



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO
FACULTAD DE QUÍMICA

TESIS

**“ANÁLISIS TÉRMICO DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN EL
PROCESAMIENTO SEMISÓLIDO DE LA ALEACIÓN A356”**

QUE PRESENTA:

MIGUEL ÁNGEL PAREDES JIMÉNEZ

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:

INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

TUTOR: GERARDO SANJUAN SANJUAN



Ciudad Universitaria, CD. MX.

2023



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: M. EN I. BALBINA OJEDA RAMÍREZ
VOCAL: DR. HECTOR CRUZ MEJÍA
SECRETARIO: M. EN I. GERARDO SANJUAN SANJUAN
1ER SUPLENTE: M. EN I. CLAUDIA FLORES VARGAS
2DO SUPLENTE: M. EN I. MARÍA GABRIELA GONZÁLEZ FLORES

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA
FACULTAD DE QUÍMICA, U.N.A.M.
LABORATORIO 121 “METALURGIA EXTRACTIVA”**

ASESOR DEL TEMA

M. EN I. GERARDO SANJUAN SANJUAN

SUSTENTANTE

MIGUEL ÁNGEL PAREDES JIMÉNEZ

RESUMEN

En el presente trabajo se desarrolla el análisis térmico de las curvas de enfriamiento obtenidas durante la experimentación del procesamiento semisólido de la aleación comercial de aluminio A356.

El marco teórico contiene conceptos como formación dendrítica, análisis térmico de curvas de enfriamiento y procesamiento numérico asistido por computadora. También se introduce los procesos semisólidos y sus aplicaciones.

Posteriormente se detalla el trabajo experimental y el estudio de la curva de enfriamiento mediante el análisis térmico asistido por computadora. Se realiza un análisis metalográfico para comparar la microestructura obtenida modificando la velocidad de agitación y sus propiedades mecánicas, para así dar sentido a las condiciones ideales para la formación de una microestructura globular.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco al Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Facultad de Química de la U.N.A.M., así como al Dr. José Antonio Barrera Godínez por la colaboración durante el desarrollo de este trabajo de tesis. Al Mtro. Gerardo Sanjuan Sanjuan quien ha sido parte fundamental de este trabajo, un mentor y amigo que me ha ayudado a desarrollar distintas habilidades académicas, así como también me ha brindado un par de lecciones de vida. A todos los maestros que me enseñaron no solo en el aula, sino también fuera de ella. A la maestra Balbina Ojeda, al maestro Samuel Kuperstein, Guillermo Salas Banuet, Enrique Jardón, Itzel Reyes, Fernando Flores, José Ramírez, Diego González, Benjamín Beltrán, Arturo Sánchez, Enrique Salas y al gran maestro Manuel Vazquez Islas.

A mis compañeros y amigos de la Facultad de Química: Carolina Givaudan, Cristóbal Rincón, Emilio León, Carlos López, Fabio Cruz, Héctor Mendoza, Tonantzin Sánchez, Amanda Navarro, Wendy Eligio, Alma Vega, Vicente Martínez, Omar Atriano, Damián Avilés, Salvador Pérez, Alejandro Solano, Angélica Baeza, Jorge Mondragón, Miguel Romero, Erwin Arias, Darío Villagrán, Arturo Torres, Jorge Ochoa, Arelí Barona y todos aquellos que incluso sin pedirlo, me tendieron una mano amable y sincera cuando lo necesité. Y a todos los que no menciono por mala memoria, sepan que no olvido su ayuda.

Agradezco a mi Universidad por haberme brindado tantas alegrías, y también por todos los dolores que se convirtieron en aprendizajes. A mi nación, bella y herida, por brindarme tantas oportunidades.

DEDICATORIAS

A Rubén, mi único amigo verdadero e incondicional, quien nunca me ha dado la espalda ni me ha abandonado. Hemos caminado en el abismo. Siempre aprendo de ti. Te amo más que a nada en este mundo.

A mi padre, que me ha enseñado a ser responsable y estudioso, pero más que nada, valiente hasta el final.

A mi madre, quien me ha enseñado la justicia y la rectitud, pero también de la piedad. “La misericordia y la verdad... átalas a tu cuello.”

A mis hermanos, que siempre me han dado ánimos para desarrollarme como persona y como profesionalista, sepan que los llevo en mi corazón. Espero poder pagar un poco de todo el amor que me dan.

Pero, sobre todo, a quien me debo: a mi Dios, que me ha dado la vida y cada una de las cosas que poseo en ella, que me da la fuerza y me permite todo lo que es para mí dentro de su voluntad. A su enviado, que me guía y me enseña con su ejemplo, lleno de amor y de piedad, justo, firme y digno siempre.

Compañero de mi crisol.

Índice

Introducción.....	1
1.1 Hipótesis.....	5
1.2 Objetivos	5
Marco Teórico	6
2.1 El Aluminio.....	6
2.1.1 Obtención del Aluminio	7
2.1.2 Aleación A356.....	7
2.2 El Procesamiento semisólido	12
2.3 La relevancia Industrial del procesamiento semisólido.....	18
2.4 La Teoría de Merton Flemings	25
2.5 Análisis de Curvas de Enfriamiento (CCA) y Análisis de Curvas de enfriamiento asistido por Computadora (CA-CCA).....	30
2.6. Características principales de una curva de enfriamiento.....	31
Metodología Experimental	33
3.1 Introducción	33
3.2 Instrumentación.....	33
3.2.1 Horno de fusión	33
3.2.2 Sistema de recolección de datos	35
3.2.3 Agitador mecánico	35
3.3 Fusión del material.....	36
3.4 Curvas de enfriamiento	36

3.5 Análisis de las curvas de enfriamiento.	37
3.6 Preparación metalográfica	37
Resultados y discusión	38
4.1 Curva de enfriamiento sin agitación (al equilibrio).	38
4.1.1 Primera derivada.	42
4.1.2 Segunda derivada.....	45
4.1.3 Derivada vs. Temperatura.....	47
4.2 Curva de enfriamiento con agitación	49
4.2.1 Primera derivada de la curva sometida a agitación.	53
4.2.2 Segunda derivada de la curva sometida a agitación.	56
4.4 Análisis Metalográfico.....	69
4.4.1 Enfriamiento sin agitación.....	69
4.4.2 Enfriamiento con agitación.....	70
4.4.3 Agitación magnética industrial	79
4.5 Revisión del análisis metalográfico	81
4.6 Pruebas de dureza.....	82
Conclusiones	84
Referencias Bibliográficas	85
Bibliografía	87

Índice de Figuras

1.1 Agitación mecánica de una aleación base aluminio.	3
1.2. Mecanismo de fragmentación dendrítico.....	4
2.1. La composición de la aleación A356 en el diagrama de fases del sistema Aluminio-Silicio.....	9
2.2. Diferentes rutas para el procesamiento semisólido de metales.....	14
2.3. Proceso thixo.....	15
2.4. Procesos de metalurgia semisólida.	16
2.5. Simulación del flujo de una aleación semisólida de aluminio en un molde.	18
2.6. Esquema ilustrativo de tecnología de rheocasting desarrollada por Honda..	20
2.7. Bastidor auxiliar para el chasis de un automóvil. Producto de una fundición del tipo rheocasting.....	21
2.8. Pinzas de freno “caliper” del sistema de freno de un automóvil de gama media-alta.....	22
2.9. Arreglo industrial de una fundición tipo rheocasting automatizada.....	23
2.10. Esquema del reómetro para producción de aleación semisólida empleado por Flemings.....	26
2.11. Crecimiento dendrítico.....	27
2.12. Esquema de multiplicación dendrítica resultante de la convección asociada a pulsos térmicos.....	28

2.13. Formación de un glóbulo durante la agitación en el estado semisólido..	29
3.1. Dispositivo experimental.	34
4.1. Curva de enfriamiento sin agitación de la aleación A356.	39
4.3. Subenfriamiento y recalcancia en la transformación α -eutético.....	41
4.4. Derivada vs. Tiempo de la curva de enfriamiento de la aleación A356. ..	43
4.6. Segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356.	46
4.7. Primera y segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356.	47
4.8. Derivada vs. temperatura en superposición con la curva de enfriamiento.	48
4.9. Curva de enfriamiento sin agitación vs. Curva de enfriamiento sometida a agitación (2271 RPM) de la aleación A356.	49
4.10. Solidificación ($L \rightarrow \alpha$) en curvas de enfriamiento con y sin agitación. ...	51
4.11. Reacción de formación eutética ($\alpha \rightarrow$ eutético) en curvas de enfriamiento con y sin agitación	52
4.12. Primera derivada de la curva de enfriamiento con y sin agitación.	54
4.13. Intervalo de solidificación en la primera derivada con agitación y sin agitación.	55
4.14. Primera y segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356 sometida a agitación.	56
4.15. Similitudes en la segunda derivada de las curvas de enfriamiento con y sin agitación.....	57
4.16. Curvas de enfriamiento sometidas a agitación de la aleación A356.	58

4.17. Diferencias en el inicio de la curva de solidificación de la aleación A356 sin agitación y sometida a agitación.	59
4.18. Diferencias en el inicio de la curva de solidificación de la aleación A356 sin agitación y sometida a agitación	60
4.19. Transformación de solidificación en las curvas de enfriamiento	61
4.21. Solidificación en la primera derivada.	63
4.22. Derivadas de las curvas de enfriamiento a distintos niveles de agitación.	64
4.23. Aleación A356 enfriada sin agitación.	69
4.24. Aleación A356 agitada a 667 RPM.	70
4.25. Aleación A356 agitada a 667 RPM.	71
4.26. Aleación A356 agitada a 1153 RPM.	72
4.27. Aleación A356 agitada a 1153 RPM.	73
4.28. Aleación A356 agitada a 1567 RPM.	74
4.29. Aleación A356 agitada a 1567 RPM.	75
4.30. Aleación A356 agitada a 2271 RPM.	76
4.31. Aleación A356 agitada a 2271 RPM.	77
4.32. Aleación A356 agitada a 2271 RPM con agitador distinto.	78
4.33. Aleación A356 agitada a 2271 RPM con agitador distinto.	79
4.34. Aleación A356 agitada vía campos magnéticos a escala industrial.	80

Índice de Tablas

2.1. Composición nominal de la aleación A356 según la norma ASTM B26/26M y composición química experimental.	8
2.2. Propiedades termofísicas de la aleación A356.....	10
2.3. Propiedades Mecánicas de la aleación A356.	10
2.4. Aplicaciones del procesamiento semisólido.	22
3.1. Condiciones experimentales empleadas.	35
4.1. Temperaturas aparentes de subenfriamiento y recalcencia para las transformaciones $L \rightarrow \alpha$ y $\alpha \rightarrow$ eutéctico de la curva de enfriamiento para la aleación A356, temperatura de solidificación y temperatura de transformación eutéctica.....	42
4.2. Temperaturas y tiempos de subenfriamientos y recalcencias en curvas con y sin agitación. Valores estimados a través de la curva de enfriamiento..	50
4.3. Temperaturas y tiempos de inicio de las reacciones en el enfriamiento de la aleación A356.....	65
4.4. Grado de enfriamiento desde la recalcencia máxima en la reacción $l \rightarrow \alpha$ hasta el inicio de la reacción $\alpha \rightarrow$ eutéctico.....	67
4.5. Temperaturas obtenidas vía máximos en las curvas derivadas.....	68
4.6. Número de glóbulos por milímetro cuadrado para las piezas obtenidas. .	82
4.7. Mediciones de dureza tipo Vickers para las distintas agitaciones.....	83

Capítulo 1

Introducción

El procesamiento semisólido de metales es una tecnología de formado de metales que conjuga características de fundición y de conformado mecánico, dado que emplea materiales semisólidos en donde partículas no dendríticas se dispersan sobre una matriz líquida permitiendo la producción de componentes netos de calidad metalúrgica superior, mínimos defectos de contracción, así como acabados superficiales mejores. Debido a su alta calidad metalúrgica, los componentes obtenidos por procesamiento semisólido de metales pueden ser tratados térmicamente, maquinados, anodizados y soldados.

En años recientes, el procesamiento semisólido de metales ha captado el interés de las industrias manufactureras, con especial énfasis en la industria automotriz, no solo por su calidad metalúrgica superior sino porque el costo de producción de piezas metálicas vía procesamiento semisólido es más bajo que el de métodos convencionales de fundición por inyección [1]. Las aleaciones semisólidas vaciadas en un dado de fundición por inyección requieren una cantidad de energía significativamente menor para fluir dentro del dado para que posteriormente la pieza pueda ser removida. De este modo, el dado opera a una temperatura menor y la vida media del dado incrementa. Adicionalmente, debido a que la energía en la pieza es mucho menor después del proceso, requiere de menor tiempo para enfriarse, de tal manera que el tiempo de la operación disminuye, agilizando así el proceso e incrementando la productividad. Todos estos factores resultan en una reducción significativa de costos de operación al compararse con la fundición a presión normal.

Dicho proceso fue diseñado y desarrollado en el Instituto Tecnológico de Massachussets, ejecutando la agitación de una aleación metálica durante su solidificación con objeto de producir un estado de partículas primarias esferoidales en una matriz líquida, para posteriormente ser inyectada directamente a un dado para producir un componente sólido. Posteriormente se alteró el proceso, solidificando completamente la aleación semisólida durante la colada continua de una aleación agitada electromagnéticamente, para posteriormente cortarla y obtener tochos cilíndricos con características tixotrópicas, que podrían cargarse a máquinas de fundición por inyección. Así, con el desarrollo del procesamiento semisólido, han surgido distintos métodos de implementarlo, dándoles nombres distintos según el proceso, de los cuales los más conocidos son rheocasting, thixocasting y thixoforming.

Existen varios métodos para obtener una microestructura globular, tales como la agitación electromagnética, la fusión activada por inducción de esfuerzos (Strain Inducted Melting Activation, SIMA), adición de elementos que refinan el grano, fundición por spray y enfriamiento rápido (Spray Melting and Fast Cooling), métodos que se ha reportado resultan en microestructuras globulares.

