



**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DEL ESTADO DE HIDALGO
INSTITUTO DE CIENCIAS BÁSICAS E INGENIERÍA**

**MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LOS
MATERIALES**

Tesis

**MODIFICACIÓN MICROESTRUCTURAL EN ESTADO
SEMISÓLIDO DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO
PARA COLADO A356**

**Para obtener el grado de maestro en
ciencias de los materiales**

P R E S E N T A

Mtro. Emielean Aldair Polvadera Silis

DIRECTOR DE TESIS

Dr. Edgar Cardoso Legorreta

CODIRECTOR DE TESIS

Dr. Jorge Zuno Silva



Mineral de la Reforma, Hgo., a 10 de agosto de 2026

Número de control: ICBI-D/1384/2026

Asunto: Autorización de impresión.

MTRA. OJUKY DEL ROCIO ISLAS MALDONADO
DIRECTORA DE ADMINISTRACIÓN ESCOLAR DE LA UAEH

El Comité Tutorial de la tesis titulada **"MODIFICACIÓN MICROESTRUCTURAL EN ESTADO SEMISÓLIDO DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO PARA COLADO A356"** realizado por el sustentante **Emielean Aldair Polvadera Silis** con **número de cuenta 340319** perteneciente al programa de la **Maestría en Ciencias de los Materiales**, una vez que ha revisado, analizado y evaluado el documento recepcional de acuerdo a lo estipulado en el Artículo 110 del Reglamento de Estudios de Posgrado, tiene a bien extender la presente:

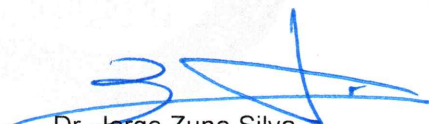
AUTORIZACIÓN DE IMPRESIÓN

Por lo que el sustentante deberá cumplir los requisitos del Reglamento de Estudios de Posgrado y con lo establecido en el proceso de grado vigente.

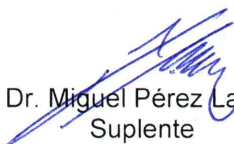
Atentamente
"Amor, Orden y Progreso"

El Comité Tutorial


Dr. Edgar Cardoso Legorreta
Director de tesis


Dr. Jorge Zuno Silva
Codirector


Dra. Marissa Vargas Ramírez
Titular


Dr. Miguel Pérez Labra
Suplente


Dr. Gabriel Vergara Rodríguez
Director del ICBI

GVR/IBO
"Amor, Orden y Progreso"

AGRADECIMIENTOS

Agradezco al Consejo Nacional de Humanidades, Ciencias y Tecnologías (SECIHTI) por el apoyo económico brindado a través de la beca de posgrado, la cual hizo posible el desarrollo de esta investigación y contribuyó de manera significativa a mi formación académica y profesional.

A mis padres, por ser el pilar fundamental de mi vida. Gracias por su amor incondicional, su confianza, sus enseñanzas y el apoyo constante que me han brindado en cada etapa de mi formación. Su esfuerzo y sacrificio han sido la base que me ha permitido alcanzar cada una de mis metas.

Expreso un profundo agradecimiento a mi director de tesis, Dr. Edgar Cardoso Legorreta, por su guía, paciencia, conocimientos y valiosas observaciones durante el desarrollo de este trabajo de investigación. Su experiencia, compromiso y disposición para compartir sus conocimientos fueron fundamentales para la culminación de esta tesis.

A mis sinodales y docentes de la maestría en ciencias de los materiales quienes me brindaron durante este tiempo apoyo y conocimiento, contribuyendo al desarrollo de este proyecto y me acompañaron durante esta etapa de mi formación, les agradezco sus enseñanzas.

Expreso un especial agradecimiento al Mtro. Acacio Jaime Sánchez Ledesma por su invaluable apoyo durante el desarrollo de esta investigación. Su compromiso, experiencia y disposición fueron fundamentales para la realización de la parte experimental del proyecto.

Finalmente, agradezco a todas las personas, profesores, compañeros y colaboradores que, de una u otra manera, contribuyeron al desarrollo de este proyecto. A todos ellos, mi más sincero reconocimiento y gratitud.

RESUMEN

El procesamiento de metales en estado semisólido representa una alternativa tecnológica para la fabricación de componentes de aluminio con mejores propiedades mecánicas y menor incidencia de defectos de fundición. En este trabajo se estudió la modificación microestructural de la aleación de aluminio A356 mediante una ruta líquida basada en el vaciado sobre una pendiente de cobre refrigerada por agua y debajo de ella un molde de cobre con vibración mecánica, seguida de un proceso de recalentamiento por inducción, con el propósito de obtener una materia prima adecuada para aplicaciones de tixoforado.

Inicialmente se evaluaron diferentes combinaciones de temperatura de vaciado (630 y 650 °C), frecuencia de vibración (150 y 250 Hz) y ángulo de inclinación de la pendiente (30° y 60°), con el fin de identificar las condiciones que favorecieran la transformación de la microestructura dendrítica convencional hacia una morfología tipo roseta. Posteriormente, la condición seleccionada se sometió a recalentamiento en estado semisólido a temperaturas de 575, 580 y 585 °C, con tiempos de mantenimiento de 1, 5 y 10 min. La evolución microestructural se evaluó mediante microscopía óptica y análisis de imágenes, determinando el tamaño de grano, el factor de forma y la fracción sólida. Asimismo, se realizaron ensayos de dureza Brinell, mediciones de porosidad por el método de Arquímedes y pruebas experimentales de tixoforado.

Los resultados mostraron que la combinación de 650 °C de temperatura de vaciado, 150 Hz de vibración y 60° de inclinación produjo una microestructura homogénea compuesta por partículas α -Al tipo roseta con tendencia a la esferoidización, adecuada para el procesamiento semisólido. Durante el recalentamiento, la condición de 580 °C permitió obtener el mejor equilibrio entre el crecimiento controlado del tamaño de grano, un valor de factor de forma adecuado, una fracción sólida favorable para el conformado y una baja porosidad. Finalmente, el

material obtenido fue procesado exitosamente mediante tixoforjado, conservando una microestructura globular con eutéctico Al-Si finamente distribuido, lo que confirma la viabilidad de la ruta de procesamiento propuesta para la producción de materia prima destinada al conformado semisólido de aleaciones A356.

Palabras clave: procesamiento semisólido, aleación A356, plano inclinado, vibración mecánica, recalentamiento por inducción, tixoforjado, microestructura globular.

ABSTRACT

Semi-solid metal processing represents an attractive technological alternative for manufacturing aluminum components with improved mechanical properties and reduced casting defects. In this study, the microstructural modification of A356 aluminum alloy was investigated through a liquid-route process based on pouring the molten alloy over a water-cooled copper cooling slope, followed by solidification in a copper mold subjected to mechanical vibration, and subsequent induction reheating, with the aim of producing feedstock suitable for thixoforging applications.

Initially, different combinations of pouring temperature (630 and 650 °C), vibration frequency (150 and 250 Hz), and cooling slope angle (30° and 60°) were evaluated to identify the processing conditions that promoted the transformation of the conventional dendritic structure into a rosette-like morphology. Subsequently, the selected condition was reheated in the semi-solid state at 575, 580, and 585 °C for holding times of 1, 5, and 10 min. Microstructural evolution was characterized by optical microscopy and image analysis to determine grain size, shape factor, and solid fraction. In addition, Brinell hardness tests, porosity measurements using Archimedes' method, and experimental thixoforging trials were carried out.

The results showed that the combination of a pouring temperature of 650 °C, a vibration frequency of 150 Hz, and a cooling slope angle of 60° produced a homogeneous microstructure composed of rosette-shaped primary α -Al particles with a clear tendency toward spheroidization, making it suitable for semi-solid processing. During reheating, the condition of 580 °C provided the best balance between controlled grain growth, high shape factor, favorable solid fraction, and low porosity. Finally, the processed material was successfully thixoforged while preserving a

globular microstructure with finely distributed Al-Si eutectic, demonstrating the feasibility of the proposed processing route for producing A356 feedstock for semi-solid forming applications.

Keywords: semi-solid processing, A356 aluminum alloy, cooling slope, mechanical vibration, induction reheating, thixoforging, globular microstructure.

Índice General

1.	Introducción	7
2.	Marco teórico	8
2.1.	Rutas de procesamiento de semisólidos.....	9
2.1.1.	Rheocasting.....	9
2.1.2.	Tixoprocesos	10
2.2.	Comportamiento reológico de lodos semisólidos	11
2.2.1.	Tixotropía.....	11
2.2.2.	Comportamiento pseudoplástico.....	12
2.2.3.	Mecanismo de engrosamiento.....	12
2.2.4.	Factor de forma	13
2.3.	Curvas de enfriamiento	14
2.4.	Aluminio	16
2.4.1.	Aleaciones de Aluminio.....	16
2.4.2.	Aluminio A356	17
3.	Planteamiento del problema.....	19
4.	Objetivos	20
4.1.	Objetivo General.....	20
4.2.	Objetivos específicos	21
5.	Hipótesis	21
6.	Justificación	22
7.	Antecedentes	23
8.	Desarrollo experimental.....	27
8.1.	Materiales y Equipos.....	28
8.2.	Materia	29
8.3.	Obtención de materia prima.....	30
8.4.	Curva de enfriamiento.....	32
8.5.	Recalentamiento.....	33
8.5.1.	Horno de inducción.....	36
8.6.	Tixoforado	37
8.7.	Técnicas de caracterización	39
8.7.1.	Metalografía cualitativa y cuantitativa.....	39
8.7.2.	Microscopía óptica.....	39

8.8.	Ensayos mecánicos	40
8.8.1.	Dureza Brinell.....	40
9.	Resultados.....	43
9.1.	Microestructura obtenida mediante solidificación convencional	43
9.2.	Simulación teórica del campo de velocidad del aluminio fundido en el proceso de vaciado por plano inclinado	46
9.3.	Evolución microestructural del aluminio fundido durante el flujo de aluminio en plano inclinado.....	49
9.4.	Curva de enfriamiento.....	51
9.5.	Materia prima.....	55
9.5.1.	Microestructura obtenida a 630 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.	57
9.5.2.	Microestructura obtenida a 630 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.	58
9.5.3.	Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.	59
9.5.4.	Microestructura obtenida a 650 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.	60
9.5.5.	Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 60° de inclinación.	61
9.5.6.	Vaciado Uniforme y no uniforme	67
9.6.	Recalentamiento.....	70
9.6.1.	Cinética de crecimiento.....	72
9.6.2.	Factor de forma	74
9.6.3.	Fracción sólida-líquida.....	76
9.7.	Porosidad.....	79
9.8.	Dureza.....	82
9.9.	Mejor condición de recalentamiento.....	84
9.10.	Tixoforjado	86
10.	Conclusiones	90
11.	Referencias.....	93

Índice de tablas

Tabla 1.	Propiedades mecánicas para aleaciones Al-Si.	18
Tabla 2.	Composiciones químicas de las aleaciones de aluminio A356(composición %)	29
Tabla 3.	Condiciones experimentales empleadas para la obtención de la materia prima mediante el proceso de vaciado sobre pendiente de enfriamiento.	31
Tabla 4.	Métodos Brinell agrupados por índice fuerza-diámetro, el rango de dureza asociado y las aplicaciones recomendadas (materiales)	42
Tabla 5.	Condiciones de vaciado sobre la pendiente de enfriamiento y su efecto en la morfología microestructural.....	63
Tabla 6.	Microestructura obtenida en las nueve posiciones definidas del lingote solidificado vaciado a 650°C, 150Hz, 60° de inclinación.	65
Tabla 7.	Parámetros microestructurales promedio obtenidos en las diferentes regiones del lingote de aleación A356 vaciado a 650°C, 150Hz, 60° de inclinación.	66
Tabla 8.	Resultados de densidad relativa y porcentaje de porosidad obtenidos mediante el método de Arquímedes para la aleación A356 bajo diferentes condiciones de recalentamiento en estado semisólido.	81
Tabla 9.	Microestructuras obtenidas en las diferentes regiones de análisis del lingote de aleación A356 recalentado a 580 °C durante 5 minutos en estado semisólido.....	85
Tabla 10.	Parámetros microestructurales promedio obtenidos en las diferentes regiones del lingote de aleación A356 recalentado a 580 °C durante 5 minutos.	86

Índice de Figuras

Figura 1.	Mecanismo de engrosamiento: (A) fragmento dendrítico inicial, (A2) esferoide, (B) crecimiento dendrítico, (B 2) roseta, (C) roseta madurada y (D) esferoide (Fan, 2002, Kirkwood, 1994).	13
Figura 2.	Representación gráfica de una curva de enfriamiento de un metal puro. Transformaciones de fase durante un proceso de solidificación. (Montañés Muñoz et al., 2023)	14
Figura 3.	Representación gráfica de la curva de enfriamiento de una aleación intermedia de metales A y B. (Montañés Muñoz et al., 2023)	15
Figura 4.	Diagrama de fase Al-Si (Gómez, A. G., 2014).	18
Figura 5.	Esquema general del desarrollo experimental (Diseño propio).	28
Figura 6.	Pendiente de enfriamiento.	32
Figura 7.	Máquina de calentamiento por inducción de alta frecuencia.	34
Figura 8.	Rampas de calentamiento aplicadas a la aleación A356.	35
Figura 9.	Proceso experimental de tixoforado de la aleación A356 en estado semisólido mediante prensa hidráulica.	38
Figura 10.	Microscopio metalúrgico invertido de la marca Nikon EPIPHOT 200	40
Figura 11.	Ensayo de dureza Brinell	41

Figura 12.	Macrodurómetro Brinell marca NEWAGE, modelo NB 3010.....	43
Figura 13.	Microestructura dendrítica de la aleación A356 obtenida mediante solidificación convencional en lingotera de bronce sin aplicación de vibración ni plano inclinado.....	44
Figura 14.	Evolución microestructural de una estructura dendrítica gruesa de A356 durante el recalentamiento a 580 °C por 30 min (Wang et al., citado en Neag y Becker, 2023).	46
Figura 15.	Simulación teórica del campo de velocidad y representaciones esquemáticas de la evolución microestructural del aluminio fundido durante su flujo sobre el plano inclinado.....	47
Figura 16.	Configuración geométrica, propiedades del aluminio fundido y condiciones de frontera empleadas en la simulación teórica del campo de velocidad durante el vaciado sobre plano inclinado.....	48
Figura 17.	Evolución microestructural del aluminio A356 a lo largo del plano inclinado: (a) zona superior (entrada) con morfología dendrítica; (b) zona intermedia con evidencia de fragmentación dendrítica; y (c) zona inferior (salida) con formación de partículas tipo roseta. Los recuadros en rojo muestran ampliaciones representativas de cada región.....	51
Figura 18.	Curvas de enfriamiento del aluminio A356 durante la solidificación en lingotera bajo condiciones con y sin vibración mecánica.	53
Figura 19.	Acercamiento de las curvas de enfriamiento del aluminio A356 durante la solidificación en lingotera con y sin vibración mecánica.	55
Figura 20.	Esquema del procedimiento de corte y localización de zonas de análisis en el lingote solidificado.....	56
Figura 21.	Microestructura obtenida a 630 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.	58
Figura 22.	Microestructura obtenida a 630 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.	59
Figura 23.	Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.	60
Figura 24.	Microestructura obtenida a 650 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.	61
Figura 25.	Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 60° de inclinación.	62
Figura 26.	Evolución del factor de forma en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356 con vaciado uniforme y no uniforme	68
Figura 27.	Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356 con vaciado uniforme y no uniforme	69
Figura 28.	Plano inclinado con maneral	70
Figura 29.	Evolución microestructural del tamaño de grano durante el recalentamiento a 575°C, 580°C y 585°C.....	71
Figura 30.	Cinética de crecimiento del tamaño de grano durante el recalentamiento a 575 °C, 580 °C y 585 °C.	72
Figura 31.	Cambio de la constante de velocidad de engrosamiento K con la temperatura para la aleación Al-Si (símbolos sólidos), en comparación con las preparadas mediante otros métodos (símbolos abiertos) (Wang, Zhang, Xiao, Yamagata, & Ma, 2017).....	74
Figura 32.	Evolución factor de forma en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356	75

Figura 33.	Evolución de la fracción sólida en función del tiempo de recalentamiento para la aleación A356 en estado semisólido.	76
Figura 34.	Identificación de zonas de coalición, coalescencia y maduración de Ostwald en la aleación A356 recalentada a 580 °C por 5 min.	78
Figura 35.	Microestructura de la aleación A356 tras 10 min de recalentamiento a 580 °C, mostrando reducción de fase líquida y crecimiento de los granos.....	79
Figura 36.	Porosidad en función del tiempo de recalentamiento para la aleación A356 en estado semisólido	81
Figura 37.	Evolución de la dureza Brinell HBW 10/500/12 de la aleación A356 en función del tiempo y la temperatura de recalentamiento en estado semisólido.	83
Figura 38.	Pieza obtenida mediante tixoforado de la aleación A356 en vista superior.	87
Figura 39.	Pieza obtenida mediante tixoforado de la aleación A356 y microestructura representativa de la región central de la pieza (50x).....	88
Figura 40.	Microestructura de la aleación A356 tixoforada mostrando la distribución del constituyente eutéctico Al-Si alrededor de los glóbulos de α -Al y límites de grano (100×).....	89

1. Introducción

La industria del aluminio en México desempeña un papel fundamental en diversos sectores estratégicos, incluyendo el automotriz, la construcción, la industria eléctrica y la aeronáutica (Ragheb et al., 2023). Las aleaciones de aluminio son altamente valoradas en estos campos debido a su combinación de baja densidad, alta resistencia y excelente conductividad térmica, lo que permite la fabricación de componentes ligeros y robustos. Sin embargo, uno de los desafíos más significativos que enfrenta la industria mexicana es el control efectivo de la microestructura de estas aleaciones durante el procesamiento semisólido, un método que ofrece ventajas como la reducción de defectos y la optimización del consumo energético, sin embargo, aún carece de un conocimiento profundo y un control preciso en su implementación (Neag & Becker, 2023).

En los últimos años, el estudio de los procesos de esferoidización en aleaciones de aluminio ha cobrado gran relevancia, debido a su impacto directo en las propiedades mecánicas y en la calidad final de los productos industriales. Diversos autores han demostrado que el tratamiento térmico a diferentes temperaturas y tiempos de mantenimiento (“soaking time”) permite modificar la morfología de los granos y favorecer una microestructura más homogénea. Sin embargo, estos avances han puesto en evidencia también una serie de limitaciones importantes del proceso entre ellas destacan el alcanzar un alto grado de esferoidización y evitar un crecimiento excesivo del tamaño de grano, lo que puede afectar negativamente propiedades como la dureza y la resistencia al desgaste. Asimismo, los elevados requerimientos energéticos y los prolongados tiempos de tratamiento representan un desafío en términos de costo y viabilidad industrial, a lo que se suma la dificultad de escalar condiciones de laboratorio a procesos productivos de gran volumen. (Neag & Becker, 2023).

Este estudio se enfoca en la necesidad urgente de investigar las técnicas que permitan modificar de manera controlada la microestructura de las aleaciones de aluminio durante el procesamiento semisólido. En particular, se propone el desarrollo de un proceso de recalentamiento que facilite la producción de materia con características tixotrópicas y morfología esferoidal, utilizando la aleación de aluminio A356. A través de un enfoque experimental, se busca establecer las condiciones óptimas de recalentamiento y evaluar su impacto en la microestructura y las propiedades mecánicas de las aleaciones.

Esta tesis se desarrolla en un contexto donde la optimización de procesos de fabricación de aleaciones de aluminio es esencial para el crecimiento y sostenibilidad de la industria manufacturera mexicana, es por ello que surge una urgencia para que las empresas adopten enfoques innovadores que no solo mejoren la calidad de sus productos, sino que también reduzcan costos y aumenten la eficiencia energética. Esta investigación no solo contribuirá al desarrollo del conocimiento en el área, sino que también tendrá un impacto práctico significativo en la industria del aluminio en México.

2. Marco teórico

El procesamiento de metales semisólidos de aleaciones y compuestos es un aspecto muy importante de la fabricación actual de componentes para las industrias automotriz, aeroespacial y marina, debido a su capacidad para producir piezas complejas con alta calidad y propiedades mecánicas mejoradas (Lu et al., 2023). El conformado de metales semisólidos, es decir, el procesamiento de una aleación metálica a una temperatura comprendida entre las temperaturas de sólido y líquido, constituye un proceso híbrido de manufactura que combina características tanto de la fundición como de los procesos de conformado (Neag & Becker, 2023).

2.1. Rutas de procesamiento de semisólidos

Las tecnologías de procesamiento de metales semisólidos se pueden agrupar en dos categorías principales según el estado de partida del material ya sea a partir de una aleación líquida a través de la solidificación controlada (activando la multiplicación de cristales de un sólido en crecimiento o aumentando la tasa de nucleación) en condiciones específicas, o desde el estado sólido a través de una deformación plástica intensa y recrystalización (Abdulrazaq Alshekhly, et. Al., 2013).

2.1.1. Rheocasting

En el rheocasting, la aleación se enfría hasta alcanzar el estado semisólido y se inyecta en una matriz sin solidificación intermedia. La microestructura no dendrítica se puede obtener mediante: agitación mecánica; nucleación estimulada de partículas sólidas (como en el proceso NRC) o mediante fundición sublíquida (el proceso THT).

En el proceso NRC, la inversión del tocho hace que la película de óxido se escurra hacia la galleta y el canal de colada. Con el proceso NRC, no hay necesidad de materia prima tixotroformable especialmente tratada y la chatarra se puede reciclar fácilmente dentro de la planta. Sin embargo, hay una falta de flexibilidad; el tamaño del crisol y los dispositivos de calentamiento/enfriamiento son específicos para ese volumen de metal.

En la fundición sublíquida no se requiere ningún equipo de procesamiento más que una máquina de fundición a presión con un diámetro de inyección grande y una carrera corta. El producto emerge sin compuertas, por lo que no es necesario recortarlo. La masa fundida es un grano refinado químicamente. (Atkinson, H. 2010)

2.1.2. Tixoprocesos

En la colada tixotrópica, el material es inicialmente sólido y la aleación se ha tratado de tal manera que cuando se recalienta hasta el estado semisólido se obtiene una microestructura esferoidal. El contenido de líquido es relativamente alto (>50 % en volumen). El recalentamiento puede realizarse en un horno radiante o en un horno de calentamiento por inducción. Las altas fracciones de líquido significan que el tocho tiende a colapsar y, por lo tanto, se vuelca hacia la manga de inyección desde un contenedor. (Atkinson, H., 2010)

En el Tixoforjado: El proceso consiste en calentar la materia prima hasta que alcance el estado semisólido y colocarla entre las mitades de la matriz. A continuación, se juntan las partes de la matriz. El material se utiliza de manera eficiente debido a la falta de canales, compuertas y desechos de la prensa. La fracción de volumen de líquido es generalmente inferior al 50 % en volumen, de modo que se puede manipular el tocho. El proceso no se ha utilizado comercialmente, tal vez debido a la dificultad de obtener repetibilidad. (Atkinson, H. 2010)

En el tixocolado: El tocho se calienta como un cilindro vertical (en contraste con la fundición tixotrópica) y luego se inyecta en la matriz, ya sea horizontal o verticalmente. El contenido de líquido oscila entre el 30 y el 50 % en volumen. Se han producido una variedad de componentes automotrices y de otros tipos en la industria mediante esta ruta. Los tochos se calientan en un carrusel con inducción. El control del proceso es exigente, pero los tiempos de ciclo son muy comparables con los de la fundición a presión y, de hecho, pueden ser más rápidos porque no se requiere la solidificación completa. (Atkinson, H. 2010)

2.2. Comportamiento reológico de lodos semisólidos

El comportamiento reológico determina el flujo de metal en las cavidades de la matriz durante el proceso de conformado. Las lechadas de SSM se clasifican en dos grandes categorías: las lechadas “similares a líquidos” que consisten en partículas sólidas dispersas y se comportan como un fluido bajo la influencia de fuerzas externas, mientras que las lechadas “similares a sólidos” que consisten en fases sólidas interconectadas y se comportan como sólidos, exhibiendo una resistencia a la fluencia bien definida. Los mecanismos de deformación en estos dos tipos de lechadas son fundamentalmente diferentes. Las lechadas de SSM con una fracción sólida de 0,5 exhiben dos propiedades reológicas únicas, es decir, tixotropía y pseudoplasticidad. (Kumar, S. D., Ghose, J., & Mandal, A., 2019).

