de autopartes METALSA actualmente trabaja en la manufactura de componentes estructurales para la industria automotriz, pretende hacer uso de la aleación Al-6063 en algunos de sus productos, por lo cual esta investigación determinara la influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación y tratamiento térmico de homogenización sobre su comportamiento en pruebas de compresión.

Objetivos

- Objetivo general:
Evaluar la integridad superficial de la aleación Al-6063 mediante pruebas de compresión para la producción de componentes automotrices.

Objetivos específicos:

- Analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación.
- Estudiar el efecto de tratamiento térmico de homogeneizado sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento.
- Establecer una relación entre la microestructura obtenida a diferentes velocidades de enfriamiento (diferentes tasas de solidificación) y la deformación por compresión a la temperatura de 450°C.
- Analizar la influencia del tratamiento de homogeneizado sobre el comportamiento de la aleación en la compresión.
- Analizar el efecto de la velocidad de deformación en compresión sobre las propiedades mecánicas y la integridad superficial.
- Estudiar la relación que existe entre la microestructura -tamaño de grano; tipo, tamaño y distribución de los compuestos intermetálicos- y el agrietamiento.
- Estudiar el mecanismo de formación de grietas.
- Deducir las mejores condiciones de proceso de la aleación para evitar el agrietamiento.

Hipótesis

La integridad superficial de la aleación Al-6063 será influenciada por la microestructura (morfología y tamaño de granos y partículas intermetálicas) formada según su velocidad de enfriamiento durante la solidificación y el tratamiento térmico de homogeneizado.

CAPITULO 2

ANTECEDENTES

2.1 Propiedades

La versatilidad es una de las características más importantes del aluminio así también como el alcance de las propiedades físicas y mecánicas que pueden llegar a ser desarrolladas. Más de trescientas aleaciones son reconocidas comúnmente y se han creado variaciones dentro de las mismas.

Las propiedades más atractivas de este metal y sus aleaciones son la apariencia, su peso ligero, las propiedades físicas y mecánicas así como la gran resistencia a la corrosión. El aluminio puro tiene una densidad de 2.7 g/cm^3 , que es aproximadamente un tercio del acero, cobre o latón. Presenta gran resistencia a la corrosión en diferentes ambientes; al aire libre, en el agua, en agua salada, petroquímicos, etc.

Las superficies del aluminio pueden ser altamente reflejantes. Luz radiante, luz visible, calor y ondas electromagnéticas son fácilmente reflejadas. Generalmente presenta excelente conductividad térmica y eléctrica, pero algunas aleaciones han sido desarrolladas para tener gran resistencia de voltajes.

La conductividad térmica de las aleaciones de aluminio tienen ventajas en intercambiadores de calor, evaporadores, cabezas de motores y radiadores. Algunas aleaciones de aluminio en casos muy especiales pueden superar la resistencia estructural del acero, pero en general el aluminio puro se caracteriza por ser lo contrario [1].

2.2 Clasificación de las aleaciones

Es conveniente dividir las aleaciones en dos grandes grupos, aleaciones trabajadas de aluminio y de fundición. Las designaciones de las primeras son de 4 números donde se indican los aleantes principales, para las aleaciones de fundición se coloca un punto decimal entre los últimos dos dígitos [12]. Muchas aleaciones responden positivamente a tratamientos térmicos basados en solubilidad de fases, estos tratamientos incluyen, solución por tratamiento térmico, templado, precipitación, envejecido. Las aleaciones han sido clasificadas por la Asociación de Aluminio, reconocida en Estados Unidos de América, existen dos, una para cada grupo.

Tabla I. CLASIFICACION DE ALEACIONES [2].

Trabajadas	Aleante principal	fundición	Aleante principal
1xxx	Composición pura	1x.xx	Composición pura
2xxx	cobre	2x.xx	Cobre
3xxx	Manganeso	3x.xx	Silicio, cobre, Mg
4xxx	Silicio	4x.xx	Silicio
5xxx	Magnesio	5x.xx	Magnesio
6xxx	Magnesio y silicio	6x.xx	Sin uso
7xxxx	Cinc	7xx.x	Cinc
8xxx	Estaño	8xx.x	Estaño
9xxx	Uso futuro	9xx.x	Sin uso

2.3 Aspectos generales de la aleación

Las aleaciones de aluminio han sido clasificadas por la American Aluminium Association (AAA) según los elementos de aleación que las constituyen. El tipo de aleaciones de la serie 6XXX está basado en el sistema aluminio-magnesio-silicio (Al-Mg-Si) y son aptas para la fabricación de perfiles mediante extrusión [2].

Las aleaciones de aluminio de la serie 6xxx pueden ser usadas en aplicaciones estructurales y arquitectónicas debido a su favorable combinación de resistencia y facilidad de manufactura, resistencia a corrosión [13,14,15]. Las aleaciones de la serie 6xxx representan el 80% de las aleaciones de aluminio usadas en el mundo para extrusión (16). En estas aleaciones se encuentra principalmente el siliciuro de magnesio que puede contener hasta 1.5% de magnesio y silicio para formar Mg_2Si con una relación de 1.73:1. La máxima solubilidad de Mg_2Si es 1.85%, y disminuye con la temperatura. Dichos precipitados favorecen el incremento de la resistencia en este tipo de aleaciones, pero no tanto como lo hacen en la serie 2xxx y 7xxx.

Las aleaciones Al-Mg-Si pueden ser divididas en tres grandes grupos. En el primer grupo la cantidad de magnesio y silicio no excede el 1.5%. Estos elementos están en una relación balanceada o con algún pequeño exceso de silicio. En este grupo está la aleación 6063 ampliamente usada para partes extruidas. Esta aleación que es fácil de extruir tiene un contenido nominal de 1.1% de Mg_2Si .

El segundo grupo tiene un contenido nominal de 1.5% o más de magnesio y silicio y algunas otras adiciones como por ejemplo 0.3% de cobre que incrementa la resistencia con un tratamiento térmico T6. Elementos como el manganeso, cromo, y circonio, son usados para controlar el tamaño de grano. La aleación más común de este grupo es la 6061. El tercer grupo contiene mayor concentración de Mg_2Si que los primeros dos grupos, con un exceso significativo de silicio. Grandes cantidades de silicio no son buenas para la aleación ya que propician fractura en las fronteras de granos recristalizados, y el exceso de magnesio sólo beneficia en una relación pequeña de Mg_2Si porque disminuye la solubilidad del precipitado. Las aleaciones comunes de este grupo son la 6351 [16].

2.3.1 Aleación tipo 6063

La aleación de aluminio tipo 6063 es ampliamente usada ya que tiene buenas propiedades al momento de ser tratada térmicamente y tiene buena sensibilidad al templado, su principal agente endurecedor es el precipitado Mg_2Si [17].

Tabla II. Propiedades de la aleación Al 6063 [33].

Propiedades mecánicas	Unidades	Comentarios
Dureza, Brinell	25	AA; Typical; 500 g load; 10 mm ball
Esfuerzo Ultimo a la tensión	89.6 MPa	AA; Típica
Esfuerzo de cedencia	48.3 MPa	AA; Típica
Módulo de elasticidad	68.9 GPa	AA; Típica; promedio de tensión y compresión. El módulo de compresión es aproximadamente 2% mayor.
El coeficiente de Poisson	0.33	
Esfuerzo a la fatiga	55.2 MPa @# of Cycles 5.00e+8	Esfuerzo completamente reversible
Maquinabilidad	30 %	0-100 escala para aleaciones de aluminio

2.3.3 Efecto de la velocidad de enfriamiento

Debido a que el proceso tradicional de manufactura consiste de un material obtenido mediante una colada semicontinua, seguida del enfriamiento del material, donde se obtienen diferentes velocidades de solidificación desde 1 K/s en el centro hasta alrededor de 20 K/s en la superficie, hace que la tasa de solidificación sea una variable de consideración, ya que la variación de ésta en un mismo lingote promueve diferencias microestructurales [Kreith,Choi]. Esta situación genera que la capacidad de conformado del material dependa tanto de la composición química como del grado de homogeneidad de las partículas formadas durante la solidificación [Asencio]. El primer objetivo de este estudio fue obtener un gradiente estructural que dependiera de la tasa de solidificación y como éste afecta en la microestructura y dureza del material, ya que, la velocidad de enfriamiento tiene una influencia en el tamaño y la morfología, de los granos y de las partículas de silicio en aleaciones Al-Si-Mg, y por lo tanto afecta las propiedades mecánicas del material. [6].

2.3.4 Intermetálicos en la aleación Al 6063

El sistema de aleación Al-Si-Fe de fundición hipoeutéctica es muy complejo y utilizado para producir numerosas fases intermetálicas basadas en Fe en conjunción con Al y Si. La influencia de la velocidad de enfriamiento y la composición química son los principales factores para la formación de las distintas fases intermetálicas. Las dos principales fases intermetálicas en estas aleaciones en condiciones de solidificación que son: la τ_5 -Al₈SiFe₂ (α) y τ_6 -Al₁₉Fe₂Si₂(β). La fase α que presenta formas de escritura china evoluciona durante la solidificación y posteriormente se transforma en β que presenta formas aciculares, cuando es promovida por ciertos parámetros como: Un mayor nivel Fe, menor nivel de Si y velocidades de solidificación más lentas. Sin olvidar que ambas fases pueden

coexistir a una misma velocidad de enfriamiento [25]. En la Figura 1 se observa la morfología típica de estas 2 fases intermetálicas.

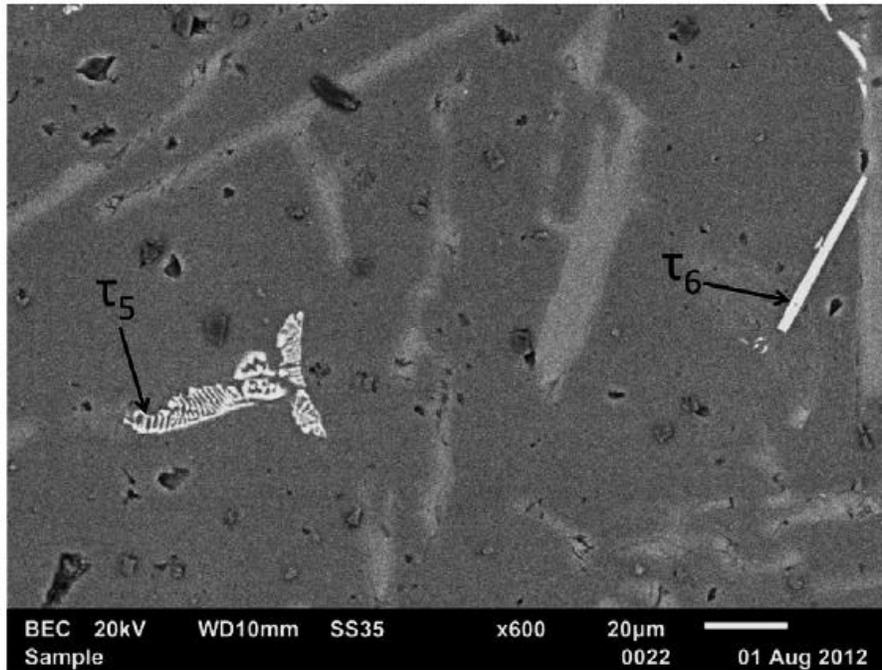


Figura 1. Microestructura típica de Al-12.5Si-0.25Fe solidificada: muestra la coexistencia de fases τ_5 (α) y τ_6 (β) [25].

2.3.4 Comportamiento a tratamientos térmicos de la aleación Al 6063

Los tratamientos térmicos en una forma muy general se refieren a operaciones de calentamiento y enfriamiento cuyo propósito es cambiar las propiedades mecánicas, la estructura metalúrgica o los esfuerzos residuales de un producto metálico. Cuando se trata de aluminio es referido a operaciones que incrementan la dureza y la resistencia de las aleaciones. Existen tres tratamiento térmicos; tratamiento térmico de solución donde se disuelven las fases, recocido donde se trata de generar supersaturación y endurecimiento por envejecido donde que se crean precipitados, o en elevadas temperaturas envejecidos artificiales.

Estos tratamientos tienen varias designaciones de la siguiente manera [18]:

- O: Para recocido.
- W: Para tratamiento térmico de solución.
- T: Para establecer templados estables, existen grandes subdivisiones:
- T1: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
- T2: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura, trabajado en frío, y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
- T3: Tratamiento térmico de solución, trabajado en frío y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
- T4: Tratamiento térmico de solución y envejecido naturalmente hasta una condición estable.
- T5: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura y envejecido artificialmente.
- T6: Tratamiento térmico de solución y envejecido artificialmente.
- T7: Tratamiento térmico de solución y estabilizado.
- T8: Tratamiento térmico de solución, trabajado en frío y envejecido artificialmente.
- T9: Tratamiento térmico de solución, envejecido artificialmente y trabajado en frío.
- T10: Enfriado de un proceso de formado de alta temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente.

Dentro de las características de las aleaciones de la serie 6XXX está la formación de partículas (AlFeSi, AlFe, AlSi, Mg₂Si) lo cual es benéfico para el material ya que éste puede ser tratado térmicamente y modificar las propiedades mecánicas del material, promoviendo su uso en aplicaciones estructurales. La formación de partículas intermetálicas de AlFeSi durante el proceso de solidificación se sitúa en lugares preferenciales como lo son límites de grano y regiones interdendríticas; dichas partículas presentan una morfología laminar o acicular, en el plano de pulido, y pueden provocar problemas [3,4,11].

El llevar a cabo un tratamiento térmico de homogeneización es trascendental para la modificación de la morfología de las partículas, así como el tamaño y densidad de las mismas, lo cual favorecerá a que el material presente una mejor ductilidad [6].

El tratamiento térmico de homogeneizado elimina las diferencias microestructurales y mecánicas causadas por las distintas velocidades de enfriamiento, pero el efecto del mismo depende de la microestructura inicial y el tiempo que se realice, un tratamiento muy corto no homogeneizará todas las zonas de la pieza, mientras que uno muy largo afectará las propiedades del material, por lo que se debe de establecer un tratamiento óptimo. Dicho tratamiento de homogeneización se lleva a cabo a temperaturas superiores a los 500°C con variación en los tiempos de exposición con enfriamientos rápidos en agua [9].

2.3.5 Efecto elementos maleantes sobre la aleación Al 6063

En la **Figura 2** se muestra una simulación de un diagrama de fase de equilibrio realizado por Gorny para el sistema de aleación Al-0.25Fe-xSi, donde se pueden observar las fases intermetálicas α y β .

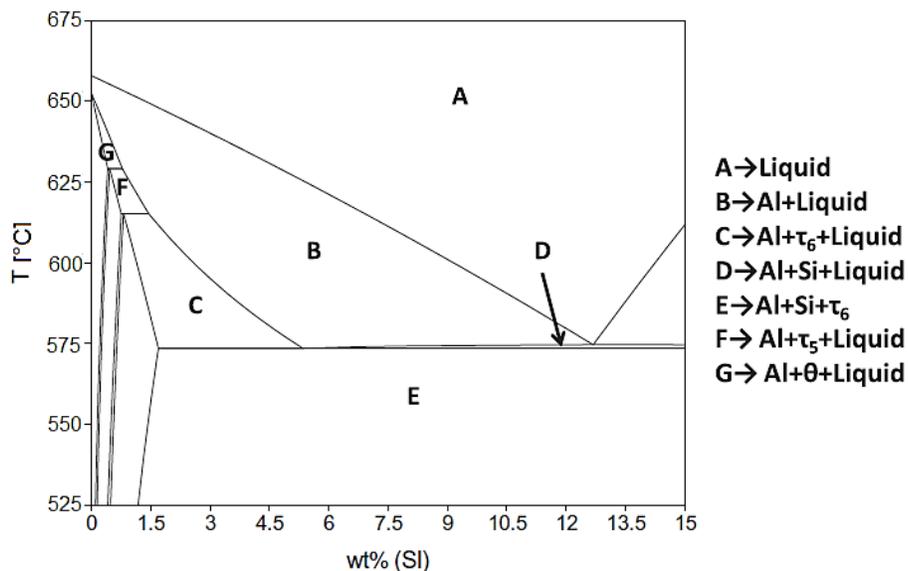


Figura 2. Simulación de diagrama de fase de equilibrio para el sistema de aleación Al-0.25Fe-xSi ($x = 0-15$) [25].

La transformación $\beta \rightarrow \alpha$ presenta una fuerte dependencia con la composición química de la aleación. El contenido en hierro influirá, por un lado, en la velocidad de la transformación y por otro en la morfología de las partículas de β -AlFeSi.

También la concentración de elementos de aleación como el manganeso y el silicio influye en la velocidad de la transformación $\beta \rightarrow \alpha$. El manganeso modifica su fuerza inductora al provocar variaciones en la concentración de hierro de las intercaras α/Al y β/Al . Incrementos en el contenido de este elemento propician tiempos de transformación menores. Por el contrario, los tiempos de transformación aumentan a medida que lo hace el contenido en silicio. [23]

2.4 Deformación

El tamaño de grano influye de manera significativa en las propiedades mecánicas de los metales. A temperatura ambiente, un tamaño de grano grande por lo general se asocia con una baja resistencia y una baja dureza.

Las fronteras de grano también tienen una influencia importante en la resistencia y ductilidad de los metales. Dado que interfieren con el movimiento de las dislocaciones, las fronteras de grano también influyen en el endurecimiento por deformación. Estos efectos dependen de la temperatura, la rapidez de deformación y del tipo y cantidad de impurezas presentes a lo largo de las fronteras de grano. Mientras menor sea el tamaño de grano más resistente será el material

Al momento de realizar una deformación sucede el fenómeno de orientación preferida, también conocida como anisotropía cristalográfica, la cual puede describirse mejor haciendo referencia a la figura 3. Cuando un cristal de metal se sujeta a compresión los bloques de deslizamiento giran en dirección perpendicular a la fuerza de compresión y como resultado todas las orientaciones tienden a alinarse a esta dirección [29].

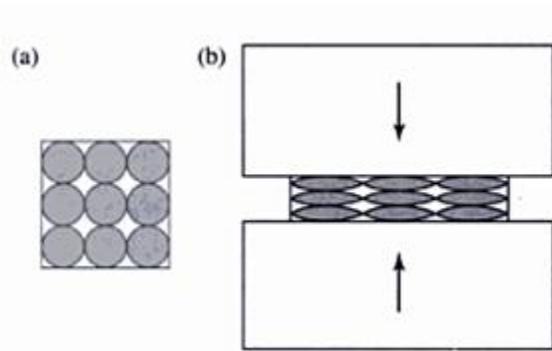


Figura 3. Deformación plástica de granos idealizados (equiaxiales) en un espécimen sujeto a la compresión, (a) antes de la deformación y después de la deformación, obsérvese la alineación de las fronteras de grano a lo largo de la dirección horizontal, este efecto se conoce como orientación preferida [29].