Alternativamente, la agitación mecánica (Figura 1.1), a pesar de ser la más fácil de implementar, no es el más explorado de los métodos de obtención de microestructuras globulares, debido al costo y la naturaleza frágil de equipo eléctrico resistente a las altas temperaturas y del mismo dispositivo que se sumerge en el metal fundido.



Figura 1.1 Agitación mecánica de una aleación base aluminio. Extraído de [2].

A pesar de que este tipo de procesos tiene su origen hace más de cuatro décadas, aún no se ha dilucidado el modo en que la microestructura evoluciona conforme avanza la solidificación, es decir, el tipo de nucleación, estructura de la interfase sólido-líquido, inestabilidad morfológica, multiplicación de glóbulos, así como el crecimiento y esferoidización de los mismos. Sin embargo, existe una teoría que explica la formación de estructuras metálicas semisólidas como multiplicación de grano por fragmentación dendrítica. Se ha propuesto que la convección producida por la diferencia de temperaturas entre el molde en que se solidifica la aleación y la aleación misma provoca que las ramificaciones o brazos dendríticos se derritan o rompan, y entonces actúen como partículas de nucleación secundaria. (Según el mecanismo propuesto en la Figura 1.2) Así, la alta densidad de partículas generadas permite la formación de una aleación semisólida.

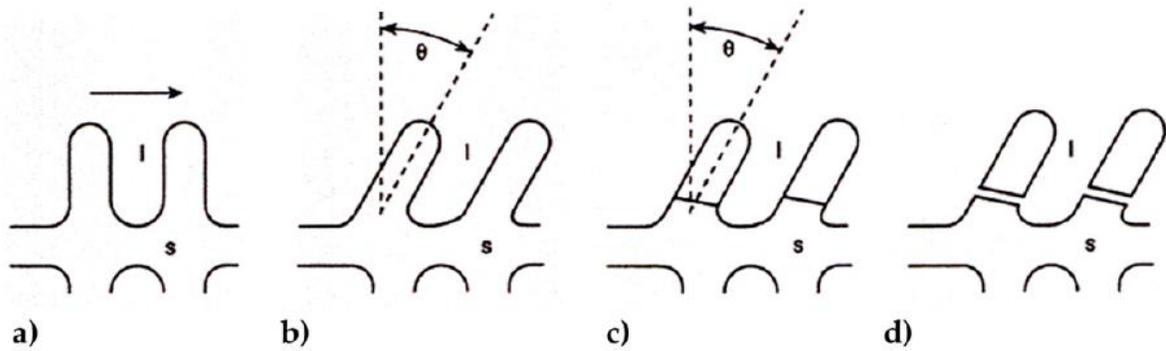


Figura 1.2. Mecanismo de fragmentación dendrítico: Dendrita sin deformar (a), la dendrita es sometida a un esfuerzo cortante y las ramificaciones adquieren un ángulo (b), los brazos dendríticos comienzan a separarse del eje dendrítico principal debido al esfuerzo cortante (c), los brazos dendríticos se encuentran totalmente separados del eje dendrítico y sirven como partículas para la nucleación secundaria. Extraído de [3].

Por otro lado, debido a que las aleaciones semisólidas tienen un importante papel en la manufactura de materiales metálicos de alta calidad, en años recientes y con la implementación de sistemas computarizados para el procesamiento, análisis y control de datos, el análisis de curvas de enfriamiento se ha convertido en una herramienta frecuentemente empleada para controlar las características microestructurales de aleaciones obtenidas por fundición a través del registro de cambios de temperatura en una aleación fundida durante su enfriamiento y posterior solidificación, etapas en que el calor latente liberado por los microconstituyentes provoca un cambio en su curva de enfriamiento y consecuentemente en su derivada. Esta energía indica una relación directa con la microestructura observada en el producto final.

Los métodos de análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (Computer Aided Cooling Curve Analysis, por sus siglas en inglés CA-CCA) pueden emplearse para generar información acerca de la cinética de solidificación y calor latente liberado durante la solidificación. El más simple de los métodos CA-CCA es el análisis térmico Newtoniano (Newton Thermal Analysis, NTA por sus siglas en inglés), basado en despreciar gradientes térmicos dentro de una muestra monitoreada durante el proceso de enfriamiento, obteniendo información cuantitativa

acerca de la temperatura representativa con un solo termopar colocado en el centro del metal fundido.

En este trabajo se analizan curvas de enfriamiento de la aleación A356 (Al7%Si-0.3%Mg), se buscan las condiciones óptimas para la obtención de una microestructura globular vía agitación mecánica. La aleación A356 tiene múltiples usos en el sector automotriz, por lo que su procesamiento semisólido es un frecuente tema de investigación [4-6].

1.1 Hipótesis

Será posible identificar los cambios en las curvas de enfriamiento de una solidificación dendrítica y globular, así como los cambios en la microestructura de la aleación A356. Dichos cambios se verán reflejados en las propiedades mecánicas del material.

1.2 Objetivos

1. Encontrar las mejores condiciones para la obtención de una microestructura globular de la aleación A356 vía agitación mecánica.
2. Describir y analizar los cambios en las curvas de enfriamiento, así como en su primera y segunda derivada para identificar el efecto que representa la agitación mecánica.
3. Comparar las microestructuras obtenidas en función de la agitación mecánica.

Capítulo 2

Marco Teórico

2.1 El Aluminio

El aluminio es el treceavo elemento en la tabla periódica de los elementos químicos. Es un metal no ferromagnético, así como el tercer elemento más común en la corteza terrestre. El Aluminio se encuentra en estado oxidado o en silicatos como feldespatos y plagioclasas. El aluminio en estado metálico se extrae únicamente del mineral denominado Bauxita a través del proceso Bayer en conjunción con electrólisis. Debido a su baja densidad, excelentes propiedades mecánicas, así como a su resistencia a la corrosión es un material comúnmente empleado en todas las ramas de la ingeniería. Desde mediados de la década de 1950, el aluminio es el metal más usado después del acero.

El primer registro del uso del aluminio por la humanidad se remonta al siglo 5 d.C. por el historiador griego Heródoto. El alumbre, compuesto de aluminio, era empleado como teñidor y fijador, en medicina, como abrasivo y por último y más común uso, como recubrimiento resistente al fuego para proteger fortalezas de asedio enemigo. En aquel entonces, el aluminio metálico era desconocido, aunque es posible que aleaciones que contenían aluminio fueran producidas en China alrededor del siglo 4.

Después de las cruzadas, el alumbre se consideraba mercancía de comercio internacional, indispensable en la industria de telas europea, y los beneficios económicos que brindaba incluso desataron la primera guerra Otomana-Veneciana, hasta que en el siglo 16 el alumbre se comenzó a producir por toda Europa.

El aluminio fue obtenido por Sir Humphrey David, quien empleó una batería de mil celdas. Posteriormente, en 1825, Hans Oersted redujo cloruro de aluminio con ayuda de una amalgama de

potasio. El proceso fue mejorado por Friedrich Wohler, quien en 1927 empleó potasio metálico y cloruro de aluminio para obtener aluminio metálico. El aluminio se produjo de manera industrial en 1854, cuando Henri Saint-Claire Deville empleó dicloruro de aluminio, así como potasio para la producción de aluminio metálico, pero fue hasta 1886 en que Martin Hall y Paul Heroult (también inventor del horno de arco eléctrico) reducen el costo de producción y vuelven el proceso económicamente viable.

2.1.1 Obtención del Aluminio

El proceso comercial para obtención de aluminio se conoce como proceso Bayer. Debido a que la bauxita (nombre general de los hidróxidos de aluminio) contiene agua y óxidos de hierro y silicio, para obtener el aluminio es necesario liberar la alúmina de estas impurezas. En el proceso Bayer se lixivia con hidróxido de sodio la bauxita para producir aluminato de sodio y volver insolubles las impurezas mencionadas.

2.1.2 Aleación A356

La aleación A356 es una aleación en la que el aluminio es el componente metálico predominante. Los metales aleantes distintivos son el cobre, magnesio, manganeso, silicio y zinc. Su composición química se detalla en la Tabla 2.1 El sistema de fundición de la aleación A356 es el empleado para la mayoría de las aleaciones Al-Si, donde los altos niveles de silicio (4.0-13%, Tabla 2.1, Figura 2.1) dan buenas características de fundición. La aleación A356 es ampliamente usada en ingeniería estructural y de componentes en los que se necesita peso ligero o resistencia a la corrosión. También ha sido parte importante en la industria aeroespacial, con especial énfasis en la

manufactura de aeronaves con revestimiento metálico. Las superficies de la aleación A356 generarán una capa de óxido de aluminio protectora ante la corrosión.

Tabla 2.1. Composición nominal de la aleación A356 según la norma ASTM B26/26M – 02 [7] y composición química experimental.

Elemento	wt %	wt% Experimental
Al	BAL	BAL
Si	6.5-6.75	7
Mn	0.10	0.20
Mg	0.25-0.45	0.36
Fe	0.20	0.12
Cu	0.20	0.16
Zn	0.10	--
Ti	0.20	0.05
Otros	0.15	--

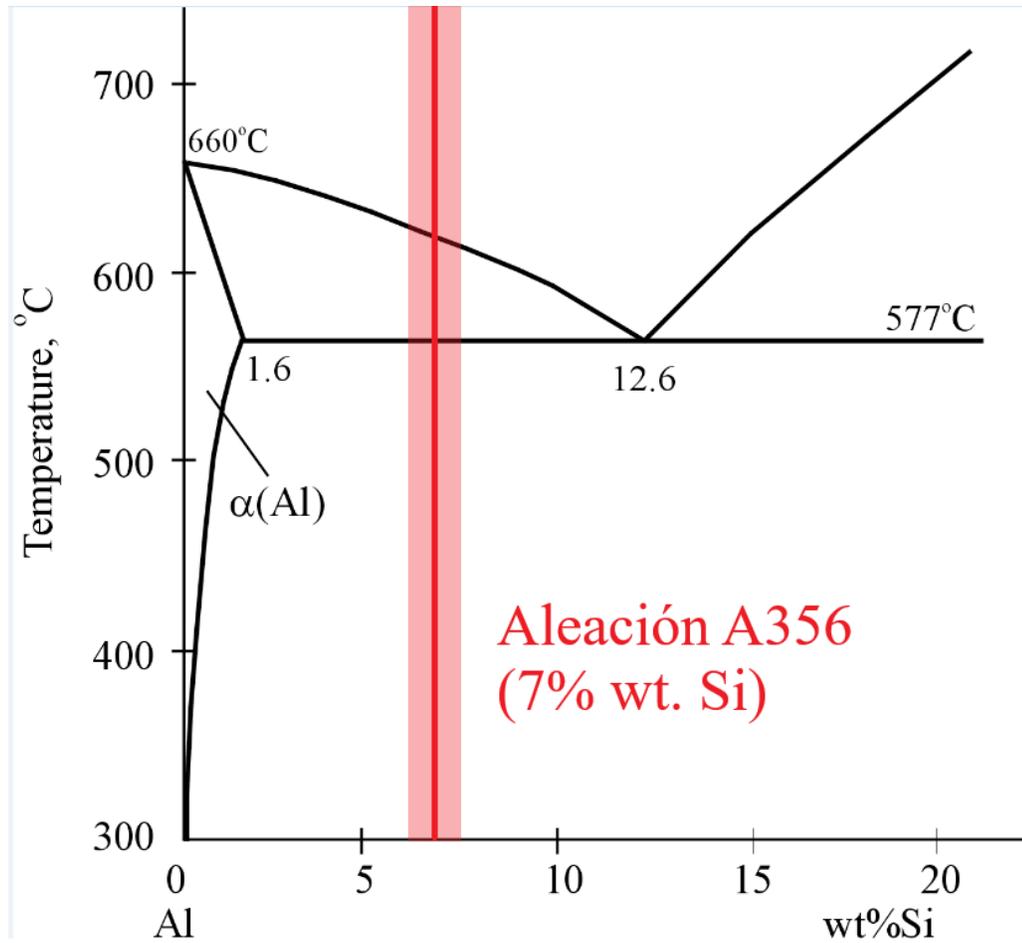


Figura 2.1. La composición de la aleación A356 en el diagrama de fases del sistema Aluminio-Silicio.

La aleación A356 es considerada una de las primeras aleaciones sometidas al procesamiento semisólido de aleaciones en operaciones de thixoforming y rheocasting. Esta aleación posee excelentes propiedades termofísicas (Tabla 2.2), así como excelentes propiedades mecánicas (Tabla 2.3).

Tabla 2.2. Propiedades termofísicas de la aleación A356. [8]

Propiedad Térmica	Valor
Calor de fusión	389J/g
Capacidad calorífica	0.963 J/g °C
Calor específico	1082 J/kg K
Calor latente	3997700 J/kg
Conductividad Térmica	151W/m K
Punto de fusión	557- 613 °C
Solidus	557 °C
Liquidus	613°C
Viscosidad	0.00113 kg/m s
Fracción sólida máxima	0.74

Tabla 2.3. Propiedades Mecánicas de la aleación A356.

Módulo elástico (GPa)	Tensión de rotura (ksi)	Esfuerzo de fluencia (ksi)	Dureza Brinell (500 kg)	Esfuerzo cortante (ksi)
70	33	24	20-70	26

La aleación A356 tiene un módulo elástico natural de alrededor de 70 GPa, que es alrededor de un tercio del módulo elástico de la mayoría de las aleaciones de acero, por lo cual cuando es sometido a una carga, experimenta una deformación elástica mayor a la de una pieza de acero con la misma forma. Algunas de sus otras propiedades mecánicas se observan en la Tabla 2.3. Sin embargo, es posible lograr diseños más rígidos y delgados para la aleación A356 que los de acero. En ingeniería automotriz, automóviles hechos con la aleación A356 emplean marcos hechos de perfiles extruidos para asegurar su rigidez. Esto representa un cambio radical del diseño actual de automóviles de acero, que depende de la rigidez de las carcasas para la carrocería.

Así mismo, se han producido compósitos de matriz metálica A356 ampliamente usados en motores y turbinas de aeronaves, marcos aéreos y ruedas de aterrizaje. Las aleaciones A356 usualmente se emplean en aplicaciones aeronáuticas debido a su mejorada resistencia a la corrosión y a la fatiga. La alta resistencia específica y rigidez conjugadas con su facilidad de fabricación son importantes para aplicación espacial y en fabricación de misiles.