2.2.1. Tixotropía

La tixotropía es una característica según la cual un fluido viscoelástico disminuye su viscosidad aparente al ser agitado violentamente hasta alcanzar un estado estacionario después de un tiempo de aplicación de la agitación. Esto implica que los fluidos tixotrópicos muestran una disminución de la viscosidad o de la tensión de cortadura con el tiempo, bajo condiciones isotérmicas y velocidad de cortadura estacionaria. Una característica muy importante de las aleaciones que presentan comportamiento tixotrópico es que si solidifican totalmente pueden recuperar sus propiedades tixotrópicas en un posterior calentamiento hasta la temperatura del estado semisólido. (Valer, J. & Rodríguez, J. & Urcola, J. 1996)

Esta reversibilidad del comportamiento pseudoplástico se debe al proceso de aglomeración-desaglomeración que sufre la fase sólida primaria como consecuencia de la aplicación de la velocidad de agitación

2.2.2. Comportamiento pseudoplástico

En términos reológicos, se dice que las aleaciones en estado semisólido exhiben un comportamiento pseudoplástico. Existe un modelo muy sencillo, utilizado generalmente, que es válido en un amplio rango de velocidades de cortadura, conocido como modelo de la "Ley de Potencia" expresado como:

$$\mu = k\gamma^{n-1}$$

Donde μ es la viscosidad, γ es la velocidad de cizalladura, n es el llamado índice de la ley de potencia y k es la "consistencia". Cuanto más pequeño sea el exponente n mayor será la pseudoplasticidad. El comportamiento pseudoplástico se manifiesta para valores de $n < 1$. Valores más negativos indican comportamientos más tixotrópicos. La expresión muestra que cuando la velocidad de agitación aumenta la viscosidad disminuye, característica principal de los fluidos tixotrópicos (Valer, J. & Rodríguez, J. & Urcola, J. 1996)

2.2.3. Mecanismo de engrosamiento

Durante el proceso de refundición parcial, la temperatura de calentamiento y el tiempo de calentamiento son los parámetros cruciales ya que estos parámetros influyen en gran medida en el comportamiento de "engrosamiento" de las partículas de la fase primaria que incluye la "coalescencia" y la "maduración de Ostwald" (Atkinson, 2005). Fan (2002) afirmó que la coalescencia domina en las primeras etapas del engrosamiento parcial, mientras que la maduración de Ostwald en las etapas posteriores. Este mecanismo de engrosamiento se presenta esquemáticamente en la figura 1 por las rutas (A)-(B)-(C)-(D). La estructura intermedia, (C) a veces se denomina estructura de "roseta". Para densidades de grano bajas y gran tamaño de grano inicial, la estructura dendrítica no desaparece incluso después de un largo período de maduración como lo muestra la ruta (B)-(B2). Por otro lado, a una densidad de grano suficientemente alta, la

formación de dendritas se puede prevenir por completo. En tal caso, el crecimiento de granos esferoidales evoluciona siguiendo la ruta (A)-(A2).

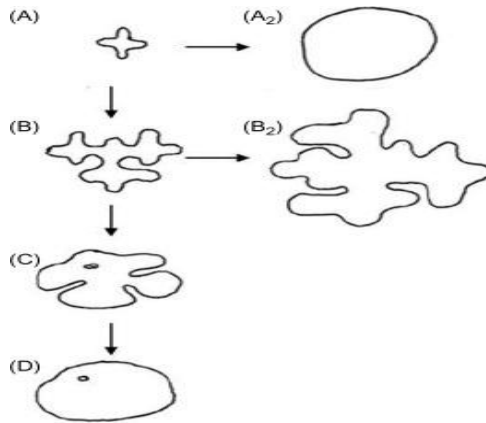


Figura 1. Mecanismo de engrosamiento: (A) fragmento dendrítico inicial, (A2) esferoide, (B) crecimiento dendrítico, (B 2) roseta, (C) roseta madurada y (D) esferoide (Fan, 2002, Kirkwood, 1994).

2.2.4. Factor de forma

El factor de forma se refiere a la forma y disposición de los granos o partículas en el material. El factor de forma en esta microestructura puede describirse en términos de la eficiencia y el tamaño de los glóbulos. Para que un material con microestructura globular sea ideal para procesos de conformado semisólido, los glóbulos deben ser lo más redondeados posibles y tener un tamaño relativamente uniforme. Esto facilita el flujo del material durante el moldeado, ya que las partículas globulares reducen la fricción y la resistencia en comparación con una estructura dendrítica. Un factor de forma esférico ideal permite una mejor fluidez, reducir la viscosidad del material y disminuir los defectos en la pieza final, como porosidad o tensiones internas.

Para determinar el factor de forma (F) se utilizan la siguiente ecuación:

$$F = \frac{\sum_{N=1}^N \frac{4\pi A}{P^2}}{N}$$

Donde P , A y N son el perímetro, el área y los números de granos respectivamente. A medida que F se acerca gradualmente a 1, los granos sólidos se vuelven cada vez más esféricos.

2.3. Curvas de enfriamiento

Mediante el análisis térmico, se representa gráficamente la variación de la temperatura con el tiempo de enfriamiento durante el proceso de solidificación para una composición química constante. Esta representación gráfica se denomina curva de enfriamiento, y se caracteriza por presentar cambio de pendiente cuando se produce un cambio de fase, debido al calor liberado en esa transformación.

Este tipo de curvas permiten identificar los puntos de inicio de alguna transformación, así como los puntos donde termina dicho proceso, ya que cualquier cambio de fase se aprecia como un cambio en la pendiente de la curva de enfriamiento o bien la presencia de algún tramo horizontal (a temperatura constante). En la Figura 2 se muestra la curva de enfriamiento de un metal puro, junto con la estructura que presentaría en el proceso de solidificación. (Montañés Muñoz et al., 2023)

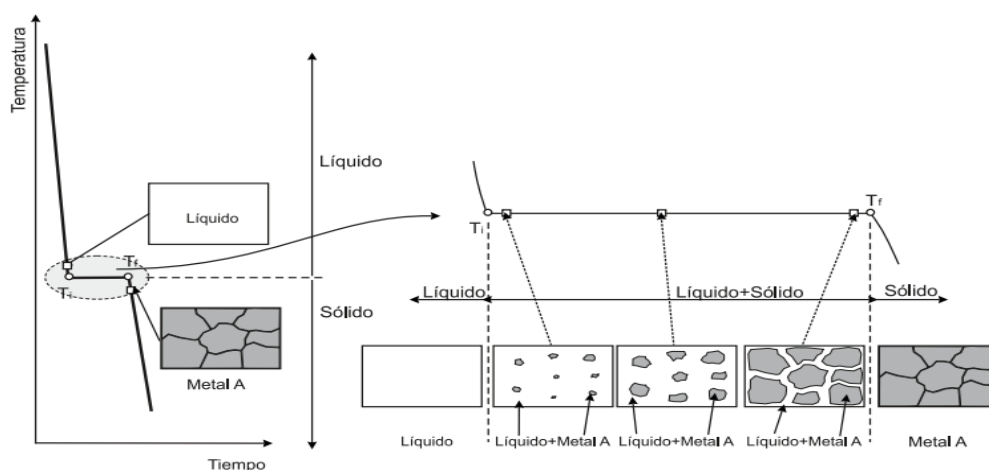


Figura 2. Representación gráfica de una curva de enfriamiento de un metal puro. Transformaciones de fase durante un proceso de solidificación. (Montañés Muñoz et al., 2023)

Gráficamente, el punto T_i correspondiente al primer cambio de pendiente, indica el primer cambio de fase: inicio de solidificación. De la misma forma, el punto T_f correspondiente a un segundo cambio de pendiente, indica otro cambio de fase: final de solidificación. El tramo horizontal del termograma ($T_i - T_f$) indica un proceso de solidificación isoterma, durante el tiempo del proceso de solidificación en condiciones de equilibrio, de un metal puro, y que corresponde a la temperatura de fusión del mismo. En la Figura 3 se observan los termogramas obtenidos para dos metales puros A y B, y para una aleación intermedia de A y B (por ejemplo, X% de metal A e Y% de metal B). Siguiendo el mismo razonamiento anterior, los cambios de pendiente en la curva de enfriamiento, correspondiente a la aleación, indican los cambios de fase de la aleación analizada. En este caso, el proceso de cambio de fase líquido a sólido tiene lugar durante un intervalo de temperatura $[T_i, T_f]$. (Montañés Muñoz et al., 2023)

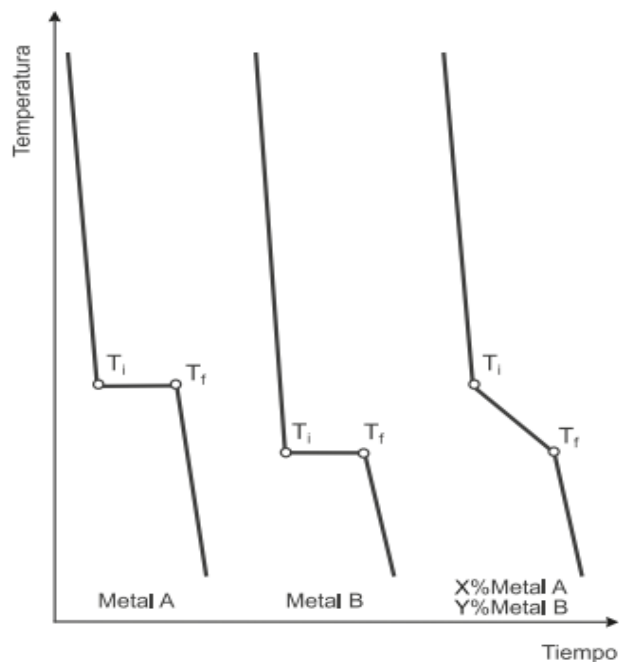


Figura 3. Representación gráfica de la curva de enfriamiento de una aleación intermedia de metales A y B. (Montañés Muñoz et al., 2023)

2.4. Aluminio

El aluminio es un metal plateado muy ligero. Su masa atómica es 26,9815, tiene un punto de fusión de 660°C y un punto de ebullición de 2.467°C, y una densidad relativa a 2.7 kg/m³. Es un metal muy electropositivo y extremadamente reactivo. Al contacto con el aire se cubre rápidamente con una capa dura y transparente de óxido de aluminio que lo protege de la corrosión.

2.4.1. Aleaciones de Aluminio

Una "aleación" es una mezcla de diferentes elementos metálicos, a menudo creados para mejorar la resistencia y durabilidad del material original. Una aleación de aluminio se compone típicamente de este último como el metal principal de la mezcla, a menudo combinado con otros elementos, tales como silicio, estaño, manganeso o incluso cobre, estaño y magnesio, dependiendo de la aplicación deseada. Con la combinación adecuada de elementos, el aluminio puede adquirir mucha más resistencia y, en algunos casos, incluso superar el rendimiento del acero.

La designación de las aleaciones de aluminio se basa en la norma de "The Aluminum Association" separando las aleaciones en dos grupos con sistemas numéricos, en aleaciones de trabajo con cuatro dígitos y aleaciones vaciadas con tres dígitos desde 1954. Para las aleaciones de trabajadas se utiliza un sistema de cuatro dígitos para producir una lista de familias de la siguiente manera:

- 1xxx. Aleación pura
- 2xxx. Aleación en cual el cobre es su principal aleante
- 3xxx. Aleación en el cual es manganeso es su principal aleante
- 4xxx. Aleación en el cual el silicio es su principal aleante.
- 5xxx. Aleación el cual el magnesio es su principal aleante.
- 6xxx. Aleación en el cual es silicio y el magnesio son los principales aleantes.

- 7xxx. Aleación el cual el zinc es el principal aleante, pero puede contener otros elementos como cobre, magnesio, cromo y zirconio.
- 8xxx. Aleaciones con estaño y con adiciones de litio.

Las aleaciones de vaciado son descritas por un sistema de tres dígitos seguido de un valor decimal. El decimal 0.0 en todos los casos pertenece a la fundición de aleación de límites. Decimales 0.1, 0.2 concierna a la composición del lingote. Las familias para la aleación de vaciado es la siguiente:

- 1xx. Aleación pura
- 2xx. El cobre es su principal aleante
- 3xx. El silicio es su principal aleante, con adición de cobre o magnesio.
- 4xx. El silicio es su principal aleante
- 5xx. El magnesio es su principal aleante.
- 6xxx. Sin aplicación
- 7xxx. El zinc es su principal aleante, pero otros elementos como el cobre y el magnesio pueden agregarse.
- 8xxx. El estaño es su principal aleante. (Cázares González, C. S., 2016)

2.4.2. Aluminio A356

La aleación de aluminio A356, que se compone de 92,05 % de aluminio, 7 % de silicio, 0,35 % de magnesio, 0,20 % de hierro, 0,20 % de cobre, 0,10 % de manganeso y 0,10 % de zinc. Es liviano y extremadamente resistente a la corrosión como el acero inoxidable. (Ningbo Yinzhou Xuxing Machinery Co., 2021).

Las propiedades mecánicas de la aleación A356 son mayores con relación a las aleaciones comerciales A319, 319 y 356. En la tabla 1 se muestran las propiedades de tensión, elongación y de dureza para las diferentes aleaciones.

Tabla 1. Propiedades mecánicas para aleaciones Al-Si.

Tipo de Aleación	UTS (MPa)	Yield (MPa)	Elongación (%)	Dureza Brinell
319	250	164	2	80
A319	300	200	6	90
356	228	164	3.5	70
A356	330	280	6	95

Fuente: Cázares González, C. S., 2016

Como ya se mencionó el principal aleante de la familia 3xx es el silicio por lo que en la figura 4 se presenta el diagrama de fase del aluminio con silicio.

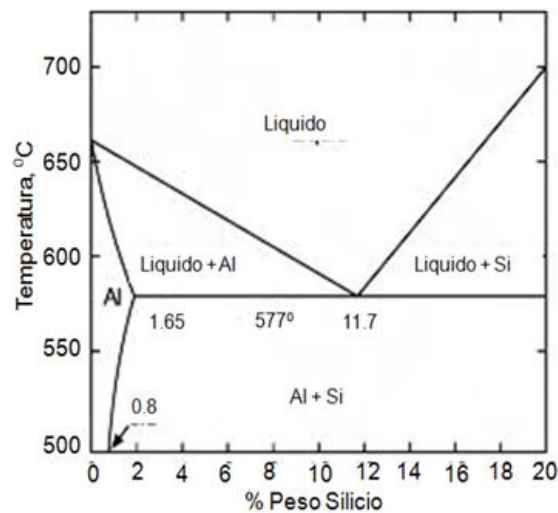


Figura 4. Diagrama de fase Al-Si (Gómez, A. G., 2014).

3. Planteamiento del problema

En México, la industria del aluminio desempeña un papel crucial en sectores estratégicos como el automotriz, la construcción, la industria eléctrica y la aeronáutica. Estas industrias dependen de las aleaciones de aluminio debido a su combinación de baja densidad, alta resistencia y excelente conductividad térmica. El uso de este material permite la fabricación de componentes ligeros, resistentes y con buenas propiedades mecánicas, lo que es esencial para mejorar la competitividad de los productos fabricados en el país, tanto en el mercado local como en el internacional.

En particular, el procesamiento de aleaciones de aluminio en estado semisólido es una técnica que ha demostrado ofrecer beneficios significativos, como la reducción de defectos en las piezas fundidas y la optimización del uso de energía durante la fabricación. Sin embargo, uno de los grandes desafíos que enfrenta la industria mexicana es el control efectivo de la microestructura de las aleaciones en esta fase de procesamiento. Un control inadecuado de la microestructura puede resultar en piezas con propiedades mecánicas subóptimas, como menor resistencia o menor durabilidad, lo que puede limitar su aplicación en sectores críticos donde las exigencias de rendimiento son elevadas, como la industria automotriz.

En México, la fabricación de componentes de aluminio para la exportación y el consumo interno ha crecido considerablemente, particularmente en la industria automotriz, donde el país es uno de los principales productores a nivel global. No obstante, la competitividad de los productos fabricados depende en gran medida de la capacidad para mejorar las propiedades de las aleaciones, lo que requiere un control preciso de los procesos de fabricación. Desafortunadamente, los métodos tradicionales utilizados en el país para procesar estas aleaciones no siempre permiten

modificar de manera efectiva la microestructura durante el estado semisólido, lo que limita el potencial de mejora en la calidad de los materiales.

Ante este contexto, se identifica la necesidad urgente de investigar nuevas técnicas y enfoques que permitan modificar de forma controlada la microestructura de las aleaciones de aluminio en estado semisólido. Esto no solo mejoraría las propiedades mecánicas y el rendimiento de los materiales, sino que también fortalecería la posición de México como un exportador competitivo en el mercado global de manufactura avanzada. Actualmente, existe una carencia de estudios específicos en el país que aborden la modificación de la microestructura de las diferentes aleaciones de aluminio por medio del procesamiento semisólido limitando así el potencial de innovación en la industria de materiales metálicos.

Para México, esta línea de investigación representa una vía estratégica para avanzar en el ámbito de la fabricación avanzada y responder a las exigencias de un mercado que demanda materiales más eficientes, ligeros y resistentes, consolidando así su posición en la cadena de valor internacional.

4. Objetivos

A continuación, se presentan los objetivos tanto generales como específicos establecidos para el desarrollo y cumplimiento del proyecto, con el fin de orientar las acciones y decisiones hacia los resultados esperados.

4.1. Objetivo General

Obtener material tixotrófico por la ruta líquida, vaciando en un molde sometido a vibraciones mecánicas a diferentes frecuencias, así como la temperatura de vaciado, para su posterior recalentamiento por inducción y analizar rasgos específicos de la microestructura del material resultante tal como fracción de sólidos, morfología y tamaño de la fase primaria, así como

propiedades mecánicas y de esta manera proponer una ruta alterna de fabricación de materia prima tixoforjable.

4.2. Objetivos específicos

- Analizar el efecto de las variables de recalentamiento de materia prima fabricada vía plano inclinado, mediante el análisis de la temperatura, tiempos y rampas de recalentamiento, para establecer las condiciones de evolución de la estructura tipo roseta a esferoidal y alcanzar la microestructura óptima para el tixoforjado
- Determinar el efecto de la temperatura de recalentamiento sobre la partícula alfa con diferentes temperaturas y tiempos de recalentamiento mediante la metalografía.
- Analizar la evolución del factor de forma de las partículas alfa primaria con diferentes temperaturas de recalentamiento 575, 580, 585, analizando el efecto de la fracción de sólidos en el cambio morfológico de roseta a esferoidal mediante la microscopia óptica.
- Estimar la constante de tasa de maduración de la morfología tipo roseta a morfología esferoidal.

5. Hipótesis

El presente proyecto se orienta en la evolución microestructural, donde si la microestructura de la aleación de aluminio A356 obtenida mediante colado sobre plano inclinado y molde de cobre con vibraciones mecánicas, es recalentada al estado semisólido mediante inducción de alta frecuencia, controlando adecuadamente la velocidad de calentamiento, la temperatura de recalentamiento en un rango de 575 a 585 °C durante tiempos de 1 a 10 minutos, evolucionará de una microestructura dendrítica-roseta hacia una morfología globular no dendrítica. Se espera obtener factores de forma superiores a 0.70, adecuados para aplicaciones de tixoformado.

6. Justificación

El crecimiento de la industria manufacturera en México, particularmente en sectores como el automotriz, aeronáutico y energético, ha incrementado la demanda de materiales avanzados que ofrezcan un equilibrio óptimo entre resistencia, durabilidad y peso. En este contexto, las aleaciones de aluminio juegan un papel fundamental gracias a sus propiedades físicas y mecánicas que favorecen la producción de componentes ligeros y eficientes. No obstante, para mantenerse competitivas en un mercado globalizado, las empresas mexicanas enfrentan el reto de optimizar los procesos de fabricación de estas aleaciones, en particular, mediante la modificación microestructural en estado semisólido.

El procesamiento en estado semisólido ofrece importantes ventajas, como una mejor calidad superficial, reducción de defectos internos y la posibilidad de obtener piezas con mejores propiedades mecánicas. Sin embargo, en México, aún es limitado el conocimiento y control sobre las variables que influyen en la microestructura de las aleaciones de aluminio durante este proceso, lo que dificulta la producción de materiales con características óptimas. Una microestructura inadecuada puede derivar en fallos prematuros, piezas defectuosas o rendimiento mecánico inferior, lo que se traduce en mayores costos de producción y menor competitividad en los mercados internacionales.

Dado que México se posiciona como uno de los principales productores y exportadores de componentes de aluminio, principalmente en la industria automotriz, es crucial optimizar los procesos de fabricación mediante la investigación y desarrollo de técnicas avanzadas. La capacidad de modificar de manera controlada la microestructura en estado semisólido permitiría no solo mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones, sino también reducir los costos asociados a los defectos de fabricación y aumentar la vida útil de los productos terminados. Estas mejoras se

beneficiarían tanto al mercado interno como al de exportación, fortaleciendo la posición de México como un actor clave en la fabricación global.

Además, en el contexto del impulso a la innovación tecnológica y la sustentabilidad dentro de la industria mexicana, es imperativo que los procesos de fabricación sean más eficientes y menos dependientes de materias primas costosas o procesos energéticamente intensivos. Al optimizar el control de la microestructura, se puede contribuir a un uso más eficiente de los materiales y los recursos energéticos, alineándose con los esfuerzos nacionales para reducir el impacto ambiental y mejorar la eficiencia energética en la fabricación.

En este sentido, la presente investigación está plenamente justificada por su potencial para proporcionar soluciones innovadoras a los problemas prácticos que enfrenta la industria en México. Contribuirá al desarrollo de conocimiento que permitirá a las empresas mexicanas mejorar la calidad de sus productos, reducir costos de producción y mantenerse competitivos en un entorno global que exige materiales avanzados y procesos eficientes.

7. Antecedentes

El tixoforado consta básicamente de tres fases:

1. Producir un material con una microestructura esferoidal
2. Calentar el material a la temperatura de semisólido del material
3. Formación del material en una prensa (tixoconformado)

Los primeros hallazgos de esta técnica (el procesamiento semisólido) se descubrió por primera vez en el MIT Cambridge, Massachusetts en 1971 durante el estudio del desgarro en caliente del acero durante la solidificación. Durante el modelado de este fenómeno utilizando una aleación Sn-15wt%Pb con un reómetro Coeutte se estableció que la viscosidad aumentaba muy lentamente con el aumento de la fracción sólida. La agitación mecánica inducida por el reómetro

dio como resultado una estructura de grano esférico que explicaba que el material mostrara un comportamiento tixotrópico. La importancia industrial de este descubrimiento se reconoció de inmediato y se demostraron dos rutas de procesamiento factibles, "rheocasting" y "thixocasting". Estos y otros procesos relacionados ahora se conocen más comúnmente como conformado o procesamiento de metal semisólido (SSM) (G. Govender, M.N. et al., 2024).