Otro factor que podría afectar el comportamiento mecánico de la aleación al ser deformada es que la aleación Al-6063 debido a su composición química favorece la formación de partículas intermetálicas Al-Fe-Si, las cuales pueden provocar problemas dependiendo de su morfología y tamaño, como la generación de grietas cuando el material es sometido a una deformación mecánica [4,5,6].

La ductilidad del material, es, la capacidad para alcanzar grandes deformaciones sin presentar agrietamiento.

2.4.1 Deformación plástica

A temperatura ambiente la deformación plástica generalmente ocurre en metales por movimiento de distorsión. El esfuerzo necesario para mover una dislocación depende de las características del enlace atómico y el arreglo del material. El proceso de deformación depende directamente de la microestructura del material antes del inicio de la deformación, de la geometría de la zona a deformar, la temperatura y la velocidad de deformación así también como las fuerzas de fricción involucradas [18].

Existe un rápido incremento de densidad de dislocaciones como resultado de la deformación plástica, las dislocaciones en un material deformado no están distribuidas aleatoriamente, ya que existe una fuerza que las obliga a reacomodarse en configuraciones que minimicen la energía almacenada por unidad de longitud en la línea de dislocaciones. Estas configuraciones se les denominan estructuras de baja energía de dislocación. Al aumentar la cantidad de deformación plástica una serie de estructuras se desarrollan dentro de un grano deformado. A pequeñas deformaciones, las dislocaciones se enredan para formar regiones simples con pequeña cantidad de dislocaciones rodeadas por grandes acumulaciones de dislocaciones. Al incrementar la deformación se van generando más dislocaciones y éstas quedan atrapadas en las paredes y es lo que se le llama estructura de celda, donde generalmente dentro de la celda está libre de dislocaciones mientras que están presentes en las paredes. La desorientación entre celdas están generalmente entre 2° y 5° , los granos se pueden identificar cuando sobrepasan los 15° , mientras sea menor el ángulo se denomina un subgrano (19).

2.4.2 prueba de compresión

Los datos obtenidos a partir de una prueba de compresión puede incluir el límite elástico, el límite de elasticidad, módulo de Young, la curva de esfuerzo-deformación, y la resistencia a la compresión. En el caso de que un material no llegue a la falla en compresión por una fractura, la fuerza de compresión es un valor que depende de la deformación total y geometría de la muestra.

Las propiedades de compresión son de interés en el análisis de estructuras sometidas a cargas de compresión o de flexión o ambos, y en los análisis de la metalurgia y procesos de fabricación que implican gran deformación por compresión tal como forja y laminación. Para los metales quebradizos o dúctiles que por tensión por debajo del límite de elasticidad, la compresión pruebas ofrecen la posibilidad de extender el rango de tensión en la curva esfuerzo-

deformación. El ensayo de compresión no es complicado, al igual que el ensayo de tracción aunque el pandeo puede complicar los resultados y debe ser minimizado.

Esfuerzo de cedencia - Para determinar el límite elástico por el método de compensación es necesario para guardar los datos (autográficos o numéricos) de la que podrá disponer de ella un diagrama esfuerzo-deformación. Luego, en el diagrama esfuerzo-deformación (Fig.) Om es igual al valor especificado de offset (offset convencional es 0.002, dibujar mn paralela a OA , y así localizar r , la intersección de mn con el diagrama de esfuerzo-deformación. La tensión que corresponde al punto r es el límite elástico para el desplazamiento especificado.(34)

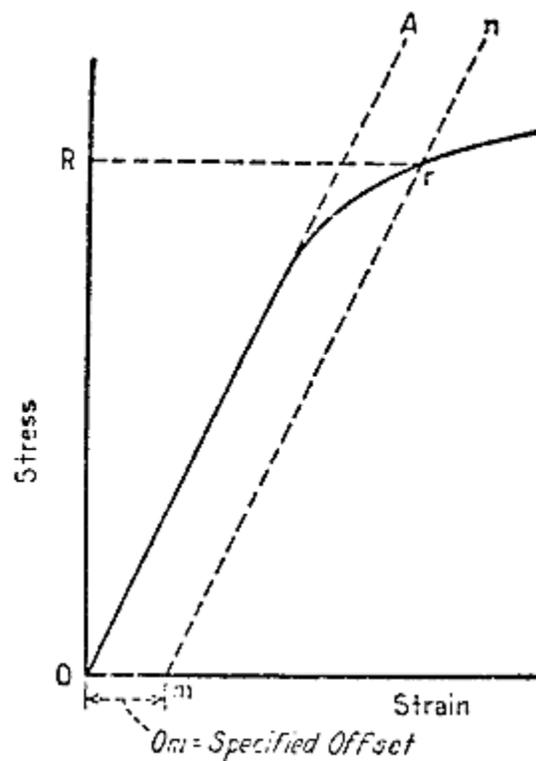


Figura 4. Método de compensación para determinar el límite elástico [34].

2.4.3 Comportamiento en la deformación

El comportamiento de la deformación a escala macroscópica puede ser representado mediante una curva de flujo del material. La curva es una representación de la deformación que está sufriendo el material a un determinado esfuerzo. Aun usando lubricantes durante la aplicación de esfuerzo pueden ocurrir que tome la forma de barril, o deformaciones no uniformes.

La Figura 2.3 muestra una serie de curvas típicas de esfuerzo-deformación en una aleación de aluminio.

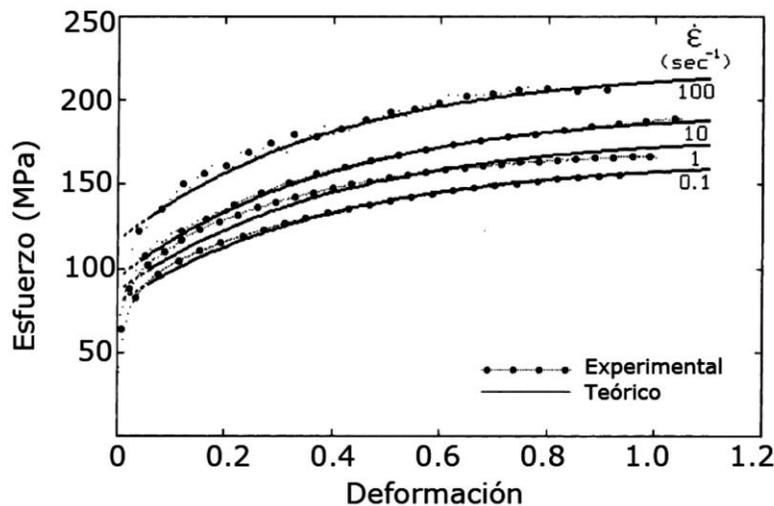


Figura 5. Representación de una curva esfuerzo-deformación [20].

En deformaciones a alta temperatura el endurecimiento por deformación no llega a ser excesivo ya que durante el proceso ocurre recuperación dinámica. Las curvas obtenidas a dichas temperaturas alcanzan un valor constante que es característico de metales que tienen recuperación dinámica [20].

2.5 Extrusión

Extrusión es el proceso mediante el cual un bloque de metal es reducido en una sección transversal por medio de una fuerza de presión, generalmente dicha sección es un orificio, pero formas irregulares pueden generarse a partir de metales con mayor facilidad de extrusión [35]

Extrusión directa

En la extrusión directa el metal se pone en un contenedor, que es empujado por un pistón pasando a través de un dado de extrusión, forzándolo a salir por la apertura deseada [35]

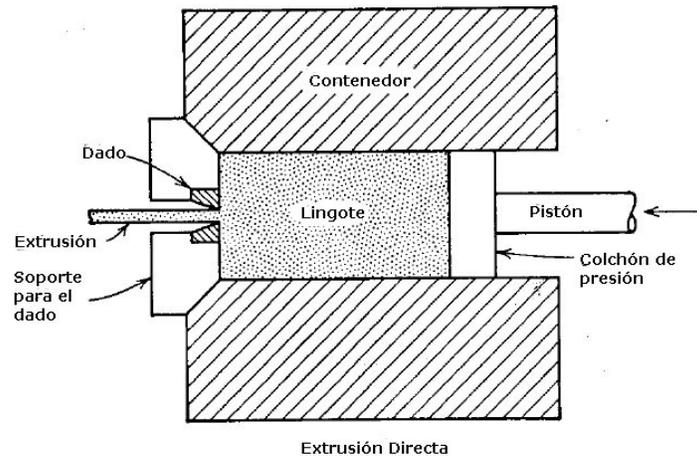


Figura 6. Representación de la Extrusión Directa [35].

Extrusión indirecta

En la extrusión indirecta el pistón tiene la salida deseada y se presiona contra el metal, el metal está contenido en un espacio y éste sale por el orificio del pistón [35].

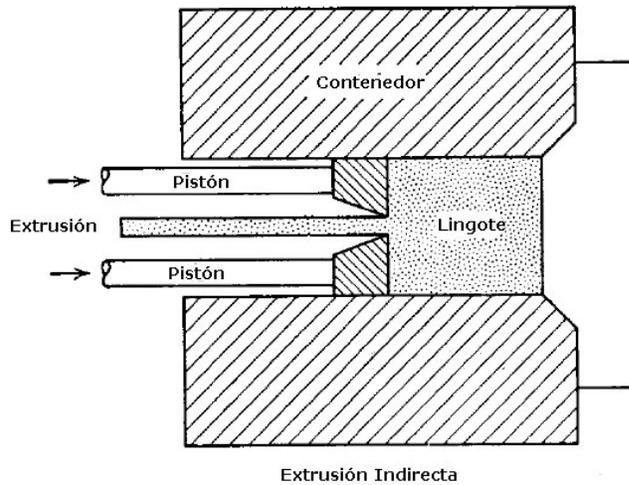


Figura 7. Representación de la Extrusión Indirecta [35].

Las aleaciones de aluminio endurecidas por envejecido son las que comúnmente se extrudan a altas temperaturas, la serie 6000 está diseñada especialmente para extrusión en caliente y es ampliamente usada para hacer componentes extruidos. La facilidad de extrusión está representada por un número adimensional llamado número relativo de extrusión, la extrusión relativa es una medición de la máxima velocidad de extrusión que puede ser empleada durante una extrusión y es influenciada por la temperatura del lingote y el estado de esfuerzo en la zona de deformación.

La aleación 6063 que es la más común para extruir tiene el valor de 100% de extrusión, para poder comparar las velocidades de extrusión de las demás aleaciones con respecto a esta aleación. Usualmente el lingote para extruir en caliente se homogeniza antes del proceso para eliminar cualquier segregación en las fronteras de granos y disolver componentes intermetálicos frágiles.

La extrusión en caliente usa dados planos a comparación de dados convergentes que se utilizan comúnmente para la extrusión en frío, y a causa de esto existe una zona de metal estático que se desarrolla en las esquinas del dado. Los lubricantes están ausentes en este proceso y se tiene fricción en las fronteras lingote-

contenedor y lingote-dado. La presión de extrusión incrementa cuando disminuye la temperatura del lingote así como incrementando el tamaño del lingote.

La temperatura instantánea del lingote es influenciada por diferentes parámetros dentro del proceso, como velocidad de extrusión, ya que afecta directamente en la temperatura de salida del 24 lingote. Las temperaturas de salida no pueden incrementarse severamente ya que se puede sufrir de una fusión del material. Adicionalmente aleaciones endurecidas por envejecido son templadas en la salida de la prensa para que los elementos que promueven el endurecimiento se formen en la solución y esto elimina la necesidad de utilizar un paso para solubilizado.

La extrusión isotérmica es una técnica para mantener una temperatura constante durante la salida, esto se logra calentando el lingote de tal manera que la parte inicial está a mayor temperatura que la parte final y así se asegura que durante el calentamiento al momento de extruir tenga una temperatura igual durante todo el lingote extruido [19].

CAPITULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Diseño Metodológico

La investigación se dividió en 3 etapas, determinadas por el diagrama de flujo experimental y será la forma en que se presentará el capítulo de resultados y estas son:

- Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063.
- Efecto de tratamiento térmico de homogeneización sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento
- Relación entre microestructura e integridad superficial de la aleación Al6063

3.2 Diseño de experimento y Diagrama de flujo experimental

Tabla III. Diagrama de flujo experimental efecto velocidad de enfriamiento durante solidificación.

Termopar	Condición de enfriamiento, °C/min.	Muestras vaciadas		Muestras homogeneizadas	
		Velocidad de compresión, mm/min		Velocidad de compresión, mm/min	
		240	480	240	480
1	X	X	X	X	X
2	X	X	X	X	X
3	X	X	X	X	X
4	X	X	X	X	X
5	X	X	X	X	X
6	X	X	X	X	X
7	X	X	X	X	X

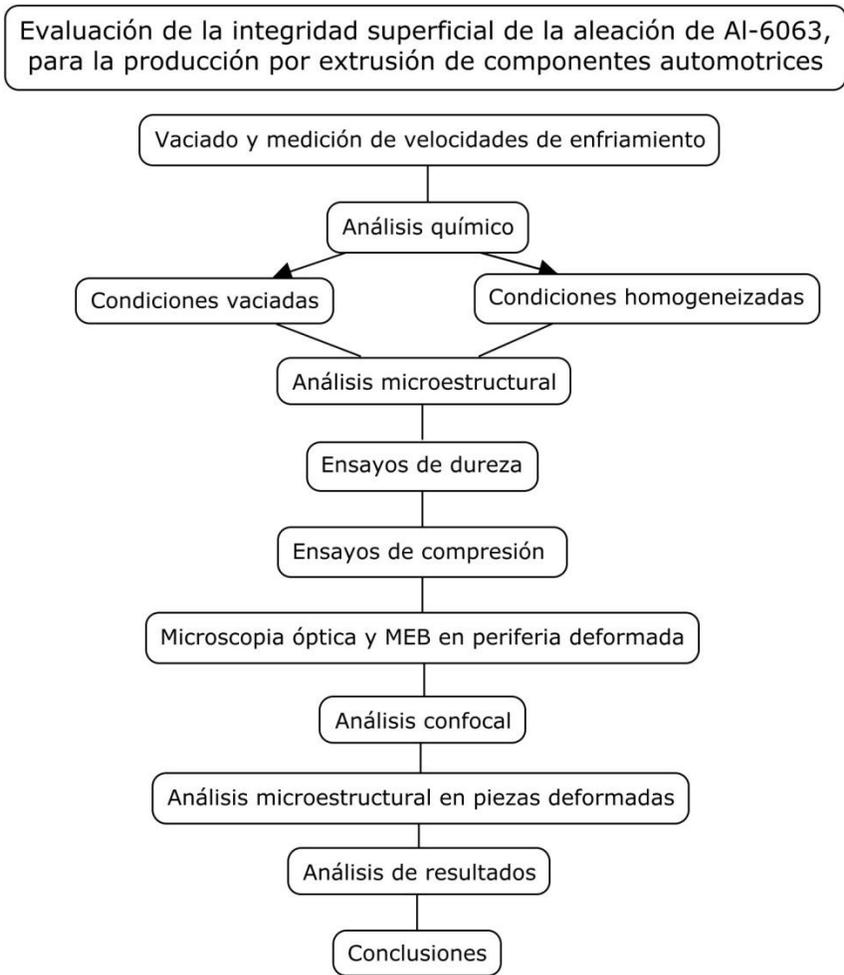


Figura 8. Diseño de flujo experimental

Tabla IV. Diseño de experimento, efecto velocidad de enfriamiento.

Sección	Distancia de la superficie	Velocidad de enfriamiento	Análisis microestructural	Ensayo de dureza
1	25	X	X	X
2	50	X	X	X
3	75	X	X	X
4	100	X	X	X
5	125	X	X	X
6	150	X	X	X
7	175	X	X	X

Tabla V. Diseño de experimento, segunda etapa sobre efecto del tratamiento térmico de homogeneizado.

	Zona	Velocidad de enfriamiento, °C/min	Análisis microestructural		Ensayo de dureza	
			Vaciadas	Homogeneizadas	Vaciadas	Homogeneizadas
1	a (enfriamiento rápido)	88	X	X	X	X
2		86	X	X	X	X
3		58	X	X	X	X
4	b (enfriamiento intermedio)	11	X	X	X	X
5		9	X	X	X	X
6	c (enfriamiento lento)	7	X	X	X	X
7		6	X	X	X	X

Tabla VI. Diseño de experimento, tercera etapa.

Condición	Muestras vaciadas		Muestras homogeneizadas		
	Velocidad de enfriamiento, °C/min.	Velocidad de compresión, mm/min		Velocidad de compresión, mm/min	
		240	480	240	480
6	X	X	X	X	
11	X	X	X	X	
58	X	X	X	X	
86	X	X	X	X	

Nota:

1. Las pruebas de compresión se realizaron hasta una dimensión final de la probeta de 5mm por lo que el análisis del agrietamiento superficial será el criterio que se utilizará para determinar la capacidad de conformado.
2. La prueba de compresión se realizó a la temperatura de 450°C, para todas las condiciones.

3.2.1 Vaciado del aluminio en el molde y medición de las velocidades de enfriamiento durante la solidificación.

En este estudio se analizó el efecto de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación en una pieza de aleación Al-6063, debido a que las diferentes velocidades de enfriamiento en el molde generan un gradiente estructural y pueden ocasionar cambios en las propiedades mecánicas. El enfriamiento inicia desde la superficie interior por efecto de la templadera.

La medición de las velocidades se realizó al momento del vaciado de la aleación, a temperaturas superiores a los 650°C dentro de moldes de arena con una templadera de hierro gris en su base, la velocidad de enfriamiento se determinó en 7 secciones del molde por medio de termopares tipo K colocados a una distancia de 25 mm entre ellos, el enfriamiento se realizó en la superficie inferior como se observa en la Figura 9.

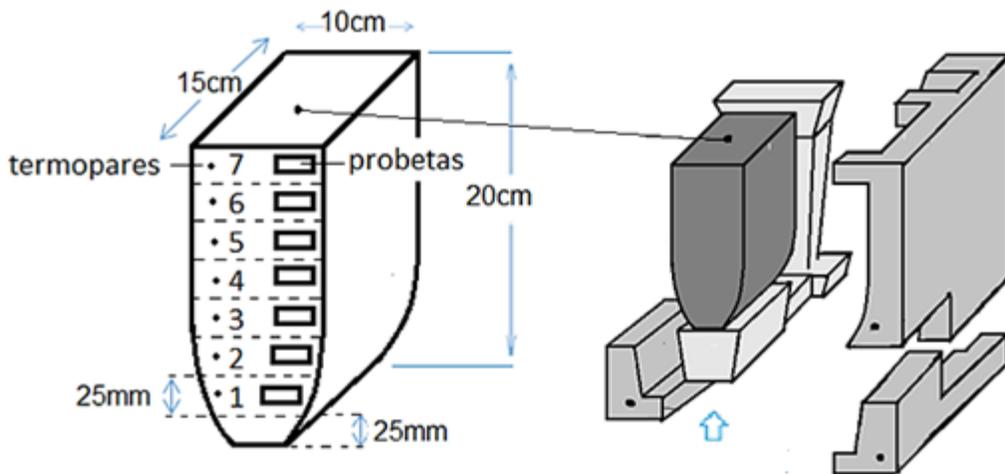


Figura 9. Localización de termopares en la pieza para la medición de las velocidades de enfriamiento.