Las industrias automotrices son el principal beneficiado de la aleación A356, actualmente explorando su máximo uso en válvulas, carcasas de transmisión, cilindros enfriados por agua.

Otras aplicaciones en las que son necesarias una excelente soldabilidad, buena colabilidad, estanquidad a la presión y buena resistencia a la corrosión son: control de motores, instalaciones de energía nuclear y aplicaciones en que moldes permanentes de alta resistencia o moldes para fundición a la cera perdida son requeridos.

2.2 El Procesamiento semisólido

El procesamiento semisólido fue descubierto en el Instituto Tecnológico de Massachussets en el año 1971 por Merton Flemings y su grupo de trabajo durante el estudio del defecto de colada llamado fragilidad en caliente del acero. Al modelar este fenómeno, empleando una aleación Sn-15%Pb se estableció que la viscosidad incrementa lentamente al incrementar la fracción sólida. La agitación mecánica inducida en la mezcla resulta en una estructura globular, que otorga características tixotrópicas.

Se entiende por tixotropía cuando un material se comporta como un sólido en reposo, y como un líquido (fluye) cuando se somete a una deformación temporal. Es decir, que tiene la capacidad de disminuir su viscosidad en función de la rapidez con que se deforma. Algunos materiales que presentan esta propiedad son: pinturas, ceras, tintas, espumas, polímeros fundidos, miel, chocolate entre otros. [9]

El comportamiento tixotrópico se asocia con el rompimiento de conjuntos de partículas sólidas bajo esfuerzo y su regeneración cuando dicho esfuerzo es removido. Tal comportamiento no se observa al obtener una microestructura dendrítica en una aleación, sino únicamente cuando se han obtenido esferoides inmersos en una matriz líquida. Los esferoides tienden a formar uniones entre sí. Cuando el material es sometido a un esfuerzo, estos lazos suelen romperse. Si el material es sometido a agitación durante periodos prolongados y a frecuencias constantes, se alcanza un estado de equilibrio en el que el material alcanza una viscosidad constante, producido por un tamaño de partícula distinta.

Existen ciertos requisitos básicos para una aleación metálica para que pueda ser procesada vía procesamiento semisólido:

-La aleación debe tener una microestructura esférica primaria.

-La aleación debe tener una región sólido-líquido.

-La fracción sólida en la aleación debe ser adecuada.

El procesamiento semisólido tiene múltiples rutas que se adecúan a las necesidades de cada industria. Puede ser clasificado en dos principales rutas de procesamiento [10]: rheocasting y thixocasting, este último con sus derivados thixoforging y thixomolding. Adicionalmente, también se encuentra el compocasting, proceso empleado en la manufactura de materiales compósitos. A continuación, se detallarán las cinco rutas de procesamiento:

Rheocasting: Proceso de una sola etapa que implica el enfriamiento de metal líquido al estado semisólido bajo condiciones controladas para obtener un material semisólido con una microestructura de grano redondo. Posteriormente y fuera del proceso, la aleación se ve implicada en un segundo proceso de maquinado (Figura 2.2).

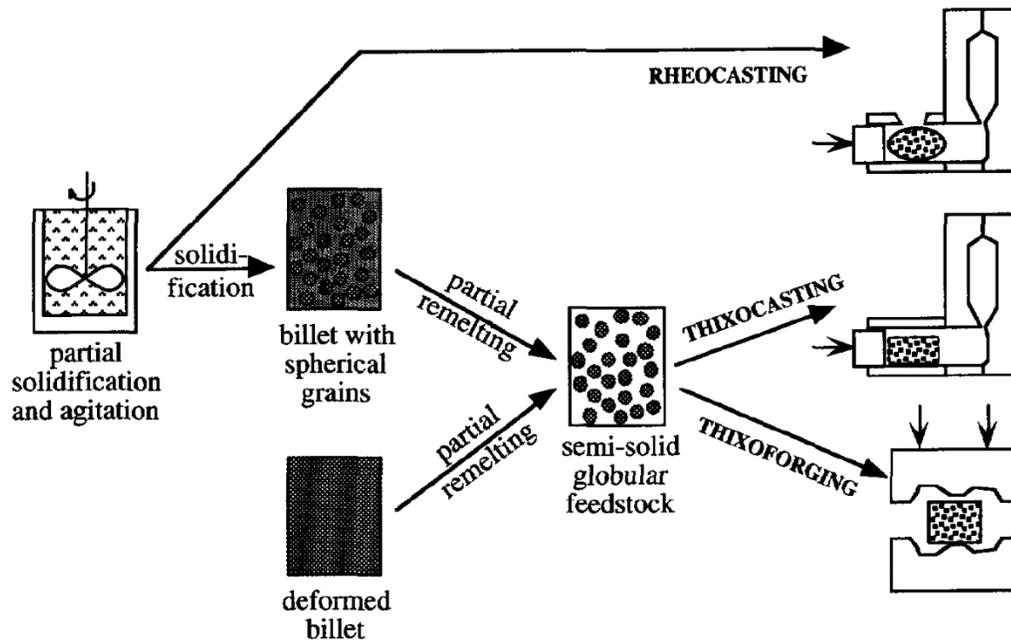


Figura 2.2. Diferentes rutas para el procesamiento semisólido de metales. Extraído de [11].

Thixocasting/Thixoforging: Proceso de dos etapas que implica la preparación de una alimentación de aleación sólida que al ser calentada y llegar a la región semisólida tendrá una microestructura globular, siendo inyectada en proceso de die casting o insertada en una matriz de forja para darle forma, siendo posteriormente maquinada en un producto final (Figura 2.3).

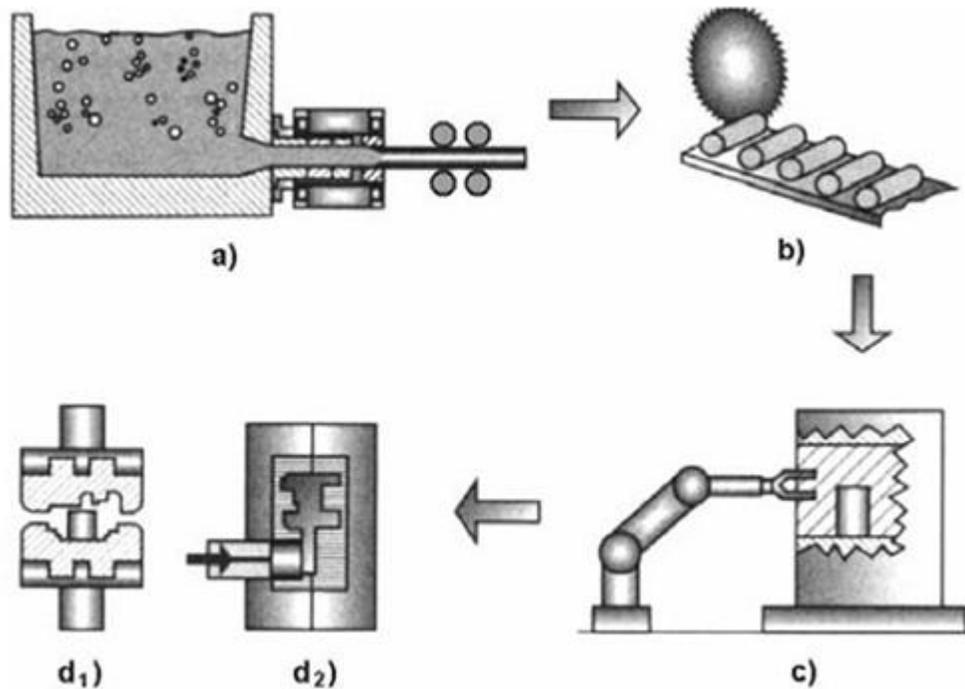


Figura 2.3. Proceso thixo: obtención de la aleación semisólida en una colada continua (a), corte de la aleación en una materia prima (b), recalentamiento de la aleación hasta temperatura semisólida (c), moldeo por forja o proceso thixoforging de la aleación a temperatura semisólida (d1) e inyección de la aleación en estado semisólido, también llamado thixocasting (d2). Extraído de [12].

Thixomolding: Es un proceso similar a la inyección de plástico en un molde (pellets), pero en lugar de inyectar plástico se inyecta una mezcla semisólida previamente calentada y maquinada. Se emplea específicamente para aleaciones de magnesio.

Compcasting: Es el proceso desarrollado para producir materiales compósitos en el que la fase de refuerzo se añade a la matriz metálica en estado semisólido.

Poco tiempo después del descubrimiento de Flemings, compañías como Alumax e ITT-TEVES empezaron a comercializar este proceso para la producción de piezas automotrices en aleaciones ligeras, que hoy sigue empleándose como un método de bajo costo. Industrialmente, el procesamiento semisólido se considera una variación del proceso die casting o fundición a presión; después de obtener la aleación semisólida se emplea el proceso de fundición a presión

convencional. Uno de los beneficios del proceso es la extendida duración de la vida útil del dado, pues las temperaturas de la aleación semisólida son menores (temperatura sólido-líquido en el diagrama de fases) en comparación a las de la fundición a presión común.

A pesar de que existe una amplia gama de métodos (Figura 2.4) para obtener una aleación semisólida, tales como metalurgia de polvos (fundición por spray), agitación pasiva, descarga eléctrica a través del material semisólido, activación de fundición por inducción de esfuerzos (SIMA), adición de elementos que refinan el grano, fundición en pendiente, etc., se ha aceptado y empleado en mayor medida la agitación vía campos magnéticos (Magneto Hydro Dynamic) para la producción de la aleación semisólida. En operaciones industriales de menor escala también se ha aceptado la agitación mecánica directa, así como SIMA.

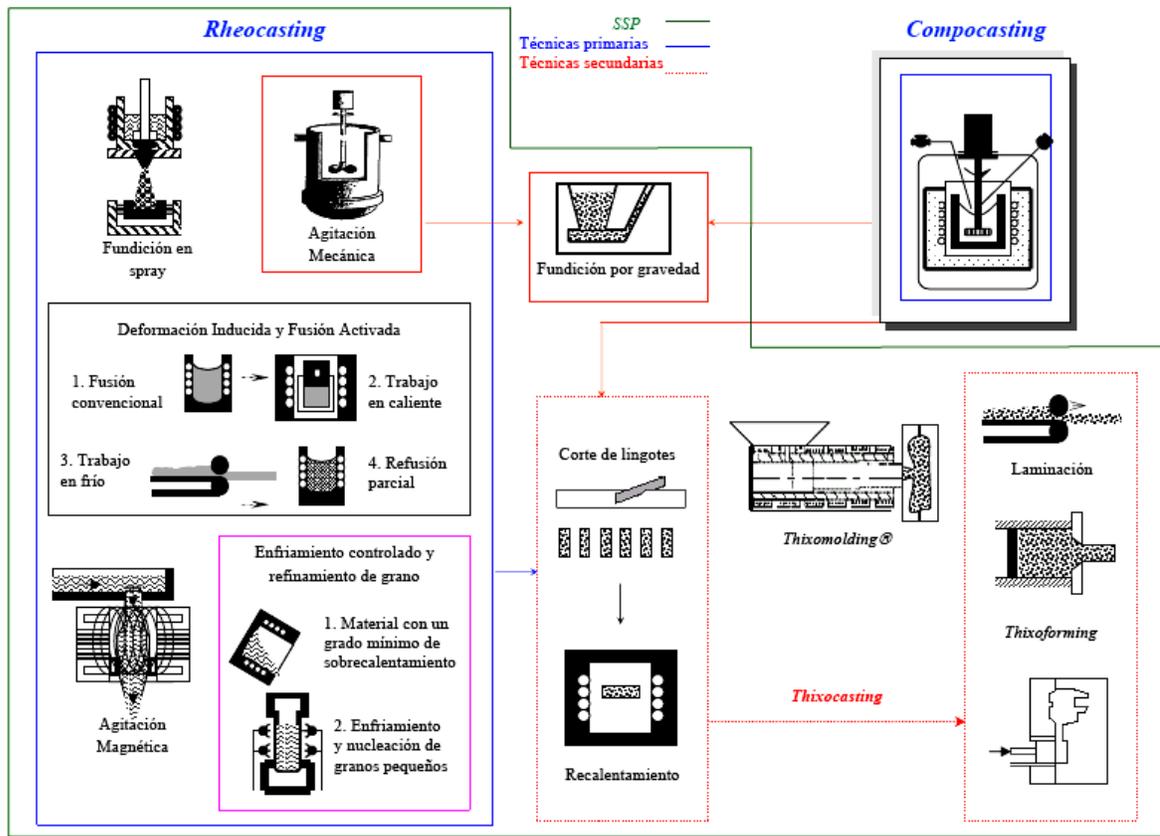


Figura 2.4. Procesos de metalurgia semisólida. Modificado de [13].

La principal desventaja del procesamiento semisólido es el costo de producción de la aleación con estructura globular, es decir, la materia prima sometida al procesamiento semisólido, pues para las casas fundidoras su costo es mayor al de la alimentación estándar de aluminio. Esto representa una barrera que limita a las aleaciones sometidas a procesamiento semisólido a sectores concretos que pueden solventar dichos gastos, ya sea por las altas especificaciones que ofrecen las aleaciones sometidas a dicho proceso (sector aeronáutico, naval y aeroespacial) o a un gran tamaño en la operación, que reduce los costos y vuelven redituable el proceso.

Sin embargo, el procesamiento semisólido posee un extenso potencial para reducir significativamente costos de producción debido a que la naturaleza del proceso se acerca mucho a la obtención del producto neto, además de la posibilidad de alcanzar altos niveles de producción. La alta precisión para obtener formas complejas permite la reducción en los costos de maquinado o de tratamiento superficial del producto neto [5, 31, 32]. Las bajas temperaturas (Figura 2.5) permiten economización en los moldes sólidos y dados de inyección para el proceso en comparación con la fundición a presión normal.