En este trabajo se utilizará una aleación de aluminio A356 debido a que estas aleaciones se encuentran entre los materiales más destacados y conocidos que se utilizan en las industrias de construcción mecánica y automotriz. Las fundiciones de aluminio se utilizan en casi el 100% de los pistones, aproximadamente el 75% de las culatas de los cilindros del motor, el 85% de los colectores de admisión y el 40% de las aplicaciones de chasis en los trenes de potencia de los automóviles. El alargamiento mínimo de fractura del 15% exigido por la industria automotriz en piezas críticas para la seguridad es difícil de lograr mediante fundición a presión. Por lo tanto, la industria automotriz necesita en gran medida el tixoformado porque puede mejorar el alargamiento, así como las propiedades mecánicas de los materiales utilizados en los automóviles (Omar, M.Z., et al., 2013)

Como ya se mencionó anteriormente el primer paso para el tixoformado es obtener la materia prima con la microestructura deseada. Existen varios métodos para producir lingotes para tixoformado, entre ellos la activación de metal inducida por deformación (SIMA), vibración mecánica, agitación mecánica, agitación Magnetohidrodinámica y pendiente de enfriamiento (CS). Este último método se caracteriza por que requiere poco equipamiento y costes de funcionamiento. (Kolahdooz, A., & Aminian, S., 2019) Según Birol que usan esta pendiente de enfriamiento para producir materia prima de A357 para tixoformación. La fase primaria dendrítica en la aleación A357 colada convencionalmente se ha transformado fácilmente en una no dendrítica en lingotes

colados sobre una placa de enfriamiento a partir de temperaturas de vertido entre 620 y 640 °C y con longitudes de enfriamiento entre 200 y 400 mm. La disipación del sobrecalentamiento de la masa fundida requirió longitudes de enfriamiento más largas para temperaturas de vertido más altas. La fase primaria en los lingotes así producidos ha alcanzado una morfología globular en tan solo 5 min durante el mantenimiento isotérmico a 580 °C. (Biol, Y., 2007)

El segundo punto para llevar a cabo el proceso de tixoforado una vez teniendo la materia prima es el recalentamiento principalmente por inducción que garantiza un calentamiento rápido y preciso. El uso del calentamiento por inducción de alta frecuencia en el proceso de recalentamiento es una combinación de fenómenos electromagnéticos y térmicos. Además, es el requisito que llevó a la microestructura globular sin un efecto de engrosamiento excesivo y para el desarrollo del crecimiento del grano (Samat, S., et al., 2018). Según Mohammadi, Hossein & Ketabchi, investigaron los efectos de diferentes parámetros de procesamiento, como la temperatura isotérmica y el tiempo de mantenimiento en las microestructuras semisólidas (la fracción de volumen de líquido, el tamaño de grano promedio y el grado de esferoidización de las partículas sólidas) durante la refundición parcial en la aleación de aluminio y llevaron a cabo experimentos de refundición en el rango de 560-610 °C durante 10, 20 y 30 minutos de tiempo de mantenimiento y luego las muestras se enfriaron en agua fría. Los resultados mostraron que la temperatura isotérmica alta de los semisólidos aumentaría la fracción de volumen de líquido y aceleraría el procesamiento esférico de las partículas sólidas. Además, con un tiempo de mantenimiento prolongado, los granos globulares se volvieron ligeramente más gruesos y el tamaño de grano promedio aumentó. Los resultados experimentales mostraron que los parámetros óptimos del proceso deben elegirse a una temperatura isotérmica de 580 °C con un tiempo de mantenimiento de <30 min. (Mohammadi, Hossein., et al., 2010).

Otro estudio realizado con aleaciones de aluminio 6061 laminadas determino que la temperatura y el tiempo de mantenimiento isotérmico óptimos son 635 °C y 5-10 min, respectivamente. Además, con estos parámetros de tratamiento isotérmico, la fracción líquida experimental es de 0,26-0,29, el tamaño de grano promedio es de 48,60-78,62 μm y el factor de forma es de 0,76-0,79, que son adecuados para SSM. (Wang, Yongfei & Zhao, Shengdun & Zhao, Xuzhe & Zhao, Yongqiang., 2017).

Entre las diferentes variantes del procesamiento de SSM, la más simple desde el punto de vista operacional es la llamada tixoconformación. En esta el material previamente solidificado se calienta hasta la temperatura semisólida para luego ser conformado con una matriz. La tixoconformación comenzó a utilizarse en 1980, por lo que es considerado relativamente nuevo en comparación con la fundición y la forja (López Nadal, R. et al., 2015)

En el artículo Conformado semisólido (tixoconformado) de aceros para componentes de automoción (Plata Redondo, G. et al., 2016) Utiliza el acero LTT C45, un material específicamente diseñado para este tipo de procesos, suministrado por Ascometal. En comparación con el proceso de forja convencional, se han reducido las etapas de fabricación de 3 a 1, así como de una prensa de 25.000 kN a una de 4.000 kN. Por otra parte, a través de un análisis de las propiedades mecánicas y de un estudio de las piezas en busca de defectos, se confirma la validez del proceso.

En años recientes, la tecnología de tixoformado ha evolucionado y se ha implementado en diferentes aleaciones, tanto en el ámbito de la investigación como en la industria. Este proceso ofrece una alternativa económica a los métodos de fabricación tradicionales, gracias a los beneficios de trabajar con aleaciones semisólidas un claro ejemplo de esto es la siguiente investigación “Tixoformación de titanio: microestructura y procesabilidad de aleaciones semisólidas de Ti-Cu-Fe” en el que se evaluó el efecto de la adición de Fe en la microestructura

de tres aleaciones de Ti-Cu tratadas en estado semisólido , y se tixoformaron componentes similares a engranajes para evaluar la formabilidad de las aleaciones. La caracterización microestructural indicó que los glóbulos en las muestras semisólidas exhibieron características adecuadas para fines de tixoformado la fuerza máxima requerida para deformar las muestras durante el tixoformado fue sustancialmente baja aproximadamente 20 N. Las aleaciones semisólidas llenaron completamente la matriz, lo que dio como resultado piezas perfectamente formadas con una estructura considerablemente homogénea y libre de defectos. (Chaussê de Freitas, Niitsu Campo, & Caram, 2020)

8. Desarrollo experimental

A continuación, se presenta un esquema General (Figura 5) así como una descripción detallada de los procedimientos experimentales y los métodos de análisis, con el fin de garantizar que el protocolo experimental sea reproducible y se ajuste a los estándares de calidad requeridos para aplicaciones industriales. La metodología aquí expuesta servirá como una guía clara y precisa, no solo para replicar este experimento, sino también para futuras investigaciones en el ámbito del procesamiento de materiales metálicos en estado semisólido.



Figura 5. Esquema general del desarrollo experimental (Diseño propio).

8.1. Materiales y Equipos

Para llevar a cabo el desarrollo experimental será necesario el siguiente equipo:

1. Preparación de la materia prima
 - a. Crisol
 - b. Plano inclinado
 - c. Termopares tipo K
 - d. Base vibratoria
 - e. Horno de inducción
 - f. Enfriador
 - g. Equipo de seguridad

2. Recalentamiento
 - a. Horno de inducción
 - b. Enfriador
 - c. Controlador de temperatura digital
 - d. Horno fundidor
 - e. Termopares tipo k
3. Análisis microscópico
 - a. Cortadora
 - b. Pulidora
 - c. Microscopio óptico
 - d. Lijas
 - e. Pasta de diamante de 3 y 1 micra

8.2. Materia

Se utilizaron lingotes de A356, suministrados por un fabricante local, para los procesos de fundición. La composición química de estas aleaciones se presenta en la tabla 2.

Tabla 2. Composiciones químicas de las aleaciones de aluminio A356(composición %)

Elemento	%
Si	6.73
Fe	0.40
Cu	0.0251
Mn	0.0132
Mg	0.210
Zn	0.108
Ni	0.0081
Ti	0.0094

8.3. Obtención de materia prima

El procedimiento experimental para obtener una microestructura tipo roseta utilizando aluminio comercial A356 se diseñó con base en principios de solidificación dirigida y control de nucleación. En primera instancia, el material fue fundido en un horno de inducción hasta alcanzar una temperatura de aproximadamente 700 °C, asegurando la completa fusión del aluminio y una distribución homogénea de los elementos de aleación. Una vez alcanzada la temperatura deseada, el aluminio fundido se vertió de manera controlada a temperaturas comprendidas entre 630 °C y 650 °C sobre una pendiente de enfriamiento (Figura 6), fabricada en cobre e impregnada con nitruro de boro. El uso de cobre, debido a su alta conductividad térmica, permitió una rápida extracción de calor, mientras que el recubrimiento de nitruro de boro mejoró el flujo entre el metal y el molde, favoreciendo la formación de núcleos heterogéneos.

La pendiente, diseñada con un ángulo de inclinación ajustable entre 30 y 60 grados, tuvo como objetivo inducir un enfriamiento gradual que promoviera la formación de múltiples sitios de nucleación durante la transición del estado líquido al sólido. Esta configuración fue clave para obtener la microestructura tipo roseta, caracterizada por la densidad de nucleación, ideal para posteriores procesos en estado semisólido como la tixofundición o el conformado reológico.

En la base de la pendiente se instaló una máquina vibratoria, configurada para operar en un rango de frecuencias entre 150 y 250 Hz. La aplicación de vibraciones durante el vaciado cumple una doble función: por un lado, ayuda a romper dendritas primarias en formación, favoreciendo la esferoidización de los granos; por otro, incrementa la densidad de núcleos mediante el fenómeno de agitación. Encima de esta plataforma vibratoria se colocó una lingotera cilíndrica, también

fabricada en cobre e impregnada con nitruro de boro, en la cual se llevó a cabo la solidificación final del material.

Con el propósito de evaluar la influencia de la temperatura de vaciado, la frecuencia de vibración y el ángulo de inclinación de la pendiente de enfriamiento sobre la evolución microestructural de la aleación A356, se establecieron distintas combinaciones de parámetros de procesamiento. La Tabla 3 resume las condiciones experimentales seleccionadas para la obtención de la materia prima empleada posteriormente en los ensayos de recalentamiento en estado semisólido.

Tabla 3. Condiciones experimentales empleadas para la obtención de la materia prima mediante el proceso de vaciado sobre pendiente de enfriamiento.

Temperatura de vaciado (°C)	Frecuencia (Hz)	Angulo de inclinación
630	150	30
650	150	30
630	250	60
650	250	60
650	150	60

Una vez que los lingotes fueron solidificados, se procedió al corte de secciones representativas, las cuales se prepararon metalográficamente mediante lijado, pulido y ataque químico adecuado para revelar la microestructura. Estas muestras fueron analizadas con microscopía óptica de alta resolución, permitiendo observar la evolución de la morfología de los granos. Los resultados obtenidos confirmaron la formación de la microestructura tipo roseta

esperada, validando la efectividad del método propuesto y su viabilidad para aplicaciones en procesos de conformado en estado semisólido.

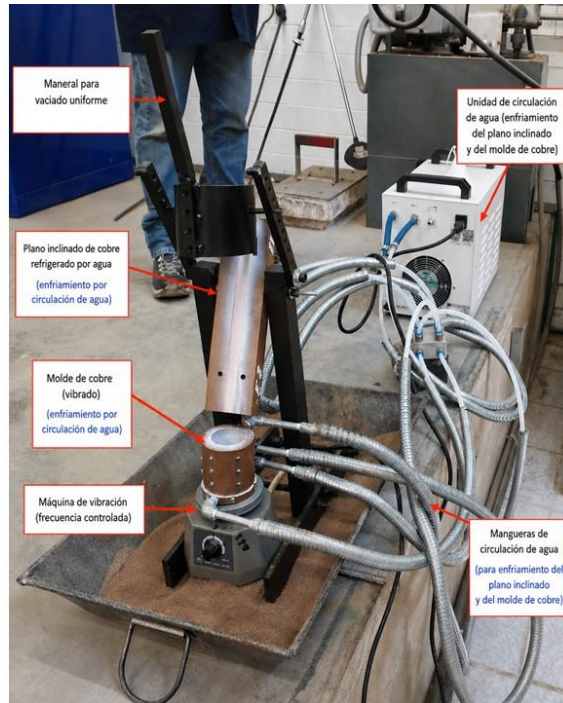


Figura 6. Pendiente de enfriamiento

8.4. Curva de enfriamiento

Una vez establecidas las condiciones óptimas de vaciado mediante el uso de la pendiente de enfriamiento, se procedió a la obtención de las curvas de enfriamiento del material. Para ello, se colocó un termopar tipo K en el centro de la lingotera, con el objetivo de registrar de manera representativa la evolución térmica del aluminio durante el proceso de solidificación.

El aluminio fundido fue vaciado a una temperatura inicial de 650 °C, empleando un ángulo de inclinación de 60° en la pendiente de enfriamiento. Posteriormente, el metal se deslizó sobre el plano inclinado y llenó la lingotera, donde ocurrió el proceso de solidificación bajo condiciones controladas.

Este procedimiento experimental se llevó a cabo bajo dos condiciones distintas: con aplicación de vibración mecánica durante el vaciado y sin vibración, con el propósito de evaluar la influencia de este parámetro en el comportamiento térmico del material. En ambos casos, los datos de temperatura registrados por el termopar tipo K fueron adquiridos de manera continua mediante un sistema de adquisición de datos (data logger), permitiendo obtener dos curvas de enfriamiento representativas.

Las curvas obtenidas se emplearon para analizar las diferencias en la cinética de enfriamiento y solidificación del aluminio, así como para correlacionar el efecto de la vibración con los cambios observados posteriormente en la microestructura de la materia prima producida.

8.5. Recalentamiento

Una vez obtenida la materia prima, se procedió a su recalentamiento controlado mediante un equipo de inducción (Figura 7), con el objetivo de llevar el material a un estado semisólido. Este estado se caracteriza por la coexistencia de fases sólida y líquida en equilibrio, lo que permite manipular el material con ciertas ventajas mecánicas y estructurales respecto a los procesos convencionales de fundición y forjado. Las temperaturas de recalentamiento seleccionadas para este estudio fueron de 575 °C, 580 °C y 585 °C, seleccionadas para alcanzar un estado semisólido caracterizado por una mezcla de partículas sólidas globulares suspendidas en una matriz líquida. Este rango de temperaturas se eligió considerando las curvas de solidificación del material,

típicamente de las aleaciones de aluminio A356, donde el estado semisólido se encuentra entre la temperatura de solidus y liquidus (555°C - 615°C).



Figura 7. Máquina de calentamiento por inducción de alta frecuencia

Durante el proceso, se siguieron rampas de calentamiento controladas para cada temperatura de ensayo, como se muestra en la Figura 8. En todos los casos, el material se calentó de manera progresiva desde temperatura ambiente hasta 550°C en los primeros 25 minutos, manteniéndose a esa temperatura durante 15 minutos para garantizar la homogeneidad térmica del lingote. Posteriormente, se elevó la temperatura hasta alcanzar los valores objetivo de 575°C , 580°C

°C o 585 °C, según la condición experimental, manteniéndose constante hasta completar el ciclo de 60 minutos.

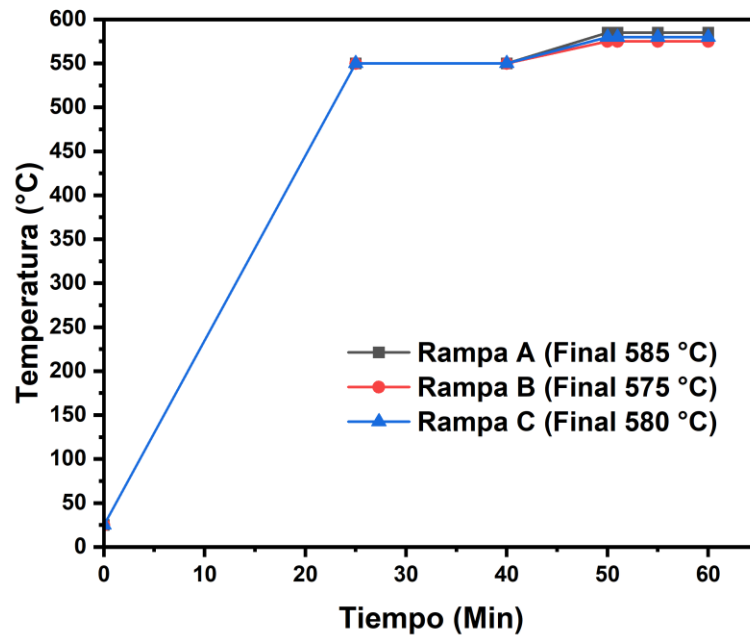


Figura 8. Rampas de calentamiento aplicadas a la aleación A356

Estas rampas térmicas se diseñaron para minimizar los gradientes térmicos internos y favorecer una transición controlada hacia el estado semisólido. La comparación de las tres rampas muestra que las diferencias de temperatura final (575, 580 y 585 °C) se logran sin alterar el tiempo total de exposición, lo que facilita la evaluación directa del efecto de la temperatura sobre la evolución microestructural.

Además de la variación en la temperatura, se evaluó el efecto del tiempo de mantenimiento en estado semisólido sobre la evolución microestructural. Se consideraron tiempos de 1, 5 y 10 minutos, con el propósito de analizar la influencia del tiempo de permanencia en los procesos de coalescencia, globularización y su influencia en el crecimiento de grano. Este control de

temperatura y tiempo es crítico, ya que influye directamente en el grado de redondez y homogeneidad microestructural del material.

Una vez finalizado el recalentamiento, las muestras fueron enfriadas rápidamente por inmersión en agua, con el objetivo de “congelar” la microestructura presente en el momento exacto del tratamiento, evitando transformaciones posteriores que pudieran alterar los resultados metalográficos.

Para evaluar los resultados del procesamiento, se llevó a cabo un análisis metalográfico detallado. Este procedimiento incluye el corte, montaje y pulido de las muestras obtenidas, continuando con un ataque químico apropiado para revelar la microestructura y seguido de su observación bajo un microscopio óptico. El objetivo es analizar cómo varía la morfología de la microestructura, específicamente la transición de aquellas partículas tipo roseta a partículas globulares en función de las condiciones de temperatura y tiempo aplicadas, además se identifica la presencia de fases secundarias y posibles defectos. La globularización es un indicador clave de la calidad del estado semisólido, y su evaluación permitirá correlacionar los parámetros de procesamiento con las propiedades mecánicas del material. Además, se emplearán técnicas complementarias como la medición de la fracción sólida mediante análisis de imágenes digitales para cuantificar los cambios observados tanto en las propiedades mecánicas y de comportamiento del material procesado.

8.5.1. Horno de inducción

El proceso de recalentamiento se llevó a cabo en un horno de inducción de alta frecuencia, mostrado en la Figura 7, el cual permite un calentamiento rápido, uniforme y controlado. El sistema opera a una potencia nominal de 3 kW. En condiciones de calentamiento, el horno trabaja con un

voltaje de 55.5 V y una corriente entre 11.7 A y 15 A, lo que equivale a un consumo efectivo de entre 671 y 870 W durante la etapa de inducción activa.

El equipo opera con controlador de temperatura, de modo que el incremento de temperatura sigue la rampa programada hasta alcanzar el valor objetivo, garantizando una transición térmica estable hacia el rango semisólido.

La principal ventaja del calentamiento por inducción radica en su capacidad de generar calor directamente dentro del volumen del material mediante corrientes parásitas. Así mismo, al no requerir contacto directo con la fuente de calor, se minimiza la contaminación del material y se conserva su pureza metalúrgica.

Durante el proceso, la potencia se ajustó de manera progresiva y automática siguiendo las rampas térmicas definidas (Figura 8). Este procedimiento permitió mantener un control preciso sobre el recalentamiento y la formación una microestructura globular estable, óptima para el proceso de tixoforado.

La combinación del recalentamiento por inducción, el enfriamiento rápido por inmersión y el análisis metalográfico posterior proporciona una base sólida para la optimización de los parámetros de procesamiento, permitiendo desarrollar piezas de alta calidad con potencial aplicación en las industrias automotriz y aeroespacial, donde se demandan materiales ligeros, de alta resistencia y excelente comportamiento en servicio.

8.6. Tixoforado

Una vez identificadas las condiciones óptimas de obtención de materia prima y recalentamiento, se realizó una prueba de tixoforado con el propósito de evaluar la capacidad de conformado de la aleación A356 en estado semisólido. Como puede apreciarse en la figura 9 ara

los lingotes previamente procesados mediante vaciado sobre plano inclinado y vibración mecánica fueron recalentados por inducción hasta alcanzar la condición semisólida seleccionada.

Posteriormente, la muestra fue transferida rápidamente a una matriz metálica montada en una prensa hidráulica dicha matriz se calentó previamente a una temperatura de 300 °C. El material semisólido se colocó entre las dos mitades de la matriz y se aplicó una carga de 3 toneladas hasta completar el cierre de la cavidad. Durante esta etapa, la presencia simultánea de fase sólida y líquida permitió que el material fluyera bajo presión, favoreciendo el llenado de la matriz y la reproducción de la geometría deseada.

El proceso se llevó a cabo en una sola etapa de conformado, aprovechando el comportamiento tixotrópico característico de la aleación en estado semisólido. Finalmente, la pieza obtenida fue extraída de la matriz y evaluada.



Figura 9. Proceso experimental de tixoforjado de la aleación A356 en estado semisólido mediante prensa hidráulica.

8.7. Técnicas de caracterización

8.7.1. Metalografía cualitativa y cuantitativa

La metalografía estudia microscópicamente las características estructurales de un metal o aleación para relacionarlas con las propiedades físicas y mecánicas de los mismos, como lo es el tamaño de grano, forma y distribución de las fases que comprenden la aleación, y de las inclusiones no metálicas como sopladuras, micro cavidades de contracción, escorias, así como la presencia de segregaciones y otras heterogeneidades que tienen gran efecto sobre las propiedades mecánicas y el comportamiento general de un metal. (Altamirano Meza, A., et al., 2013)

Para realizar el análisis metalográfico es necesario seguir los siguientes pasos:

1. Corte: se realizará cuando la pieza presente dimensiones muy grandes o formas complicadas que dificultan la preparación de los pasos subsecuentes.
2. Desbaste: El desbaste se lleva a cabo con la finalidad de preparar la superficie, obteniendo un rayado uniforme
3. Pulido: consiste en obtener de forma gradual, un rayado de acabado fino, la actividad se lleva a cabo con lijas, las lijas se emplean en forma consecutiva desde el número 80, 180, 250, 300, 400, 500, 600. Posteriormente obtener un pulido fino hasta alcanzar el acabado espejo
4. Ataque: El ataque es de tipo químico y consiste en cubrir la zona preparada (acabado espejo), con una solución química (HF) que debe ser acorde al tipo de metal por observar.

8.7.2. Microscopía óptica

Es un instrumento de amplificación de imágenes que consiste en la utilización de una o más lentes convergentes en un solo sistema óptico el área observada está ampliamente iluminada

y los objetos que se estudian hoy aparecen más oscuros que en el fondo, normalmente alcanzan hasta unos 1000 aumentos hoy, aunque con oculares poderosos esta cifra puede llegar a incrementarse en 2 veces. (Montalvo Arenas, C. E., 2010)

Con la ayuda de esta técnica se podrá obtener imágenes mediante el microscopio metalúrgico (figura 10) que permitirá observar el tamaño de grano, así como la morfología para su posterior estudio con ayuda de un software que ayude a evaluar el factor de forma de las partículas alfa primaria



Figura 10. Microscopio metalúrgico invertido de la marca Nikon EPIPHOT 200

8.8. Ensayos mecánicos

8.8.1. Dureza Brinell

En ensayo de dureza Brinell se hace bajo la norma ASTM E10-01 “Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, en el que se presiona una bola de metal duro contra el material. El tamaño de la indentación resultante se mide ópticamente para determinar la dureza del material. el indentador deberá ser un balín duro (acero templado) o de carburo de tungsteno (WC) de 10, 5, 2.5, 1.125 ó 0.625 mm como se muestra en la figura 11, se aplican utilizando cargas de 3,000 kg para metales ferrosos y de 500 kg para materiales no ferrosos. la carga de

ensayo debe incrementarse hasta su valor final en un plazo mínimo de dos a un máximo de ocho segundos. El tiempo de aplicación de la carga de ensayo suele ser de 10 a 15 segundos (s). En caso de un tiempo de aplicación más largo, la duración en segundos debe indicarse adicionalmente en el valor de dureza, p. ej.: 210 HBW 5/250/30 (tiempo de aplicación de 30 s).

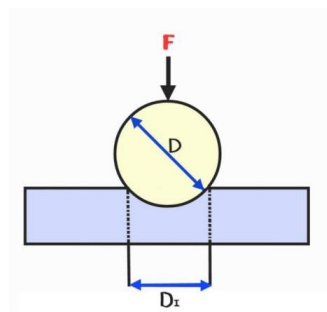


Figura 11. Ensayo de dureza Brinell

El número de dureza Brinell se calcula mediante la siguiente ecuación:

$$HB = 0.102 * \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - D_i^2})}$$

Donde:

$$constante = \frac{1}{g} = \frac{1}{9.80665} = 0.102$$

F = carga de prueba [N]

D = diámetro del balín [mm]

D_i = diámetro promedio de la huella [mm]

El método Brinell es adecuado para la determinación de la dureza de metales blandos (metales ligeros, plomo, estaño), así como de metales duros, como el acero y el hierro.

La tabla 4 resumen que aparece a continuación presenta los métodos Brinell agrupados por índice fuerza-diámetro, el rango de dureza asociado y las aplicaciones recomendadas (materiales). Cuanto mayor sea el factor de carga, más duros serán los metales que pueden o deben ensayarse con los métodos correspondientes a este índice fuerza-diámetro.