De cada sección donde se midió la velocidad de enfriamiento se cortaron muestras de 25x25x40mm para pruebas de metalografía y dureza.

3.2 composición química

La composición química de la aleación Al6063 se determinó mediante la prueba de espectrometría de emisión óptica (prueba de chispa).

3.3 Caracterización

Preparación metalográfica.

Las muestras ordenadas según su velocidad de enfriamiento, fueron pulidas con papel abrasivo de carburo de silicio y agua como lubricante, siguiendo la secuencia de tamaño de grano de 400, 600, 800, 1200, 2400.

El pulido final se realizó con paño suave de 6 μ m y 1 μ m utilizando como lubricante suspensión de diamante de 6 μ m y polvo de alúmina de 1 μ m. Para el ataque químico de las muestras se utilizó el reactivo HF (96% de agua destilada y 4% de ácido fluorhídrico) por 3 segundos.

Microscopia óptica y electrónica de barrido.

La caracterización de la microestructura de cada una de las muestras se hizo con un microscopio óptico metalográfico marca Olympus y mediante un microscopio electrónico de barrido (MEB) marca FEI. El microscopio electrónico de barrido está equipado con diversos detectores, entre los que se pueden mencionar: el detector de electrones secundarios para obtener imágenes de alta resolución SEI (Secondary Electron Image), un detector de electrones retrodispersados que permite la obtención de imágenes de composición y topografía de la superficie BEI (Backscattered Electron Image), y un detector de energía dispersiva EDS (Energy Dispersive Spectrometer) permite coleccionar los Rayos X generados por la muestra y realizar diversos análisis semicuantitativo y de distribución de elementos en superficies.



Figura 10. Microscopio óptico Olympus.



Figura 11. Microscopio Electrónico de Barrido FEI.

3.4 Determinación del tamaño de grano.

Una de las mediciones microestructurales cuantitativas más comunes es aquella del tamaño de grano de metales y aleaciones. Numerosos procedimientos han sido desarrollados para estimar el tamaño de grano, estos procesos están sintetizados en detalle en la norma ASTM (American Society for Testing and Materials) E112. El método utilizado en esta investigación fue el método de intersección, del cual se hicieron 3 mediciones para cada una de las condiciones.

3.5 Porcentaje de área de intermetálicos.

El conteo del porcentaje de área de intermetálicos se realizó mediante el software Imagej, sobre las imágenes tomadas mediante SEM a una magnificación de 250x.

3.6 Ensayo Dureza superficial Rockwell.

El ensayo de dureza se realizó para observar el comportamiento general del material realizándolo sobre las muestras empleadas para metalografía, el equipo utilizado fue Wilson serie 500, se realizaron 5 indentaciones para cada muestra, en la escala 15N, que utiliza 15 kgf de carga (HRW 15-N)

La Dureza Rockwell se utiliza como punta un cono de diamante (en algunos casos bola de acero). Es la más extendida, ya que la dureza se obtiene por medición directa y es apto para todo tipo de materiales. Se suele considerar un ensayo no destructivo por el pequeño tamaño de la huella.

Existe una variante del ensayo, llamada Rockwell superficial, para la caracterización de piezas delgadas, o materiales que han recibido algún tratamiento de endurecimiento superficial.



Figura 12.Durómetro Wilson serie 500.

3.7 Homogeneizado

Preparación de muestras para tratamiento térmico

Para el homogeneizado se maquinaron probetas obtenidas de las diferentes zonas de colada, dimensiones de 10 mm de diámetro por 15 mm de altura. |

Ciclo de homogeneizado

El homogeneizado de las muestras se hizo a una temperatura de 520°C durante 4 horas en un horno eléctrico marca Felisa, con enfriamiento en agua como lo muestra el diagrama de la Figura 1. La temperatura y el tiempo de homogeneizado se realizaron de acuerdo a un estudio previo [R. Colás, 2003].



Figura 13. Horno eléctrico marca Felisa.

Caracterización microestructural y pruebas de dureza para condiciones homogeneizadas

Luego del tratamiento térmico, se realizó un análisis microestructural comparando los resultados con los de la etapa anterior, para el análisis de resultados.

Para el análisis microestructural y pruebas de dureza se realizó:

- Análisis metalográfico por medio de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido. Se determinó el tamaño de grano, el porcentaje de área y el tamaño de intermetálicos. El Análisis químico se realizó por medio de MEB con espectrómetro de energías dispersas
- Pruebas de microdureza
- Pruebas de dureza superficial.

3.8 prueba de compresión

Con el fin de evaluar el desempeño mecánico mediante ensayos de compresión se maquinaron probetas de las diferentes secciones de colada con dimensiones de 10 mm de diámetro y 15 mm de altura en base a la norma ASTM E9 [ASTM].

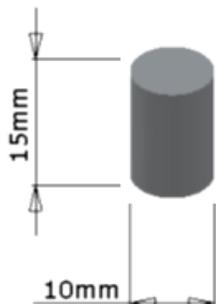


Figura 14. Probeta para ensayos de compresión.

La prueba de compresión a alta temperatura se realizó en una maquina universal Shimadzu con horno integrado de resistencia eléctrica, elevando hasta la temperatura de 450°C, se estabilizó por 5 minutos posteriormente se deformó el material, empleando dos velocidades de compresión, 480mm/min y 240mm/min), se utilizó grafito como lubricante colocado entre el dado de compresión de acero y la probeta de aluminio.

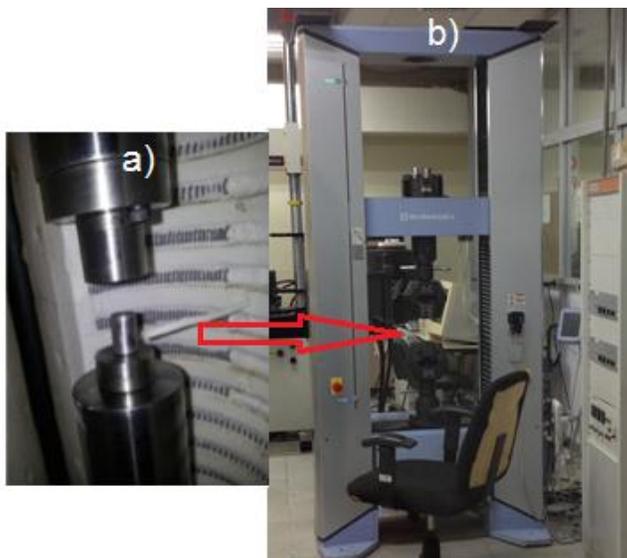


Figura 15. A) Dados para compresión, b) Maquina universal

La caracterización del material se realizó mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (MEB) usando el detector electrones retro dispersos (BE), así mismo se hizo análisis de rayos X de áreas seleccionadas mediante EDX. Posterior al ensayo de compresión, se realizaron pruebas de dureza y rugosidad.

3.9 Análisis de rugosidad por medio de microscopía confocal

La microscopía láser confocal es una nueva técnica de observación microscópica que está logrando excelentes resultados en diversas ramas de la ciencia (medicina, biología, materiales, geología, etc.) Su éxito se debe a las indudables ventajas que ofrece frente a la microscopía óptica tradicional (imágenes de mayor nitidez y contraste, mayor resolución vertical y horizontal, etc.) y, sobre todo, a la posibilidad de obtener "secciones ópticas" de la muestra, lo que permite su estudio tridimensional.

Para nuestro estudio se realizó un análisis de rugosidad por medio de microscopía confocal sobre la periferia de las condiciones deformadas por compresión.

CAPITULO 4

ANALISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1 composición química

Las aleaciones de la serie 6xxx están basadas en el sistema Aluminio-Magnesio-Silicio (Al-Mg-Si) [2].

Tabla VII. Composición química Aleación Al-6063. Según la ASM. [2].

Elemento	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
% Wt.	0.2- 0.6	Max 0.1	Max 0.35	Max 0.1	0.45 – 0.9	Max 0.1	Max 0.1	Max 0.1

La composición química de la aleación experimentada se muestra en la tabla siguiente.

Tabla VIII. Composición química de la aleación experimental Al-6063.

Elemento	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
% Wt.	0.667	0.192	0.316	0.050	0.897	0.0278	0.0378	0.101

Con el objetivo de determinar el tipo de fases que se pueden formar en la aleación, de acuerdo a su composición química experimental, se realizó una simulación mediante el software JMathPro, la simulación es para un estado de equilibrio.

La simulación muestra que en esta aleación se pueden formar 3 tipos de fases: Al_3Fe , AlFeSi-alpha y AlFeSi-beta, donde la fase Al_3Fe se forma a la mayor temperatura.

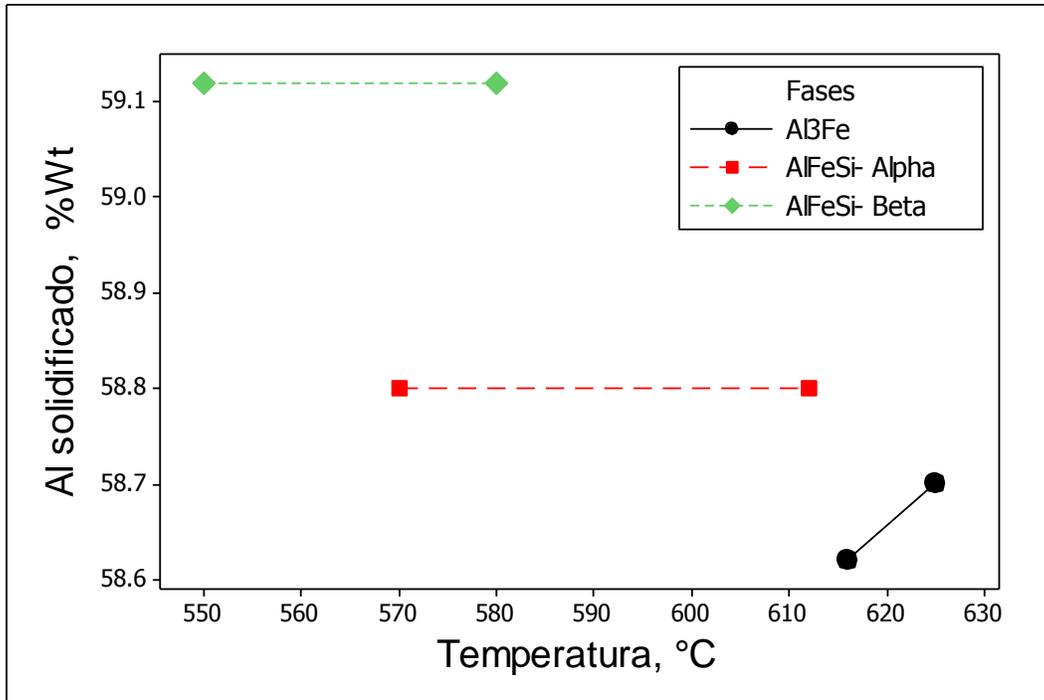


Figura 16. Simulación de fases intermetálicas que se forman durante la solidificación en estado de equilibrio para el sistema de aleación Al-0.31Fe-0.66Si.

4.2 Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063.

4.2.1 Velocidades de enfriamiento durante la solidificación.

En este estudio se calcularon velocidades de enfriamiento promedio determinando la pendiente de la curva desde la temperatura de vaciado hasta una temperatura de 540°C. Los resultados de la medición se presentan en la Tabla III.

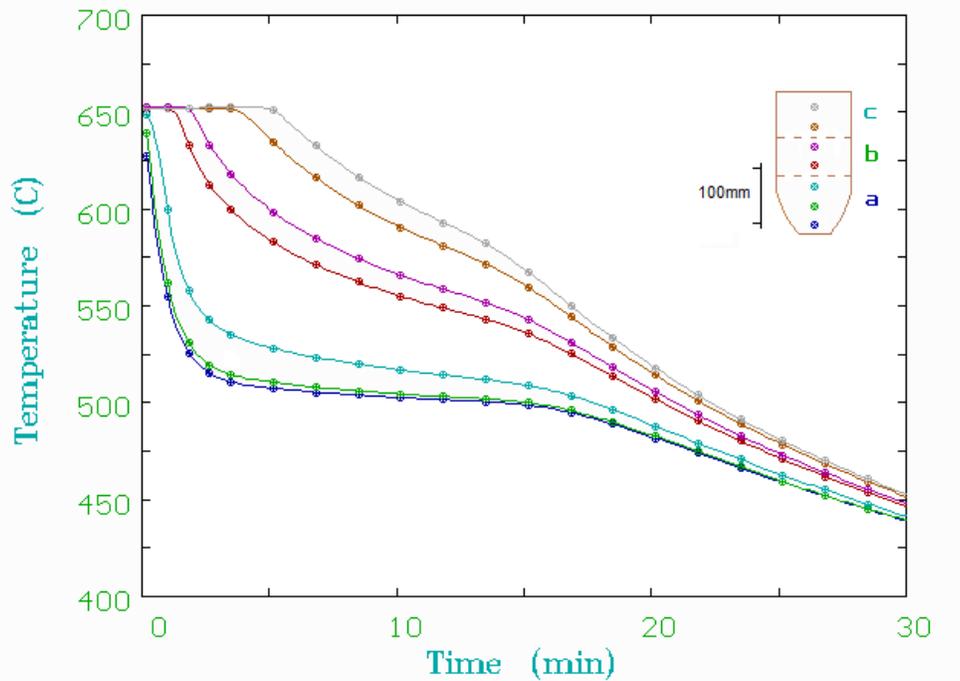


Figura 17. Curvas de enfriamiento durante la solidificación de la aleación Al-6063.

Tabla IX. Velocidades de enfriamiento durante la solidificación dependiendo de la zona del molde.

	Zona	Distancia de la superficie de enfriamiento	Velocidad de enfriamiento, °C/min
1	a (enfriamiento rápido)	25	88
2		50	86
3		75	58
4	b (enfriamiento intermedio)	100	11
5		125	9
6	c (enfriamiento lento)	150	7
7		175	6

Los resultados muestran que existen 3 regiones con comportamientos de enfriamiento diferentes; Zona (a) de enfriamiento rápido, zona (b) de enfriamiento intermedio y zona (c) de enfriamiento lento. La mayor velocidad de enfriamiento es la zona (a) que se debe a la reducción de la geometría del molde y a la cercanía con la templadera; y conforme se aumenta la distancia respecto a la superficie inferior disminuye la velocidad de enfriamiento, Figura 17 y Tabla IX.

La mayor velocidad de enfriamiento se presentó en la parte inferior del molde, $88^{\circ}\text{C}/\text{min}$, mientras que en la parte superior la velocidad de enfriamiento fue de $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

4.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la microestructura.

La microestructura de solidificación consistió en una matriz de solución sólida de aluminio de granos equiaxiales, junto con una red de partículas distribuidas a lo largo de los bordes de los granos. La zona con enfriamiento lento ($6^{\circ}\text{C}/\text{min}$) presentó un grano grueso mientras que la zona con enfriamiento rápido ($88^{\circ}\text{C}/\text{min}$) presentó un tamaño de grano fino, esto se puede observar en las metalografías de la figura 11 y en la gráfica de la figura 18.

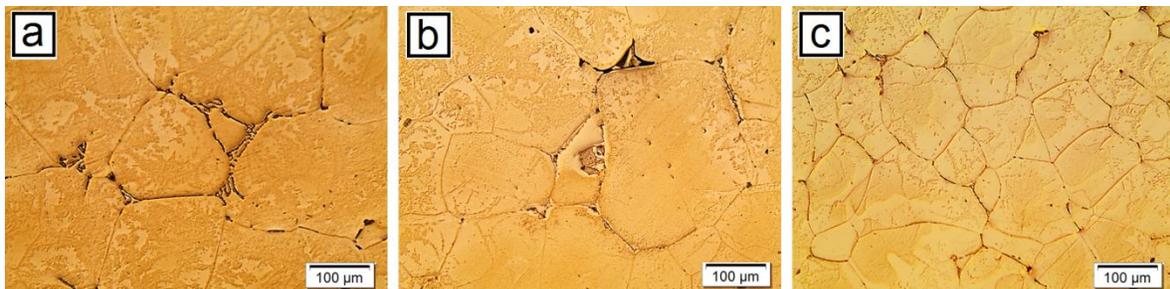


Figura 18. Metalografías de tres zonas del molde tomadas mediante microscopio óptico a velocidades de enfriamiento de: a) $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$, b) $11^{\circ}\text{C}/\text{min}$, c) $86^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

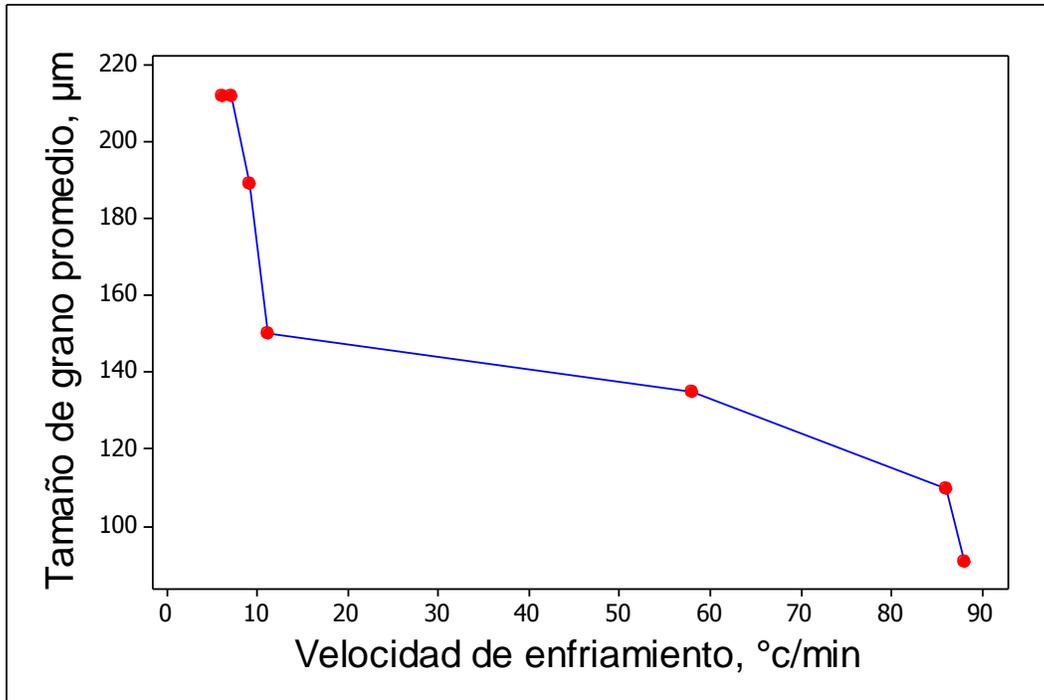


Figura 19. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de grano.