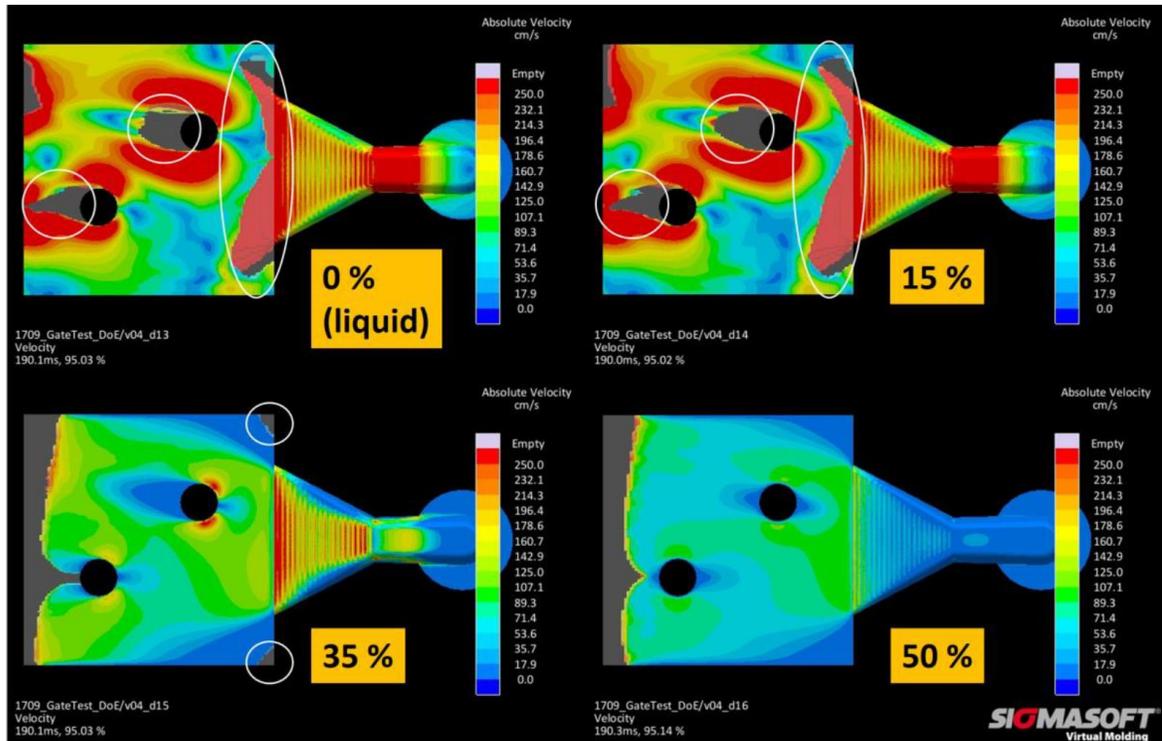


Figura 2.5. Simulación del flujo de una aleación semisólida de aluminio en el molde de un dissipador de calor. Conforme incrementa la fracción sólida, se forma un flujo laminar, lo cual disminuye la porosidad en la pieza. Extraído de [14].

2.3 La relevancia Industrial del procesamiento semisólido.

A pesar de que fue descubierto en la década de 1970, el procesamiento semisólido no ha visto un uso industrial de escala masiva tal como la fundición por inyección de alta presión (HDPC, por sus iniciales en inglés). Sin embargo, las aplicaciones en la actualidad del procesamiento semisólido vía rheocasting requieren mejores propiedades y mayores especificaciones. Las industrias que en la actualidad guían la industria del rheocasting son la de telecomunicaciones y 5G, vehículos eléctricos y vehículos de baja emisión, sin embargo, el procesamiento semisólido ha visto un desarrollo más profundo en la industria automotriz de alta gama, que a su vez también ha requerido de propiedades específicas para lograr un alto desempeño, así como pesos ligeros. La compañía Honda ha desarrollado tecnología de rheocasting para producir motores diesel (Figura 2.6). Las compañías Porsche, DaimlerChrysler y Alfa Romeo se han enfocado en la manufactura del chasis

de sus automóviles, mientras que Audi, Fiat y DaimlerChrysler se han enfocado en componentes estructurales de los vehículos (Figuras 2.7 y 2.8). Algunas de las aplicaciones del procesamiento semisólido se enlistan en la Tabla 2.4. También se ha documentado la aplicación del procesamiento semisólido en aleaciones requeridas para disipadores de calor y en algunos casos menos documentados, incluso para el fuselaje de aeronaves. Como se ha referido, los campos de aplicación del procesamiento semisólido anteriormente estaban cubiertos por fundición por inyección a alta presión, sin embargo, con el desarrollo de la industria ha sido imperativo obtener mejores aleaciones con procesos de manufactura más efectivos y con mejores propiedades. Un ejemplo de la aplicación industrial del procesamiento semisólido vía rheocasting se muestra en la Figura 2.9, en la cual se detalla el sistema CSIR-RCS (Council for Scientific and Industrial Research RheoCasting System), desarrollado en Sudáfrica y actualmente aplicado en distintas regiones del mundo.

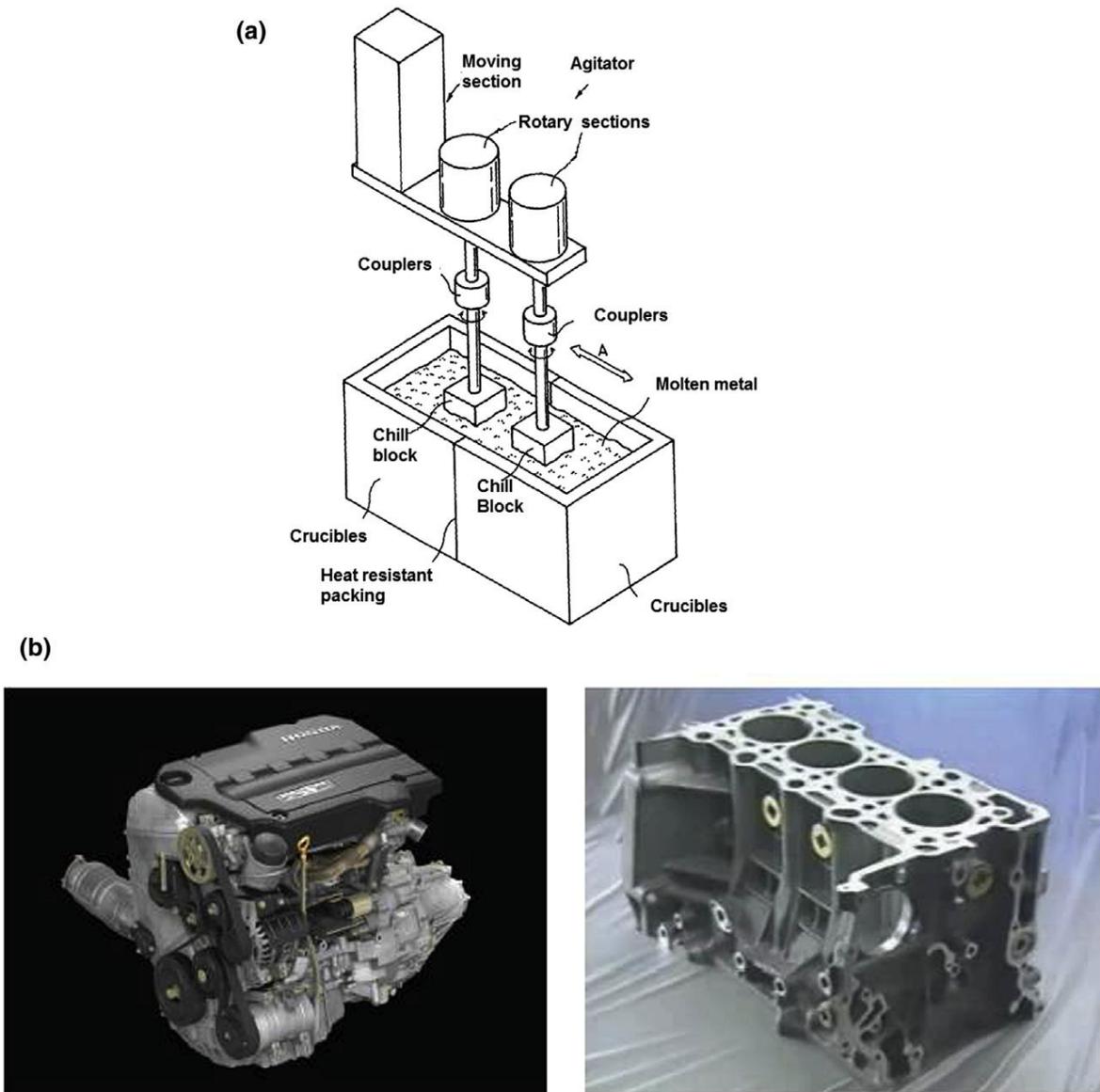


Figura 2.6. Esquema ilustrativo de tecnología de rheocasting desarrollada por Honda. B) Monobloque motor diesel producido con Honda Rheocasting Technology (Tecnología de Rheocasting de Honda). Reproducido de [15] y [16].



Figura 2.7. Bastidor auxiliar para el chasis de un automóvil. Producto de una fundición del tipo rheocasting. Extraído de [4].

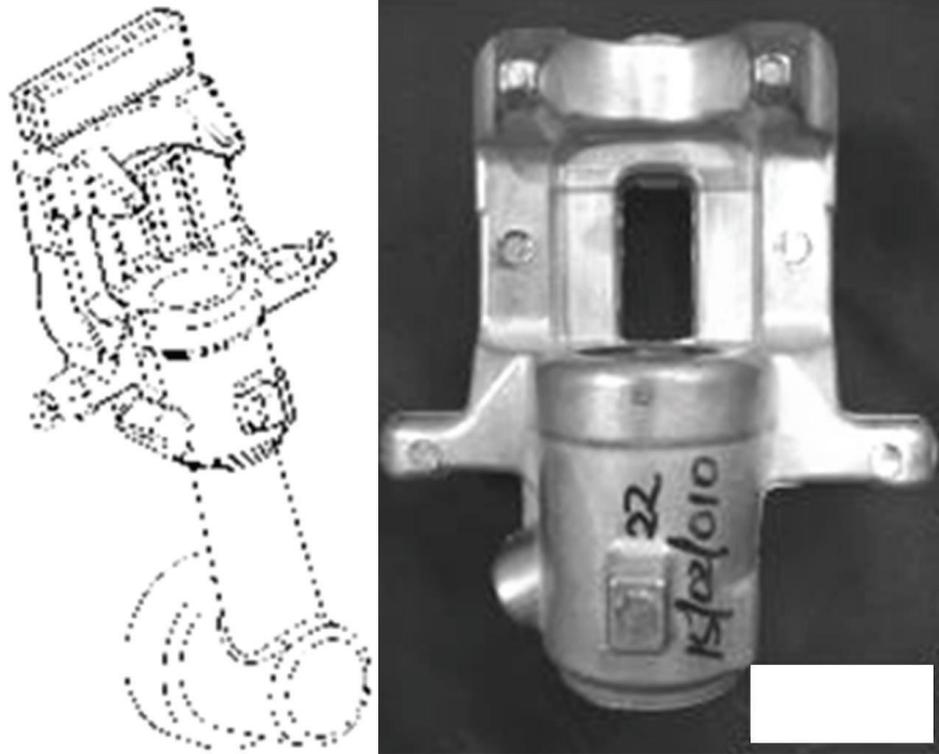


Figura 2.8. Pinzas de freno “caliper” del sistema de freno de un automóvil de gama media-alta. Producto de una fundición del tipo rheocasting. De lado izquierdo se muestra el dibujo de la parte y de lado derecho el componente en la etapa de pre maquinado. Imagen extraída de [6].

Tabla 2.4. Aplicaciones del procesamiento semisólido [4, 17].

Aplicación del procesamiento semisólido en el sector automotriz	
Fundiciones de paredes delgadas	Nodos para chasis
Piezas de alta resistencia	Soportes de motor, componentes de suspensión, ruedas
Piezas de alta resistencia al desgaste	Pistones de compresión, tambores de freno, sistemas de dirección
Piezas con alto grado de estanqueidad	Cilindros de freno, carcasas de compresor para aire acondicionado, piezas críticas de seguridad.

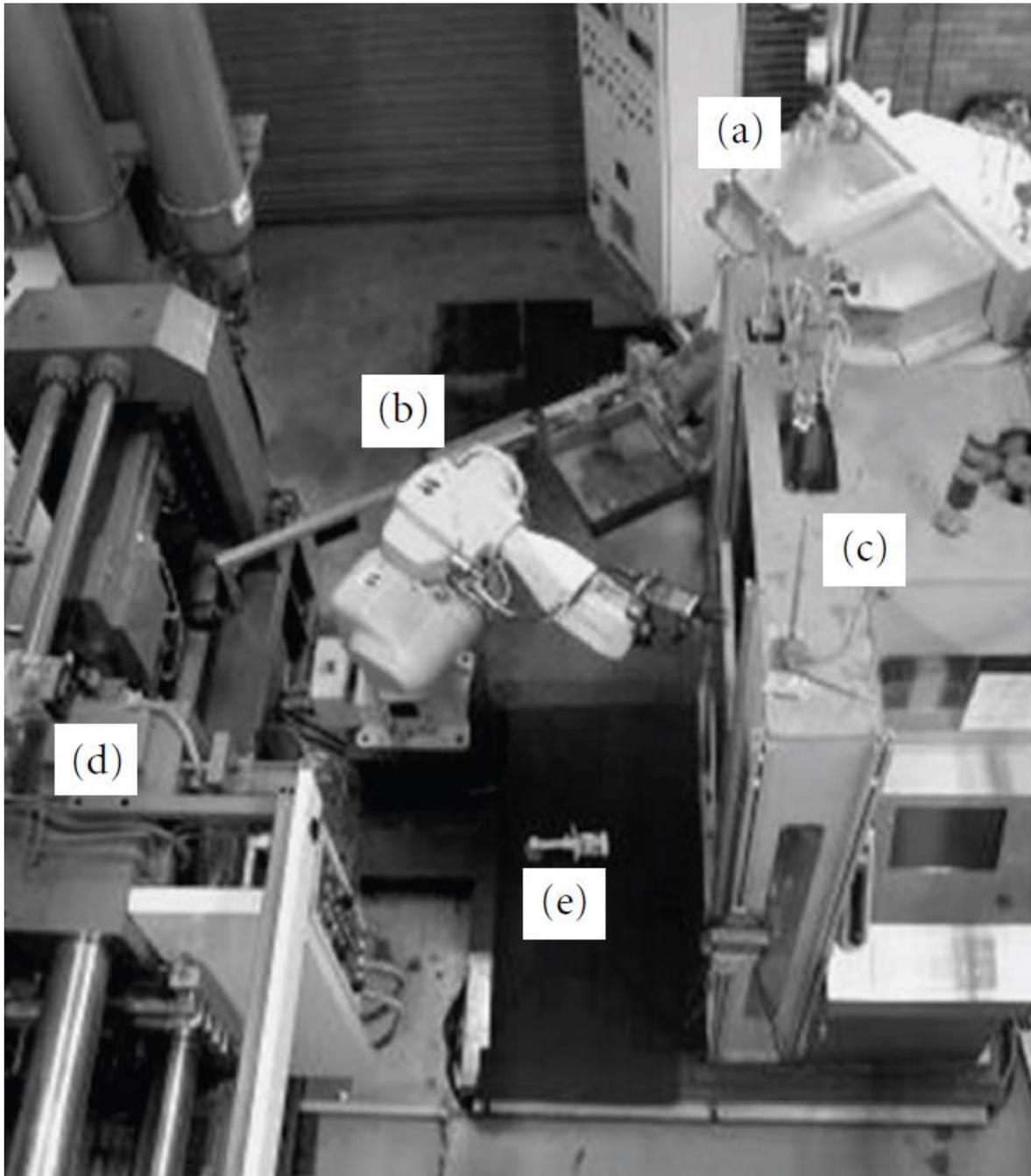


Figura 2.9. Arreglo industrial de una fundición tipo rheocasting automatizada. Horno dosificador automático (a), brazo robótico automatizado (b), unidad de procesamiento rheocasting (c), unidad de die casting de alta presión (d), pinzas de freno como escala €. Imagen extraída de [6].