Tabla 4. Métodos Brinell agrupados por índice fuerza-diámetro, el rango de dureza asociado y las aplicaciones recomendadas (materiales)

Material	Método	Perforadores	Carga de prueba F	Grado de carga $0,102 \times F/D^2$	Rango de dureza HBW*
Acero/hierro	HBW	1 mm	294,2	30	95.5-653
	1/30		N		
	HBW	2,5 mm	1,839		
	2.5/187.5		kN		
	HBW	5 mm	7,355		
Metales ligeros Cobre / aluminio Aleaciones de cobre Aleaciones de aluminio	5/750		kN	10	31.8-218
	HBW	10 mm	29,42		
	10/3000		kN		
	HBW	1 mm	98,07		
	1/10		N		
Metal ligero Cobre / aluminio Aleaciones de cobre sin tratamiento térmico	HBW	2,5 mm	612,9	5	15.9-109
	2.5/62.5		N		
	HBW	5 mm	2,452		
	5/250		kN		
	HBW	10 mm	9,807		
Metales ligeros	10/1000		kN	2.5	7,96-54,5
	HBW	1 mm	49,03		
	1/5		N		
	HBW	2,5 mm	306,5		
	2.5/31.25		N		
Metales ligeros	HBW	5 mm	1,226	2.5	7,96-54,5
	5/125		kN		
	HBW	10 mm	4,903		
	10/500		kN		
	HBW	1 mm	24,52		
Metales ligeros	1/2.5		N	2.5	7,96-54,5
	HBW	2,5 mm	153,2		
	2.5/15.625		N		
	HBW	5 mm	612,9		
	5/62.5		N		
Metales ligeros	HBW	10 mm	2,452	2.5	7,96-54,5
	10/250		kN		

Metales ligeros		HBW	1 mm		9,807	1	3.18-21.8
Plomo / estaño	1/1			N			
		HBW	2,5 mm		61,29		
	2.5/6.25			N			
		HBW	5 mm		245,2		
	5/25			N			
		HBW	10 mm		980,7		
	10/100			N			

Para realizar este ensayo, se utilizó el dispositivo que se muestra en la figura 12



Figura 12. Macrodurómetro Brinell marca NEWAGE, modelo NB 3010

9. Resultados

9.1. Microestructura obtenida mediante solidificación convencional

Previo al análisis del procesamiento por plano inclinado, se evaluó la microestructura obtenida mediante una solidificación convencional de la aleación A356, vaciada directamente a 690 °C en una lingotera de bronce, sin aplicación de vibración ni uso de plano inclinado. La micrografía correspondiente se muestra en la Figura 13, donde se observa una morfología claramente dendrítica de la fase α -Al, caracterizada por brazos primarios y secundarios bien definidos. La formación de esta estructura es típica de procesos de solidificación convencional, Como consecuencia, se generan estructuras dendríticas continuas que limitan la fluidez del material en estado semisólido y favorecen la concentración de esfuerzos produciendo

agrietamiento prematuro debido a la presencia de partículas de Si rugosas y laminares cuando el material se somete a deformación (Gebril et al., 2023).

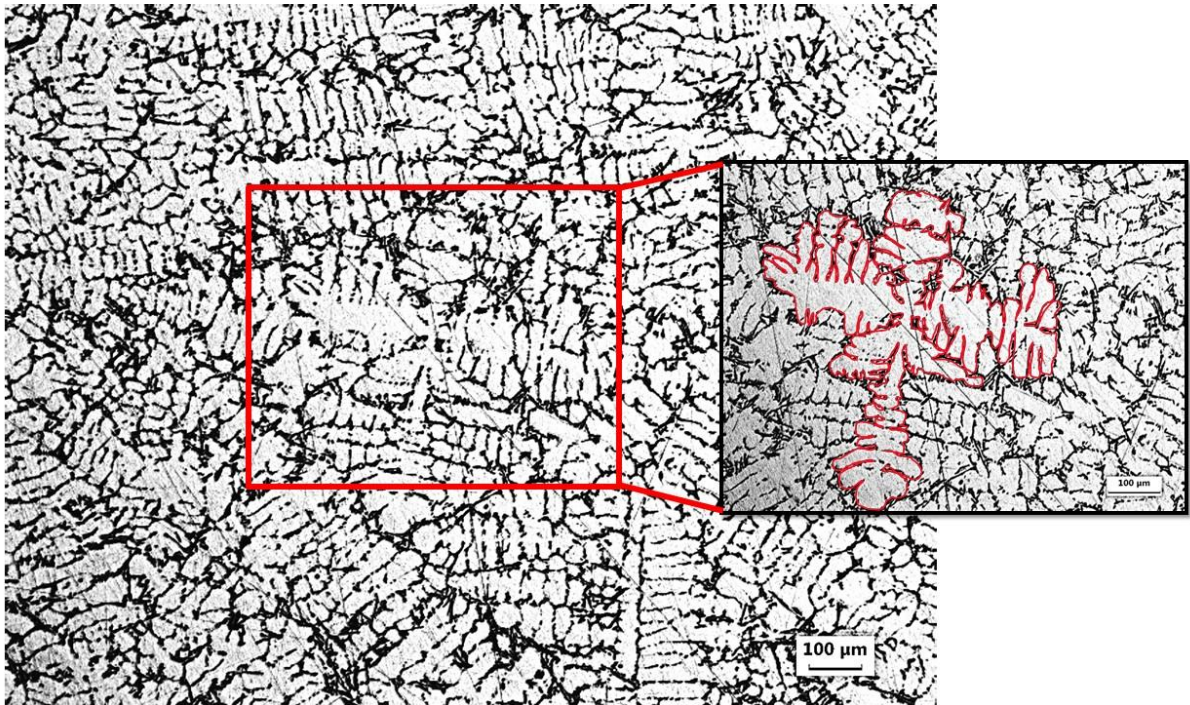


Figura 13. Microestructura dendrítica de la aleación A356 obtenida mediante solidificación convencional en lingotera de bronce sin aplicación de vibración ni plano inclinado

Diversos estudios han demostrado que, para procesos de conformado semisólido, una microestructura globular o esferoidal resulta considerablemente más favorable que una morfología dendrítica ya que, como lo mencionan Dey et al. (2006), la fundición convencional suele presentar defectos estructurales internos, tales como atrapamiento de óxidos y gases, así como porosidad por contracción, los cuales conducen a una disminución significativa de las propiedades mecánicas del material. De la misma manera, Cavaliere, Cerri y Leo (2005) indican que una aleación de aluminio tixotroformada con una fracción líquida cercana al 50 %, en comparación con su equivalente completamente líquida empleada en la fundición a presión convencional, presenta tres ventajas principales: una viscosidad considerablemente mayor, que permite la inyección del material a velocidades relativamente altas; un menor contenido de calor, lo que favorece un incremento

significativo en la tasa de producción; y una menor contracción durante la solidificación, reduciendo así la formación de porosidad.

A partir de lo anteriormente expuesto por los autores, puede afirmarse que la presencia de una microestructura globular favorece significativamente el desempeño de los procesos de conformado semisólido, ya que las partículas globulares permiten una mejor fluidez del material y promueven un comportamiento tixotrópico más estable durante el conformado. Asimismo, una estructura esferoidal contribuye a mejorar propiedades mecánicas como la ductilidad, la resistencia a la fatiga y la homogeneidad microestructural

Asimismo, Neag y Becker (2023) señalan que Wang et al. reportaron que una aleación A356 con granos dendríticos de diámetro superior a 800 μm no logró transformarse hacia una microestructura globular durante el proceso de refundición parcial y mantenimiento isotérmico. La Figura 14 muestra dicha condición, donde incluso después del tratamiento semisólido persiste una morfología predominantemente dendrítica. Este comportamiento indica que, cuando el tamaño de las dendritas es excesivamente grande, los mecanismos de fragmentación, fusión parcial y esferoidización resultan insuficientes para promover una transformación efectiva hacia partículas globulares. Por esta razón, en los procesos de conformado semisólido se busca evitar la formación inicial de estructuras dendríticas gruesas y, en su lugar, generar microestructuras refinadas mediante técnicas como el plano inclinado, la agitación mecánica o la vibración durante la solidificación, facilitando posteriormente la obtención de una estructura globular homogénea durante el recalentamiento al estado semisólido.



Figura 14. Evolución microestructural de una estructura dendrítica gruesa de A356 durante el recalentamiento a 580 °C por 30 min (Wang et al., citado en Neag y Becker, 2023).

En este contexto, la presencia de la microestructura dendrítica mostrada en la Figura 13 sirve como referencia comparativa para evidenciar posteriormente el efecto del plano inclinado y de la vibración mecánica sobre la fragmentación dendrítica y la transición hacia morfologías tipo roseta y globulares.

9.2. Simulación teórica del campo de velocidad del aluminio fundido en el proceso de vaciado por plano inclinado

La Figura 15 presenta una simulación del campo de velocidad teórico del aluminio fundido, al desplazarse sobre el plano inclinado durante el proceso de vaciado mediante el software COMSOL Multiphysics, utilizando el modelo de turbulencia k-ε.

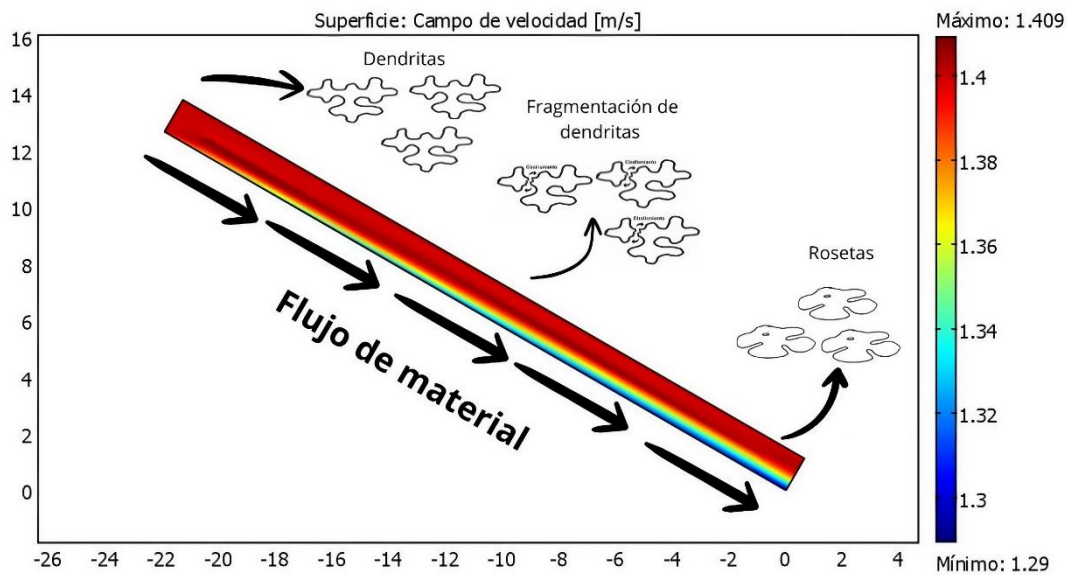


Figura 15. Simulación teórica del campo de velocidad y representaciones esquemáticas de la evolución microestructural del aluminio fundido durante su flujo sobre el plano inclinado.

Como se observa en la figura 16 la forma de simulación se representó mediante un rectángulo inclinado a 60° , el cual simboliza una película de aluminio fundido desplazándose a lo largo de la pendiente de enfriamiento, de forma similar al proceso experimental empleado para la obtención de la materia prima.

En el subdominio correspondiente al aluminio fundido se asignaron las propiedades físicas del material, considerando una densidad de 2680 kg/m^3 y una viscosidad dinámica de $1.25 \times 10^{-3} \text{ Pa} \cdot \text{s}$. La velocidad de entrada del aluminio se estableció de manera teórica en 1.4 m/s , con el fin de representar el flujo inicial del metal líquido al entrar en contacto con el plano inclinado.

En el modelo, la zona inferior del rectángulo se definió como pared, ya que representa la superficie del aluminio en contacto directo con el plano de cobre. La parte superior se consideró como contorno abierto, debido a que corresponde a la superficie libre del metal expuesta al medio

ambiente. Finalmente, la región inferior del modelo se definió como salida, correspondiente al punto donde el aluminio abandona la pendiente y se dirige hacia la lingotera.

La simulación fue procesada empleando una malla de 152 elementos, suficiente para obtener una representación general del comportamiento del flujo dentro del dominio.

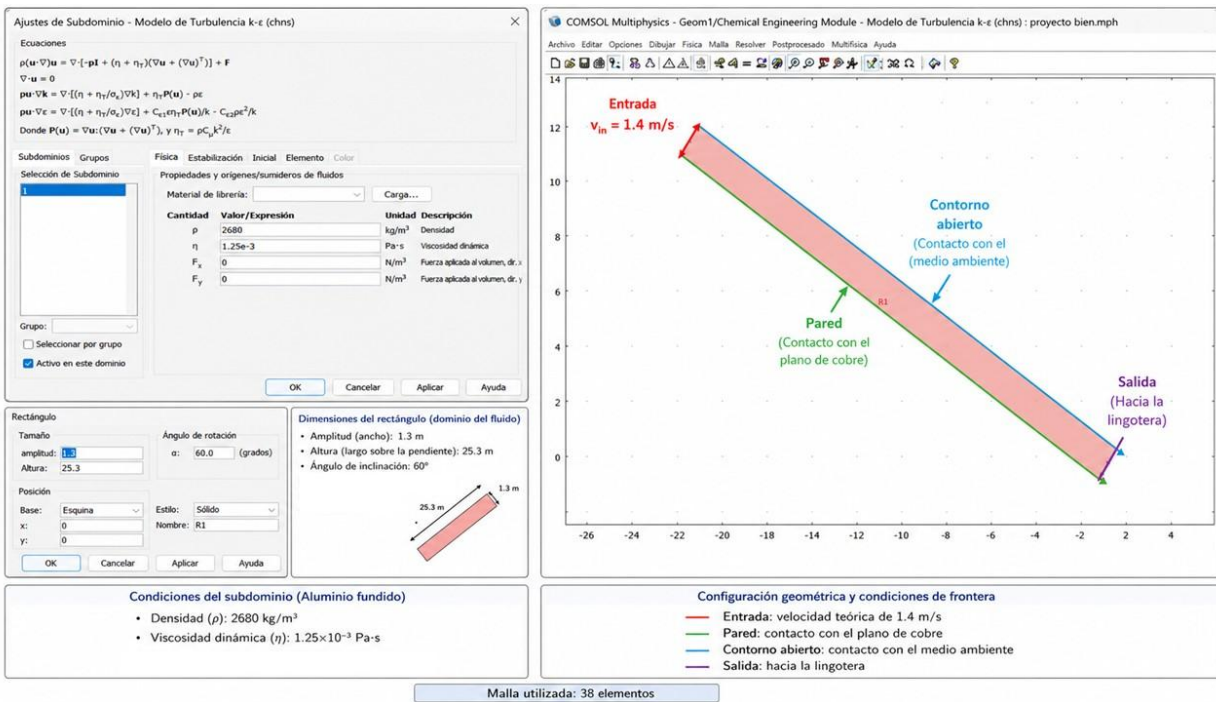


Figura 16. Configuración geométrica, propiedades del aluminio fundido y condiciones de frontera empleadas en la simulación teórica del campo de velocidad durante el vaciado sobre plano inclinado.

Esta simulación representa el comportamiento del metal líquido a la temperatura de vaciado seleccionada (650°C), permitiendo visualizar la distribución de velocidades a lo largo de la pendiente. Se observa un gradiente de velocidad bien definido, con valores máximos cercanos a la superficie libre y una ligera disminución hacia las zonas en contacto con el plano, lo cual es consistente con un flujo impulsado por la gravedad.

En la región inicial del plano inclinado, representada esquemáticamente en la figura 15, el metal comienza a solidificar bajo condiciones de menor esfuerzo cortante, favoreciendo la formación de estructuras dendríticas primarias. Conforme el material avanza sobre la pendiente,

el aumento progresivo del campo de velocidad genera fuerzas de cizallamiento significativas, las cuales inducen la fragmentación de los brazos dendríticos, tal como se ilustra en la zona intermedia de la figura.

Estos fragmentos sólidos al alcanzar un tamaño crítico se comportan como núcleos sólidos que se redistribuyen en el fundido lo que incrementa la densidad de nucleación del sistema, promoviendo un crecimiento equiaxial y reduciendo la continuidad de la zona de morfología dendrítica. Finalmente, en la región de salida del plano inclinado, se representa la evolución hacia una microestructura tipo roseta, caracterizada por partículas más compactas y redondeadas, resultado directo del efecto combinado del flujo, el cizallamiento y la solidificación parcial.

Es importante destacar que el campo de velocidad mostrado es de naturaleza teórica, obtenido a partir de una simulación numérica, y no corresponde a una medición experimental directa. No obstante, los resultados permiten respaldar de manera cualitativa los fenómenos observados experimentalmente, al evidenciar que el flujo del metal sobre la pendiente genera condiciones favorables para la fragmentación dendrítica y la homogenización microestructural de la materia prima destinada al tixoforado.

9.3. Evolución microestructural del aluminio fundido durante el flujo de aluminio en plano inclinado

Con el propósito de validar experimentalmente la evolución microestructural propuesta en la simulación del campo de velocidad (Figura 15), se presenta la Figura 17, donde se muestran micrografías obtenidas en tres regiones del plano inclinado: zona superior (entrada), zona intermedia (proceso) y zona inferior (salida). La disposición vertical de las imágenes sigue la dirección del flujo del metal sobre el plano inclinado, indicada mediante la flecha lateral.

En la zona superior (Entrada) se observa una microestructura predominantemente dendrítica, caracterizada por brazos primarios y secundarios alargados y parcialmente desarrollados, como se resalta en el acercamiento señalado en rojo. Esta morfología es consistente con la región inicial del plano inclinado, donde el metal comienza a solidificar bajo menores condiciones de cizallamiento, permitiendo el crecimiento dendrítico relativamente libre.

En la zona intermedia (Proceso) se identifican evidencias claras de fragmentación dendrítica. Los brazos secundarios aparecen interrumpidos y con morfología irregular, formando agregados sólidos más compactos, tal como se aprecia en el detalle ampliado. Este comportamiento coincide con el incremento del campo de velocidad predicho en la simulación, donde los esfuerzos cortantes inducidos por el flujo favorecen la ruptura mecánica de las dendritas en formación. Los fragmentos generados, al alcanzar un tamaño crítico, se comportan como núcleos sólidos efectivos, incrementando la densidad de nucleación y promoviendo una transición hacia estructuras más equiaxiales.

Finalmente, en la zona inferior (Salida) se observa una microestructura con morfología tipo roseta, caracterizada por partículas más compactas, de menor tamaño y con menor ramificación, como se evidencia en el acercamiento correspondiente. Esta evolución confirma que el efecto combinado del flujo, el cizallamiento y la solidificación parcial favorece la transformación progresiva desde una estructura dendrítica inicial hacia una morfología más globular y refinada.

En conjunto, la comparación entre las tres regiones demuestra una evolución microestructural progresiva: de una estructura dendrítica inicial, pasando por una etapa de fragmentación con partículas de mayor tamaño, hasta una microestructura tipo roseta más fina en la salida del plano inclinado. Estos resultados experimentales corroboran cualitativamente el modelo propuesto (figura 15)

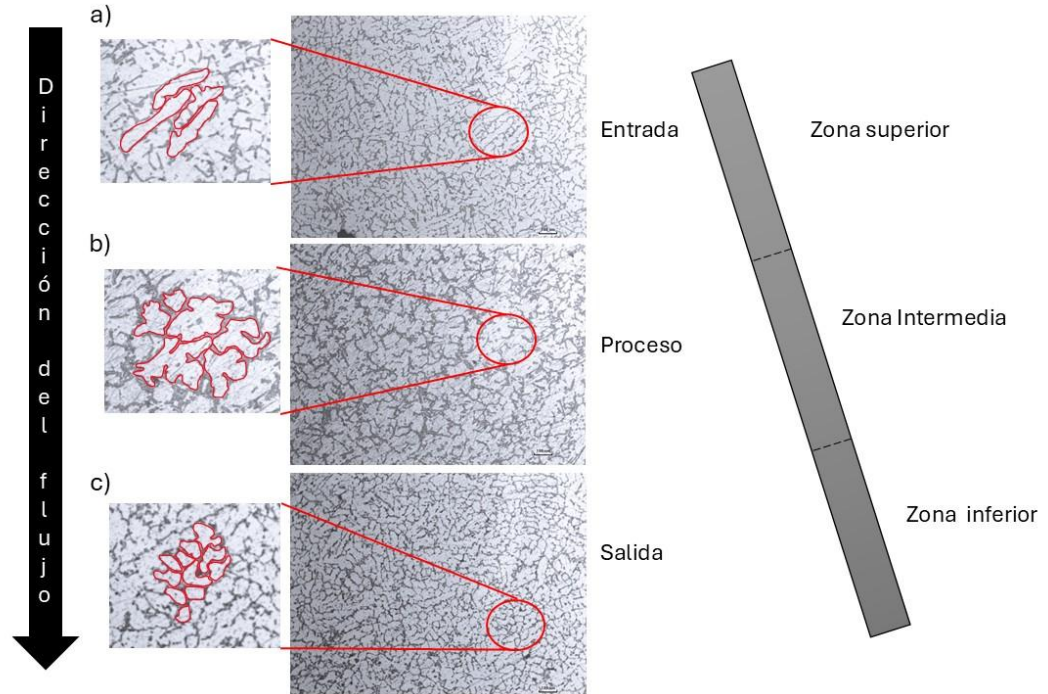


Figura 17. Evolución microestructural del aluminio A356 a lo largo del plano inclinado: (a) zona superior (entrada) con morfología dendrítica; (b) zona intermedia con evidencia de fragmentación dendrítica; y (c) zona inferior (salida) con formación de partículas tipo roseta. Los recuadros en rojo muestran ampliaciones representativas de cada región.

9.4. Curva de enfriamiento

La Figura 18 muestra las curvas de enfriamiento obtenidas durante la solidificación del aluminio A356 vaciado a 650 °C con un Angulo de 60° en la lingotera, bajo dos condiciones: sin vibración y con aplicación de vibración mecánica. En ambos casos se observa una disminución continua de la temperatura con el tiempo, característica del proceso de solidificación y enfriamiento del metal fundido. No obstante, existen diferencias claras entre ambas curvas que evidencian el efecto de la vibración.

La curva correspondiente a la lingotera con vibración presenta una pendiente ligeramente más pronunciada en comparación con la condición sin vibración, lo que indica una mayor

velocidad de enfriamiento. Este comportamiento puede atribuirse a la vibración aplicada, la cual favorece una mejor transferencia de calor al promover el desprendimiento de los núcleos de metal solidificado en contacto con las paredes de la lingotera generando una mayor densidad de nucleación. Asimismo, la vibración contribuye a una distribución más homogénea de la temperatura dentro del volumen solidificante.

Esta diferencia en las tasas de enfriamiento tiene un impacto directo en la evolución microestructural. Una mayor velocidad de enfriamiento, como la observada en la condición con vibración, favorece la fragmentación de brazos dendríticos y la generación de núcleos sólidos adicionales. Este fenómeno contribuye a la formación de una microestructura menos dendrítica y más refinada, facilitando la transición hacia morfologías tipo roseta observadas posteriormente en la materia prima obtenida mediante pendiente de enfriamiento.

En contraste, la condición sin vibración muestra una curva de enfriamiento ligeramente más suave, asociada a menores gradientes térmicos y a una solidificación más estable, lo que tiende a favorecer el crecimiento dendrítico. Estas diferencias térmicas explican las variaciones microestructurales observadas entre ambas condiciones experimentales.

En conjunto, las curvas de enfriamiento confirman que la aplicación de vibración durante el vaciado no solo modifica el comportamiento térmico del sistema, sino que también desempeña un papel clave en la generación de condiciones favorables para la fragmentación dendrítica y la obtención de una microestructura adecuada para procesos posteriores en estado semisólido, como el tixoforado.

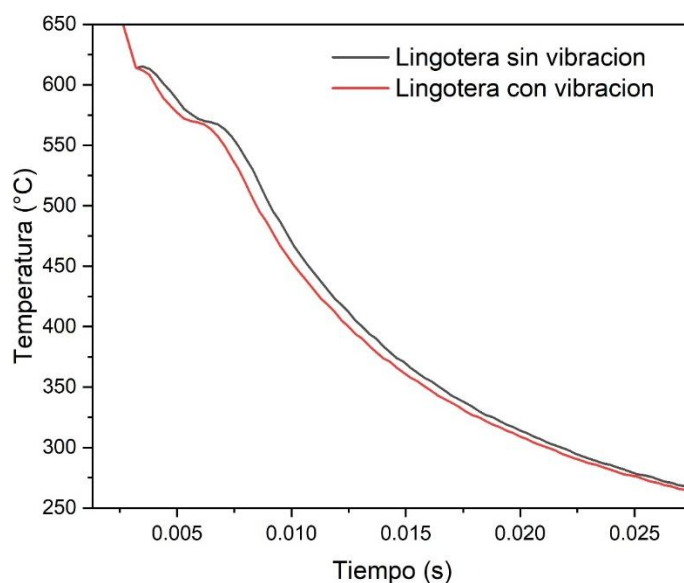


Figura 18. Curvas de enfriamiento del aluminio A356 durante la solidificación en lingotera bajo condiciones con y sin vibración mecánica.