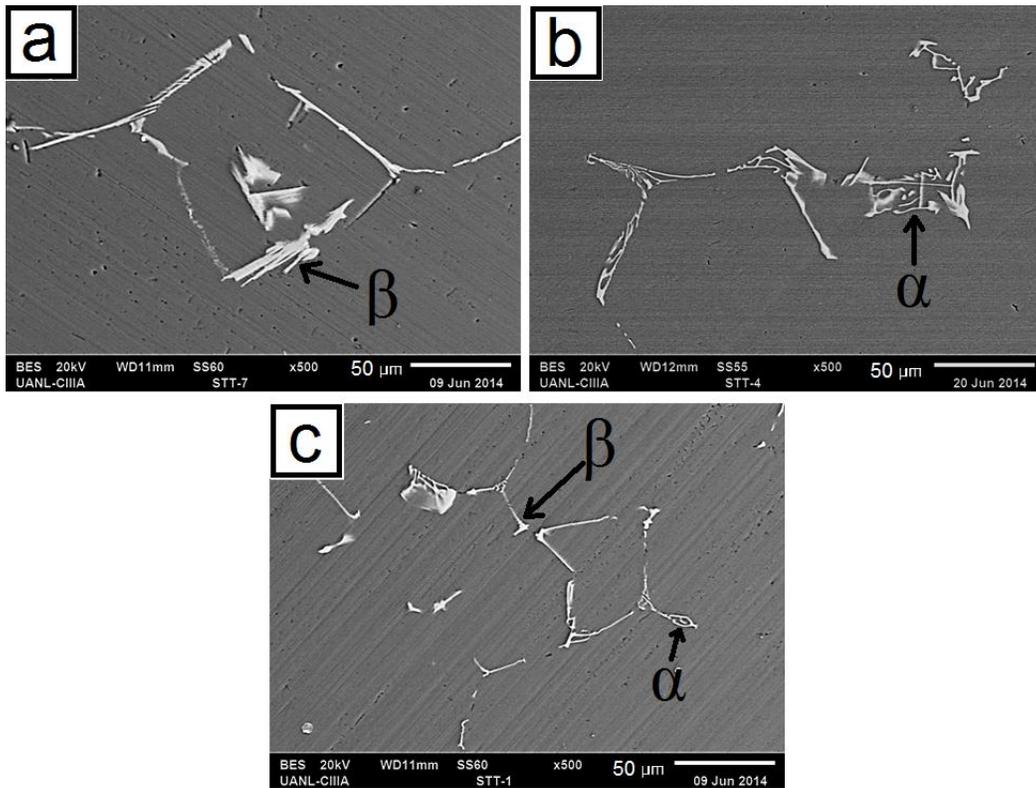


Figura 20. Morfología y tamaño de las fases intermetálicas a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

La microscopía electrónica de barrido mostró que en la aleación se forman intermetálicos de dos tipos: α y β . Intermetálicos tipo α , de forma de escritura china, y tipo β de forma acicular.

La Figura 21 presenta partículas, donde se realizó un análisis químico elemental mediante EDX tanto de la matriz como de la partícula formada durante la colada.

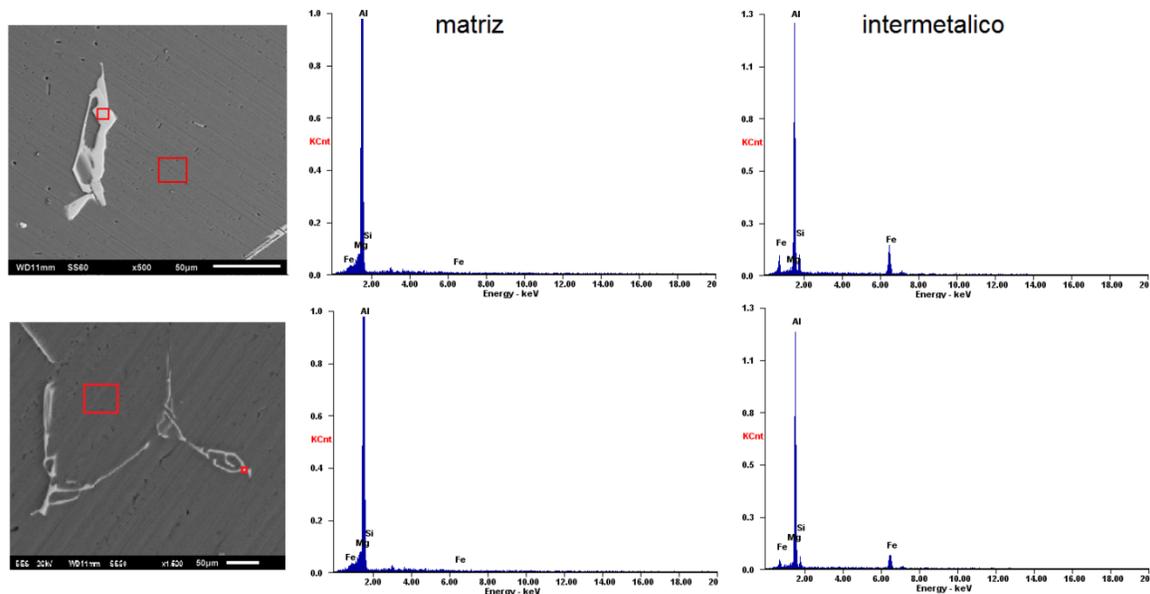


Figura 21. Análisis químico mediante EDX, tanto de la matriz como de los intermetálicos que se forman en la aleación.

Al realizar el análisis químico solo se encontraron partículas intermetálicas AlFeSi con dos tipos de morfología: α y β , sin mostrar cambios en su composición. Aunque no se descarta la formación de pequeñas partículas AlFe.

Se aprecia que las partículas encontradas son ricas en Al-Fe-Si en todas las condiciones, lo cual es típico en esta aleación, ya que este material promueve la formación de intermetálicos tipo Al-Fe-Si [A. Gorny, G. Mrówka, H.-y. Li]. Por otro lado la matriz del material resultó ser rica en Al-Si.

Los resultados muestran que la velocidad de enfriamiento no determina el porcentaje de partículas intermetálicas, en la figura 21 se observa que para todas las velocidades de enfriamiento experimentadas el porcentaje es

aproximadamente del 2% del área total. Por lo tanto la composición química podría ser el principal factor que determina el porcentaje de partículas intermetálicas presentes.

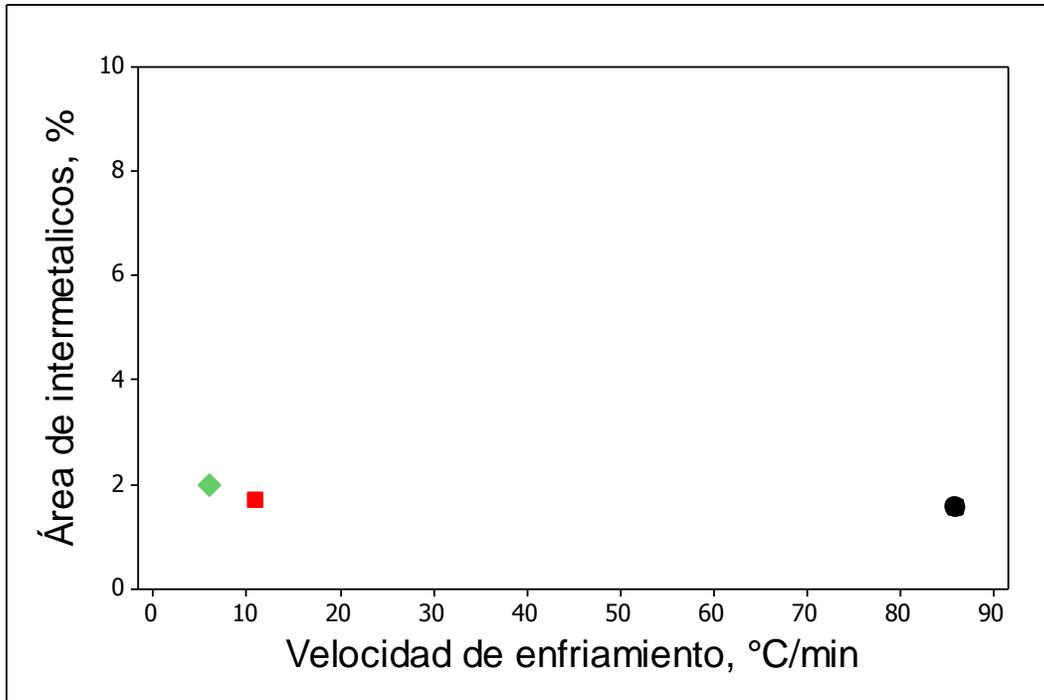


Figura 22. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el % de intermetalicos, expresado en %área.

En la medición del tamaño de las partículas intermetálicas solo se tomó en cuenta la medición de las partículas β debido a que las partículas α presentan un error en la medición puesto que el software realiza la medición como si fueran partículas sólidas figura 23.

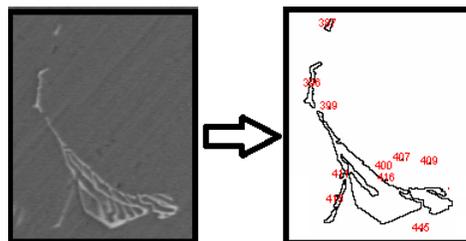


Figura 23. Error de medición de partículas α

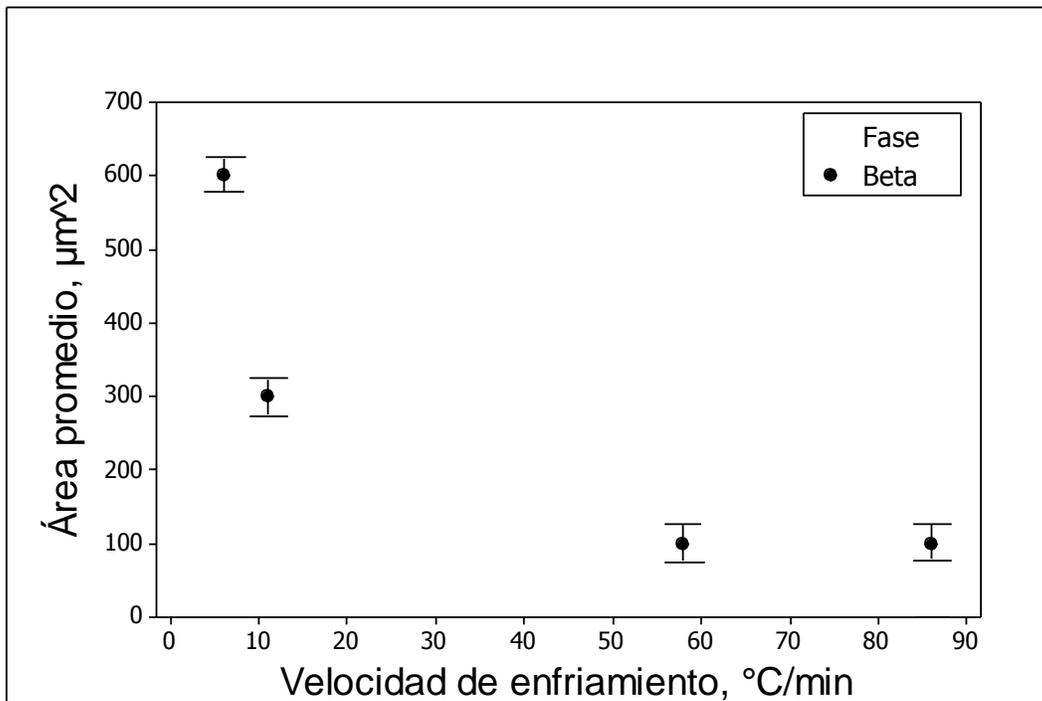


Figura 24. Tamaño de la partícula intermetálica, expresada en área promedio, en función de la velocidad de enfriamiento.

Los resultados anteriores mostraron que la velocidad de enfriamiento no determina el porcentaje de intermetálicos, sin embargo si determina su tamaño, velocidades de enfriamiento lentas, como las que se presentan en el interior de los moldes, forman partículas intermetálicas de mayor tamaño, debido a tasas de solidificación lentas que permiten el crecimiento de las partículas.

4.2.3 Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre la dureza.

En la gráfica se observa que la mayor variación en el tamaño de las partículas intermetálicas se presenta a lentas velocidades de enfriamiento cuando esta entre 11-6°C/min, produciéndose un incremento de partículas intermetálicas hasta del 600%, lo cual afectara las propiedades mecánicas de la aleación.

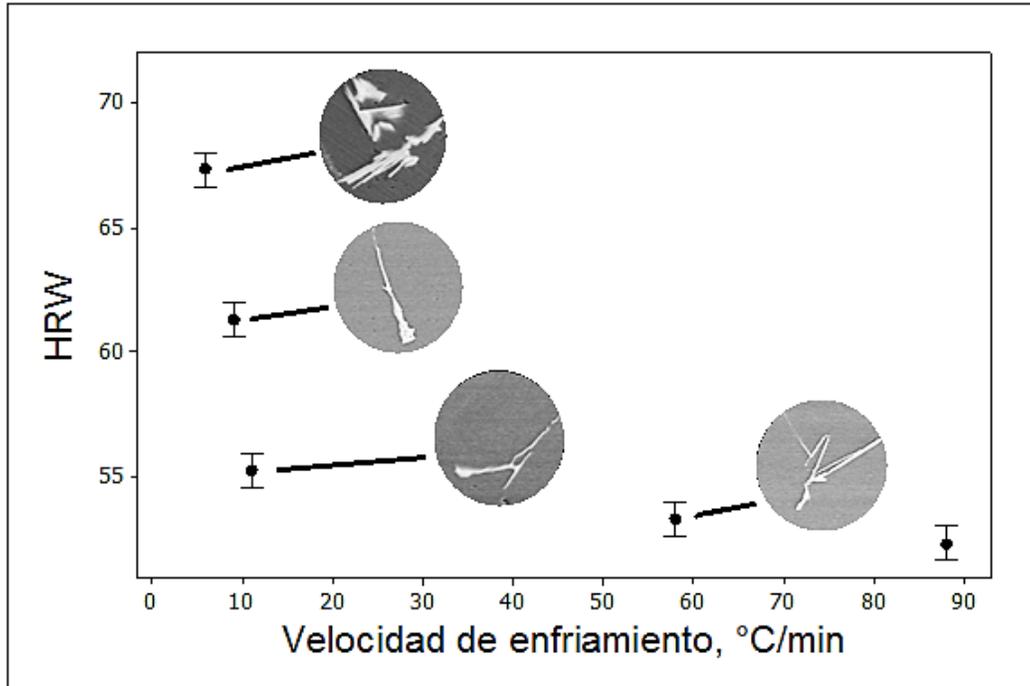


Figura 25. Dureza de la aleación dependiendo de la velocidad de enfriamiento.

En los resultados de las pruebas de dureza se observa que lentas velocidades de enfriamiento, entre 11-6°C/min existe un incremento desde 53 hasta 63HRW, debido al crecimiento de las partículas intermetálicas en este rango de velocidades de enfriamiento, que se explicó anteriormente, figuras 13 y 15. Es importante señalar que velocidades de enfriamiento entre 11 y 90 no presentaron cambios notables en la dureza.

Tabla X. Resumen de datos, efecto de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

Zona	Sección	Velocidad de enfriamiento °C/min	Microestructura			Propiedades mecánicas
			Tamaño de grano (µm)	% de área de intermetálicos	Área promedio de intermetálicos (µm)	Dureza superficial HRW
a	1	88	91	1.5	100	53.3
	2	86	110			54.3
	3	58	135			48.3
b	4	11	150	1.7	300	50.3
	5	9	189			56.3
c	6	7	212	2	600	59.6
	7	6	212			62.3

4.3 Efecto de tratamiento térmico de homogeneización sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento.

4.3.1 Efecto del homogeneizado sobre la microestructura.

La aleación después del tratamiento de homogeneizado al que fue sometido, presenta en todas las secciones una microestructura gruesa de granos equiaxiales, con una matriz de aluminio y con partículas intermetálicas distribuidas en los bordes de los granos, Figura 26.

El tratamiento térmico generó una morfología uniforme en todas las zonas del material, pero no eliminó la diferencia de tamaño de grano que existe por el efecto que tiene la velocidad de enfriamiento durante la solidificación; debido a que el tamaño de grano aumentó en todas las zonas del material, manifestando un mayor efecto en la zona de enfriamiento lento como se observa en la Figura 3.

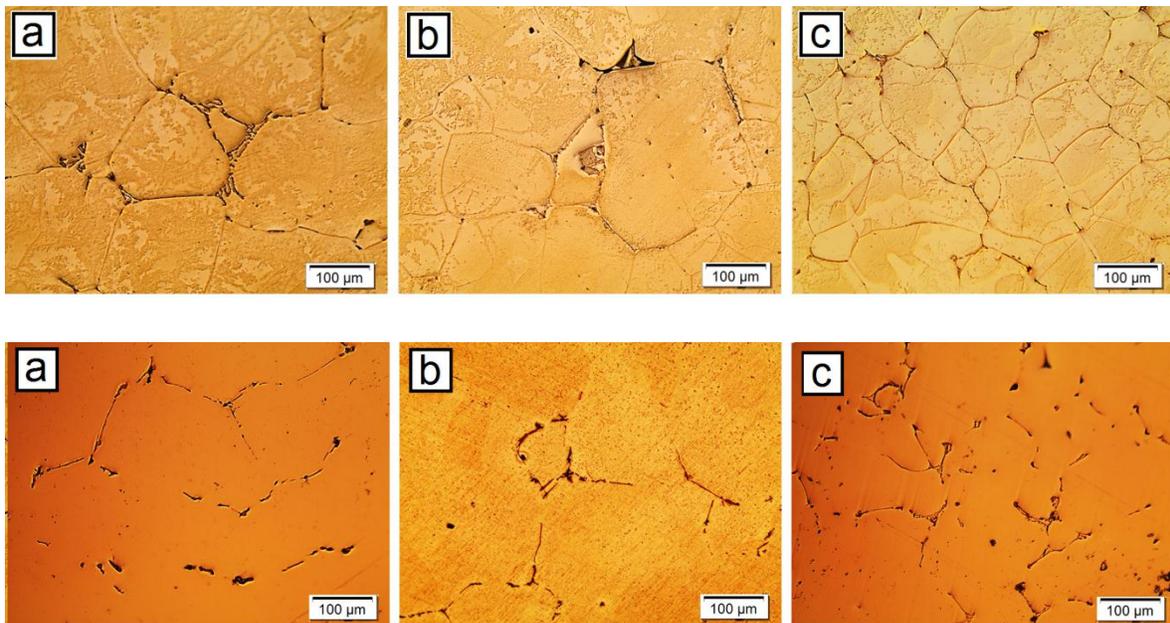


Figura 26. Metalografías de tres zonas del molde después de un tratamiento de homogeneizado, a velocidades de enfriamiento de: a) 7°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

Los resultados muestran que el homogeneizado tiende a uniformizar el tamaño de grano en cada una de las secciones. Sin embargo la microestructura inicial, sigue determinando la microestructura posterior al tratamiento de homogeneizado. Enfriamientos rápidos durante la solidificación siguen presentando menor tamaño de grano (aprox. 100 μm) comparado con velocidades de enfriamiento lentas (aprox. 280 μm). La comparación de tamaño de grano de las muestras vaciadas y homogeneizadas se presenta en la figura 27.