El procesamiento semisólido presenta múltiples ventajas con respecto a su principal competidor, que es el proceso que domina en el mercado, la fundición por inyección de alta presión, tales como:

- Menor maquinado requerido
- Menor tratamiento superficial
- Prácticamente 4 veces el tiempo de vida útil al comparar con HPDC
- Permite fundir partes que el HPDC no (menor espesor).
- Debido al flujo laminar derivado del metal en estado globulizado, el procesamiento semisólido reduce el riesgo de aire y burbujas de gas atrapado.
- Permite mejor soldabilidad de las piezas.
- De acuerdo con el grado de globulización, es posible elegir las propiedades mecánicas, así como la conductividad térmica y otras propiedades físicas de la aleación.

Las desventajas que presenta son:

- Tiempo del ciclo para la obtención de una pieza terminada relativamente igual, con una diferencia mayor en tiempo debido al procesamiento semisólido (agitación) y con diferencia menor en el tiempo de maquinado.
- La remoción de las entradas se vuelve ligeramente más costosa derivada de las propiedades mecánicas obtenidas con el procesamiento semisólido y a que las entradas son ligeramente más grandes para permitir a la alimentación fluir a través del molde.

Por último y más importante, el costo general de una pieza producida a través del procesamiento semisólido puede ser más bajo en partes consideradas “problemáticas”, ya sea por el ángulo que manejan o por el grosor de pared que requiere su diseño.

En un panorama general, se espera que la siguiente generación de automóviles, transporte público y equipo de comunicación cree la demanda de nuevos y desarrollados procesos que permitan cumplir con requisitos y estándares más altos.

2.4 La Teoría de Merton Flemings

En 1971, un grupo de académicos del Massachusetts Institute of Technology, al llevar a cabo una investigación de desgarro en caliente, estudió las fuerzas implicadas en la deformación de dendritas. Para este estudio, el equipo conformado por Spencer D., Mehrabian R. y Merton Flemings empleó un viscosímetro tipo Couette (Figura 2.10), que consiste en dos cilindros concéntricos, donde el cilindro exterior gira con velocidad variable. El material de su estudio fue la aleación Sn-15% Pb, que se encontraba fundida en el espacio entre los dos cilindros, al mismo tiempo que se hacía girar el cilindro exterior para ejercer un esfuerzo de corte, para posteriormente enfriar la aleación gradualmente. En el transcurso de los experimentos se observó que cuando el cilindro giraba constantemente, y al mismo tiempo la aleación se encontraba en proceso de enfriamiento, ésta presentaba una baja resistencia a la cortadura, lo cual implicaba que la aleación disminuía su velocidad al sufrir agitación, lo cual se atribuyó a la microestructura no dendrítica que se formaba en el proceso [19]. Al descubrir el procesamiento semisólido, Merton Flemings y sus colegas elaboraron diversas teorías que explican la obtención de una estructura globular en aleaciones de hierro y aluminio, pero no es sino hasta 1974 que Flemings publicó un artículo en la sociedad metalúrgica AIME (American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers) titulado “Solidification Processing”, en el que detalla su teoría de rompimiento dendrítico.

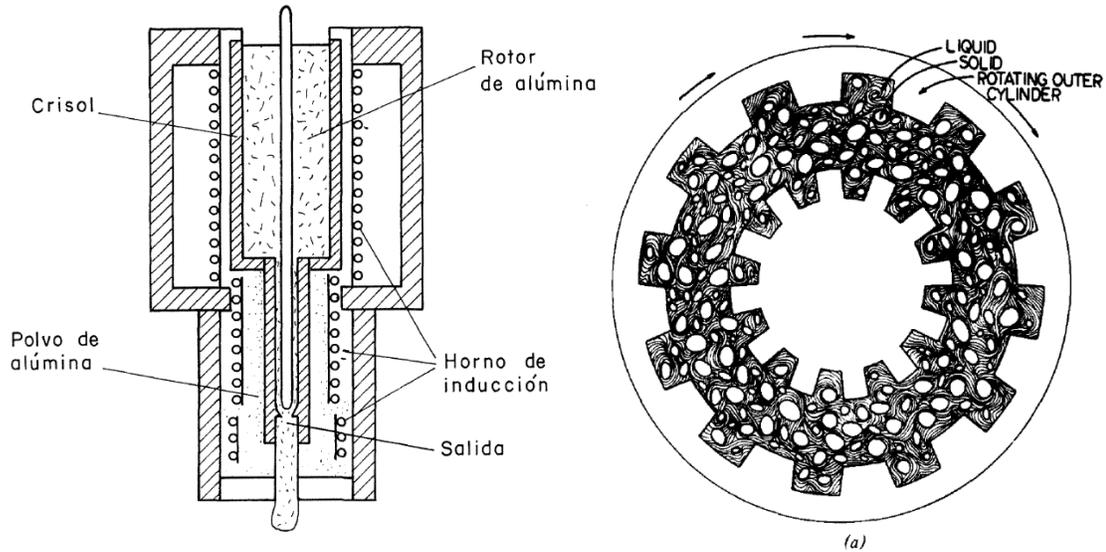


Figura 2.10. Esquema del reómetro (también llamado viscosímetro de Couette) para producción de aleación semisólida empleado por Flemings. Extraído de [18].

En su teoría, Flemings explica que, si la aleación en estado líquido es agitada vigorosamente durante las primeras etapas de su solidificación, ocurre una multiplicación dendrítica a tal escala que la microestructura dendrítica normal no se obtiene y en lugar de esta, la solidificación comienza a partir de centros esferoidales con una estructura distinta a la dendrítica. Al principio del proceso, cuando se forman las dendritas, se vuelven rápidamente inestables debido a la gran área superficial que poseen (crecimiento dendrítico, Figura 2.11, a).

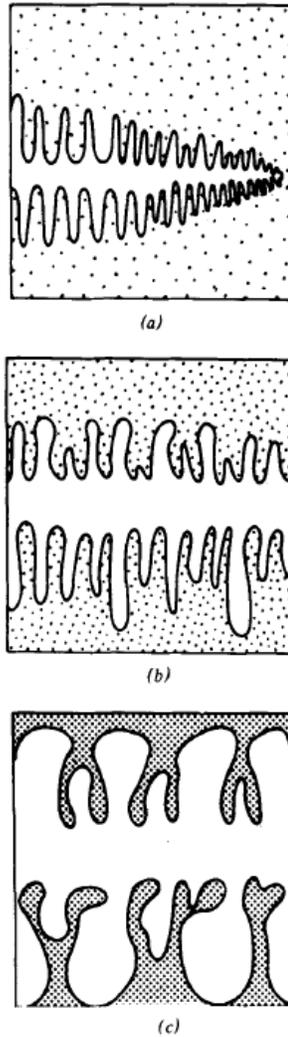


Figura 2.11. Crecimiento dendrítico (a) a (c). Los brazos más pequeños desaparecen, mientras que los más grandes crecen. Extraído de [18].

El primer modo de reducir dicha área superficial es el “engrosamiento” dendrítico en el cual las dendritas con menor tamaño desaparecen y las dendritas más largas se vuelven más gruesas (Figura 2.11, b, c), lo cual resulta en la disminución de brazos dendríticos a lo largo de la solidificación. Sin embargo, en un proceso alternativo puede producir que los brazos dendríticos se “rompan” o se disuelvan completamente, en un proceso impulsado por convección, el cual lleva pulsos térmicos a las puntas de las dendritas, desprendiéndolas del cuerpo. Dicha punta desprendida crecerá en un lugar cercano para formar un nuevo grano (Figura 2.12). Adicionalmente, al consumir dicha

energía, el gradiente de temperatura disminuirá en la aleación, por lo cual será menos posible que la punta o brazo desprendido se disuelva de nuevo.

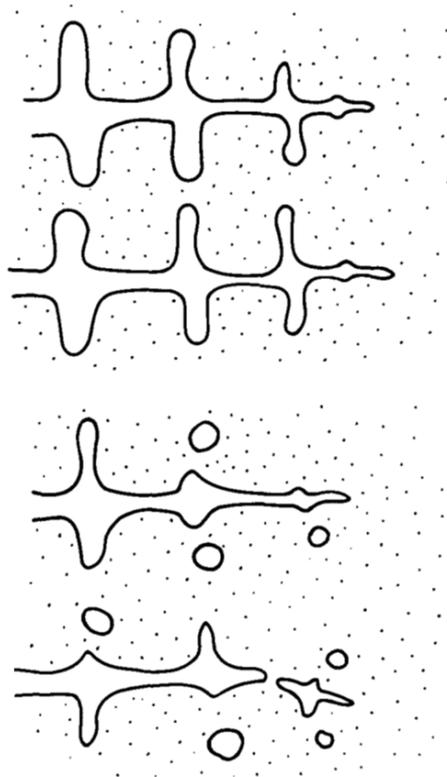


Figura 2.12. Esquema de multiplicación dendrítica resultante de la convección asociada a pulsos térmicos. Extraído de [18].

Alternativamente, también se ha propuesto un mecanismo que describe que después de la fragmentación dendrítica exista un nuevo crecimiento dendrítico seguido de la formación de una roseta, la cual crecería para formar un nuevo esferoide más grande. Esta teoría alternativa se detalla en la Figura 2.13.

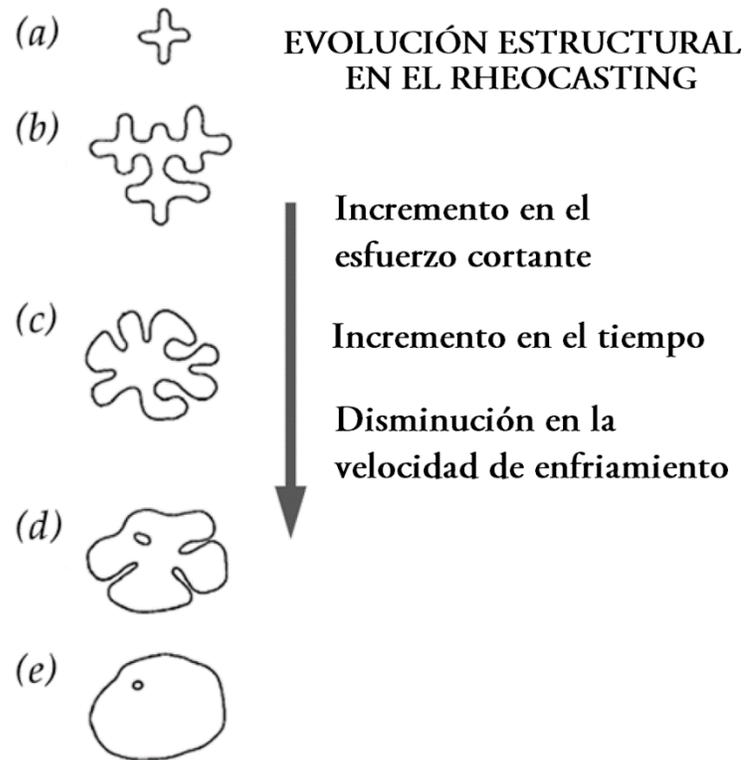


Figura 2.13. Formación de un glóbulo durante la agitación en el estado semisólido: fragmento dendrítico inicial (a), crecimiento dendrítico (b), formación de roseta (c), engrosamiento o maduración de la roseta (d) y esferoide completamente formado (e). Modificado de [18].

2.5 Análisis de Curvas de Enfriamiento (CCA) y Análisis de Curvas de enfriamiento asistido por Computadora (CA-CCA)

El análisis de curvas de enfriamiento (por sus siglas en inglés Cooling Curve Analysis) es un método altamente sensible de características termofísicas de una sustancia, y es usado ampliamente tanto en investigación científica como en solución de problemas inmediatos en la industria. En el ámbito científico y de investigación, se emplea para conocer propiedades termofísicas y características termodinámicas de materiales, incluyendo aleaciones, tales como el calor latente de solidificación, la evolución de la fracción sólida, las cantidades y tipos de fases que se solidifican, coherencia dendrítica, así como la misma composición química del material [20]. En la práctica, se emplea para estimar la eficiencia de procesos refinadores o modificadores de fundiciones, así como para predecir estructuras de aleaciones solidificadas, determinar espaciamiento entre brazos dendríticos, etc. En hierros fundidos y aceros, se emplea para determinar la morfología del grafito, determinar el grado de nodularidad del hierro fundido, e incluso determinar el ciclo de tratamiento térmico más efectivo para la producción de hierro dúctil. El uso de curvas de enfriamiento en el control de procesos a nivel industrial es ampliamente usado.