La Figura 19 presenta un acercamiento de las curvas de enfriamiento mostradas previamente, con el objetivo de analizar con mayor precisión los fenómenos térmicos que ocurren en las etapas iniciales de la solidificación. En este intervalo de tiempo se distinguen claramente las regiones asociadas a la nucleación y crecimiento de la fase α -Al, así como la posterior nucleación y crecimiento del eutéctico.

En ambas condiciones experimentales se observa que la nucleación de la fase primaria α -Al ocurre en el rango cercano a los 610–615 °C. Sin embargo, bajo la condición con vibración, esta etapa se presenta ligeramente anticipada y con una pendiente más pronunciada, lo que indica un mayor grado de sobreenfriamiento y una cinética de solidificación más acelerada. Esto sugiere que la vibración favorece la activación de sitios de nucleación y aumenta la densidad de núcleos sólidos formados en las primeras etapas.

Posteriormente, durante el crecimiento de la fase α -Al, la curva correspondiente a la lingotera con vibración mantiene una tendencia de enfriamiento más rápida en comparación con la condición sin vibración, lo que implica una mayor tasa de extracción de calor. Esta diferencia térmica influye directamente en la morfología final, promoviendo estructuras menos dendríticas y más refinadas.

En la región asociada a la nucleación eutéctica, también se aprecia un ligero desplazamiento hacia tiempos menores en la condición con vibración, indicando que el proceso de transformación eutéctica inicia antes debido a la aceleración general de la solidificación. Finalmente, la etapa de crecimiento eutéctico y enfriamiento posterior muestra una separación más evidente entre ambas curvas, confirmando que la vibración modifica la cinética térmica del sistema desde las primeras etapas del proceso.

Este análisis detallado de las fases iniciales de la curva permite correlacionar el comportamiento térmico con la evolución microestructural observada, particularmente con el incremento en la densidad de nucleación y la transición hacia morfologías más equiaxiales bajo condiciones de vibración.

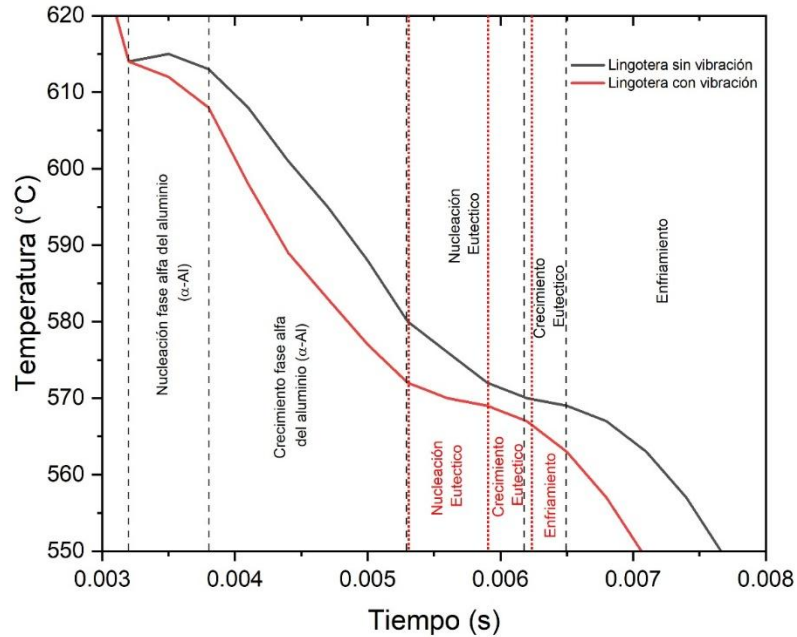


Figura 19. Acercamiento de las curvas de enfriamiento del aluminio A356 durante la solidificación en lingotera con y sin vibración mecánica.

9.5. Materia prima

El análisis metalográfico se realizó conforme al procedimiento mostrado en la Figura 20, donde se observa el corte y subdivisión del lingote solidificado. Las muestras se obtuvieron a partir de cilindros de 40 mm de diámetro y 66 mm de altura, los cuales fueron seccionados en una mitad longitudinal. A su vez, se identificaron tres zonas específicas del diámetro del lingote, con el fin de caracterizar detalladamente la variación microestructural a lo largo de su sección transversal, estas tres zonas fueron evaluadas de manera sistemática a lo largo de toda la altura del lingote, con el propósito de obtener una representación completa y comparativa de la evolución microestructural en la dirección vertical.

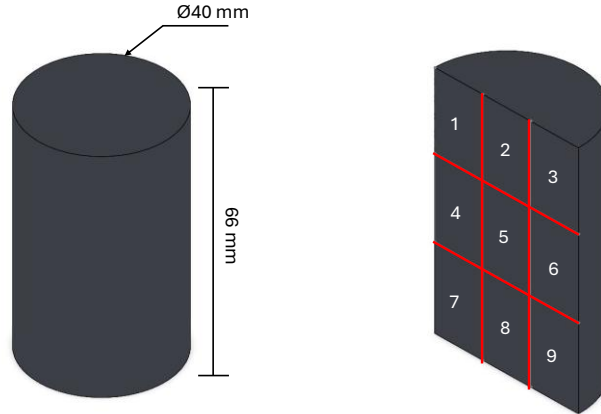


Figura 20. Esquema del procedimiento de corte y localización de zonas de análisis en el lingote solidificado.

Durante las pruebas iniciales se evaluaron diferentes combinaciones de temperatura de vaciado, frecuencia de vibración y ángulo de inclinación de la pendiente de enfriamiento, con el propósito de analizar la influencia de estos parámetros sobre la evolución microestructural de la aleación A356. Para ello, se estudiaron distintas condiciones de procesamiento que permitieron identificar su efecto en la transformación de la morfología dendrítica característica de la solidificación convencional hacia estructuras más refinadas y globulares. A continuación, se muestra las microestructuras obtenidas bajo 5 condiciones representativas de vaciado, correspondientes a temperaturas de 630 y 650 °C, frecuencias de vibración de 150 y 250 Hz, y ángulos de inclinación de 30° y 60°, con el fin de establecer la relación existente entre las variables de procesamiento y los cambios observados en la microestructura obtenida.

Las imágenes metalográficas fueron analizadas mediante el software ImageJ, el cual permitió determinar parámetros cuantitativos como el tamaño de grano y la circularidad de las partículas α -Al. Para ello, se utilizó el criterio de segmentación mostrado en la Figura 20, donde

el lingote fue dividido en nueve regiones de análisis distribuidas a lo largo de su sección longitudinal, con el objetivo de evaluar la homogeneidad microestructural en distintas zonas del material. Sin embargo, con fines de comparación entre las diferentes condiciones de procesamiento, en los apartados siguientes se presenta únicamente la micrografía más representativa de cada condición experimental.

De manera general, se observa una transición desde estructuras tipo roseta poco definidas hacia partículas más refinadas y homogéneas conforme aumenta la temperatura de vaciado y se modifican las condiciones de vibración y flujo sobre el plano inclinado. Asimismo, las diferencias observadas evidencian la influencia conjunta de la extracción de calor, la fragmentación dendrítica inducida por el esfuerzo cortante y la acción de las vibraciones mecánicas sobre la formación de la materia prima destinada al procesamiento semisólido.

9.5.1. Microestructura obtenida a 630 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.

En la figura 21 se puede observar una microestructura en la que se identifican remanentes de brazos dendríticos y partículas α -Al con contornos irregulares. La fase eutéctica se distribuye de manera continua a lo largo de los límites de las partículas primarias, mientras que la variación en el tamaño y la forma de las rosetas evidencia una distribución microestructural heterogénea. Estas características sugieren que la fragmentación dendrítica inducida por el flujo sobre el plano inclinado y la vibración mecánica aún es limitada bajo esta condición de procesamiento, por lo que la evolución hacia una morfología roseta no se ha completado. Lo anterior se confirma mediante el factor de forma de 0.439, valor relativamente bajo que indica una escasa esferoidización de las partículas α -Al y la persistencia de morfologías alargadas e irregulares. Asimismo, el tamaño de grano promedio de 91.381 μm de un total de 117 partículas analizadas.

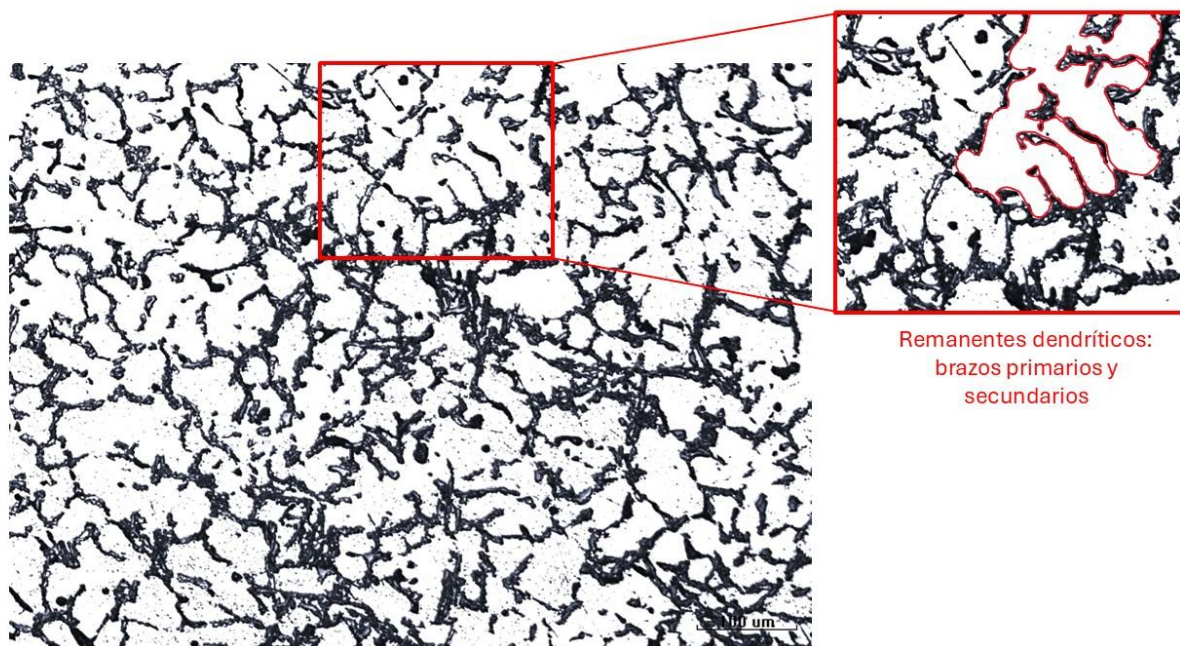


Figura 21. Microestructura obtenida a 630 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.

9.5.2. Microestructura obtenida a 630 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.

En la figura 22 se observa una microestructura compuesta por partículas α -Al tipo roseta de mayor tamaño, acompañadas por una distribución aún heterogénea. El incremento en la frecuencia de vibración y el ángulo de inclinación favorece la acción del esfuerzo cortante durante el flujo del metal sobre la pendiente de enfriamiento, promoviendo una mayor fragmentación de los brazos dendríticos. Sin embargo, todavía se identifican partículas alargadas y remanentes dendríticos aislados, lo que indica que la evolución hacia una morfología completamente roseta aún no se ha alcanzado. Lo anterior se corrobora mediante el factor de forma de 0.396, valor que evidencia un bajo grado de esferoidización y la permanencia de partículas con geometrías irregulares. Asimismo, el tamaño de grano promedio de 106.997 μm indica la presencia de 74 partículas α -Al relativamente gruesas.

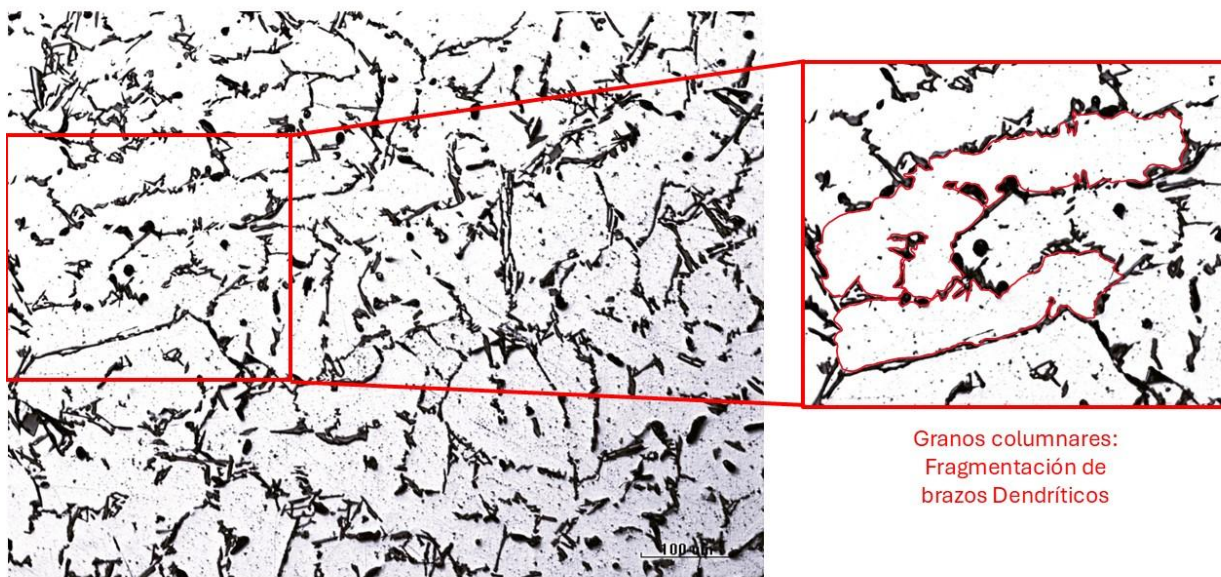


Figura 22. Microestructura obtenida a 630 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.

9.5.3. Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.

La figura 23 evidencia cambios bajo estas condiciones ya que se puede apreciar una microestructura más refinada y homogénea, caracterizada por partículas α -Al tipo roseta distribuidas uniformemente a lo largo de la muestra. El incremento de la temperatura de vaciado favorece una mayor fluidez del metal líquido, promoviendo una distribución más uniforme de la fase primaria y una reducción de los brazos dendríticos. Asimismo, algunas partículas comienzan a presentar contornos parcialmente redondeados, lo que evidencia una transición favorable hacia morfologías adecuadas para el procesamiento semisólido. Lo anterior se confirma mediante un factor de forma de 0.517, valor que indica un mayor grado de esferoidización en comparación con las condiciones previamente evaluadas. De igual manera, el tamaño de grano promedio de 60.138 μm evidencia un importante refinamiento microestructural pues el número de partículas contabilizadas fue de 194.

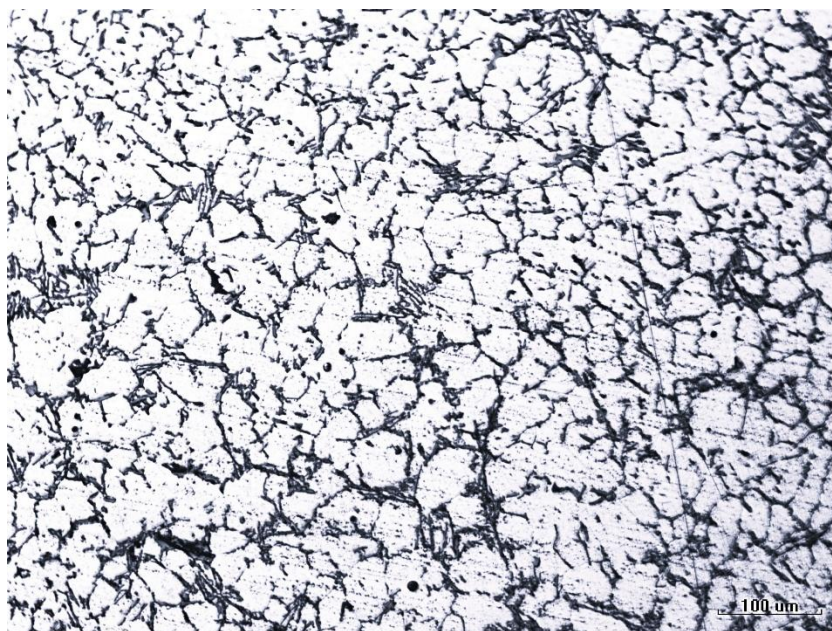


Figura 23. Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 30° de inclinación.

9.5.4. Microestructura obtenida a 650 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.

Se observa una microestructura homogénea compuesta por partículas α -Al con contornos más redondeados y una distribución uniforme a lo largo de la muestra. Asimismo, la presencia reducida de remanentes dendríticos y la aparición de partículas con morfologías tipo roseta evidencian una fragmentación más eficiente de las dendritas primarias. La combinación de una mayor temperatura de vaciado, una alta frecuencia de vibración y un mayor ángulo de inclinación favorece la interacción entre el metal líquido y la pendiente de enfriamiento, promoviendo una evolución microestructural adecuada para aplicaciones de procesamiento semisólido. Lo anterior descrito puede apreciarse en la figura 24. Estos resultados se corroboran mediante un factor de forma de 0.607, valor que indica un elevado grado de esferoidización y una evolución favorable hacia morfologías más adecuadas para el conformado semisólido. Asimismo, el tamaño de grano promedio de 97.424 μm evidencia la presencia de partículas α -Al de mayor tamaño, aunque con una distribución uniforme y contornos más redondeados. Sin embargo, a pesar de presentar un

factor de forma favorable, esta condición no fue seleccionada como la óptima debido a que el tamaño de grano es relativamente grande con un total de 88 partículas α -Al.

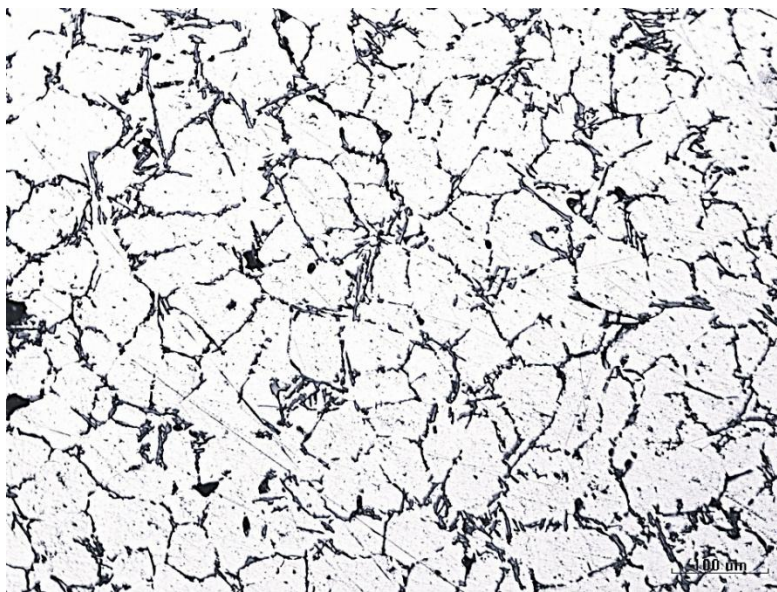


Figura 24. Microestructura obtenida a 650 °C, 250 Hz y 60° de inclinación.

En conjunto, se observa una evolución progresiva de la microestructura conforme aumentan la temperatura de vaciado y las condiciones que incrementan el esfuerzo cortante durante el flujo del metal sobre la pendiente de enfriamiento. Las condiciones de 630 °C generan estructuras más heterogéneas y con mayor presencia de remanentes dendríticos, mientras que las condiciones de 650 °C favorecen una distribución más uniforme de las partículas α -Al y una transición hacia morfologías cercanas a la esferoidal, características deseables para el procesamiento en estado semisólido.

9.5.5. Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 60° de inclinación.

En la Figura 25 se aprecia claramente el efecto de estas condiciones de procesamiento, reflejando una microestructura refinada y homogénea pues se analizaron un total de 147 partículas α -Al, con factor de forma de 0.597 y un tamaño de grano de 71.347 μ m, distribuidas uniformemente a lo largo de la muestra el cual representa un equilibrio adecuado entre

el refinamiento microestructural y el crecimiento de las partículas. Asimismo, la aparición de partículas con morfologías cercanas a la esferoidal evidencia una fragmentación eficiente de las dendritas durante el flujo del metal sobre el plano inclinado. Incluso, es posible identificar algunas partículas que ya presentan una morfología esferoidal bien definida, lo que indica una evolución microestructural avanzada y un estado favorable para posteriores procesos de conformado semisólido. Estas características confirman que esta condición de procesamiento proporciona una materia prima adecuada para aplicaciones de tixoconformado. A diferencia de otras condiciones evaluadas, esta combinación de parámetros permitió obtener simultáneamente una buena esferoidización y un tamaño de grano moderado, razón por la cual fue seleccionada como la condición óptima para la obtención de la materia prima destinada a las etapas posteriores de procesamiento semisólido.

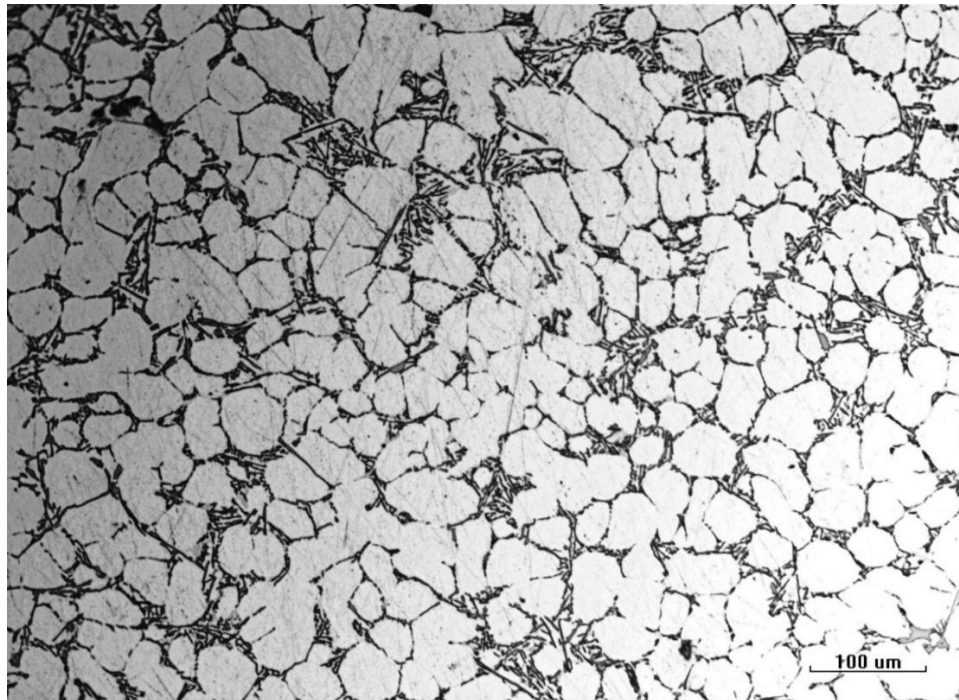


Figura 25. Microestructura obtenida a 650 °C, 150 Hz y 60° de inclinación.

A partir de las observaciones microestructurales obtenidas bajo las diferentes condiciones experimentales, se elaboró una comparación sistemática de los parámetros de procesamiento

empleados y su efecto sobre la morfología final de la aleación. Esta información se resume en la Tabla 5, la cual permitió identificar las condiciones más favorables para la obtención de una materia prima adecuada para posteriores tratamientos de recalentamiento en estado semisólido.

Tabla 5. Condiciones de vaciado sobre la pendiente de enfriamiento y su efecto en la morfología microestructural.