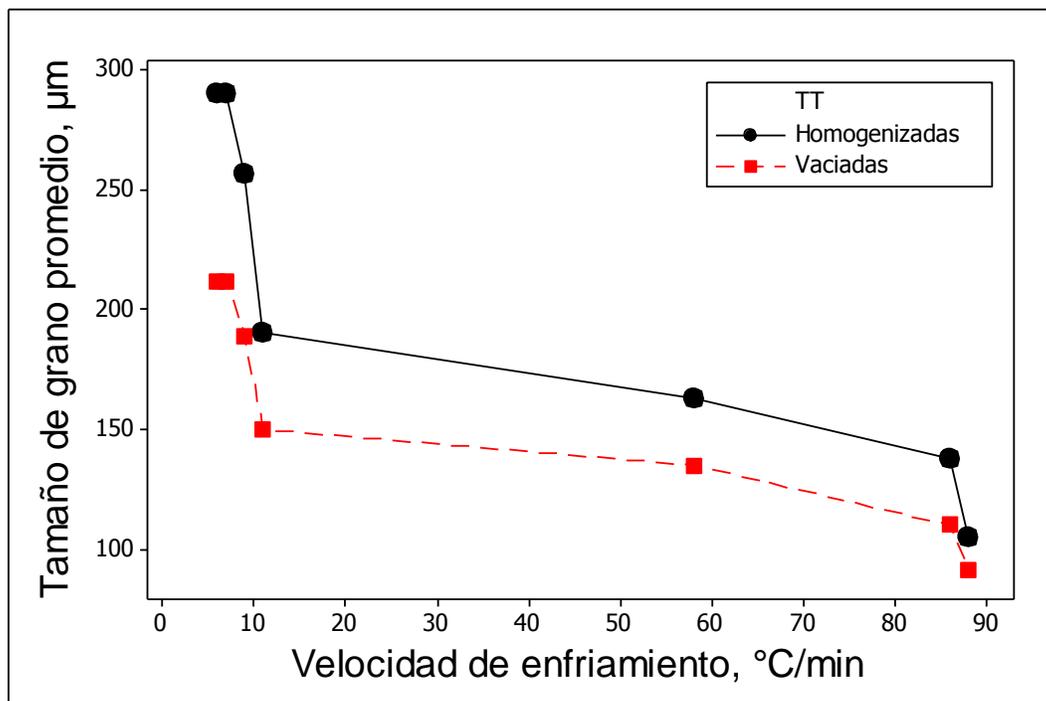


Figura 27. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de grano después de un tratamiento térmico de homogeneizado.

El tratamiento de homogeneizado tiende no solo a homogeneizar el tamaño de grano de la aleación, sino que también incrementa su valor, particularmente en secciones gruesas que tienen velocidades de enfriamiento lentas donde se presentó un crecimiento del tamaño de grano de 70 μm , mientras que secciones delgadas con velocidades de enfriamiento rápido el incremento en el tamaño de grano fue de solamente 20 μm . Esto significa que sigue siendo importante la condición inicial de vaciado, es decir sigue influyendo la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

4.3.2 Efecto del homogeneizado sobre las partículas intermetálicas AlFeSi.

Para observar el efecto del homogeneizado sobre los intermetálicos se caracterizaron mediante microscopía electrónica de barrido y EDX. Después del tratamiento térmico siguen apareciendo intermetálicos Al-Fe-Si: α y β , α con forma de escritura china, y β con forma acicular, Figura. El tratamiento térmico generó uniformidad en la morfología y tamaño de los intermetálicos Al-Fe-Si, En cuanto a los intermetálicos estos reducen su tamaño y uniformizan su distribución.

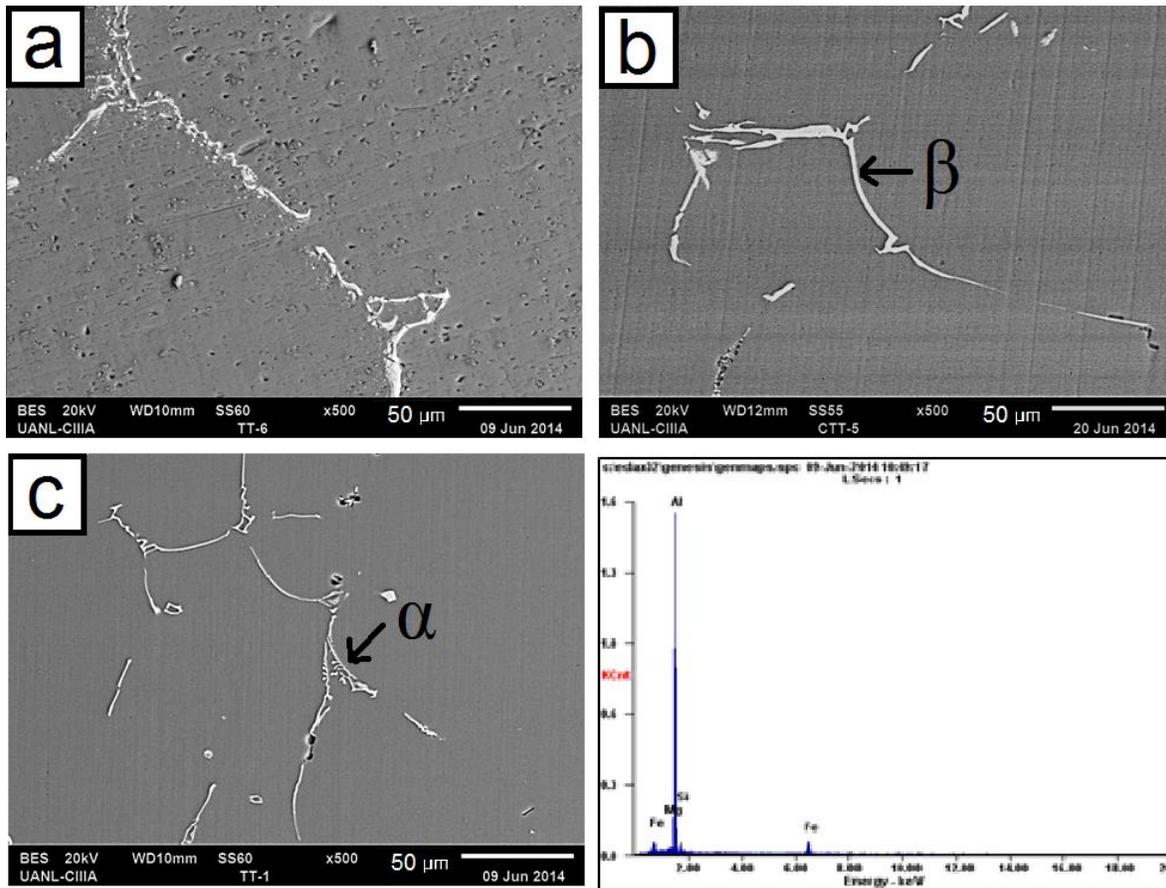


Figura 28. Imágenes MEB que muestran la morfología y tamaño de las fases intermetálicas después de un tratamiento de homogeneizado a velocidades de enfriamiento de: a) $7^{\circ}\text{C}/\text{min}$, b) $9^{\circ}\text{C}/\text{min}$, c) $88^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

El porcentaje de intermetálicos, expresado en % de área no está influenciado por el tratamiento térmico al mantenerse constante para todas las condiciones en

aproximadamente 2%, el porcentaje de intermetálicos depende de la composición química de la aleación.

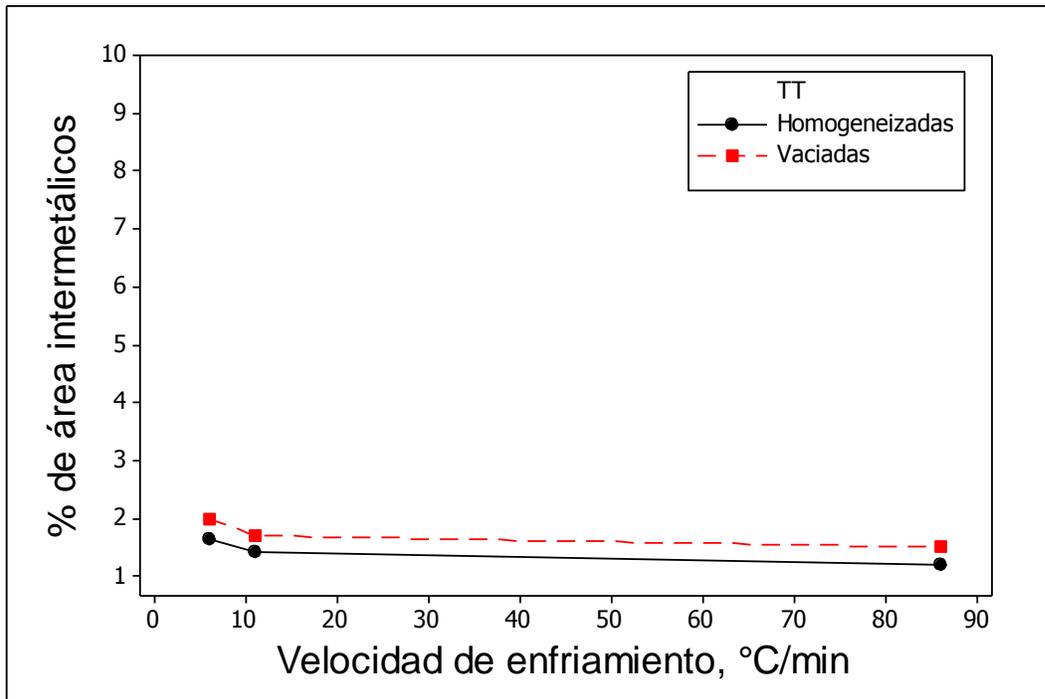


Figura 29. Efecto del tratamiento térmico de homogeneizado y velocidad de enfriamiento sobre el % de área de intermetálicos.

A diferencia del % de intermetálicos el tamaño de las partículas intermetálicas si tuvo una variación en su tamaño, es importante señalar la diferencia entre el porcentaje de intermetálicos y el tamaño de los intermetálicos, donde el porcentaje de intermetálicos se refiere a la totalidad del área de elementos intermetálicos en la aleación, la cual no cambia su % con el tratamiento térmico, misma área de intermetálicos que con el tratamiento térmico cambia su distribución y el tamaño de las partículas.

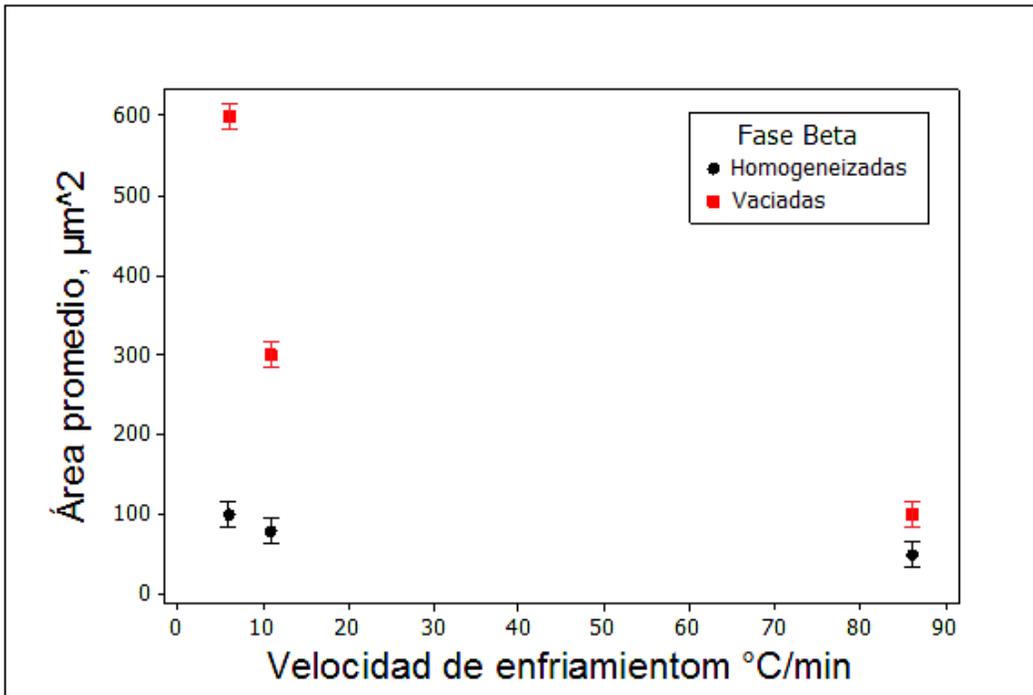


Figura 30. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de los intermetálicos β -AlFeSi expresado en área promedio.

Como se puede observar el tratamiento térmico redujo el tamaño de los intermetálicos, expresados en área promedio de partícula, después del homogeneizado el tamaño de partículas para las diferentes secciones fue menor a $100\mu\text{m}^2$, Existen diferencias notables en el tamaño de intermetálicos en secciones gruesas, esto se observa en velocidades de enfriamiento entre 6-11 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ lo que podría generar diferencias en las propiedades mecánicas.

4.3.3 Efecto del tratamiento térmico de homogeneizado sobre la dureza.

La dureza del material homogeneizado fue constante en aproximadamente 67HRW para todas las velocidades de enfriamiento durante la solidificación, debido a que durante el tratamiento de homogeneizado ocurren varios fenómenos como la homogeneización del tamaño de grano y la fragmentación de las partículas intermetálicas.

Es de esperarse que el incremento de la dureza se deba también al endurecimiento por solución.

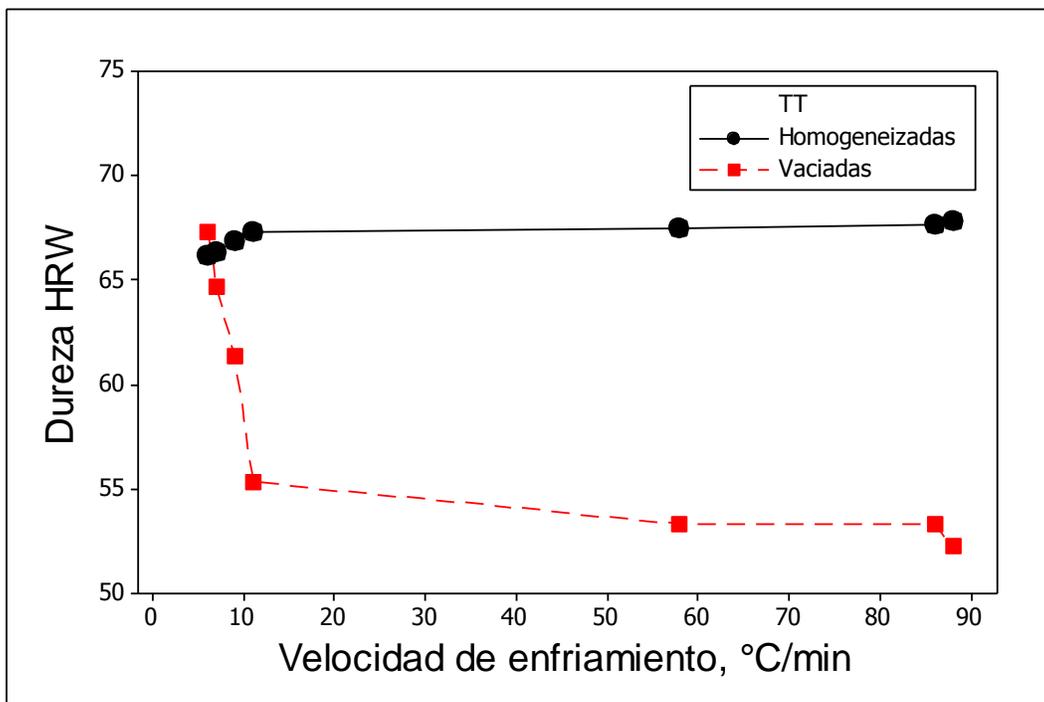


Figura 31. Dureza de la aleación antes y después del tratamiento térmico de homogeneización.

En la condición vaciada la dureza de la aleación no presenta relación con el tamaño de grano, sino depende del tamaño y distribución de los intermetálicos, por ello velocidades de enfriamiento de 6°C/min presentaron mayor tamaño de intermetálicos y por lo tanto mayor dureza aun cuando presenta el mayor tamaño de grano de las condiciones experimentadas Figura 32.

La dureza después del homogeneizado depende de la fragmentación de las partículas intermetálicas y del endurecimiento por solución que ocurre durante el tratamiento.

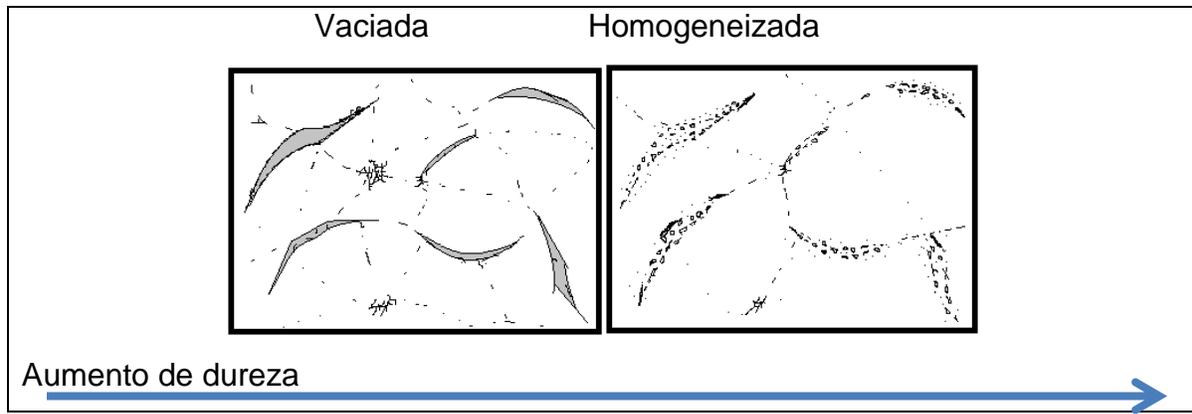


Figura 32. Efecto del tamaño y distribución de intermetálicos sobre la dureza para la velocidad de 6°C/min.