En su modalidad más básica, el análisis de curvas de enfriamiento propone un esquema experimental en el que se emplea un recipiente cerámico o crisol y un termopar para el registro de la temperatura. En estudios recientes, se han empleado dos termopares, que plantean como ventaja un análisis más completo en términos de una recolección de datos más amplia de la alícuota, lo cual beneficia a partes del análisis posterior, como coherencia dendrítica, y en términos de procesamiento matemático para generar una curva cero y, en algunos casos, análisis de Fourier.

El análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (Computer Aided Cooling Curve Analysis) incluye el procedimiento de registro de temperaturas en función del tiempo de un metal fundido vaciado en un recipiente durante su solidificación hasta su enfriamiento total, lo cual

permite definir con precisión los parámetros de las transformaciones de fase ocurridas en el proceso.

2.6. Características principales de una curva de enfriamiento.

La forma característica de una curva de enfriamiento es resultado de la pérdida de calor de los alrededores debido al enfriamiento de un metal contenido en un recipiente o crisol, así como del calor empleado para la transformación de fase en la aleación. Los eventos que se observan en la curva de enfriamiento generalmente están relacionados directamente con los de transformación de fase que ocurren durante el enfriamiento.

Sin embargo, al tomar en cuenta que el termopar indica únicamente la temperatura promedio de una fracción del volumen, se entiende que el tiempo indicado para cada evento en la curva no es necesariamente el mismo en que está sucediendo la transformación.

En la curva de enfriamiento, la temperatura de inicio de solidificación es aquella en la que da inicio la formación de dendritas primarias, que se solidifican del líquido. El cambio en la pendiente de la curva de enfriamiento indica la formación de la fase alfa de la aleación. La temperatura del subenfriamiento eutéctico es el punto en que da inicio la transformación eutéctica y es representada por el primer mínimo en la curva. La temperatura de fin de la solidificación es señalada por un punto de inflexión en la curva de enfriamiento, aunque cabe señalar que no siempre es la misma que la temperatura de fin de solidificación real en toda la pieza. Todas las temperaturas anteriormente mencionadas se determinan con mayor precisión al auxiliarse de la primera derivada.

Al realizar la derivada numérica de la curva de enfriamiento se obtiene la rapidez de enfriamiento, lo cual mejora la precisión en la determinación de las características principales en la curva. Un valor de cero en el máximo o mínimo de la primera derivada indica un máximo o un mínimo en la

curva de enfriamiento. Si se superponen ambas gráficas, es posible observar el modo en que coinciden dichos puntos.

Al principio de la solidificación de cualquier fase, el valor de la derivada incrementará, para posteriormente disminuir, al final de la solidificación.

Cuando existe una solidificación dendrítica en la aleación, es necesario diferenciar entre crecimiento dendrítico libre, en que las dendritas no tienen contacto entre sí, y engrosamiento o crecimiento dendrítico, que ocurre posterior a la coherencia dendrítica, la cual se define como el punto de la fracción sólida en el que las puntas dendríticas entran en contacto.

Capítulo 3

Metodología Experimental

En este capítulo se presenta la metodología experimental, así como el dispositivo empleado para llevar a cabo la agitación mecánica de la aleación A356 con el fin de obtener una microestructura globular, así como para registrar las curvas de enfriamiento ligadas al experimento.

3.1 Introducción

Con el objetivo de encontrar las mejores condiciones de obtención de la microestructura globulizada, Se han llevado a cabo pruebas sin agitación y con agitación. Dicha agitación se ha llevado a cabo con ayuda de un agitador mecánico, que consta de un aspa y de un motor de 10 velocidades. De las 10 velocidades de agitación se seleccionaron cuatro niveles: 667 rpm (nivel #1), 1153 rpm (nivel #2), 1567 rpm (nivel #3) y 2271 rpm (nivel#4). Dichos niveles fueron seleccionados debido a la facilidad que permitía el agitador para fijarlos, abarcando todo su rango de trabajo. Todas las pruebas se realizaron por duplicado. Posteriormente se realizó la preparación metalográfica de las piezas obtenidas de cada una de las pruebas correspondientes a los niveles de agitación.

3.2 Instrumentación

3.2.1 Horno de fusión

Para la obtención de la microestructura globular se trabajó con un horno eléctrico de resistencias de la marca Celsius (Figura 3.1-A), equipado con un controlador de temperatura (Figura 3.1-B) y un termopar tipo K con un rango de medición de -200°C a 1250°C . Se emplearon crisoles cerámicos recubiertos con pintura de óxido de zirconio con capacidad de 140 mililitros.

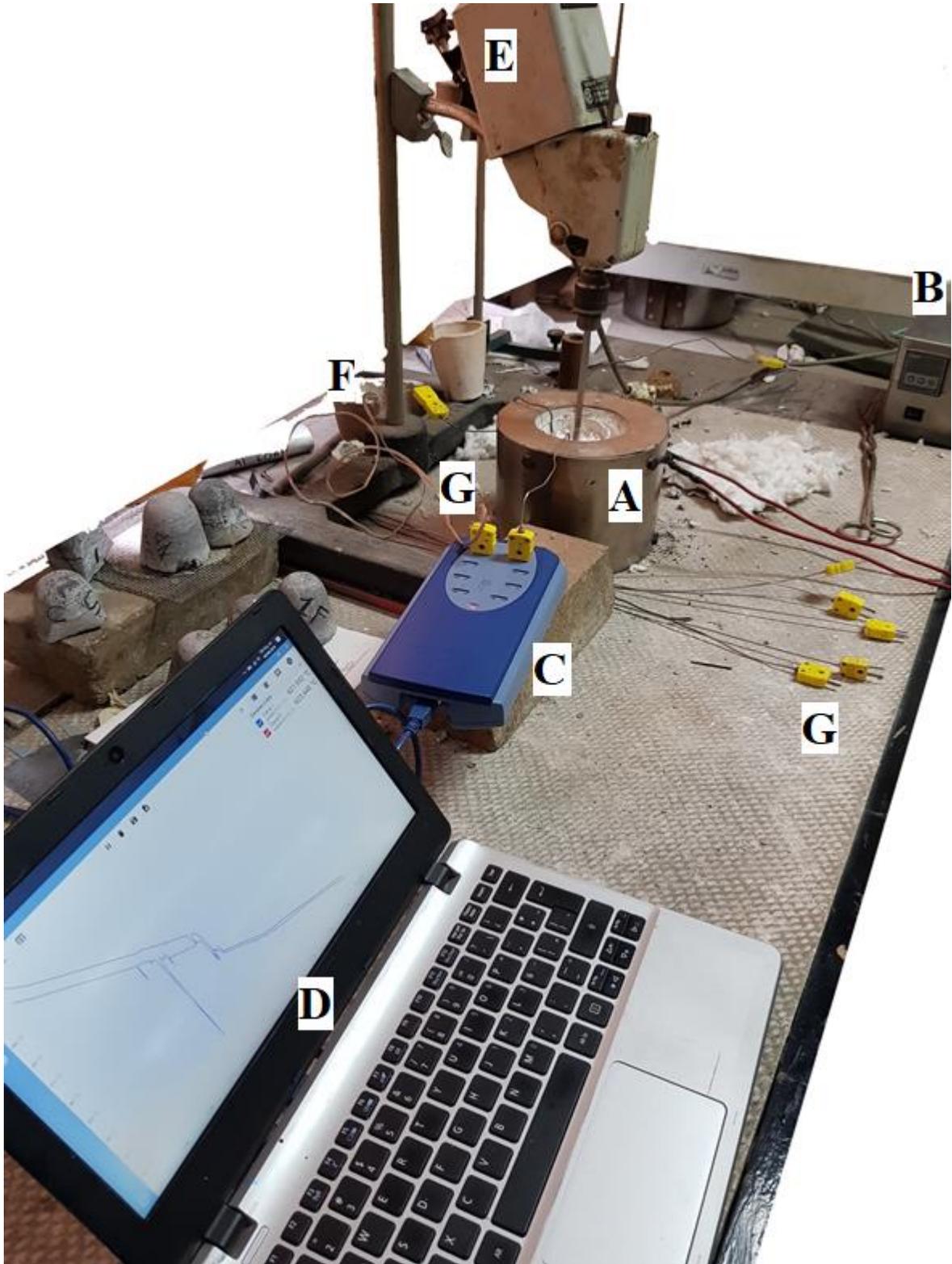


Figura 3.1. Dispositivo experimental.

3.2.2 Sistema de recolección de datos

El sistema de registro de temperatura estuvo conformado por el equipo *PICOLOG TC-08 Thermocouple Data Logger* de la marca Pico Technology (Figura 3.1-C) en conjunto con el software para PC *PicoLog 6* (Figura 3.1-D), una paquetería que permite el registro de ocho canales de temperatura en tiempo real de manera puntual, con un rango de temperaturas que va de -270 a +1820°C (precisión de hasta una millonésima de °C) y permite una medición cada 100ms (diez mediciones por segundo).

3.2.3 Agitador mecánico

Para la agitación de la aleación se utilizó un agitador “Mechanical Overhead Stirrer” marca Heidolph modelo RZR 1 (Figura 3.1-E) con 10 velocidades de agitación, que incluye un husillo para adaptar distintos diámetros de viga de aspa. La velocidad mínima de agitación es de 177 rpm, mientras que la velocidad máxima alcanza las 2300 rpm. El agitador se monta en un soporte con base de hierro de cuatro patas (Figura 3.1-F). Las velocidades de agitación se muestran en la Tabla 3.1

Tabla 3.1. Condiciones experimentales empleadas. (*En el mayor nivel de agitación, adicionalmente se empleó un agitador de geometría similar pero más grande para encontrar un cambio en la curva de enfriamiento, así como en la esferoidización de los granos).

Nivel	Velocidad (RPM)
0	Sin agitación (enfriamiento al equilibrio)
1	667
2	1153
3	1567
4	2271
5	2271 (agitador adicional) *

3.3 Fusión del material

Se conectó y encendió el horno de resistencia. Mediante el controlador, se fijó la temperatura a 750°C. Al horno se introdujo el crisol de cerámico refractario, previamente recubierto de pintura de óxido de zirconio, para que se precalentara. Se cubrió la parte superior del horno con una colchoneta de fibra de vidrio, empleada como aislante para alcanzar la temperatura adecuada y evitar pérdidas de energía. Una vez precalentado el crisol, se introdujo la aleación al interior del horno.

3.4 Curvas de enfriamiento

Se ensambló el sistema de electrónico de medición conformado por el dispositivo PICOLOG TC-08 de Pico Technologies, así como por el software de medición Picolog 6, desarrollado para el dispositivo ya mencionado por la misma marca. Mediante una extensión se conectó un termopar tipo K (Figura 3.1-G) al PICOLOG TC-08, que a su vez está enlazado con el software en un ordenador. Dicho software se ajusta para que recopile un dato cada 3 segundos y la cifra de temperatura tenga hasta el valor de milésimas de grado centígrado. Una vez ensamblado el sistema electrónico, se sumergió el termopar en la aleación líquida 30°C por encima de su temperatura de fusión. La posición del termopar debe ser lateral, paralelo a la pared o generatriz del crisol, de tal modo que alcance el fondo del crisol. Una vez alcanzada la temperatura deseada se comienzan a registrar los datos de temperatura vs. tiempo.

En el registro de curvas con agitación se opta por sumergir el agitador durante el calentamiento, así como iniciar la agitación una vez superado el subenfriamiento donde se obtiene la formación del primer sólido. La agitación se detiene al alcanzar una temperatura cercana a los 570°C, debido a que, en esta temperatura, la fracción sólida predomina y de no retirar el agitador, el aspa podría quedar atrapada en la pieza de aluminio solidificada.

Cuando se ha retirado el aspa de la aleación, se mantiene el registro de temperatura hasta alcanzar el valor de temperatura ambiente. Una vez solidificada la muestra de aluminio, se retira con cuidado del crisol, se corta de manera axial para liberar el termopar y obtener una pieza a la cual sea posible hacer una posterior preparación metalográfica.

3.5 Análisis de las curvas de enfriamiento.

Una vez concluido el registro de temperaturas para la curva de enfriamiento, se exportan los datos a un archivo CSV. Dichos datos se transfieren al software OriginPro8. Con ayuda del mismo se traza la curva de enfriamiento, para posteriormente obtener su primera derivada. La interferencia o ruido generado por la medición se suaviza por el método de Savitzky-Golay, con orden polinomial de 2.

A continuación, se obtiene la segunda derivada de la curva numéricamente, y se sobrepone a la primera derivada, ajustando los límites de los ejes, de tal modo que sean más visibles los máximos y mínimos en la gráfica. Finalmente se identifican los máximos y mínimos, así como los cambios de pendientes en la primera y segunda derivada, correspondientes a las distintas etapas en la solidificación. También se identifican los tiempos de inicio y fin de solidificación.

3.6 Preparación metalográfica

Las muestras obtenidas se prepararon para su inspección metalográfica con desbaste mediante la serie de lijas de agua para metal que va desde la lija número 80 hasta la 2000. Posteriormente se pule con un paño fino y alúmina hasta alcanzar el pulido a espejo. Finalmente, las piezas se atacan con el reactivo Tucker para obtener una imagen clara de los glóbulos. Al emplear el reactivo Keller, la estructura obtenida no fue clara, por lo cual no se empleó en este trabajo.

Capítulo 4

Resultados y discusión

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos al realizar las curvas de enfriamiento, el procesamiento llevado a cabo para obtener la primera y segunda derivada, así como los gráficos de superposición en curvas 1.^a derivada vs. curva de enfriamiento y 1.^a derivada vs. 2.^a derivada, con lo cual se lleva a cabo el análisis y la descripción de los puntos más importantes encontrados a través de las curvas. Posteriormente, se presentan las imágenes obtenidas a través de metalografía, comparando tamaños de grano y morfologías de grano obtenidas. Por último, se reportan los datos obtenidos en dureza del material analizando el patrón que siguen los datos obtenidos.