Temperatura de vaciado (°C)	Frecuencia (Hz)	Angulo de inclinación	Morfología resultante	Observaciones
630	150	30	Dendrítica-roseta	Mayor heterogeneidad y presencia de remanentes dendríticos. Con este Angulo se observó material remanente adherido a la pendiente
650	150	30	Dendrítica-roseta	Microestructura más refinada, uniforme y cercana a la condición óptima. Flujo más constante, pero con material remanente
630	250	60	Dendrítica-roseta	La microestructura presento uniformidad moderada Mayor fragmentación dendrítica, pero aún con partículas alargadas.
650	250	60	Dendrítica-roseta	Microestructura más uniforme debido al mayor ángulo de inclinación
650	150	60	Dendrítica-roseta	Microestructura más uniforme debido al mayor ángulo de vibración, además de una morfología más pequeña Las partículas primarias α -Al presentan una morfología muy cercana a la esferoidal, con contornos suaves y redondeados.

La transformación de una microestructura dendrítica hacia una morfología tipo roseta en aleaciones A356 depende fuertemente de dos factores clave durante el vaciado: la vibración aplicada y la temperatura del metal fundido. La vibración induce perturbaciones mecánicas que generan tensiones dinámicas sobre los brazos dendríticos, promoviendo su fragmentación y el desprendimiento de dendritas secundarias y terciarias. Estos fragmentos funcionan como nuevos núcleos sólidos, que se redistribuyen en el fundido, favoreciendo un crecimiento más equiaxial y homogéneo. Este mecanismo concuerda con lo reportado por Acar, Acici y Guler (2020), quienes señalan que, en las rutas de procesamiento en estado líquido, la producción de materia prima no dendrítica ocurre mediante la fragmentación de las dendritas debida a fuerzas de cizallamiento o por la supresión de las condiciones necesarias para el crecimiento dendrítico, como el sobreenfriamiento constitutivo.

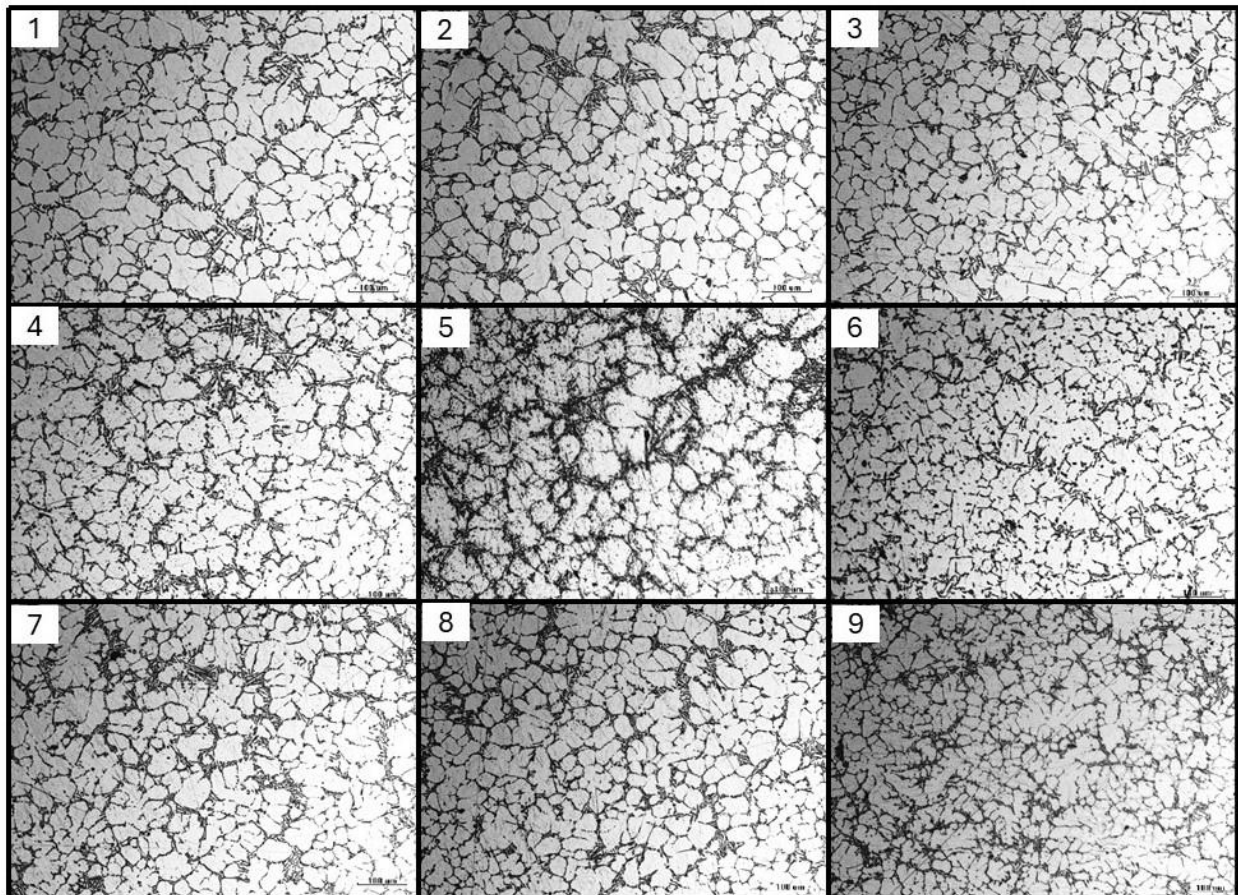
Paralelamente, la temperatura de vaciado determina la velocidad de enfriamiento sobre la pendiente: a temperaturas más elevadas (650 °C) el metal presenta mayor fluidez, lo que potencia la remoción de brazos dendríticos debido a las fuerzas de cizallamiento y reduce la solidez inicial de la estructura. En cambio, a temperaturas más bajas (como 630 °C), la solidificación ocurre más rápidamente, generando dendritas más gruesas y menos susceptibles a fragmentarse. La combinación óptima —vaciado a alta temperatura y vibración controlada— favorece así la transición hacia una estructura tipo roseta, condición base indispensable para obtener posteriormente granos globulares durante el procesamiento en estado semisólido (Acar et al., 2020).

A partir de estas observaciones se determinó que la condición más adecuada para el presente estudio fue un vaciado a 650 °C con una vibración de 150 Hz y ángulo de 60°, ya que esta combinación permitió obtener un flujo continuo durante el descenso, evitó la acumulación de

material en la pendiente y generó una microestructura tipo roseta adecuada para el posterior recalentamiento en estado semisólido. Además, esta condición ofreció estabilidad operativa, menor variabilidad y una mejor transición hacia la morfología globular esperada en las etapas posteriores.

Una vez definida la mejor condición se obtuvieron nueve imágenes representativas de la microestructura a lo largo de diferentes secciones del lingote, las cuales se presentan en la Tabla 6

Tabla 6. Microestructura obtenida en las nueve posiciones definidas del lingote solidificado vaciado a 650°C, 150Hz, 60° de inclinación.



A continuación, se presenta una tabla 7 de los resultados obtenidos:

Tabla 7. Parámetros microestructurales promedio obtenidos en las diferentes regiones del lingote de aleación A356 vaciado a 650°C, 150Hz, 60° de inclinación.

Materia prima										
	Arriba			Medio			Abajo		Promedio	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Area (μm^2)	1367.064	2328.043	2656.433	1239.031	2276.767	1976.856	1640.544	1748.459	1693.112	1880.701
Perim. (μm)	193.662	241.298	251.102	203.463	220.408	198.182	197.441	194.759	178.131	208.716222
Circ.	0.634	0.597	0.523	0.459	0.52	0.529	0.577	0.59	0.666	0.56611111
Feret (μm)	52.78	71.347	74.783	53.404	69.262	63.681	57.715	59.471	58.041	62.276

Los resultados obtenidos se resumen en la tabla 7 correspondiente a la condición inicial, donde se aprecia un promedio de área de $1880.701 \mu\text{m}^2$, perímetro de $208.716 \mu\text{m}$, y una circularidad media de 0.566, lo cual es indicativo de una morfología intermedia entre dendrítica y globular. El parámetro de Feret, con un valor promedio de $62.276 \mu\text{m}$, también refleja cierta variabilidad en la forma de las partículas, consistente con la transición hacia una estructura tipo roseta. Las diferencias entre las zonas radial, media y central demuestran una evolución significativa en la morfología según la posición dentro del lingote, siendo la región central la que presenta las partículas de mayor tamaño y menor circularidad, lo que sugiere una solidificación más lenta en esa zona. Estos datos respaldan las observaciones micrográficas y confirman que las condiciones de proceso influyen directamente en la uniformidad y características morfológicas del material solidificado

9.5.6. Vaciado Uniforme y no uniforme

Durante las primeras pruebas experimentales realizadas con la aleación A356, se obtuvo un conjunto inicial de resultados que permitieron identificar la relevancia de las condiciones de vaciado sobre el comportamiento posterior del material durante la etapa de recalentamiento. Para ello, se analizaron dos escenarios de solidificación: vaciado uniforme y vaciado no uniforme, condiciones que, aunque se esperaba no tuviese gran impacto, mostraron una influencia significativa en la evolución microestructural del material.

En la Figura 26 se observa la evolución del factor de forma en función de la temperatura de recalentamiento para ambas condiciones de vaciado. De manera clara, los resultados muestran que el vaciado uniforme favorece el desarrollo de una microestructura más globular y estable, con factores de forma superiores a los obtenidos en el vaciado no uniforme. Este comportamiento se hace más notorio en la zona intermedia del rango de temperaturas (entre 575 y 580 °C), donde se presenta la mayor diferencia entre ambas condiciones de colada. Dicho resultado indica que la homogeneidad inicial del lingote, obtenida mediante un vaciado controlado, condiciona el grado de esferoidización alcanzable durante el recalentamiento.

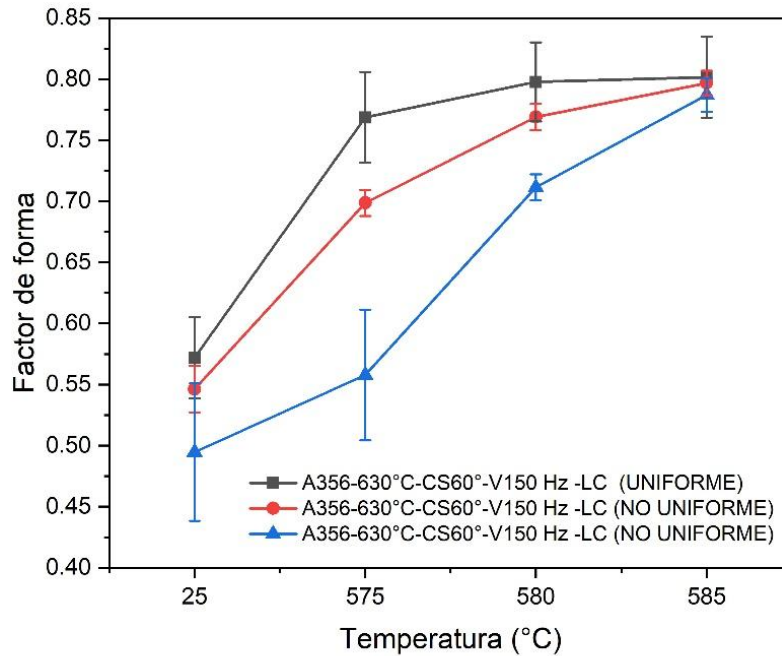


Figura 26. Evolución del factor de forma en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356 con vaciado uniforme y no uniforme

Por otra parte, la Figura 27 ilustra la evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de recalentamiento. Nuevamente se aprecia que el vaciado uniforme conduce a tamaños de grano significativamente menores en comparación con el vaciado no uniforme. Mientras que en la condición no uniforme se alcanzan valores de hasta 110 μm , en el vaciado uniforme los tamaños de grano se mantienen alrededor de 80–95 μm .

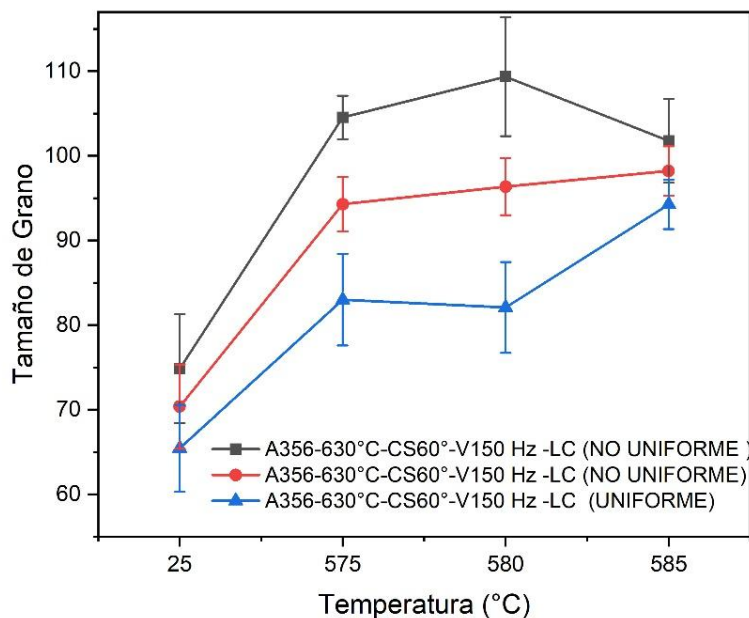


Figura 27. Evolución del tamaño de grano en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356 con vaciado uniforme y no uniforme

A partir de los resultados descritos, se implementó un sistema de vaciado que permita garantizar la uniformidad en la alimentación del molde. Para ello, se instaló un maneral de vaciado diseñado específicamente para mantener un flujo constante y estable del metal líquido durante la solidificación del lingote (Figura 28). Con este dispositivo se buscó evitar interrupciones o turbulencias que pudieran generar gradientes térmicos no deseados, los cuales habían demostrado ser perjudiciales en las pruebas previas.



Figura 28. Plano inclinado con maneral

El uso del maneral permitió mejorar la repetitividad de los ensayos y estandarizar las condiciones iniciales de los lingotes destinados a los experimentos de recalentamiento. De este modo, se eliminó una de las principales fuentes de variabilidad experimental, asegurando que las diferencias observadas en etapas posteriores fueran atribuibles a los parámetros de proceso bajo estudio, y no a condiciones irregulares de vaciado.

9.6. Recalentamiento

Una vez implementado el sistema de vaciado uniforme mediante el maneral diseñado, es posible obtener resultados más consistentes y confiables en la etapa de recalentamiento. La Figura 29 muestra la evolución del tamaño de grano en función del tiempo de recalentamiento a tres diferentes temperaturas: 575 °C, 580 °C y 585 °C.

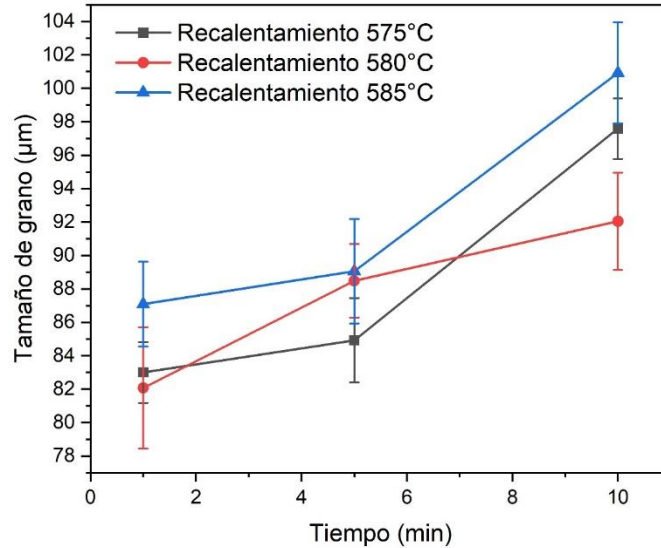


Figura 29. Evolución microestructural del tamaño de grano durante el recalentamiento a 575°C, 580°C y 585°C

Se observa que, en general, el tamaño de grano tiende a incrementarse con el tiempo de exposición al recalentamiento, siendo más evidente este crecimiento en la condición de 585 °C, donde el material alcanzó valores superiores a 100 μm tras 10 minutos. En contraste, a 575 °C el crecimiento es moderado, aunque con una tendencia ascendente al final del intervalo analizado.

Sin embargo, la condición más favorable se obtuvo a 580 °C, donde el tamaño de grano permaneció relativamente estable, con un incremento más controlado respecto a las demás temperaturas. Este comportamiento indica que a 580 °C se logra un equilibrio adecuado entre la esferoidización de las partículas y el control del crecimiento del grano, favoreciendo la generación de una microestructura más homogénea y estable en estado semisólido.

9.6.1. Cinética de crecimiento

Diversos estudios han demostrado que el crecimiento de grano durante el mantenimiento isotérmico puede describirse mediante la teoría clásica de Lifshitz–Slyozov–Wagner (LSW), en la cual la fuerza impulsora es la reducción del área interfacial sólido–líquido. Bajo este modelo, el tamaño de grano D evoluciona con el tiempo t según la relación:

$$D^n - D_0^n = Kt$$

Donde D_0 es el tamaño de grano inicial, n el exponente de engrosamiento (usualmente $n=3$) y K la constante de crecimiento (Birol, 2007)

A continuación, se presenta la cinética de crecimiento a las diferentes temperaturas de recalentamiento (figura 30)

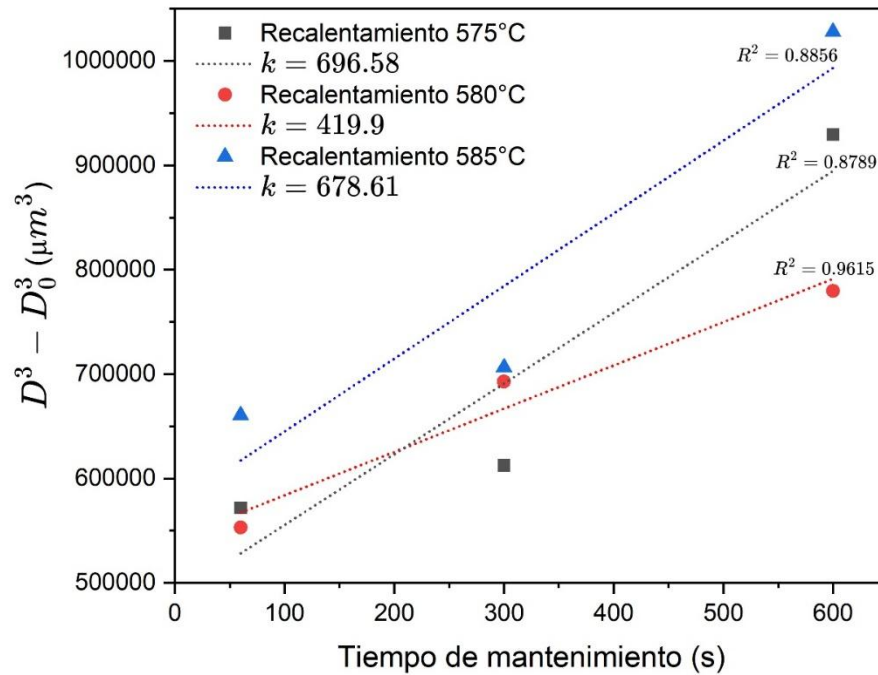


Figura 30. Cinética de crecimiento del tamaño de grano durante el recalentamiento a 575 °C, 580 °C y 585 °C.

La comparación de las pendientes obtenidas en la regresión confirma que la temperatura de 585 °C acelera el crecimiento de manera significativa con un valor de $K = 696.58 \mu m^3 s^{-1}$, alcanzando tamaños de grano superiores y, por lo tanto, microestructuras menos estables para el tixoforado. En contraste, la condición de 580 °C muestra una cinética de crecimiento más controlada con un valor de $K = 419.9 \mu m^3 s^{-1}$, con una pendiente que permite conservar la globularidad y limitar el crecimiento, lo cual resulta óptimo para mantener la microestructura adecuada durante el proceso.

Este comportamiento concuerda con lo reportado por Wang et al. (2017), quienes estudiaron la evolución microestructural de la aleación A356 en estado semisólido y demostraron que el engrosamiento de grano sigue la relación de Lifshitz–Slyozov–Wagner (LSW), donde el término $D^3 - D_0^3$ es proporcional al tiempo de mantenimiento y el coeficiente cinético K aumenta sistemáticamente con la temperatura. En su trabajo se reportaron valores de $K = 436 \mu m^3 s^{-1}$, para una temperatura de 600 °C, lo cual se encuentra en muy buen acuerdo con el valor obtenido en este estudio para 580 °C ($419.9 \mu m^3 s^{-1}$).

Adicionalmente, Wang et al. (2017) compararon sus resultados con otros estudios previos sobre aleaciones A356 procesadas por rutas semisólidas Figura 31 reportando constantes de crecimiento en un rango aún más amplio, típicamente entre 250 y 1250 $\mu m^3 s^{-1}$, dependiendo del método de preparación (SIMA, MHD) y de la temperatura de recalentamiento. Por ejemplo, los autores citan trabajos donde se obtuvieron valores de K cercanos a 430 $\mu m^3 s^{-1}$ para SIMA y superiores a 1000 $\mu m^3 s^{-1}$ para procesos con agitación electromagnética, lo que confirma que la cinética de crecimiento medida en el presente trabajo no solo es consistente con su propio sistema experimental, sino que también se encuentra plenamente dentro del intervalo reportado en trabajos previos.

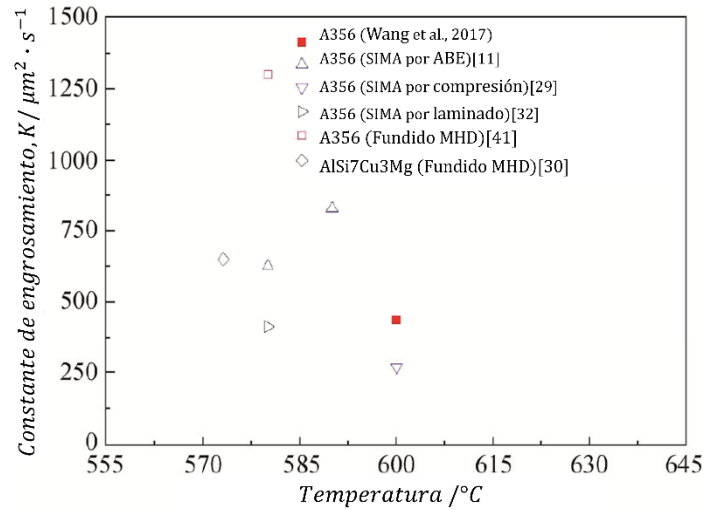


Figura 31. Cambio de la constante de velocidad de engrosamiento K con la temperatura para la aleación Al-Si (símbolos sólidos), en comparación con las preparadas mediante otros métodos (símbolos abiertos) (Wang, Zhang, Xiao, Yamagata, & Ma, 2017)

Otros investigadores observaron una mayor tasa de engrosamiento en experimentos de procesamiento de semisólidos. Jain et al. en un proceso RSF con una fracción sólida del 15 %, obtuvieron un valor experimental de la constante de engrosamiento de aproximadamente $322 \mu\text{m}^3/\text{s}$. Kaufmann et al. obtuvieron una tasa de engrosamiento de 166 y $430 \mu\text{m}^3/\text{s}$ para los procesos de reocasting nuevo y tixocasting convencional, respectivamente. Zoqui et al. investigaron el proceso de reocasting con agitación electromagnética y obtuvieron constantes de engrosamiento de aproximadamente 1043 y $3099 \mu\text{m}^3/\text{s}$. (Gupta, Sharma, Pandel, & Ratke, 2017)

9.6.2. Factor de forma

La Figura 32 muestra la evolución del factor de forma de las partículas en función del tiempo de recalentamiento para tres temperaturas distintas (575 °C, 580 °C y 585 °C). Este parámetro permite evaluar el grado de esferoidización de la microestructura, donde valores más cercanos a la unidad indican partículas más globulares.

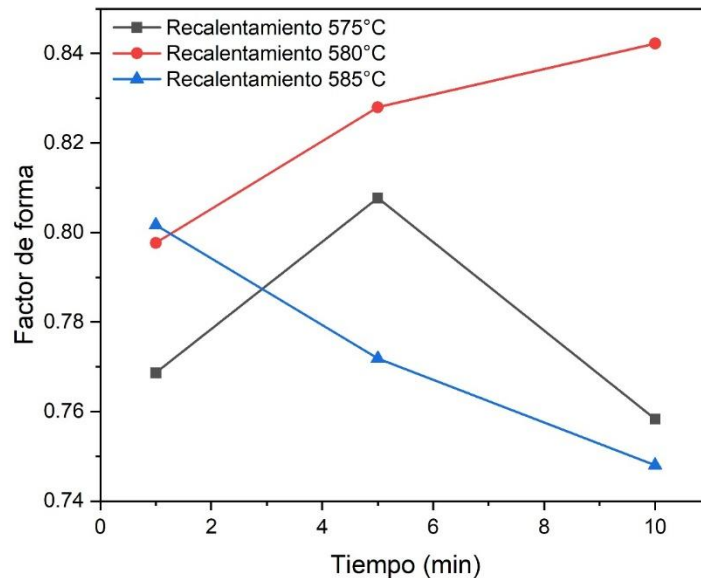


Figura 32. Evolución factor de forma en función de la temperatura de recalentamiento para la aleación A356

Para la condición de 580 °C, se observa un incremento progresivo del factor de forma con el tiempo, alcanzando el valor más alto (~0.84) a los 10 minutos. Este comportamiento indica una mejora continua en la globularidad de las partículas, lo cual es característico de una microestructura adecuada para el procesamiento en estado semisólido.