4.4 Relación entre microestructura e integridad superficial de la aleación Al6063.

4.4.1 Análisis del comportamiento mecánico

Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación y tratamiento térmico de homogeneizado sobre el comportamiento mecánico de la aleación.

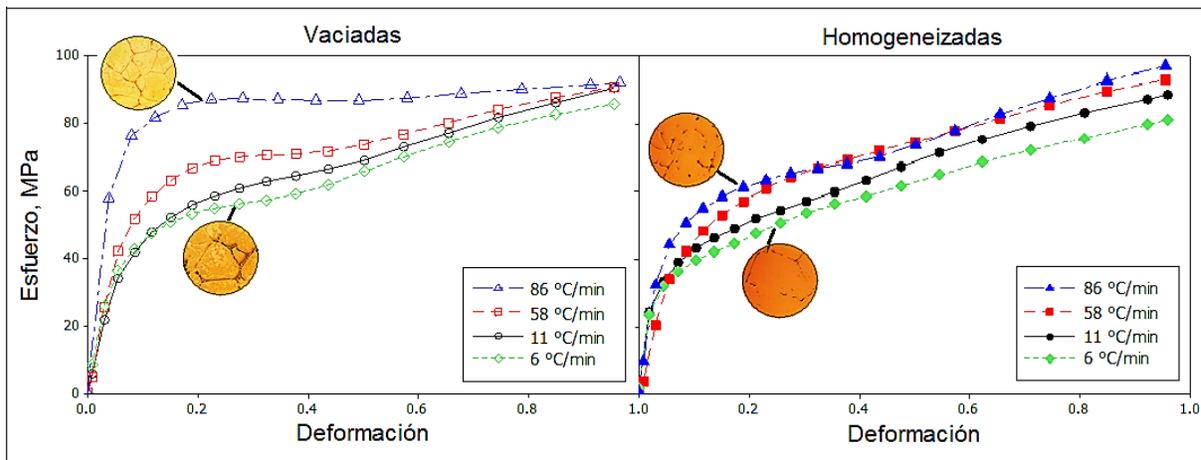


Figura 33. Curvas esfuerzo deformación por compresión, 480mm/min, a la temperatura de 450°C, para la aleación Al6063, vaciada a diversas velocidades de enfriamiento y tratada por homogeneizado.

Las diferencias en el comportamiento del diagrama Esfuerzo-Deformación de las condiciones vaciadas con distintas velocidades de enfriamiento se debe a las diferencias microestructurales que se generan durante el vaciado de la aleación. Microestructuras gruesas generadas a bajas velocidades de enfriamiento (6°C/min) tuvieron un esfuerzo de cedencia aproximadamente de 40 Mpa al 10% de deformación presentando menor esfuerzo que microestructuras finas, con una velocidad de enfriamiento de (86°C/min) las cuales tienen su esfuerzo de cedencia de aproximadamente 60Mpa al 5% de deformación.

Las probetas con un tratamiento térmico de homogeneizado mostraron una disminución en el esfuerzo de cedencia durante la compresión en comparación con las muestras vaciadas. La homogeneización de la microestructura ocasiona

valores más cercanos de cedencia y de la curva esfuerzo-deformación en general, entre las distintas velocidades de enfriamiento en la solidificación.

Para estudiar el efecto de la velocidad de compresión, sobre el comportamiento mecánico de la aleación al ser deformada a alta temperatura, se realizaron pruebas de compresión a 240 mm/min sobre las condiciones vaciadas y homogeneizadas, Figura 10.

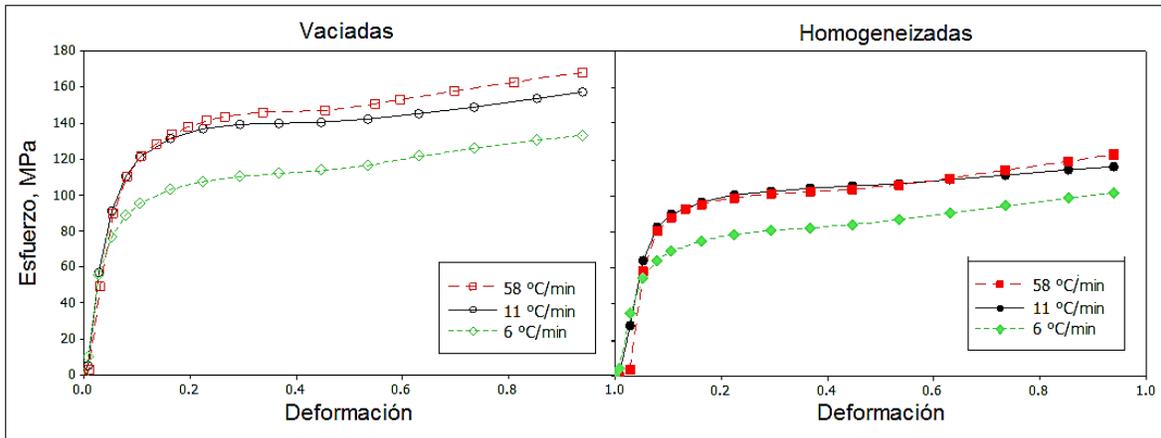


Figura 34. Figura 9. Curvas esfuerzo deformación por compresión, 240 mm/min, a la temperatura de 450°C, para la aleación Al6063, vaciada a diversas velocidades de enfriamiento y tratada por homogeneizado.

En el ensayo de compresión a una velocidad de 240 mm/min se observa el mismo comportamiento que las pruebas de 480mm/min, presentando un mayor esfuerzo de cedencia en las microestructuras finas solidificadas con velocidades de enfriamiento altas, y disminuyendo el esfuerzo en todas las condiciones homogeneizadas. Aun en la condición homogenizada, el esfuerzo de cedencia es menor para la condición de 6°C/min, debido al mayor tamaño de grano presente y al mayor tamaño de partículas intermetálicas.

Influencia de la velocidad de deformación por compresión.

La influencia de la velocidad de deformación sobre la curva esfuerzo deformación, se analizó para la condición de enfriamiento de 6°C/min, que es la condición que presentó microestructura gruesa y un menor esfuerzo de cedencia en compresión, tanto para la condición vaciada como para la homogeneizada, Figura 11.

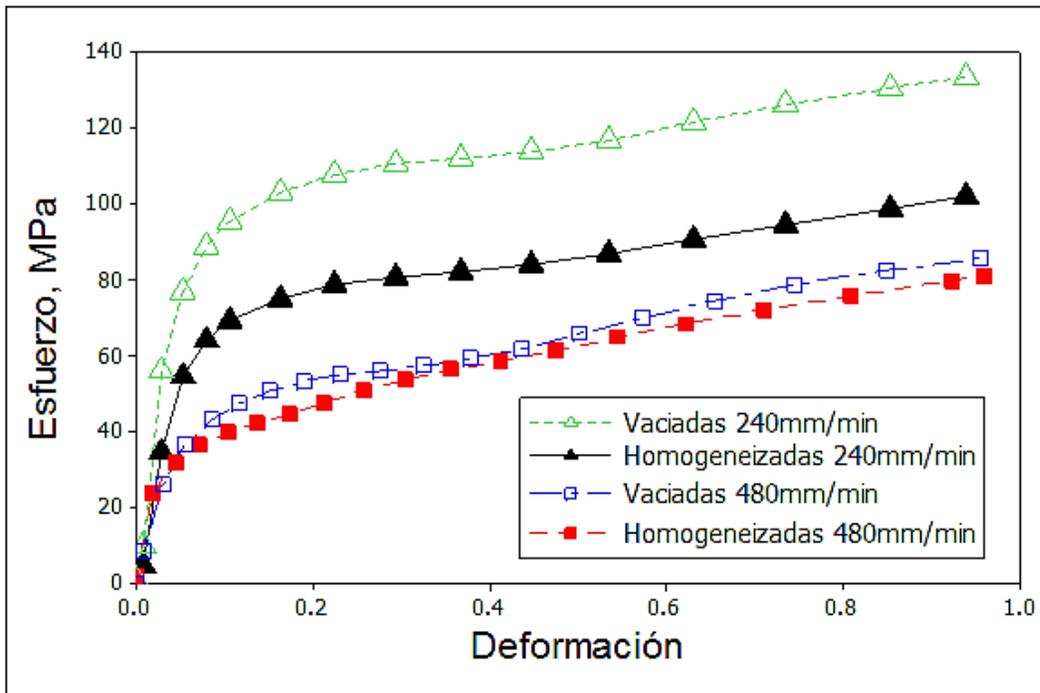


Figura 35. Efecto del tratamiento térmico y velocidad de compresión sobre el diagrama Esfuerzo-Deformación a una velocidad de enfriamiento de 6°C/min durante la solidificación.

Los resultados muestran que a mayor velocidad de deformación (480 mm/min) en muestras vaciadas, el esfuerzo de cedencia disminuye. Lo mismo ocurrió para las muestras con tratamiento térmico de homogeneizado.

En resumen, los resultados muestran que la velocidad de enfriamiento en la solidificación determina el comportamiento mecánico de la aleación al ser deformado por compresión a una temperatura de 450°C, donde la condición vaciada a baja velocidad de enfriamiento (6°C/min) tiene un esfuerzo de cedencia menor; que el tratamiento térmico de homogeneizado tiende a igualar el comportamiento mecánico de la aleación, sin embargo la velocidad de enfriamiento sigue determinando el comportamiento mecánico, además la velocidad de compresión influye en los esfuerzos de cedencia aumentando el esfuerzo de cedencia al bajar la velocidad de compresión (240 mm/min).

4.4.2 Análisis de agrietamiento en periferia

Una vez terminados los ensayos de compresión, se evaluó la calidad superficial en base al porcentaje de grietas presentes en la periferia de las muestras, para las condiciones con velocidades de enfriamiento de 6, 11 y 86°C/min, vaciadas y homogeneizadas, para las velocidades de compresión de 240 y 480 mm/min. La observación se hizo mediante estereoscopía y MEB.

4.4.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento en la solidificación y tratamiento térmico de homogeneizado.

En la Figura 9 se presentan imágenes de la periferia de las muestras ensayadas a compresión para las condiciones vaciadas, y en la Figura 12 para las condiciones homogeneizadas.

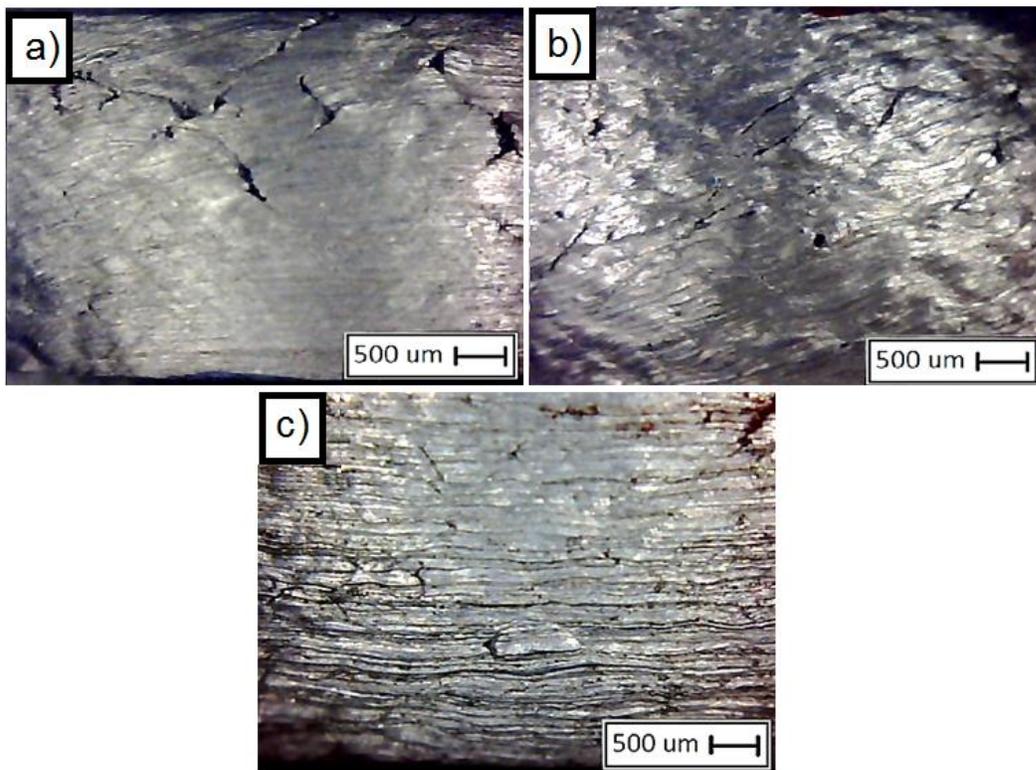


Figura 36. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

El mayor agrietamiento superficial se genera en la muestra de enfriamiento lento (6°C/min), que presenta un tamaño de grano grande (200µm), partículas

intermetálicas de gran tamaño ($600 \mu\text{m}^2$) y un esfuerzo de cedencia (aproximado de 40Mpa) en las curvas de Esfuerzo-Deformación.

En general, el agrietamiento disminuyó al aumentar la velocidad de enfriamiento, puesto que a una velocidad de enfriamiento de $86^\circ\text{C}/\text{min}$ con un tamaño de grano de $91\mu\text{m}$, partículas intermetálicas AlFeSi (de $100 \mu\text{m}^2$) y un esfuerzo de cedencia aproximado de 80 Mpa, el agrietamiento disminuyó considerablemente. En estos resultados se observa el efecto preponderante del tamaño de grano y de las partículas intermetálicas de AlFeSi, en el comportamiento a la compresión de a aleación.

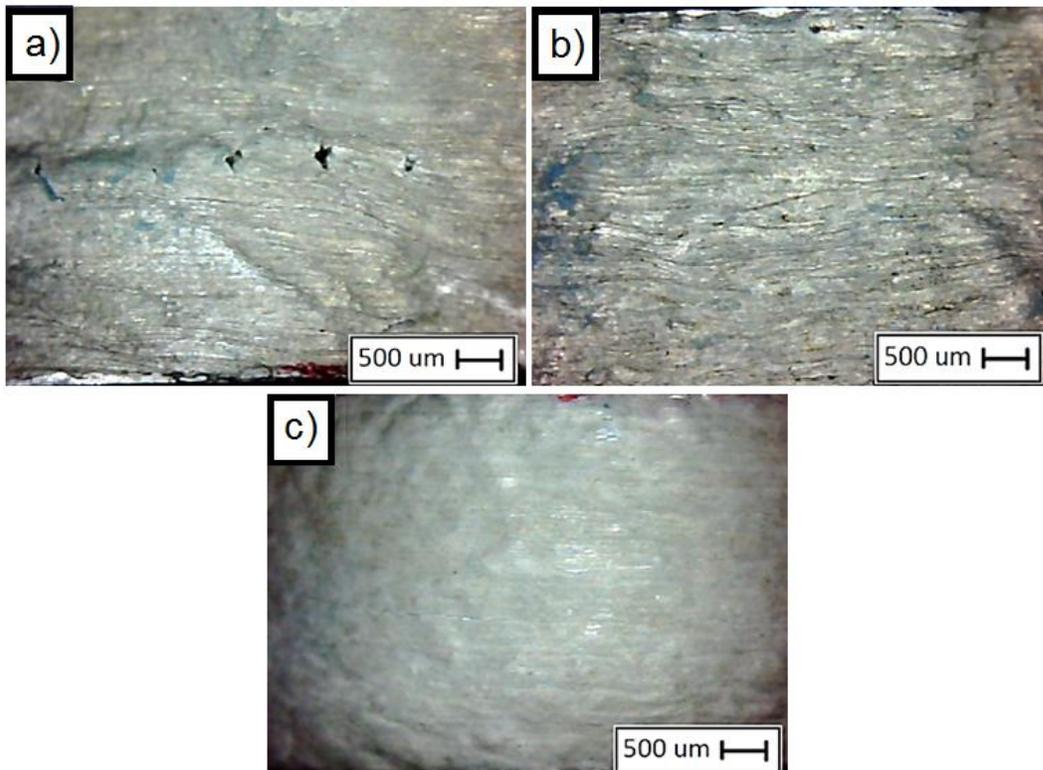


Figura 37. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada y tratada por homogeneizado, ensayada por compresión, $480\text{mm}/\text{min}$, 450°C , a velocidades de enfriamiento de: a) $6^\circ\text{C}/\text{min}$, b) $11^\circ\text{C}/\text{min}$, c) $86^\circ\text{C}/\text{min}$.

En las muestras homogeneizadas, el mayor agrietamiento superficial también se generó en la muestra de enfriamiento lento ($6^\circ\text{C}/\text{min}$), que presentó un tamaño de grano grande ($280\mu\text{m}$), partículas intermetálicas de gran tamaño ($100 \mu\text{m}^2$) y un

esfuerzo de cedencia (aproximado de 30 Mpa) en las curvas de Esfuerzo-Deformación.

De igual manera, el agrietamiento disminuyó al aumentar la velocidad de enfriamiento, la condición con velocidad de enfriamiento de 86°C/min con un tamaño de grano de 120µm, partículas intermetálicas AlFeSi (de 50 µm²) y un esfuerzo de cedencia aproximado de 45 Mpa, no presentó agrietamiento superficial. De los resultados se concluye, que en general, el tratamiento térmico de homogeneización aplicado a muestras vaciadas, es benéfico, en cuanto a que reduce el tamaño de las partículas intermetálicas AlFeSi, y con ello el agrietamiento superficial.

En las imágenes obtenidas por medio de MEB de la superficie después de los ensayos de compresión se midió el tamaño de las grietas, Figura..., observando que a velocidades de enfriamiento lentas (6°C) el tamaño promedio de las grietas fue del orden de los 800-1200 µm y, conforme se aumenta la velocidad de enfriamiento, las grietas disminuyen en cantidad y dimensiones, hasta llegar a un tamaño de 60-300 µm, para velocidades de enfriamiento de 86°C/min.