4.1 Curva de enfriamiento sin agitación (al equilibrio).

Las curvas de enfriamiento registradas durante la experimentación siguen el patrón usual de una curva de enfriamiento del estado líquido al sólido de cualquier aleación metálica. A lo largo de la curva es posible identificar tres zonas distintas delimitadas por dos cambios de pendiente. La primera zona (I, Figura 4.1) desciende aproximadamente desde los 700 grados hasta aproximadamente los 610°C. Posteriormente, de los 610°C hasta los 560°C se encuentra una segunda zona de enfriamiento (II). Es durante esta zona que se retira el agitador mecánico de la muestra, debido a que la misma comienza a solidificar y se requiere evitar que el agitador quede atrapado en la aleación durante la solidificación. Posteriormente se encuentra la tercera zona de la curva (III), que describe el enfriamiento de la pieza ya solidificada, aparentemente sin volver a encontrar transformaciones de fase durante el resto de la curva. Sin embargo, con el análisis de posteriores curvas se cae en cuenta de la aparición de un precipitado de compuesto intermetálico.

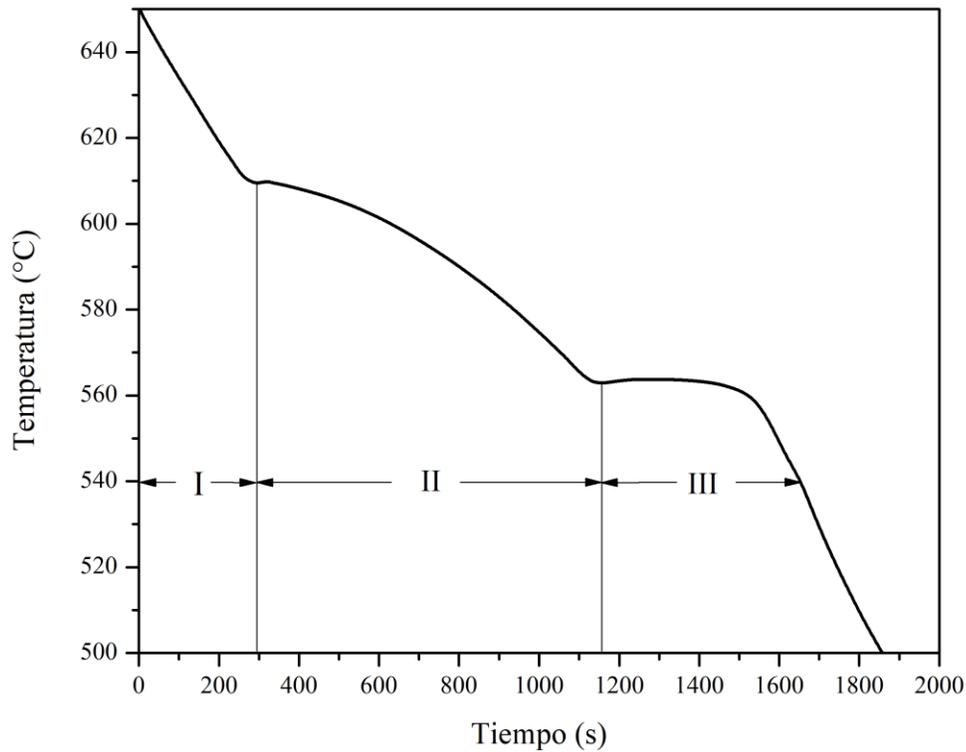


Figura 4.1. Curva de enfriamiento sin agitación de la aleación A356.

Durante la transformación de líquido a sólido, se requiere que al menos una partícula adquiera un radio crítico para que inicie la solidificación. Durante la solidificación, la nucleación de múltiples partículas disminuye la energía total disponible a fin de estabilizarse y crecer, por lo cual la temperatura disminuirá. En otras palabras, la temperatura de transformación líquido a sólido debe estar por debajo de la temperatura de solidificación. Esta diferencia de temperatura se llama subenfriamiento.

Los subenfriamientos que marcan los dos cambios de pendiente en la curva de enfriamiento señalan la transformación de líquido a sólido ($L \rightarrow \alpha$, Figura 4.2) y la transformación de sólido a sólido (fase $\alpha \rightarrow$ eutéctico, Figura 4.3.). En ambas transformaciones es posible observar los eventos de subenfriamiento y recalcencia. La diferencia fundamental en la morfología de ambas

transformaciones, líquido a sólido y Alpha a eutéctico, es la longitud de la meseta en la recalentamiento. Mientras en la solidificación una vez alcanzada la temperatura máxima de recalentamiento la temperatura de la muestra desciende rápidamente, en la transformación eutéctica se prolonga formando una amplia meseta para luego descender. Esta meseta está asociada a la liberación de energía provocada por el proceso de formación de microconstituyentes.

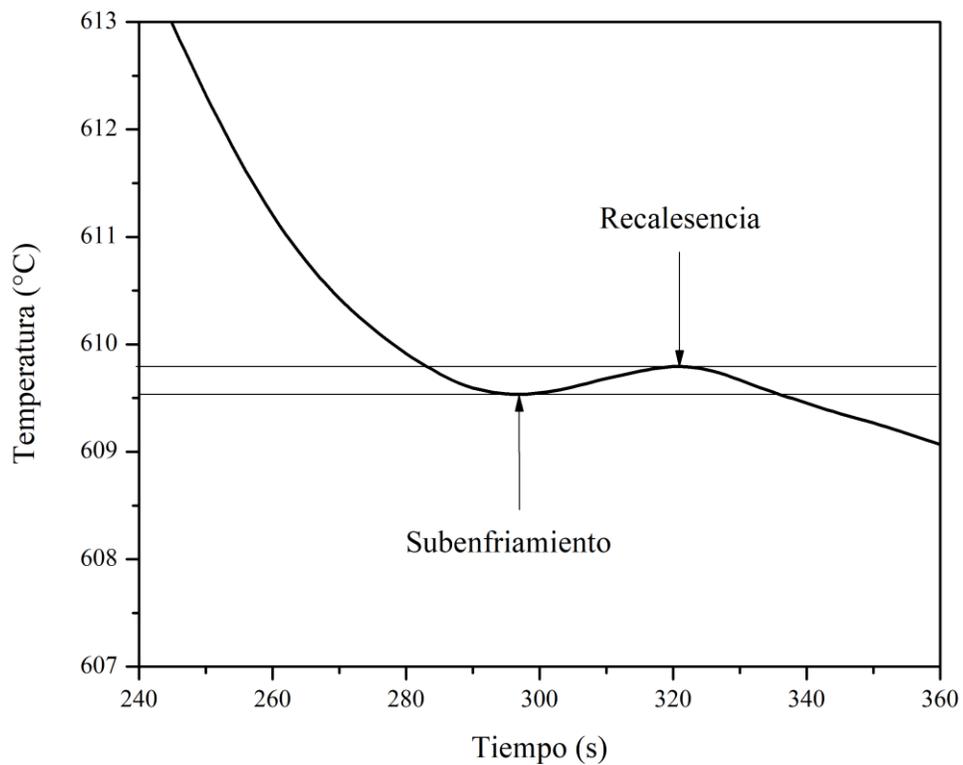


Figura 4.2. Subenfriamiento y recalentamiento en la transformación líquido-sólido.

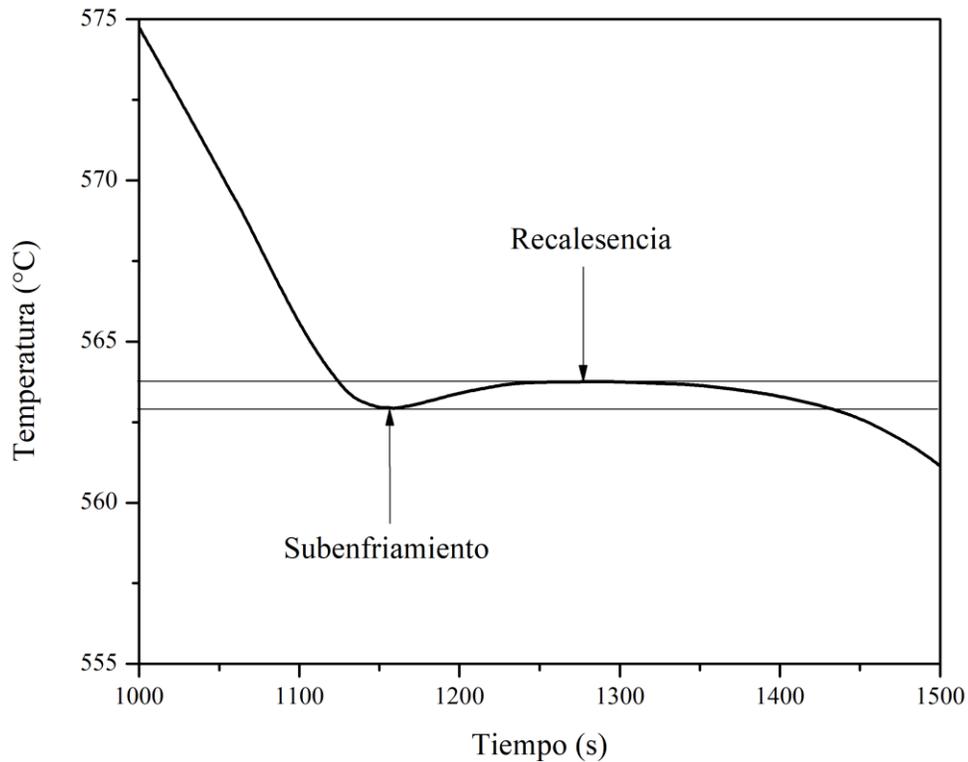


Figura 4.3. Subenfriamiento y recalescencia en la transformación α -eutéctica.

Las temperaturas obtenidas en las transformaciones de fase para la curva de enfriamiento sin agitación se enlistan en la Tabla 4.1. Debido a que la diferencia entre temperaturas de subenfriamiento y recalescencia es menor a 1°C , en el presente trabajo no se abordará la diferencia de energía y sus implicaciones, sin embargo, cabe remarcar que la amplitud de la meseta eutéctica se asocia con mayor energía proporcionada al sistema por parte del sólido formado durante la transformación eutéctica, que en la reacción de solidificación.

Tabla 4.1. Temperaturas aparentes de subenfriamiento y recalcancia para las transformaciones $L \rightarrow \alpha$ y $\alpha \rightarrow$ eutéctico de la curva de enfriamiento para la aleación A356, temperatura de solidificación y temperatura de transformación eutéctica. [21, 22].

	Transformación $L \rightarrow \alpha$	Temperatura teórica de solidificación	Transformación $\alpha \rightarrow$ eutéctico	Temperatura teórica de transformación eutéctica
Temperatura de subenfriamiento (°C)	609.53	615 - 609	562.92	574 - 567
Temperatura de recalcancia (°C)	609.79		563.75	

4.1.1 Primera derivada.

El primer paso en el análisis térmico asistido por computadora es la obtención de la primera derivada con respecto al tiempo. En la Figura 4.4 se presenta el gráfico de la primera derivada graficada con respecto al tiempo. Se observan dos incrementos drásticos en la derivada, siendo primero el que ocurre en la transformación líquido a sólido, y segundo el que ocurre en la transformación de fase α a eutéctico. Para ambas transformaciones, el inicio del subenfriamiento se localiza en el punto (S) y el punto más alto de la recalcancia se localiza en el punto (R). Del mismo modo en que se observa en la curva de enfriamiento, la amplitud de la meseta de la recalcancia es mucho mayor en la transformación $\alpha \rightarrow$ eutéctico que en $L \rightarrow \alpha$, mientras que el mayor valor en la derivada se encuentra en la transformación $L \rightarrow \alpha$. Posteriormente se observa un pico, el punto (i), que a simple vista no es posible asociar a la curva de enfriamiento anteriormente mostrada (Figura 4.1, zona III). Sin embargo, se ha encontrado que se trata de la formación del compuesto intermetálico Mg_2Si , formado por dos de los aleantes mayoritarios del material. La formación de dicho compuesto intermetálico no resulta imperativa para el análisis en curso, sin

embargo, es interesante señalar que su formación es imposible de observar a primera vista en la curva de enfriamiento temperatura vs. tiempo y con ayuda del procesamiento matemático se observa en la primera derivada un cambio que corresponde a la formación de dicho compuesto aproximadamente a los 548°C, a los 1600 segundos de iniciado el registro de datos.

A pesar de que es posible encontrar los valores mínimos en el subenfriamiento y máximo en la recalentamiento a través de herramientas computacionales como la localización vectorial en el plano, en la literatura [25,26] encontramos que los valores más comúnmente aceptados como verdaderos son los obtenidos en la primera derivada. El inicio del subenfriamiento (puntos S, Figura 4.4) se acepta comúnmente como el inicio de la solidificación ($l \rightarrow \alpha$) y de transformación de fase $\alpha \rightarrow$ eutéctico.

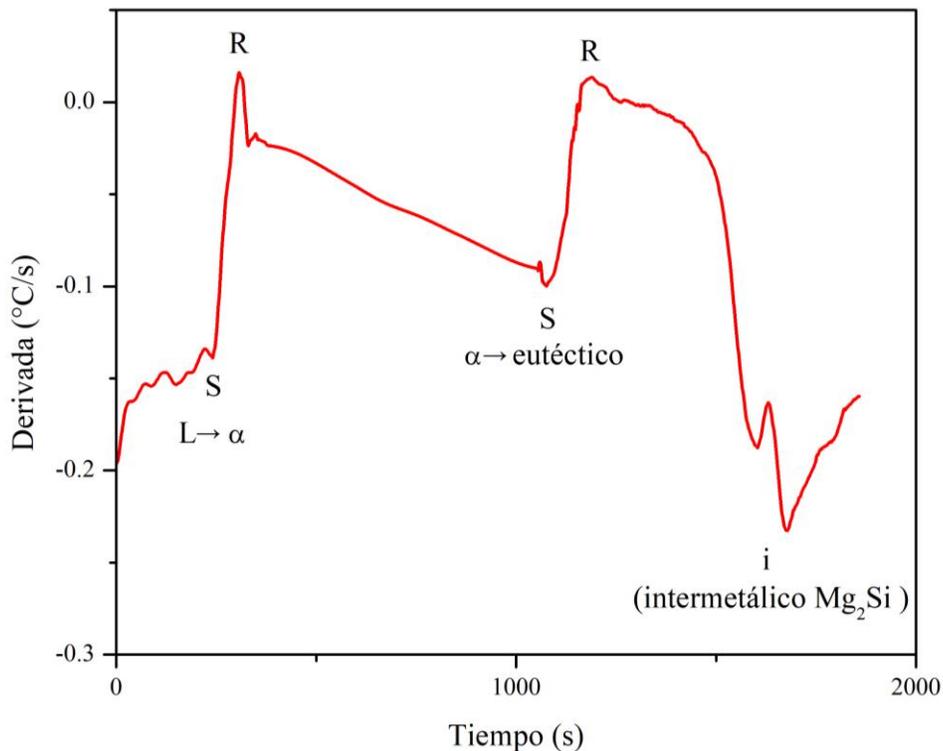


Figura 4.4. Derivada vs. Tiempo de la curva de enfriamiento de la aleación A356.