En contraste, a 575 °C el factor de forma presenta un comportamiento no monotónico, con un incremento inicial hasta los 5 minutos seguido de una disminución a tiempos mayores. Esto sugiere que, aunque ocurre cierto grado de esferoidización, no se logra mantener una microestructura estable, posiblemente debido a una combinación de crecimiento irregular y limitada difusión.

Por otro lado, a 585 °C se observa una disminución continua del factor de forma conforme aumenta el tiempo de recalentamiento, lo que indica una pérdida de globularidad. Este efecto puede

atribuirse a una cinética de crecimiento acelerada que favorece la coalición, coalescencia y el crecimiento de las partículas, deteriorando la morfología ideal.

Estos resultados indican que el control de la temperatura y el tiempo de recalentamiento es fundamental para regular la evolución microestructural en el estado semisólido. Al igual que en los trabajos previos con aleaciones similares, se ratifica que 580 °C constituye la condición más favorable, pues permite un equilibrio entre esferoidización y crecimiento controlado del grano, asegurando una microestructura apta para el tixoforado de la aleación A356.

9.6.3. Fracción sólida-líquida

La Figura 33 muestra la evolución de la fracción sólida en función del tiempo de recalentamiento para las tres temperaturas evaluadas (575 °C, 580 °C y 585 °C). A diferencia de lo que podría esperarse teóricamente que un mayor tiempo de exposición produzca un incremento en la fracción líquida, los resultados obtenidos muestran un comportamiento inverso: la fracción sólida tiende a aumentar conforme avanza el tiempo de mantenimiento isotérmico.

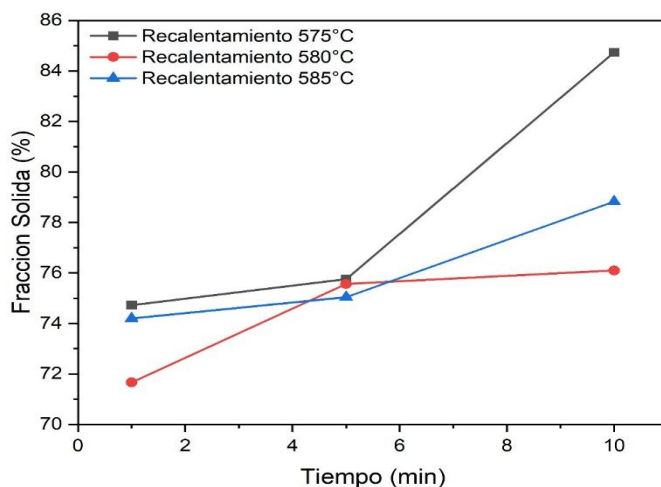


Figura 33. Evolución de la fracción sólida en función del tiempo de recalentamiento para la aleación A356 en estado semisólido.

Este fenómeno puede atribuirse principalmente a dos factores metalúrgicos:

1. Segregación y redistribución de la fase líquida.

Durante el recalentamiento en estado semisólido, la fase líquida tiende a migrar y redistribuirse a lo largo de los límites de grano o hacia regiones localizadas. Parte de este líquido puede perderse del área analizada o quedar atrapado en zonas intergranulares muy finas, lo que genera una disminución aparente de la fracción líquida en las mediciones metalográficas. Este comportamiento ha sido reportado por Birol (2007) en aleaciones A357 procesadas por cooling slope casting, donde la fracción líquida medida tras el mantenimiento a 580 °C fue menor que la estimada por análisis térmicos, debido precisamente a segregación y re-solidificación local de la fase líquida.

2. Mecanismos de engrosamiento: coalescencia y maduración de Ostwald.

El segundo factor clave es el avance de los mecanismos de crecimiento durante el recalentamiento prolongado. En las primeras etapas del mantenimiento isotérmico predomina la coalición y coalescencia, donde granos se fusionan, formando partículas más grandes y compactas. Este fenómeno implica el consumo de parte de la fase líquida que actuaba como límite entre los granos, reduciendo así el volumen de líquido libre.

La Figura 34 corresponde al recalentamiento a 580 °C durante 5 min, donde los círculos rojos destacan regiones en las que se observa la unión parcial de granos α -Al, evidencia directa de la coalición y coalescencia. En estas zonas, la fase líquida intergranular ha comenzado a desaparecer, originando granos más grandes y menos aislados.

En etapas posteriores domina la maduración de Ostwald (Círculo amarillo), en la cual los granos pequeños tienden a disolverse mientras los más grandes crecen a expensas del material

transferido a través de la fase líquida. Este proceso también contribuye a disminuir la cantidad de líquido disponible, ya que el crecimiento de los granos consolida la estructura sólida y aumenta la continuidad entre las partículas α -Al.

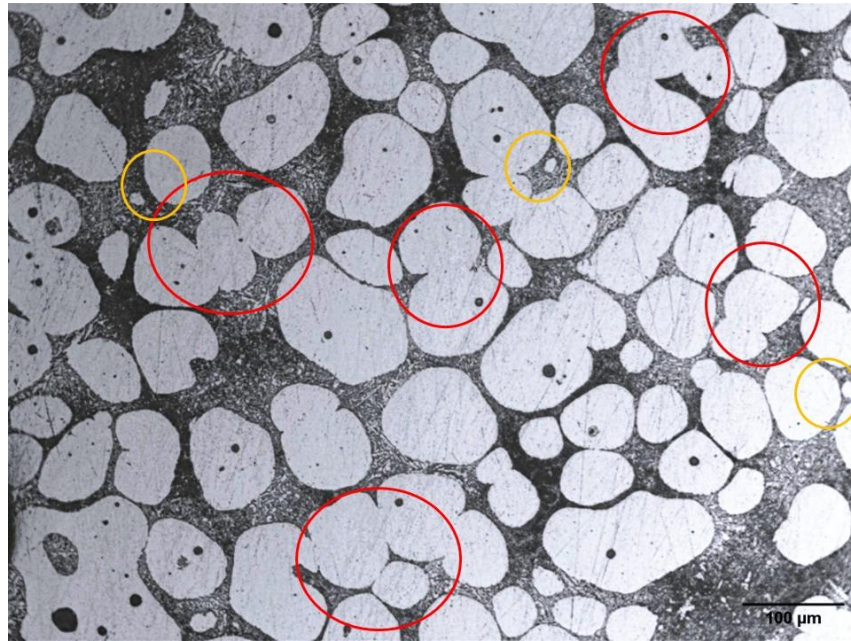


Figura 34. Identificación de zonas de coalición, coalescencia y maduración de Ostwald en la aleación A356 recalentada a 580 °C por 5 min.

Por otro lado, la Figura 35 muestra la microestructura tras 10 min de recalentamiento a 580 °C. Se observa una reducción notable del volumen aparente de fase líquida, con granos más grandes debido al fenómeno de coalescencia y contornos menos definidos. Este cambio microestructural confirma que, con el tiempo, la fracción sólida tiende a incrementarse debido a la consolidación progresiva de los granos y al consumo de la fase líquida por los procesos de engrosamiento. Además, se aprecia que la cantidad de fase líquida entre granos es mucho menor que en la condición de 5 min, indicando que la redistribución y el atrapamiento del líquido son más pronunciados a tiempos prolongados.

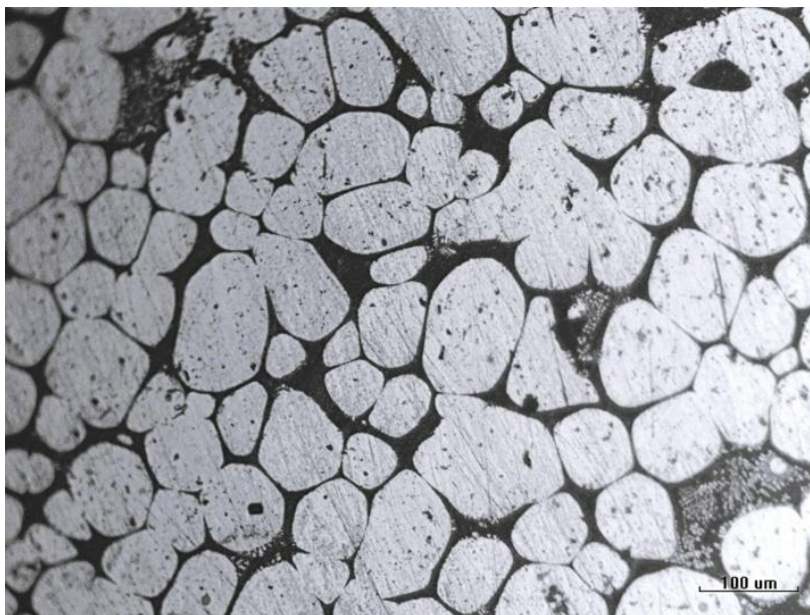


Figura 35. Microestructura de la aleación A356 tras 10 min de recalentamiento a 580 °C, mostrando reducción de fase líquida y crecimiento de los granos.

En conjunto, la comparación entre ambas micrografías confirma que el incremento de la fracción sólida con el tiempo implica una redistribución interna asociada directamente a los mecanismos de coalescencia y maduración de Ostwald. Este fenómeno resalta la importancia de controlar cuidadosamente tanto la temperatura como el tiempo de mantenimiento, con el fin de mantener una microestructura equilibrada entre fases sólida y líquida, condición indispensable para el proceso de tixoforado.

9.7. Porosidad

La porosidad de las muestras recalentadas se evaluó mediante el método de Arquímedes, ya que es una de las principales técnicas utilizadas para estimar las tasas de porosidad en piezas metálicas (Arvieu, Galy, Le Guen, & Lacoste, 2020). Los resultados se presentan en la Figura 36 y en la Tabla 8. Para este procedimiento, cada probeta fue pesada previamente, posteriormente introducida en un vaso de precipitados que contenía un volumen conocido de agua, de 100 o 110 mL, dependiendo del tamaño de la muestra. Al sumergir la probeta, se registró el nuevo volumen

del sistema, lo que permitió determinar el volumen desplazado (Vd) como la diferencia entre el volumen inicial del agua y el volumen final con la pieza. A partir de estos datos, se calculó la densidad relativa $Dr = \frac{Pm}{Vd}$

Donde (Pm) es el peso de la muestra, esta densidad relativa se normalizó respecto a la densidad teórica de la aleación A356 ($2.68 \frac{g}{cm^3}$) valor ampliamente reportado en la literatura (Raja et al., 2019), obteniéndose el porcentaje de densidad mediante la relación $\left(\frac{Dr}{2.68}\right) \times 100$. Finalmente, el porcentaje de porosidad (%P) se determinó restando este valor a 100, es decir:

$$\%P = 100 - \left[\left(\frac{Dr}{2.68}\right) \times 100\right].$$

Los resultados muestran que la materia prima presenta una porosidad baja (1.3 %), mientras que las muestras sometidas a recalentamiento exhiben un incremento notable de porosidad, particularmente en la condición de 575 °C, donde se alcanzan valores superiores al 15 % a 1 min. En contraste, el recalentamiento a 580 °C durante 10 min conduce a una porosidad significativamente menor (2.4 %), lo que sugiere una redistribución más favorable de la fase líquida y una mejor alimentación de vacíos durante el estado semisólido. A 585 °C, aunque la porosidad inicial es baja, se observa un aumento progresivo con el tiempo, atribuible al engrosamiento de granos y al atrapamiento de fase líquida intergranular. En conjunto, la gráfica y la tabla confirman que tanto la temperatura como el tiempo de recalentamiento influyen directamente en la evolución de la porosidad, siendo la condición de 580 °C – 10 min la más favorable dentro de las evaluadas.

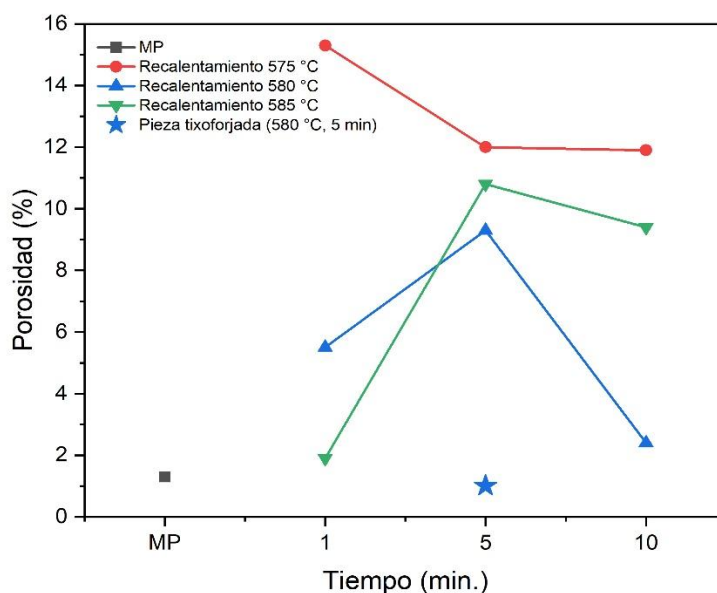


Figura 36. Porosidad en función del tiempo de recalentamiento para la aleación A356 en estado semisólido

Tabla 8. Resultados de densidad relativa y porcentaje de porosidad obtenidos mediante el método de Arquímedes para la aleación A356 bajo diferentes condiciones de recalentamiento en estado semisólido.

Condiciones Recalentamiento (°C y Tiempo)	Peso muestra (<i>Pm</i>) (gramos)	Volumen Agua (<i>Va</i>) (ml)	Volumen agua con pieza (<i>Vp</i>) (ml)	Volumen desplazado (<i>Vd</i>) (Cm)	Densidad relativa (<i>Dr</i>) (g/cm3)	Porosidad (%)
Materia Prima	34.38	100	113	13	2.64	1.3
575, 1 min	40.87	100	118	18	2.27	15.3
575, 5 min	47.19	110	130	20	2.36	12.0
575, 10 min	44.84	110	129	19	2.36	11.9
580, 1 min	22.79	110	119	9	2.53	5.5
580, 5 min	34.04	110	124	14	2.43	9.3
580, 10 min	31.38	110	122	12	2.62	2.4
585, 1 min	39.44	110	125	15	2.63	1.9
585, 5 min	19.13	110	118	8	2.39	10.8
585, 10 min	24.27	110	120	10	2.43	9.4
Tixoforjado (3 ton. De presión), 585, 5 min	23.61	70	78.9	8.9	2.683	1.01

9.8. Dureza

La Figura 37 muestra la variación de la dureza Brinell (HBW 10/500/12) de la aleación A356 en función del tiempo de recalentamiento para las temperaturas de 575 °C, 580 °C y 585 °C. Los resultados evidencian una clara dependencia de la dureza con las condiciones térmicas aplicadas, la cual está directamente relacionada tanto con la evolución microestructural como con la presencia de porosidad en el material.

Para la condición de 575 °C, se observa una disminución progresiva de la dureza conforme aumenta el tiempo de recalentamiento, pasando de aproximadamente 53 HB a 45 HB. Este comportamiento se asocia con una microestructura con partículas menos esferoidales y con una porosidad relativamente elevada. La presencia de poros (microrechupes) actúa como concentradores de esfuerzo, reduciendo la resistencia a la deformación plástica y, en consecuencia, disminuyendo la dureza del material.

En el caso de 580 °C, la dureza presenta un incremento significativo, alcanzando un valor máximo cercano a 59 HB a los 5 minutos de recalentamiento. Este resultado coincide con una condición de porosidad intermedia, lo cual sugiere que se logra un equilibrio adecuado entre la reducción de defectos internos y la obtención de una microestructura globular.

Para la condición de 585 °C, aunque se alcanzan valores relativamente altos de dureza a tiempos cortos e intermedios, se observa una tendencia decreciente a tiempos prolongados, este comportamiento está asociado con un incremento en la porosidad

En general, una menor porosidad favorece mayores valores de dureza; sin embargo, este efecto debe ir acompañado de una microestructura refinada y globular. En este sentido, la condición de 580 °C a tiempos intermedios representa una combinación óptima de baja porosidad

y características microestructurales adecuadas, lo que se traduce en los valores más altos de dureza obtenidos.

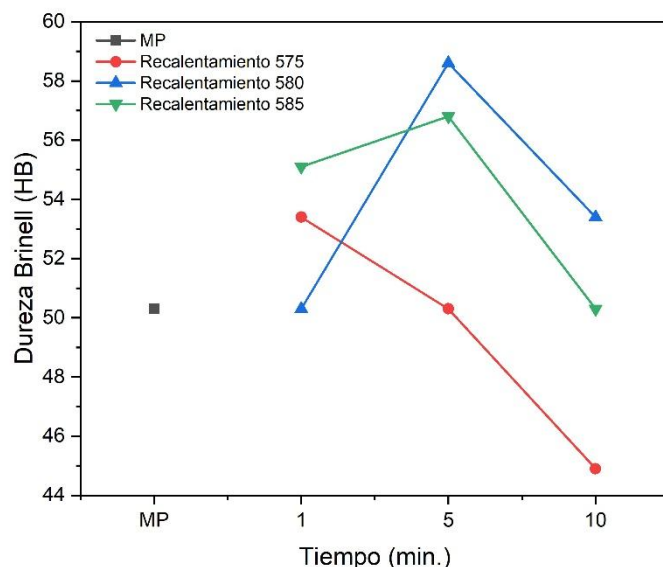


Figura 37. Evolución de la dureza Brinell HBW 10/500/12 de la aleación A356 en función del tiempo y la temperatura de recalentamiento en estado semisólido.

Los valores de dureza obtenidos en este trabajo (aproximadamente entre 45 y 59 HB) se encuentran dentro del rango reportado para la aleación A356 procesada por rutas semisólidas. De acuerdo con el trabajo de Zoqui, la dureza Brinell para esta aleación puede variar entre 40–70 HB en estado fundido (F), 55–85 HB en condición T5 y hasta 70–100 HB en tratamiento T6 . (Zoqui, 2014)

En este sentido, los resultados experimentales se ubican principalmente dentro del intervalo correspondiente al estado fundido o parcialmente tratado, lo cual es consistente con las condiciones del proceso empleadas, donde no se aplicó un tratamiento térmico completo tipo T6. Además, la ligera variación observada en la dureza con el tiempo y la temperatura de recalentamiento puede asociarse directamente con la evolución microestructural en estado semisólido.

Adicionalmente, Gebril, M. A. y Ozkan, T. reportaron que muestras de aleación A356 A356 en estado de fundición presentan valores de dureza cercanos a 64 HB y 61 HV respectivamente. (Gebril et al., 2023; Ozkan et al., 2024) Aunque uno de los valores se encuentra en escala Vickers, de acuerdo con la norma ISO 18265:2013, este valor corresponde aproximadamente a 57 HB, lo cual permite establecer una comparación directa entre ambas mediciones. En este sentido, los valores obtenidos en el presente trabajo resultan ligeramente inferiores, lo que puede atribuirse a diferencias en las condiciones de procesamiento, particularmente a la ausencia de tratamientos térmicos posteriores y a la influencia de factores microestructurales como el crecimiento de grano y la presencia de porosidad.

9.9. Mejor condición de recalentamiento

Después de haber analizado cada uno de los factores mencionados anteriormente se determinó la mejor condición de recalentamiento. En este caso, el material fue sometido a un recalentamiento a 580 °C durante 5 minutos, condiciones bajo las cuales se favorece la obtención de una microestructura globular característica del estado semisólido. A continuación, se presenta la tabla 9 correspondiente a las distintas regiones de análisis, con el propósito de evidenciar la homogeneidad microestructural alcanzada a lo largo del lingote.

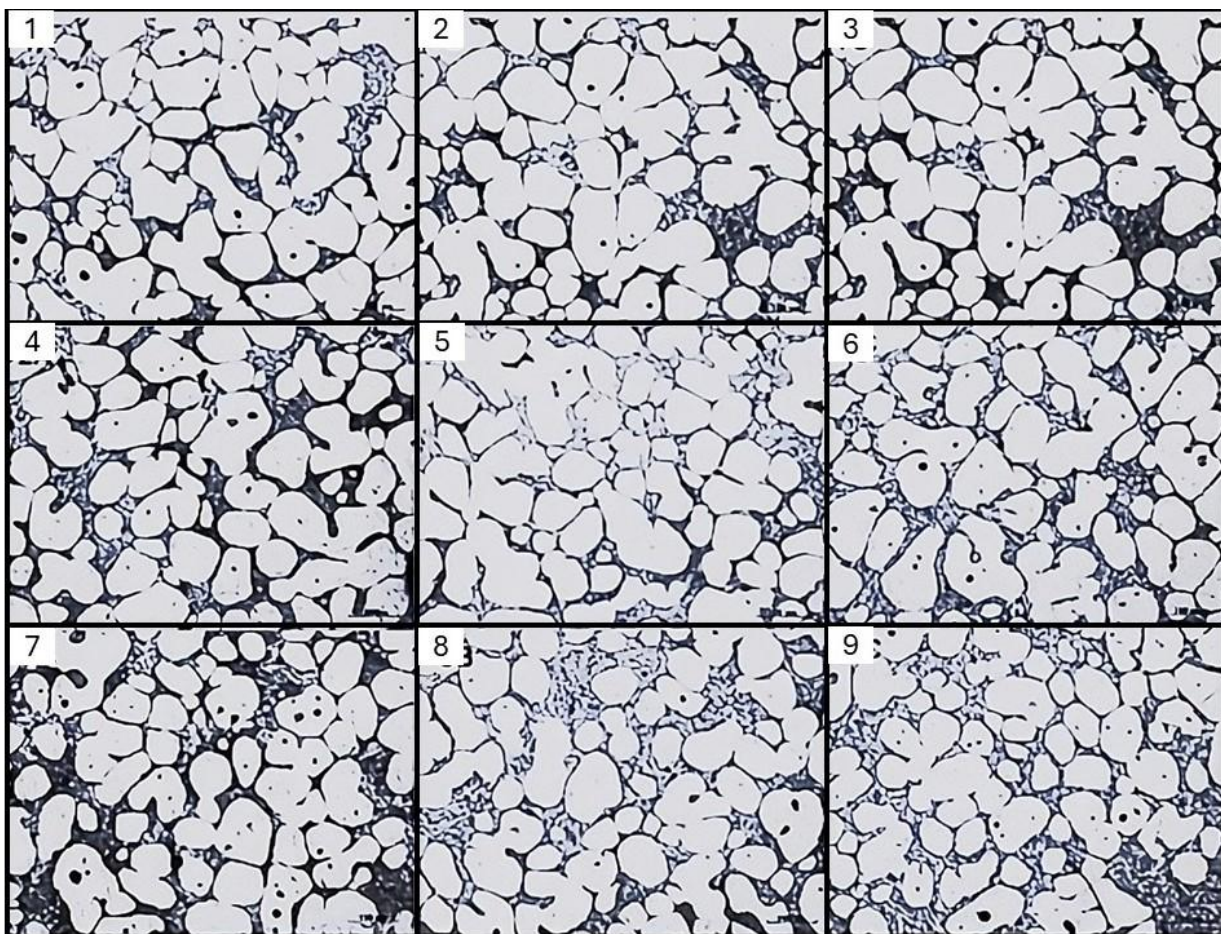


Tabla 9. Microestructuras obtenidas en las diferentes regiones de análisis del lingote de aleación A356 recalentado a 580 °C durante 5 minutos en estado semisólido.

Dichas regiones corresponden a las mismas posiciones previamente definidas en la Figura 20 (Esquema del procedimiento de corte y localización de zonas de análisis en el lingote solidificado) de esta manera, la comparación entre las distintas zonas confirma que el proceso de vaciado y recalentado contribuye a una distribución más homogénea de la microestructura, reduciendo variaciones significativas entre regiones y favoreciendo la reproducibilidad de los resultados obtenidos durante el recalentamiento.