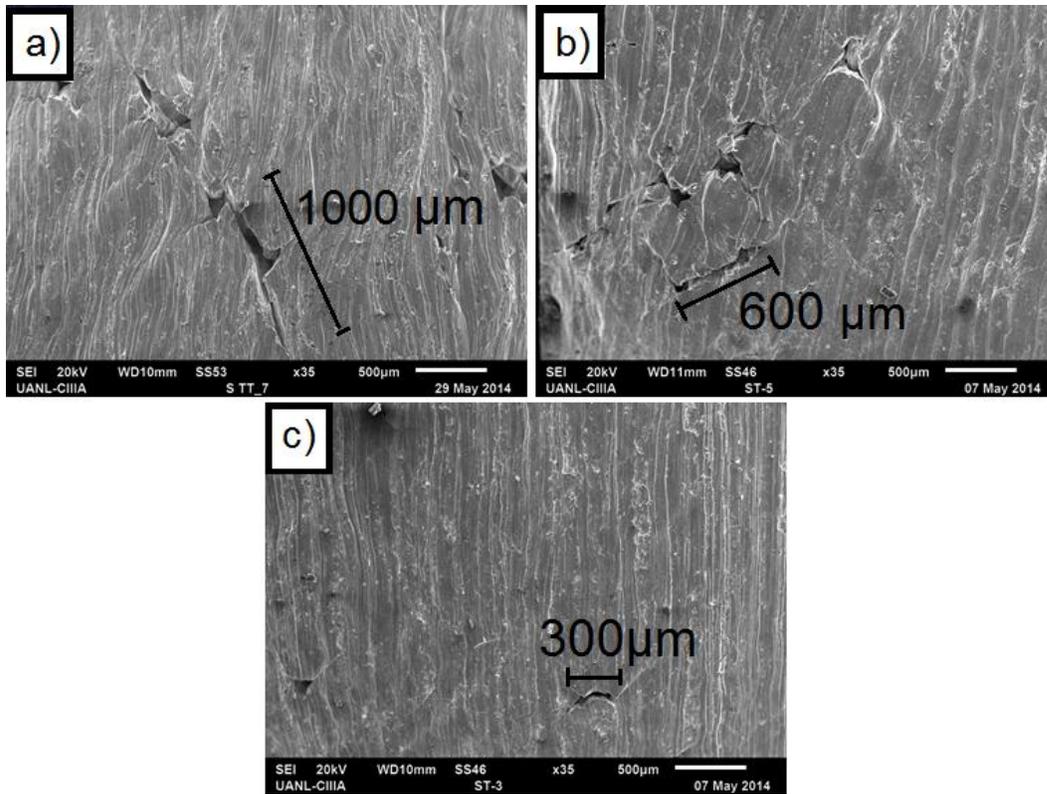


Figura 38. Agrietamiento superficial observada por MEB, de la aleación vaciada ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

Como se había mencionado, las muestras homogeneizadas presentaron un mejor comportamiento, ya que la presencia de grietas decrece de gran manera, obteniendo así una calidad superficial libre de grietas. Figura 12.

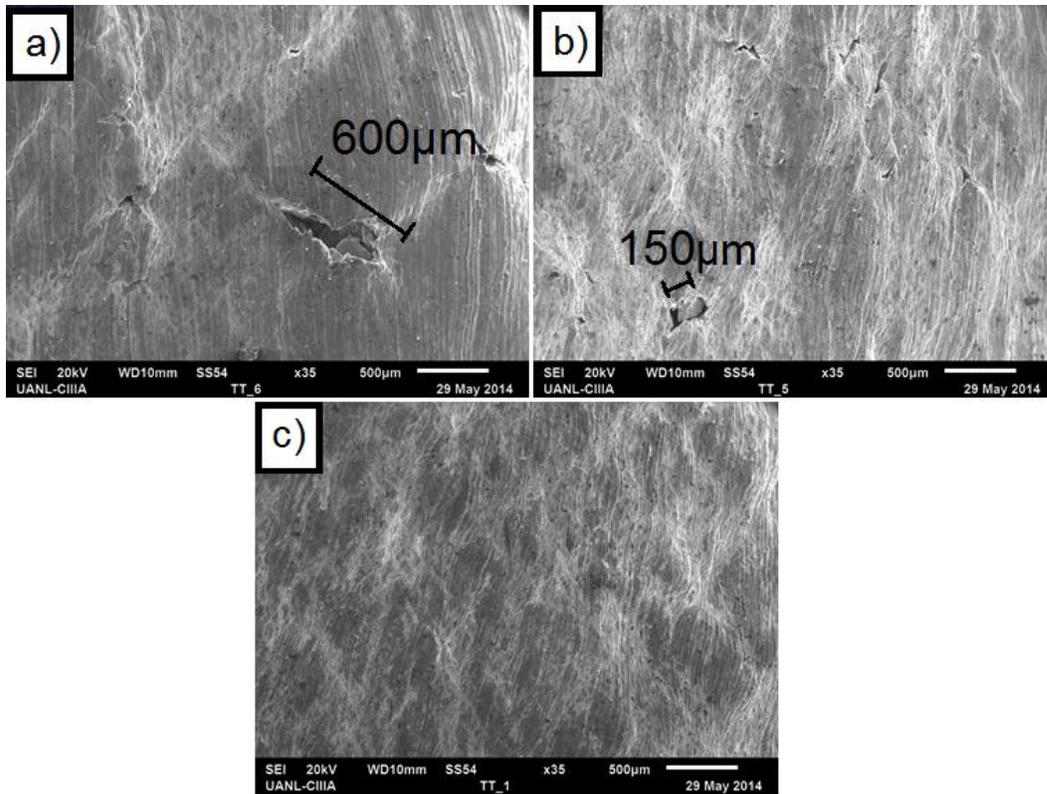


Figura 39. Agrietamiento superficial observada por MEB, de la aleación vaciada y homogeneizada, ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

Las condiciones homogeneizadas presentaron una disminución del agrietamiento en la zona de enfriamiento lento (6°C) que fue la de mayor agrietamiento para las condiciones vaciadas.

Con el homogeneizado, la longitud de las grietas pasó de 800-1200μm en condición vaciada hasta 100-300μm, valores que se grafican en la Figura 16, se observa la disminución del agrietamiento al realizar el tratamiento térmico, también se observa que la velocidad de enfriamiento alta (86°C/min) durante la solidificación, disminuye el tamaño de las grietas.

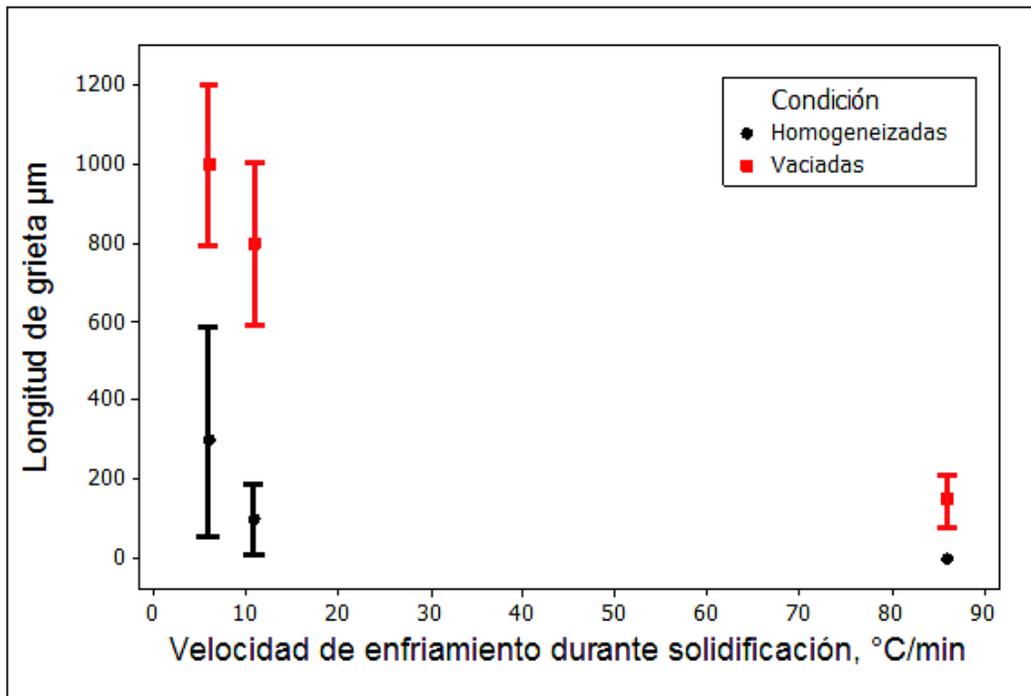


Figura 40. Efecto de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación y del tratamiento térmico sobre la longitud de grietas, para la compresión a 480 mm/min, 450°C.

El tratamiento de homogeneizado es efectivo para la disminución del agrietamiento, debido a que el tamaño de grano no es el factor que determina el agrietamiento pues con el tratamiento térmico el tamaño de grano aumenta mientras el agrietamiento disminuye. El tamaño de las partículas intermetálicas es el factor que determina el agrietamiento superficial, al ser directamente proporcional.

Para las velocidades de compresión de 240mm/min se observó el mismo comportamiento que para 480mm/min, sin embargo, la cantidad de agrietamiento fue notablemente menor, Figuras 14 y 15.

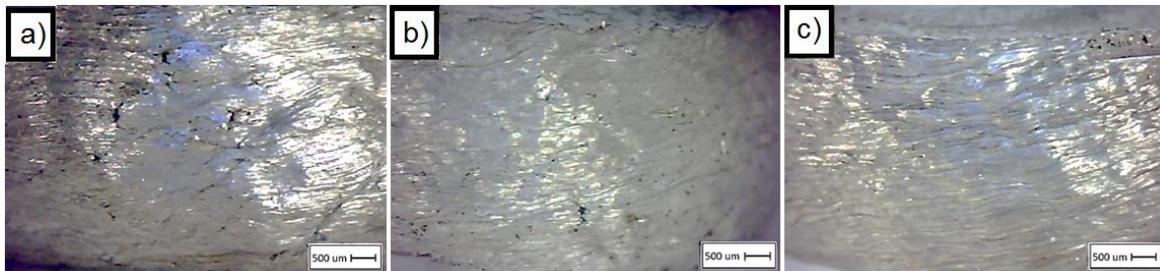


Figura 41. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada ensayada por compresión, 240mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

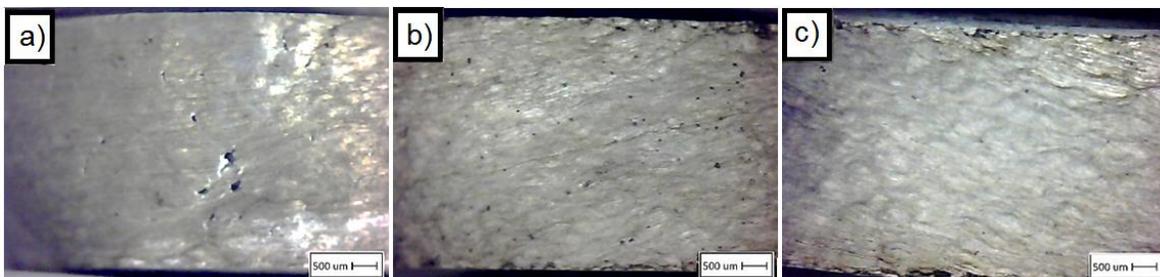


Figura 42. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada y homogeneizada, ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.

Así mismo, la homogeneización, como ya se ha mencionado, fue favorable para reducir el agrietamiento superficial.

Al disminuir la velocidad de compresión de 480mm/min a 240mm/min disminuyó el agrietamiento por efecto de la disminución de esfuerzos durante la deformación. Velocidades de deformación del orden de 480 mm/ min no son convenientes para la deformación en compresión de esta aleación

4.3.4 Relación entre velocidad de enfriamiento, tamaño de intermetálicos, dureza, tratamiento de homogeneizado, esfuerzo de cedencia y agrietamiento superficial.

Factores que influyen sobre la integridad superficial de la aleación Al 6063. En este apartado se sintetizan los resultados encontrados en las tres etapas de presente investigación, analizando entre si los factores; velocidad de enfriamiento, tamaño de intermetálicos (expresado en área promedio), tratamiento de homogeneizado, esfuerzo de cedencia y agrietamiento superficial, Figuras 16-19

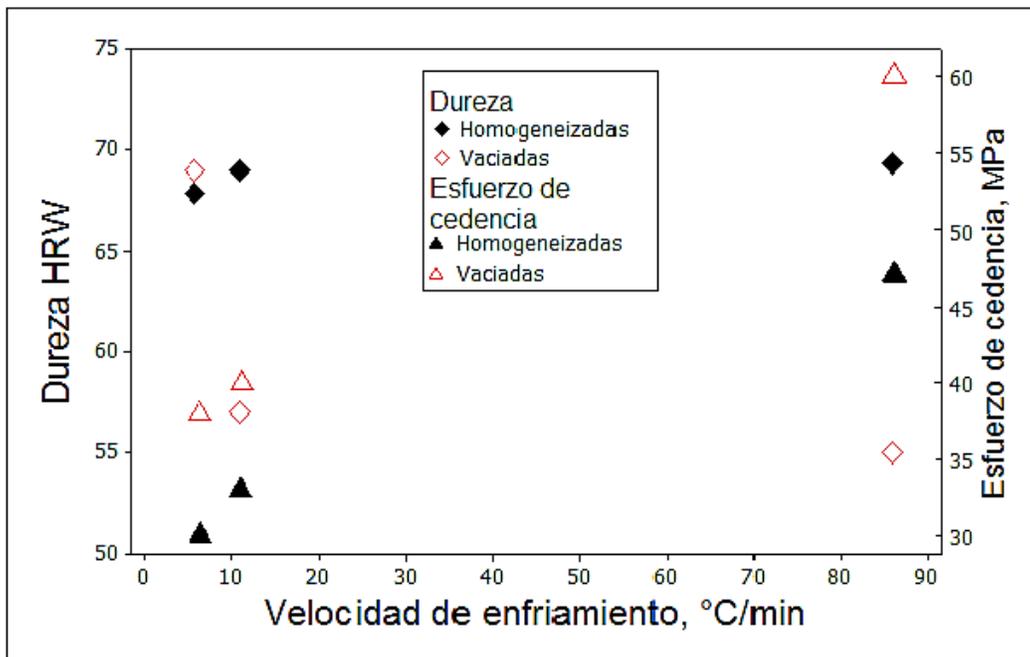


Figura 43. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre la dureza y esfuerzo de cedencia de la aleación al 6063, velocidad de compresión 480mm/min a 450°C.

La velocidad de enfriamiento tiene una influencia sobre la dureza en condición de vaciado pero su efecto desaparece al ser sometidas al tratamiento de homogeneizado.

La dureza y el esfuerzo a la cedencia no muestran el mismo comportamiento al ser sometidas a un tratamiento térmico de homogeneizado.

Las partículas intermetálicas tienen una relación inversa con el esfuerzo a la cedencia. A velocidades de enfriamiento bajas se forma el mayor tamaño de partículas y el esfuerzo a la cedencia más bajo.

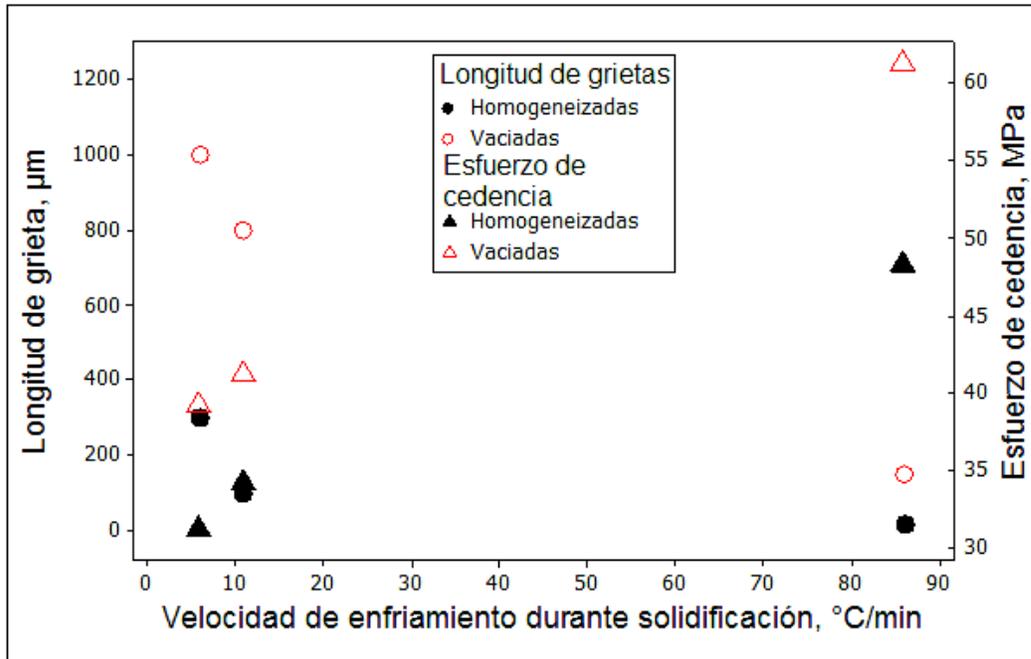


Figura 44. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre el tamaño de los intermetálicos y esfuerzo de cedencia a una velocidad de compresión de 480mm/min a 450°C.

Bajas velocidades de enfriamiento presentaron bajo esfuerzo de cedencia y un mayor agrietamiento superficial.

El tratamiento de homogeneizado redujo el esfuerzo de cedencia así como también el agrietamiento superficial.

El esfuerzo de cedencia es inversamente proporcional al agrietamiento superficial, mayores esfuerzos de cedencia disminuyeron el agrietamiento superficial.

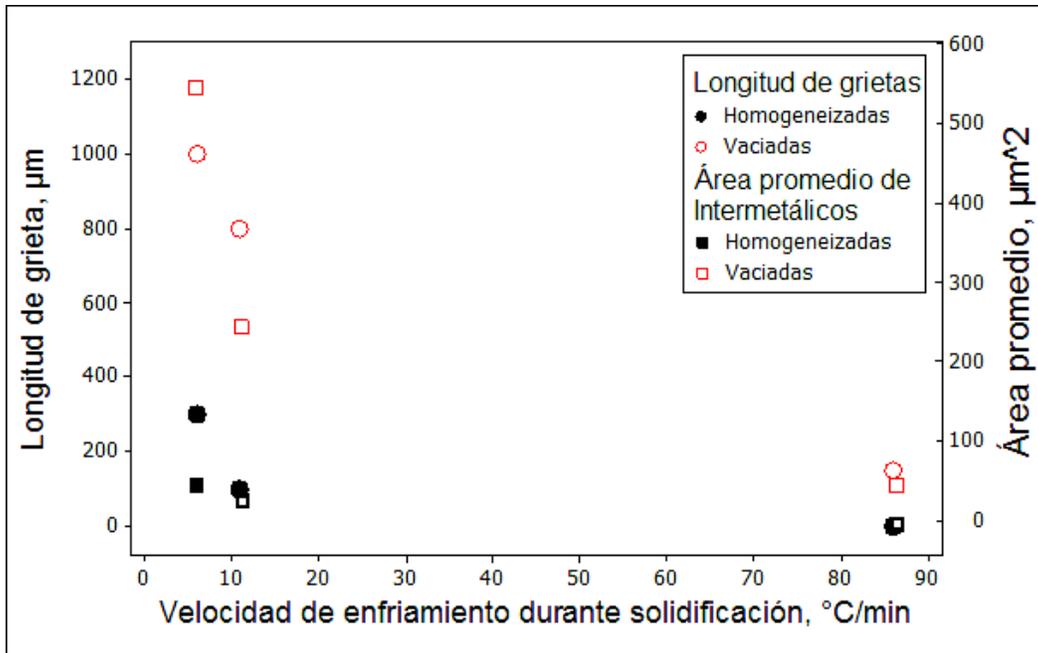


Figura 45. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre el tamaño de los intermetálicos y esfuerzo de cedencia a una velocidad de compresión de 480mm/min a 450°C.

En la Figura 20 se muestra la periferia de pieza deformada, las líneas rojas representan los bordes de los granos, se pueden observar grietas intergranulares.

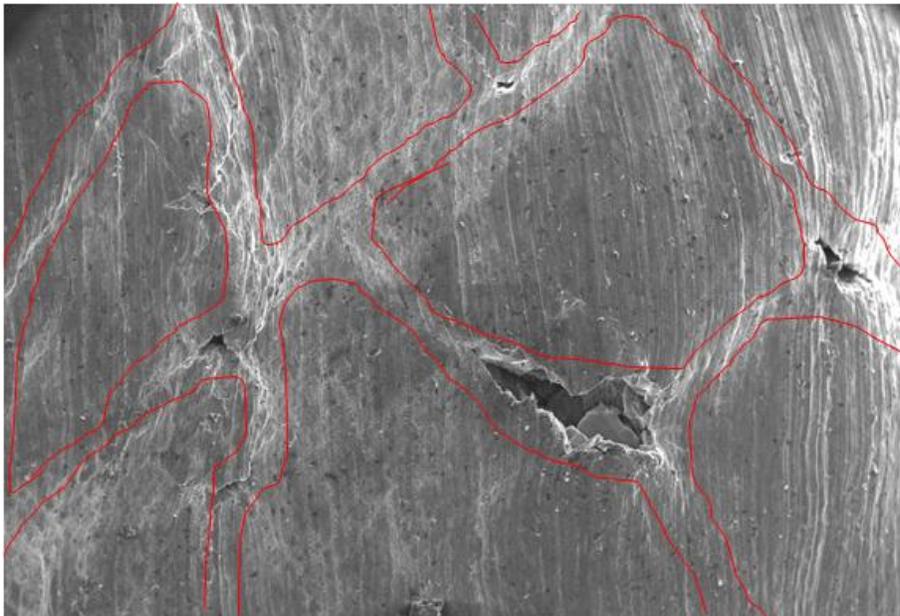


Figura 46. Formación de grietas en los bordes de los granos, donde existen intermetálicos de gran tamaño. 6°C/min, compresión a 480 mm/min, 450°C.

La velocidad de enfriamiento tiene una influencia sobre el tamaño de los intermetálicos y las grietas que se generan durante la deformación. Bajas velocidades de enfriamiento presentaron mayor tamaño de partículas intermetálicas y longitud de grietas.

El tratamiento térmico disminuyó el tamaño de las partículas intermetálicas y por consiguiente el agrietamiento superficial.

El tamaño de las partículas intermetálicas es directamente proporcional al agrietamiento superficial. Mayor tamaño de partículas intermetálicas presenta mayor longitud de grietas.

Estos resultados comprueban que para esta aleación el efecto que tienen los intermetálicos sobre la generación del agrietamiento, pues se observó que el tamaño de las grietas dependía principalmente del tamaño de las partículas intermetálicas generadas durante la solidificación y que a su vez estas son originadas por la velocidad de enfriamiento y modificadas por el tratamiento térmico de homogeneizado.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Influencia de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063.

Las velocidades de enfriamiento lentas son críticas para la aleación debido a que estas promueven un crecimiento de hasta el 200% en el tamaño de los intermetálicos que afectan en comportamiento mecánico del material.

La cantidad de intermetálicos está influenciada por la composición química de la aleación y la velocidad de enfriamiento no tiene efecto

Se constató que el tamaño que desarrollan los intermetálicos de base hierro está influenciado por la velocidad de solidificación predominante en cada zona del lingote, ya que el tamaño de los intermetálicos es inversamente proporcional a la velocidad de enfriamiento.

Las velocidades de enfriamiento lentas ente 11-6 produjeron los mayores cambios en el tamaño de las partículas intermetálicas lo que a us vez afecto su dureza. Velocidades de enfriamiento entre 11 y 90 no presentaron cambios notables en la microestructura y en la dureza de la aleación.

5.2 Efecto de tratamiento térmico de homogeneización sobre la microestructura y dureza de la aleación Al-6063 solidificada a diferentes velocidades de enfriamiento.

La velocidad de enfriamiento durante la solidificación sigue teniendo un efecto en la microestructura aun después del tratamiento térmico

Al realizar el tratamiento térmico eliminó las diferencias microestructurales para cada una de las condiciones. El tamaño de grano aumentó para todas las condiciones, mostrando mayor crecimiento en las condiciones de enfriamiento lento.

Con el tratamiento de homogeneizado los intermetálicos AlFeSi se fragmentan a partículas de menor tamaño, esto se observa fácilmente en velocidades de enfriamiento de solidificación por debajo de $11^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

La dureza después del homogeneizado depende del tamaño y distribución de las partículas intermetálicas y su fragmentación, además del endurecimiento por solución que ocurre durante el tratamiento.

5.3 Relación entre microestructura e integridad superficial de la aleación Al6063.

El tamaño de grano, tamaño forma y distribución de las partículas intermetálicas AlFeSi determina el comportamiento mecánico de la aleación durante la deformación por compresión a 450°C.

La aleación presenta mayor esfuerzo de cedencia en las microestructuras finas solidificadas a velocidades de enfriamiento altas, debido al menor tamaño de grano.

El tratamiento de homogenizado, disminuye los esfuerzos de cedencia de la aleación y uniformiza la diferencia microestructural (disminuye y distribuye el tamaño de los intermetálicos AlFeSi a la vez que promueve granos uniformes) creada con la diferencia de velocidad de enfriamiento durante la solidificación.

La respuesta del esfuerzo de cedencia de la aleación depende de la velocidad de compresión, mayores velocidades de compresión disminuyen los esfuerzos de cedencia al momento de realizar la deformación.

La integridad superficial depende del tamaño de grano, tamaño de partículas intermetálicas Al-Fe-Si, y de la velocidad de compresión. Tamaño grano grueso, partículas intermetálicas AlFeSi grandes y altas velocidades de 72nálisis72n generan mayor agrietamiento superficial.

El agrietamiento ocurre en los bordes de los granos donde se encuentran intermetálicos los cuales generan concentradores de esfuerzos que facilitan el agrietamiento.

Finalmente, este tipo de estudios podrá permitir el 72nálisis de fallas encontradas al interior de perfiles extruidos, dado que la superficie interna de éstas podría coincidir con la región interna de la pieza colada en forma semicontinua.

CAPITULO 6

REFERENCIAS

- [1] ASM Metals Handbook Vol 02 - Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. ASM International, 1990.
- [2] Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Specialty Handbook, (2002) 18-30.
- [3] A.K. Gupta, D.J. Lloyd y S.A. Court, *Mater. Sci. Eng. A* 301 (2001) 140-146.
- [4] C.S. Tsao, C.Y. Chen, U.S. Jeng y T.Y. Kuo, *Acta Mater.* 54 (2006) 4.621-4.631.
- [5] F. Kreith , *Mechanical Engineering Handbook*, CRC Press LLC, Boca Raton, (1999)
- [6] S.W. Choi, Y.M. Kim, K.M. Lee, H.S. Cho, S.K. Hong , *J. Alloys Comp.* (2014) 654-671
- [7] J. Asencio-Lozano y B. Suárez-Peña, *Rev. Metal.* 48 (2012) 199-212.
- [8] C.A. Aliravci, J.E. Gruzleski y M.Ö. Pekgülyüz, Proc. 4th Decennial Int. Conf. Solidification Processing, Sheffield, England, (1997) 550.
- [9] G. Sha, K.O'Reilly, *Mater. Sci. Eng. A* 304-306 (2001) 612-616.
- [10] J.L. Cavazos y R. Colás, *Mater. Sci. Eng. A* 363 (2003) 171-178.
- [11] D.J. Chakrabarti y D.E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.* 49 (2004) 389-410.
- [12] Callister, William. Materials science and engineering: an introduction. John Wiley & Sons, 2007.
- [13] Goncalves, M. Effects of homogenisation treatment on microstructure and hot ductility of aluminium alloy 6063. Materials Science and Technology, 2005, Vol. 21.
- [14] Sushanta Kumar Panigrahi, R. Jayaganthan. A study on the mechanical properties of cryorolled Al-Mg-Si alloy. Materials Science and Engineering A, 2007.
- [15] J.Y. Yao, D.A. Graham, B. Rinderer, M.J. Couper. *A TEM study of precipitation in Al-Mg-Si alloys*. Micron, 2001, Vol. 32.
- [16] Al-Marahleh, G. Effect of heat treatment on the distribution and volumen fraction of Mg₂Si in structural aluminum alloy 6063. Metal Science and Heat Treatment, (2006)
- [17] MacKenzie, D. Scott. Analytical characterization of aluminium, steel, and superalloys. CRC Press, 2006.
- [18] ASM Metals Handbook Vol 04 - Heat Treating. ASM International, 1991.
- [19] Guo, Z. Xiao. The deformation and processing of structural materials. Cambridge CRC Press, 2000.

- [20] A. Airod, H. Vandekinderen, J. Barros, R. Colás, Y. Houbaert. *Constitutive equations for the room temperature deformation of commercial purity aluminum*. San Nicolás de los Garza, México, Elsevier, 2002.
- [21][Handbook, Vol.2] "Properties of Wrought Aluminum and Aluminum Alloys: 6063", *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, Vol 2, ASM Handbook, ASM International, (1990), 103-104.
- [22] Crepeau, P.N., Gokhalr, A.M. and Mcyers, C.W., "Quantitative analysis of cast microstructure", *Journal of Metals*, Vol. 41. No. 2, (1989), 16-21.
- [23] Revista de metalurgia, 48 (3) MAYO-JUNIO, (2012) ,199-212.
- [24] Aluminum and Aluminum Alloys, ASM Specialty Handbook, ASM International, (2002), 18-30.
- [25] A. Gorny, *Journal of Alloys and Compounds* 577 (2013) 103-124
- [26] G. Mrówka, *Nowotnik* 46 (2010) 98-107
- [27] H.-y. Li, C.-t. Zeng, M.-s. Han, J.-j. Liu, X.-c.Lu, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 23 (2013) 38-45
- [28] MICROSCOPIA LÁSER CONFOCAL, Ángel Martínez Nistal, Servicio de [29] Proceso de Imágenes. Universidad de Oviedo
- [30] *Manufactura, ingeniería y tecnología*, By Steven R. Schmid (2002),pp 45-52
- [31] *Ciencia e ingeniería de los materiales*, Ronald Azkeland (1998)
- [32]S. Karabay, *journal of Materials processing technology* (2003) pp101-108
- [33]The Aluminum Association, Inc. *Aluminum Standards and Data* (2000)
- [34] *Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature* (2000)
- [35] G. E. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. 3rd ed., Mc Graw-Hill Book Co., New York 1986

CAPITULO 7
LISTA DE TABLAS

Tabla I. CLASIFICACION DE ALEACIONES [2].....	13
Tabla II. Propiedades de la aleación Al 6063 [33].	15
Tabla III. Diagrama de flujo experimental efecto velocidad de enfriamiento durante solidificación.....	28
Tabla IV. Diseño de experimento, efecto velocidad de enfriamiento.....	29
Tabla V. Diseño de experimento, segunda etapa sobre efecto del tratamiento térmico de homogeneizado.	30
Tabla VI. Diseño de experimento, tercera etapa.	30
Tabla VII. Composición química Aleación Al-6063. Según la ASM. [2].	39
Tabla VIII. Composición química de la aleación experimental Al-6063.	39
Tabla IX. Velocidades de enfriamiento durante la solidificación dependiendo de la zona del molde.	41
Tabla X. Resumen de datos, efecto de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación.....	48

CAPITULO 8

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestructura típica de Al–12.5Si–0.25Fe solidificada: muestra la coexistencia de fases τ_5 (α) y τ_6 (β) [25].	17
Figura 2. Simulación de diagrama de fase de equilibrio para el sistema de aleación Al–0.25Fe–xSi ($x = 0–15$) [25].	19
Figura 3. Deformación plástica de granos idealizados (equiaxiales) en un espécimen sujeto a la compresión, (a) antes de la deformación y después de la deformación, obsérvese la alineación de las fronteras de grano a lo largo de la dirección horizontal, este efecto se conoce como orientación preferida [29].	21
Figura 4. Método de compensación para determinar el límite elástico [34].	23
Figura 5. Representación de una curva esfuerzo-deformación [20].	24
Figura 6. Representación de la Extrusión Directa [35].	25
Figura 7. Representación de la Extrusión Indirecta [35].	26
Figura 8. Diseño de flujo experimental	29
Figura 9. Localización de termopares en la pieza para la medición de las velocidades de enfriamiento.	31
Figura 10. Microscopio óptico Olympus.	33
Figura 11. Microscopio Electrónico de Barrido FEI.	33
Figura 12. Durómetro Wilson serie 500.	35
Figura 13. Horno eléctrico marca Felisa.	36
Figura 14. Probeta para ensayos de compresión.	37
Figura 15. A) Datos para compresión, b) Maquina universal.	37
Figura 16. Simulación de fases intermetálicas que se forman durante la solidificación en estado de equilibrio para el sistema de aleación Al-0.31Fe-0.66Si.	40

Figura 17. Curvas de enfriamiento durante la solidificación de la aleación Al-6063.	41
Figura 18. Metalografías de tres zonas del molde tomadas mediante microscopio óptico a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b)11°C/min, c)86°C/min.....	42
Figura 19. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de grano.	43
Figura 20. Morfología y tamaño de las fases intermetálicas a velocidades de enfriamiento de: a)6°C/min, b)11°C/min, c)86°C/min.	43
Figura 21. Análisis químico mediante EDX, tanto de la matriz como de los intermetálicos que se forman en la aleación.	44
Figura 22. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el % de intermetálicos, expresado en %área.	45
Figura 23. Error de medición de partículas α	45
Figura 24. Tamaño de la partícula intermetálica, expresada en área promedio, en función de la velocidad de enfriamiento.	46
Figura 25. Dureza de la aleación dependiendo de la velocidad de enfriamiento. .	47
Figura 26. Metalografías de tres zonas del molde después de un tratamiento de homogeneizado, a velocidades de enfriamiento de: a) 7°C/min, b)11°C/min, c)86°C/min.....	49
Figura 27. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de grano después de un tratamiento térmico de homogeneizado.....	50
Figura 28. Imágenes MEB que muestran la morfología y tamaño de las fases intermetálicas después de un tratamiento de homogeneizado a velocidades de enfriamiento de: a)7°C/min, b)9°C/min, c)88°C/min.	51
Figura 29. Efecto del tratamiento térmico de homogeneizado y velocidad de enfriamiento sobre el % de área de intermetálicos.....	52
Figura 30. Efecto de la velocidad de enfriamiento sobre el tamaño de los intermetálicos β -AlFeSi expresado en área promedio.....	53
Figura 31. Dureza de la aleación antes y después del tratamiento térmico de homogeneización.	54
Figura 32. Efecto del tamaño y distribución de intermetálicos sobre la dureza para la velocidad de 6°C/min.....	55

Figura 33. Curvas esfuerzo deformación por compresión, 480mm/min, a la temperatura de 450°C, para la aleación Al6063, vaciada a diversas velocidades de enfriamiento y tratada por homogeneizado.	56
Figura 34. Figura 9. Curvas esfuerzo deformación por compresión, 240 mm/min, a la temperatura de 450°C, para la aleación Al6063, vaciada a diversas velocidades de enfriamiento y tratada por homogeneizado.	57
Figura 35. Efecto del tratamiento térmico y velocidad de compresión sobre el diagrama Esfuerzo-Deformación a una velocidad de enfriamiento de 6°C/min durante la solidificación.	58
Figura 36. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	59
Figura 37. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada y tratada por homogeneizado, ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	60
Figura 38. Agrietamiento superficial observada por MEB, de la aleación vaciada ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	62
Figura 39. Agrietamiento superficial observada por MEB, de la aleación vaciada y homogeneizada, ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	63
Figura 40. Efecto de la velocidad de enfriamiento durante la solidificación y del tratamiento térmico sobre la longitud de grietas, para la compresión a 480 mm/min, 450°C.	64
Figura 41. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada ensayada por compresión, 240mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	65
Figura 42. Agrietamiento superficial de la aleación vaciada y homogeneizada, ensayada por compresión, 480mm/min, 450°C, a velocidades de enfriamiento de: a) 6°C/min, b) 11°C/min, c) 86°C/min.	65

Figura 43. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre la dureza y esfuerzo de cedencia de la aleación al 6063, velocidad de compresión 480mm/min a 450°C. 66

Figura 45. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre el tamaño de los intermetálicos y esfuerzo de cedencia a una velocidad de compresión de 480mm/min a 450°C. 67

Figura 46. Efecto de la velocidad de enfriamiento y un tratamiento de homogeneizado sobre el tamaño de los intermetálicos y esfuerzo de cedencia a una velocidad de compresión de 480mm/min a 450°C. 68

Figura 47. Formación de grietas en los bordes de los granos, donde existen intermetálicos de gran tamaño. 6°C/min, compresión a 480 mm/min, 450°C. 68

CAPITULO 9

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Luis Alberto Espinosa Zúñiga

Candidato para el Grado de

Maestro en Ciencias de la ingeniería Automotriz

Tesis: EVALUACIÓN DE LA INTEGRIDAD SUPERFICIAL DE LA ALEACIÓN DE
AL6063 PARA COMPONENTES AUTOMOTRICES

Campo de Estudio: Ingeniería de Materiales

Biografía:

Datos Personales: Nacido en Tlantenango de Sánchez Román, Zacatecas el 21 de Noviembre de 1990, hijo de Juan Espinosa y Ma. Carmen Zuñiga.

Educación: Egresado de la Universidad Autónoma de Zacatecas, como Ingeniero Mecánico,

Presidente fundador de la sociedad estudiantil ASME sección Zacatecas en la Universidad Autónoma de Zacatecas.