En cuanto a los resultados mostrados en la tabla 10, se observa que el factor de forma presenta valores relativamente altos en todas las regiones (alrededor de 0.80–0.85), lo cual indica un adecuado grado de esferoidización de las partículas α -Al. Asimismo, el tamaño de grano se

mantiene en un rango cercano a 85–100 μm , con un valor promedio aproximado de 90.95 μm , lo que sugiere una distribución bastante uniforme a lo largo de las diferentes zonas del lingote.

Tabla 10. Parámetros microestructurales promedio obtenidos en las diferentes regiones del lingote de aleación A356 recalentado a 580 °C durante 5 minutos.

Recalentamiento 580 °C 5 min										
	Arriba			Medio			Abajo		Promedio	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Area (μm^2)	5097.524	4886.374	4638.349	4806.156	4396.033	5567.294	4836.954	4633.754	4187.742	4783.35
Perim. (μm)	275.437	260.569	256.967	261.633	241.512	283.172	259.78	256.936	239.713	259.52
Circ.	0.805	0.822	0.801	0.806	0.831	0.803	0.827	0.83	0.849	0.82
Feret (μm)	96.471	90.746	89.519	88.731	85.988	100.37	92.104	89.156	85.424	90.95

9.10. Tixoforjado

Una vez obtenida la mejor condición microestructural óptima se realizó una prueba de tixoforjado. Durante el proceso se observó que el material presentó un adecuado comportamiento de flujo dentro de la matriz, permitiendo reproducir satisfactoriamente la geometría de la cavidad.

La Figura 38 muestra la pieza obtenida después del tixoforjado. Se aprecia que el material logró llenar la mayor parte de la matriz, obteniéndose una geometría definida. Este comportamiento indica que la microestructura tipo roseta-globular desarrollada mediante el vaciado sobre plano inclinado y el posterior recalentamiento favoreció la deformación controlada del material en estado semisólido.



Figura 38. Pieza obtenida mediante tixoforado de la aleación A356 en vista superior.

Una vez obtenida la pieza se realizó el análisis metalográfico (figura 39) evidenciando que la microestructura permanece constituida por partículas primarias de α -Al con morfología predominantemente globular y una distribución relativamente homogénea en toda la región analizada. Estas partículas conservan contornos redondeados y muestran escasa evidencia de deformación, indicando que durante el tixoforado el material fluyó en estado semisólido manteniendo la estabilidad de la fase sólida. Lo anterior se puede apreciar por medio del análisis cuantitativo de la imagen pues el material presentó un factor de forma promedio de 0.833, un diámetro Feret promedio de $91.37\ \mu\text{m}$ y un área promedio de $4867.32\ \mu\text{m}^2$, valores que evidencian un elevado grado de globularización de la fase primaria y confirman que la microestructura se mantuvo estable después del conformado.

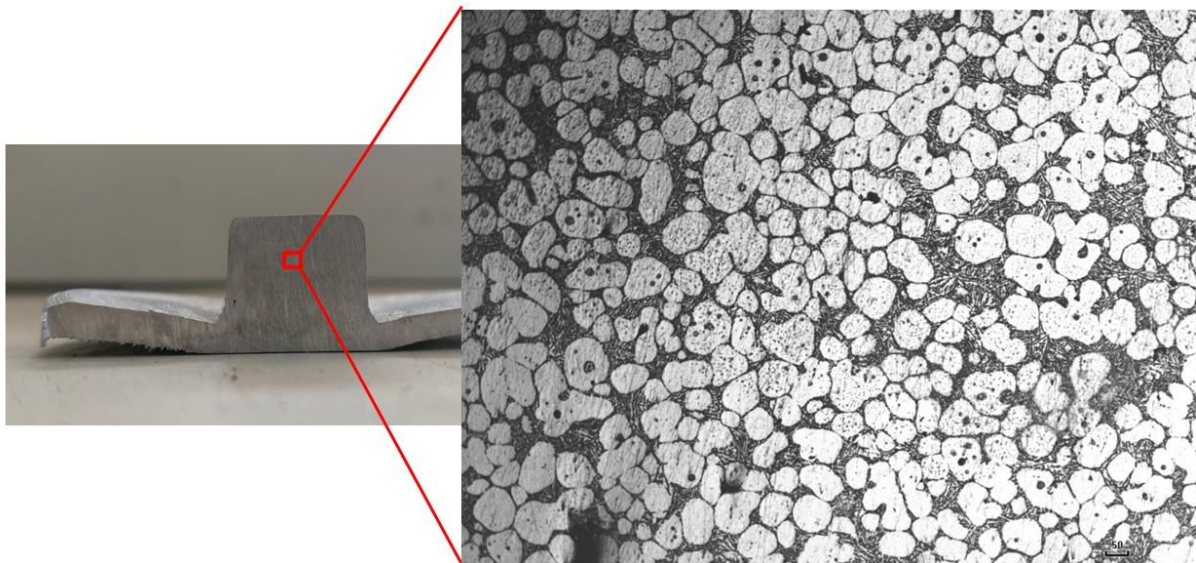


Figura 39. Pieza obtenida mediante tixoforjado de la aleación A356 y microestructura representativa de la región central de la pieza (50x).

Un análisis con mayor aumento (100x) figura 40 permitió corroborar que el eutéctico conserva una distribución uniforme alrededor de los glóbulos de α -Al, apreciándose además la presencia de partículas de silicio de morfología fina. Diversos autores (Lee et al., 2008; Jin et al., 2022; Gebril et al., 2023) han demostrado que una distribución uniforme del eutéctico y un refinamiento de las partículas de silicio contribuyen a disminuir la concentración de esfuerzos en la matriz de aluminio, retrasar la iniciación de grietas y mejorar propiedades mecánicas como la resistencia, la dureza y la tenacidad a la fractura. Por el contrario, la presencia de partículas de silicio gruesas, angulares o agrupadas favorece la nucleación y propagación de grietas, reduciendo la ductilidad y la resistencia al daño mecánico. En este sentido, la microestructura obtenida en la presente investigación es consistente con la reportada para aleaciones A356 procesadas en estado semisólido, donde la combinación de glóbulos de α -Al rodeados por un eutéctico finamente distribuido constituye una condición microestructural favorable para aplicaciones de tixoforjado.

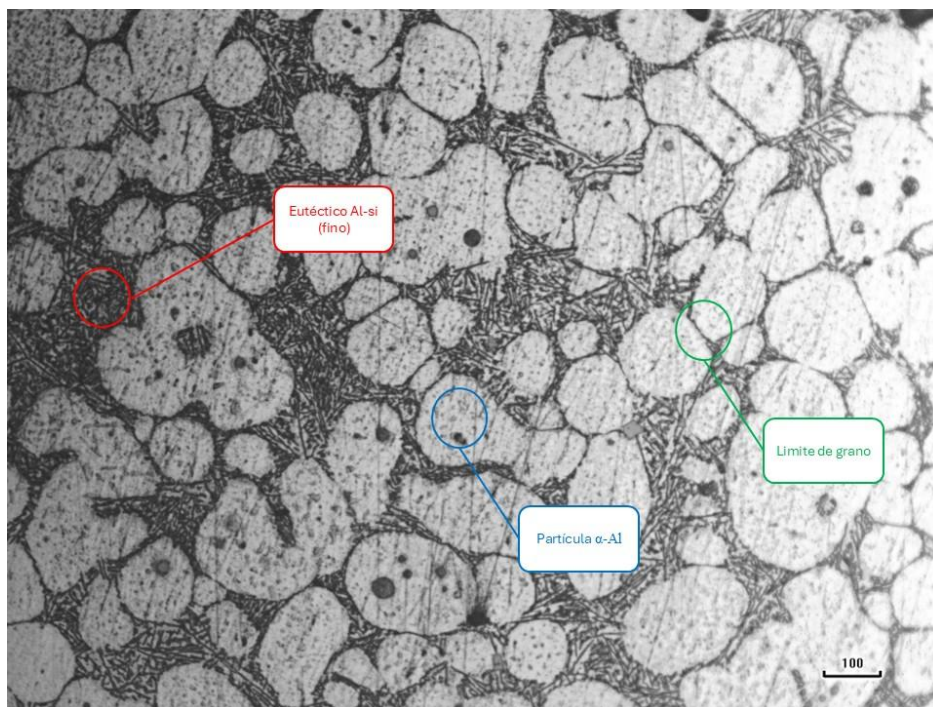


Figura 40. Microestructura de la aleación A356 tixoforjada mostrando la distribución del constituyente eutéctico Al-Si alrededor de los glóbulos de α -Al y límites de grano (100 $\times$).

Como se observa en la Figura 36 en cuanto a la porosidad, la materia prima obtenida mediante el procesamiento sobre plano inclinado presentó un valor de 1.30 %, durante el recalentamiento de la condición seleccionada (580 °C, 5 min) la porosidad aumentó hasta 9.30 %, debido a la redistribución de la fase líquida. Sin embargo, después del proceso de tixoforjado la porosidad disminuyó significativamente hasta 1.01 %, demostrando que la presión aplicada durante el conformado favoreció el cierre de los poros. Incluso, el valor final fue ligeramente inferior al de la materia prima, lo que confirma la capacidad del proceso de tixoforjado para preservar la calidad de la pieza. Es importante señalar que, aunque el proceso de tixoforjado redujo significativamente la porosidad hasta un valor de 1.01 %, no se contempla la eliminación absoluta de dichos defectos. Durante la solidificación de las aleaciones de aluminio se generan microrechupes asociados a la contracción (Samuel, et al., 2023), estos microrechupes constituyen defectos inherentes al mecanismo de solidificación, el tipo de aleación y, aun bajo condiciones

óptimas de procesamiento y con la aplicación de presión durante el conformado, puede permanecer una fracción residual de microporosidad.

Adicionalmente, se realizó un ensayo de dureza Brinell bajo las condiciones HBW 10/500/12, obteniéndose un valor promedio de 58.26 HBW. Este resultado es consistente con la microestructura observada, ya que la conservación de las partículas globulares de α -Al y la distribución homogénea del eutéctico contribuyen a mantener una adecuada resistencia mecánica después del proceso de tixoforado. Asimismo, el valor de dureza se encuentra dentro del rango esperado para aleaciones A356 procesadas en estado semisólido y confirma que el conformado no produjo un deterioro apreciable de las propiedades mecánicas del material.

10. Conclusiones

A partir del desarrollo experimental realizado en este trabajo, enfocado en el estudio de la aleación A356 en estado semisólido mediante recalentamiento, fue posible establecer una relación clara entre las condiciones de procesamiento, la evolución microestructural y las propiedades mecánicas obtenidas.

El análisis de las curvas de enfriamiento del aluminio A356 demuestra que la aplicación de vibración mecánica durante el vaciado influye de manera significativa tanto en el comportamiento térmico como en la evolución microestructural del material. La condición con vibración presenta una mayor velocidad de enfriamiento, evidenciada por una pendiente más pronunciada, lo que indica una extracción de calor más eficiente. Este efecto favorece un mayor sobreenfriamiento y, en consecuencia, una mayor densidad de nucleación desde las etapas iniciales de la solidificación obteniendo una microestructura más refinada, homogénea y con tendencia a morfologías equiaxiales o tipo roseta.

Se demostró que las condiciones de vaciado influyen directamente en la calidad de la materia prima obtenida. A partir del análisis de los parámetros evaluados, se determinó que la mejor condición de vaciado corresponde a una temperatura de 650 °C, una frecuencia de 150 Hz y un ángulo de inclinación de 60°, ya que esta combinación permitió obtener una microestructura tipo roseta más uniforme y refinada con valores de 0.56 de circularidad y un tamaño de grano de 62.276 μm . El incremento en el ángulo de inclinación favoreció un flujo más controlado del material, reduciendo la presencia de material remanente y promoviendo una distribución más homogénea durante la solidificación. Esta condición resultó ser la más adecuada como punto de partida para el procesamiento en estado semisólido.

Durante la etapa de recalentamiento en estado semisólido, particularmente a una temperatura de 580 °C durante 5 minutos, se observó una transformación significativa de la microestructura, pasando de una morfología tipo roseta a una estructura globular. Este cambio se puede atribuir a mecanismos como la fragmentación dendrítica, la esferoidización, la coalición y la coalescencia de partículas, característicos de los procesos tixotrópicos.

Los resultados obtenidos en términos de factor de forma mostraron valores promedio cercanos a 0.82, lo que indica un alto grado de esferoidización de la fase $\alpha\text{-Al}$. Este comportamiento confirma que las condiciones de recalentamiento seleccionadas son adecuadas para promover una microestructura óptima para procesos de conformado en estado semisólido. Asimismo, se observó que a la temperatura 580°C favorece la esferoidización, mientras que incrementos mayores en la temperatura pueden propiciar el crecimiento de partícula y la disminución de la esfericidad.

En cuanto al tamaño de grano, se registraron valores promedio cercanos a 90 μm , con variaciones moderadas entre las distintas regiones analizadas. La relativa uniformidad en este

parámetro confirma que el proceso de recalentamiento, en conjunto con el vaciado controlado, permite obtener una microestructura homogénea a lo largo del lingote.

En términos de dureza, los valores obtenidos experimentalmente se situaron en un rango aproximado de 45 a 59 HB, lo cual es consistente con lo reportado en la literatura para la aleación A356 en condiciones sin tratamiento térmico completo. Estos resultados se ubican dentro del intervalo correspondiente a estados fundidos, lo cual concuerda con las condiciones del proceso empleadas en este trabajo.

La evaluación de la dureza Brinell permitió corroborar el efecto del procesamiento semisólido y del posterior tixoforado sobre las propiedades mecánicas de la aleación A356. La materia prima obtenida mediante vaciado sobre plano inclinado presentó una dureza promedio de 50.30 HBW 10/500/12. Después del recalentamiento en estado semisólido y del proceso de tixoforado, la dureza promedio aumentó a 58.26 HBW 10/500/12, lo que representa un incremento del 15.83 % con respecto al material inicial. Este aumento puede atribuirse a la consolidación del material durante el conformado, así como a la conservación de una microestructura globular homogénea y a la distribución uniforme del eutéctico Al-Si, factores que favorecen una mejor respuesta mecánica. En conjunto, estos resultados confirman que la ruta de procesamiento desarrollada no solo permite obtener una materia prima adecuada para el tixoforado, sino que además mejora su desempeño mecánico sin comprometer la estabilidad microestructural alcanzada durante el recalentamiento.

11. Referencias

Acar, S., Acici, N., & Guler, K. A. (2020). Evaluation of the reheating behavior of the cooling slope cast A356 and A380 aluminum alloys. *Materials Research Express*, 6(12), 1265c7. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab624f>.

Alloys International, Inc. (sf) . Aluminio 7075. En *Alloys International* . Recuperado de <https://alloysintl.com/es/inventory/aluminum-alloys-supplier/aluminum-7075/>.

Altamirano Meza, A., Sánchez Pérez, F., Reyes Farías, M., Cisneros Hernández, R., & Vázquez Huarota, VM (2013). *Manual de laboratorio de metalurgia física* .[https :
//www.i.unam.mx/la/docs_calidad/metro/Manual_de_laboratorio.pdf](https://www.i.unam.mx/la/docs_calidad/metro/Manual_de_laboratorio.pdf).

Arvieu, C., Galy, C., Le Guen, E., & Lacoste, E. (2020). Relative Density of SLM-Produced Aluminum Alloy Parts: Interpretation of Results. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 4(3), 83. <https://doi.org/10.3390/jmmp4030083>.

ASTM International. (2018). *Standard test method for Brinell hardness of metallic materials (ASTM E10-18)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0010-18>.

Atkinson, H. V. (2010). Semisolid processing of metallic materials. *Materials Science and Technology*, 26(12), 1401–1413. <https://doi.org/10.1179/026708310x12815992418012>.

Birol, Y. (2007). A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1-3), 94–101. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.021>.

Birol, Y. (2007). A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1–3), 94-101. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.021>.

Cavaliere, P., Cerri, E., & Leo, P. (2005). Effect of heat treatments on mechanical properties and damage evolution of thixoformed aluminium alloys. *Materials Characterization*, 55(1), 35–42. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.02.006>.

Cázares González, C. S. (2016). *[Estudio del efecto de la velocidad de temple sobre la precipitación en aleaciones de aluminio-silicio-magnesio.]* (Tesis de Maestría). Universidad Autónoma de Nuevo León. <http://eprints.uanl.mx/13867/1/1080238907.pdf>.

Chaussê de Freitas, C., Niitsu Campo, K., & Caram, R. (2020). Thixoforming of titanium: The microstructure and processability of semisolid Ti-Cu-Fe alloys. *Vacuum*, 180, 109567. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109567>.

Dey, A. K., Poddar, P., Singh, K. K., & Sahoo, K. L. (2006). Mechanical and wear properties of rheocast and conventional gravity die cast A356 alloy. *Materials Science and Engineering A*, 435–436, 521–529. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2006.07.148>.

Fan, Z. (2002). Procesamiento de metales semisólidos. *International Materials Reviews*, 47 (2), 49–85. <https://doi.org/10.1179/095066001225001076>.

Gebril, M. A., Omar, M. Z., Mohamed, I. F., Othman, N. K., Aziz, A. M., & Irfan, O. M. (2023). The Microstructural Refinement of the A356 Alloy Using Semi-Solid and Severe Plastic-Deformation Processing. *Metals*, 13(11), 1843. <https://doi.org/10.3390/met13111843>.

Gómez, A. G. (2014). *Maestría en ciencias de la ingeniería mecánica con especialidad en materiales* (Tesis de maestría). Universidad Autónoma de Nuevo León. <http://eprints.uanl.mx/id/eprint/2743>.

Govender, G., Mathabathe, M. N., & Bolokang, A. S. (2024). Semisolid processes. En S. Hashmi (Ed.), *Comprehensive materials processing* (2nd ed., pp. 24-47). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-96020-5.00211-9>.

Gupta, R., Sharma, A., Pandel, U., & Ratke, L. (2017). *Coarsening kinetics in Al alloy cast through rapid slurry formation (RSF) process*. *Acta Metallurgica Slovaca*, 23, 12. <https://doi.org/10.12776/ams.v23i1.835>.

Kirkwood, DH (1994). Procesamiento de metales semisólidos. *International Materials Reviews*, 39 (5), 173–189. <https://doi.org/10.1179/imr.1994.39.5.173>.

Kolahdooz, A., & Aminian, S. (2019). Effects of important parameters in the production of Al-A356 alloy by semi-solid forming process. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(1), 189-198. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2017.11.005>.

Kumar, S. D., Ghose, J., & Mandal, A. (2019). Thixoforming of light-weight alloys and composites: An approach toward sustainable manufacturing. In K. Kumar, D. Zindani, & P. Davim (Eds.), *Sustainable engineering products and manufacturing technologies* (pp. 25-43). Academic Press. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-816564-5.00002-5>.

Lee, C. D., Kim, S. B., Lee, S., & Lee, Y. S. (2008). Effects of eutectic silicon particles on tensile properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure casting, casting-forging, and squeeze-casting processes. *Journal of Alloys and Compounds*, 461(1–2), 532–541. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.038>

López Nadal, R., Carvajal Fals, H. D., Sánchez Roca, A., & Zoqui, E. J. (2015). Características de la microestructura del hierro fundido gris tixoconformado. *Minería y Geología*, 31(4), 51–69. Retrieved from <https://revista.ismm.edu.cu/index.php/revistamg/article/view/1160>.

Lu, H., Liu, Z., & Zhu, Q. (2023). Application of Aluminum Alloy Semi-Solid Processing Technology in Automobile: A Review. *International Journal of Automotive Manufacturing and Materials*, 5. <https://doi.org/10.53941/ijamm0201005>.

McGeough, J. A. (2024). Introduction to casting, hot metal forming, and semisolid processing. In S. Hashmi (Ed.), *Comprehensive materials processing* (2nd ed., p. 1). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-96020-5.00271-5>.

Mohammadi, H., Ketabchi, M., & Kalaki, A. (2010). Microstructure Evolution of Semi-Solid 7075 Aluminum Alloy During Reheating Process. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(7), 1256–1263. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9762-6>.

Mohammed, M. N., Omar, M. Z., Salleh, M. S., Alhawari, K. S., & Kapranos, P. (2013). Semisolid Metal Processing Techniques for Nondendritic Feedstock Production. *The Scientific World Journal*, 2013(1). <https://doi.org/10.1155/2013/752175>.

Montalvo Arenas, C. E., (2010). *Microscopía* . Facultad de Medicina, Universidad Nacional Autónoma de México. https://bct.facmed.unam.mx/wp-content/uploads/2018/08/2_microscopia.pdf.

Montañés Muñoz, N., Quiles Carrillo, L., Ivorra Martínez, J., & Gómez Caturla, J. (2023). *Introducción a los diagramas de equilibrio en sistemas de aleaciones*. edUPV (Universitat Politècnica de València). https://tiny.cc/edUPV_aca.

Neag, A., & Becker, E. (2023). Aluminiums for thixoforging and preparatory conditions and parameters necessary before forming: A review. *Heliyon*, 9(12), e22332. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e22332>.

Ningbo Yinzhou Xuxing Machinery Co.. (2021). *Fundición de aluminio A356*. <https://es.diecasting-factory.com/a356-aluminum-casting.html>.

Ozkan, T., Tutuk, I., Acar, S., Gecu, R., & Guler, K. A. (2024). Microstructural, hardness, and wear properties of Mg₂Si-reinforced Al matrix in-situ composites produced by low superheat

casting. *Materials Today Communications*, 38, 107937.
<https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.107937>.

Plata Redondo, G., Lozares Abasolo, J., Azpilgain Balerdi, Z., Loizaga, I.. (2016). SEMISOLID FORMING (THIXOFORMING) OF STEEL COMPONENTS FOR AUTOMOTIVE INDUSTRY. *DYNA*, 91(3). 296-300. DOI: <https://doi.org/10.6036/7771>.

Ragheb, Z. D., Shabestari, S. G., & Najafi, Y. (2023). Effect of strain-induced melt activation process and thixoforming on microstructure and mechanical properties of 319 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 954, 170152.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170152>.

Raja, K. S., Raja, V. B., & Gupta, M. (2019). Using anthropogenic waste (steel slag) to enhance mechanical and wear properties of a commercial aluminium alloy A356. *Archives of Metallurgy and Materials*, 279–284. <https://doi.org/10.24425/amm.2019.126249>.

Salleh, Assoc. Prof. Ir. Ts. Dr. Mohd & Omar, M.Z. & Junaidi, Syarif & Abdulrazaq Alshekhly, Mohammed. (2013). An Overview of Semisolid Processing of Aluminium Alloys. *ISRN Materials Science*. 2013. 10.1155/2013/679820.

Samat, S., Omar, M. Z., Mohamed, I. F., & Arif, M. A. M. (2018). Microstructure Evolution in Al-5.7Si-2Cu-0.3Mg alloy by Reheating in High-Frequency Induction Heating for Thixoforming Process. *International Journal of Engineering & Technology*, 7(3.17), 171-175. <https://doi.org/10.14419/ijet.v7i3.17.21882>.

Samuel, A. M., Samuel, E., Songmene, V., & Samuel, F. H. (2023). A Review on Porosity Formation in Aluminum-Based Alloys. *Materials*, 16(5), 2047.
<https://doi.org/10.3390/ma16052047>

Santos De la Cruz, E., Yenque de Dios, J., Rojas L., O., & Rosales U., V. (2014). Acerca del Ensayo de Dureza. *Industrial Data*, 4(2), 73-80. Facultad de Ingeniería Industrial, Universidad Nacional Mayor de San Marcos. Recuperado de <https://revistasinvestigacion.unmsm.edu.pe/index.php/idata/article/view/6768>.

Valer, J., Rodríguez, J. M., & Urcola, J. J. (1996). Conformado de aleaciones en estado semisólido. Aplicación a aleaciones hipereutécticas de Al-Si. *Revista de Metalurgia*, 32(4), 231–247. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.1996.v32.i4.905>.

Wang, F., Zhang, W., Xiao, W., Yamagata, H., & Ma, C. (2017). Microstructural evolution during reheating of A356 machining chips at semisolid state. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 24(8), 891–900. <https://doi.org/10.1007/s12613-017-1475-5>.

Wang, Yongfei & Zhao, Shengdun & Zhao, Xuzhe & Zhao, Yongqiang. (2017). Effects of isothermal treatment parameters on the microstructure of semisolid alloys. (2018). *Materials Science and Technology*. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1364329>

Zoqui, E. J. (2014). Alloys for semisolid processing. *Comprehensive materials processing* (pp. 163–190). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00520-3>