El primer método para obtener las temperaturas en que inician tanto la solidificación como la reacción eutéctica es encontrar el valor de tiempo del evento en la primera derivada y consultar el mismo valor de tiempo en la curva de enfriamiento para obtener la temperatura. Sin embargo, el procedimiento empleado en este trabajo es sobreponer la curva de enfriamiento con su primera derivada, tal y como se muestra en la Figura 4.5. Algunos autores [24, 25, 27] han propuesto que la intersección entre la curva de enfriamiento y la primera derivada (punto X, Figura 4.5) se considere el inicio de la solidificación debido a la practicidad y facilidad para identificar este punto, pero debido a la falta de rigor matemático en lo que se refiere a la relación entre la escala de ambas curvas, en el presente trabajo se prefiere emplear los valores obtenidos en la primera derivada. Aun así, la superposición de ambas curvas resulta una poderosa herramienta para comprender los fenómenos que se presentan en la curva de enfriamiento.

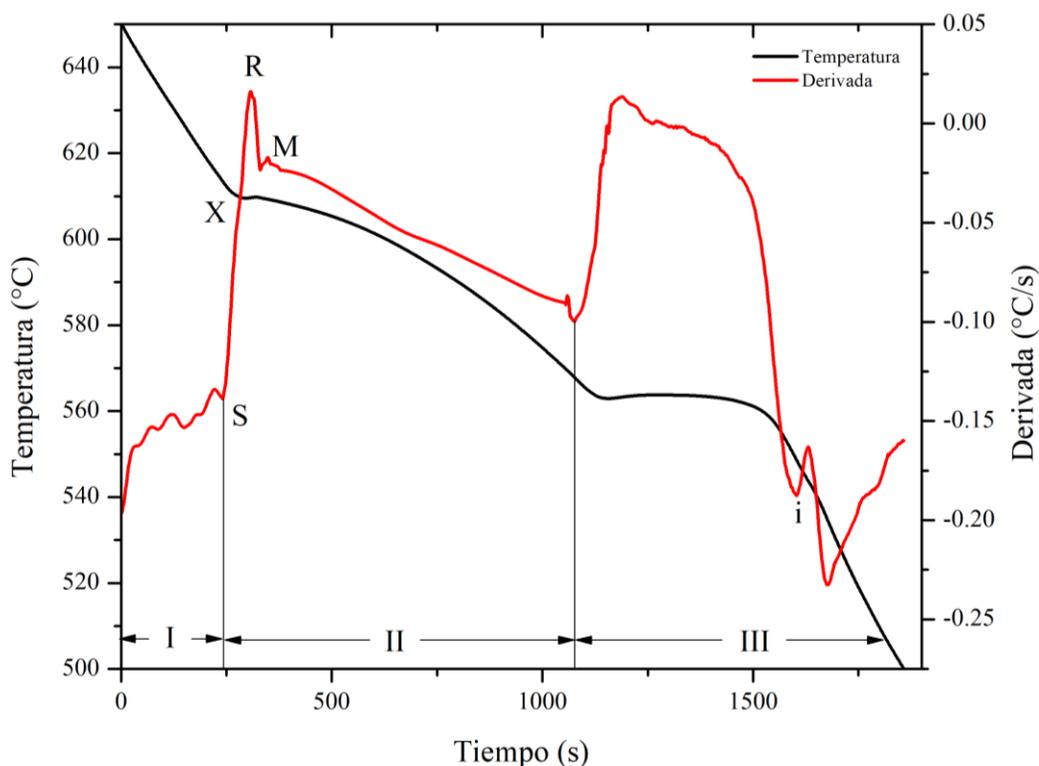


Figura 4.5. Curva de enfriamiento de la aleación A356 y su primera derivada.

En la primera zona de la derivada (I, línea roja) se observa una pendiente con fluctuaciones correspondiente al enfriamiento que va de los 650°C a los 610°C aproximadamente. En la curva de enfriamiento (línea negra), se ve que disminuye la temperatura con respecto al tiempo de manera constante. En la derivada se presenta una caída de pendiente, un valor mínimo que corresponde al inicio de la solidificación (punto S). Luego, la pendiente de la derivada cambia abruptamente, revelando el máximo cambio de la derivada. Una vez alcanzado el máximo (punto R), los valores descienden a un mínimo (punto M). Este punto corresponde a la temperatura máxima de recalcancia. A continuación, la pendiente de la curva se vuelve regular (zona II), que corresponde al enfriamiento de la aleación. La derivada alcanza un nuevo mínimo que indica el inicio del subenfriamiento para la reacción eutéctica. Del mismo modo que ocurre en la solidificación, la pendiente cambia abruptamente hasta alcanzar un valor máximo. Una vez alcanzado el máximo, los valores de la derivada descienden en un lapso de tiempo prolongado (de manera correspondiente a la meseta de recalcancia, zona III). A continuación, los valores descienden de manera correspondiente al enfriamiento de un sólido hasta llegar a un mínimo (punto i) que indica el inicio de la formación del compuesto intermetálico Mg_2Si , a partir del cual se forma un nuevo pico, que indica el final de la formación de dicho compuesto. Es aquí donde se comprueba la capacidad de la técnica de análisis numérico asistido por computadora: al observar la zona III en la curva de enfriamiento simple (Figura 4.1), es difícil afirmar que existe formación de una fase en dicha zona. Con ayuda de la derivada y respaldado por la literatura, se afirma que la identidad de dicha reacción es la formación del intermetálico Mg_2Si .

4.1.2 Segunda derivada

Al trazar la segunda derivada con respecto al tiempo, es posible corroborar los datos obtenidos en la primera derivada, así como en la curva de enfriamiento. Generalmente se obtienen dos picos que

coinciden con las transformaciones $l \rightarrow \alpha$ (A, Figura 4.6) y $\alpha \rightarrow$ eutéctico (B, Figura 4.6) observadas en la curva de la primera derivada. Por último, se corrobora la existencia del compuesto intermetálico en (C, Figura 4.6). Al superponer la primera y segunda derivada en un mismo gráfico (Figura 4.7), se corroboran los puntos gráficos sin la necesidad de buscar los valores entre las curvas. Esta herramienta resulta muy práctica durante el análisis térmico. Las líneas rojas marcan el modo en que coinciden los puntos más importantes de la primera derivada (cuyo sentido matemático indica cambio en una función) y la segunda derivada (cuyo sentido matemático indica un punto crítico, ya sea máximo o mínimo en una función).

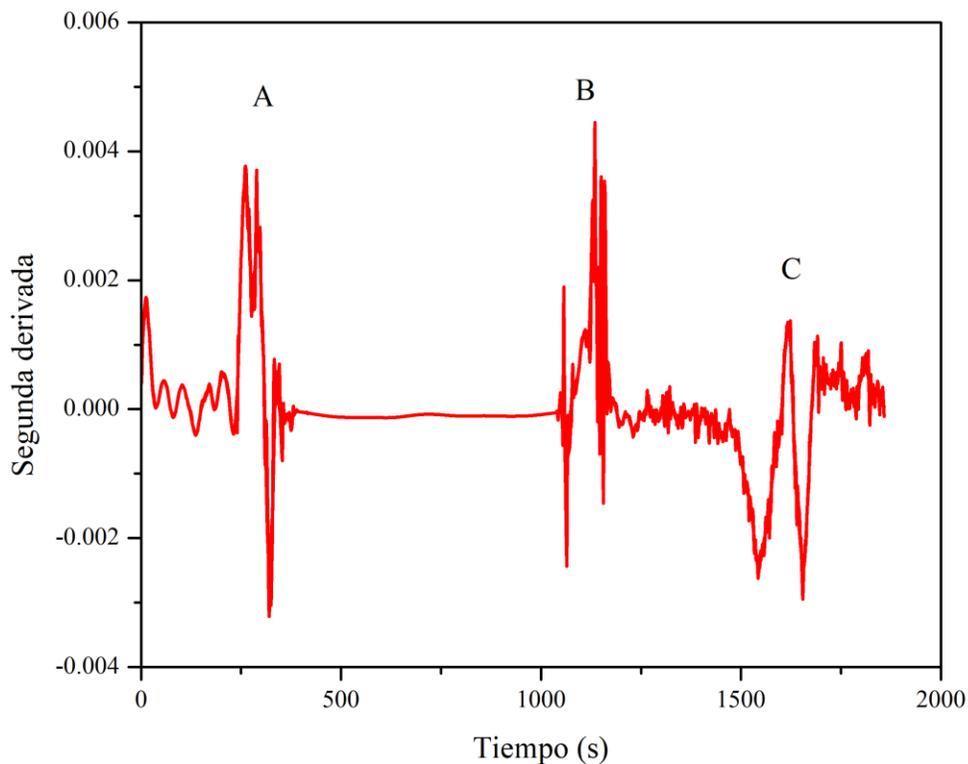


Figura 4.6. Segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356.

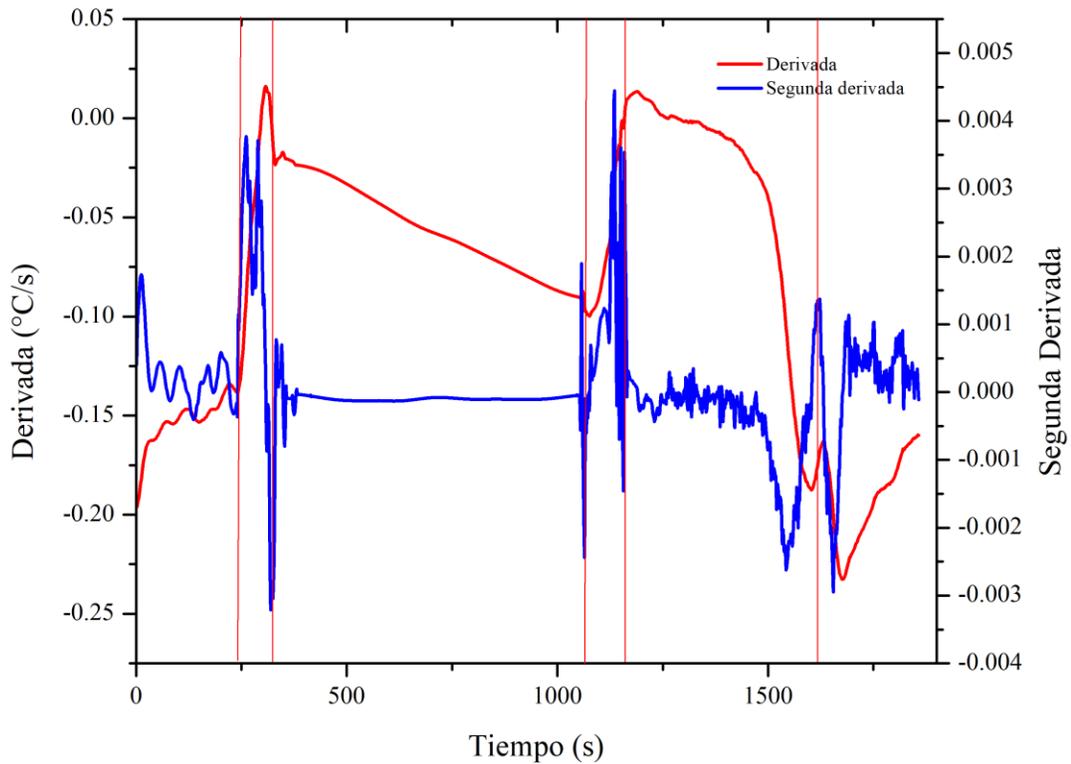


Figura 4.7. Primera y segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356. Las líneas rojas indican el tiempo en el que acontecen los eventos más importantes durante la curva de enfriamiento.

4.1.3 Derivada vs. Temperatura

Una alternativa a la gráfica Derivada vs. Tiempo se presenta en la Figura 4.8. La curva Derivada vs. Temperatura permite identificar los máximos y mínimos del mismo modo que la sobreposición de la curva de enfriamiento y la primera derivada (Figura 4.5), con la diferencia de que es más sencillo encontrar la temperatura a la que acontecen los inicios de las reacciones. De esta manera, el inicio de la solidificación se dará en el punto (S), mientras que en el máximo (R) se identifica la temperatura de recalcencia. A diferencia del gráfico en que se sobreponen curva de enfriamiento

y primera derivada, en este se identifica la recalcancia en el máximo. Como se detalla en la Figura 4.8, cerca del máximo valor de derivada, la temperatura alcanza un valor bajo para posteriormente incrementar y volver a descender. Este comportamiento es nada menos que la relación entre el subenfriamiento y la recalcancia. Posteriormente, la temperatura desciende a un nuevo mínimo que indica el inicio de la reacción eutéctica. La derivada alcanza un nuevo valor máximo, mientras que al mismo tiempo en la curva de enfriamiento el valor de temperatura vuelve a incrementar y a disminuir, consecuencia de la recalcancia. Los valores de temperatura y derivada descienden hasta un mínimo, a partir del cual da inicio la reacción de formación del intermetálico Mg_2Si (punto i). Después de su formación, los valores de temperatura disminuyen.

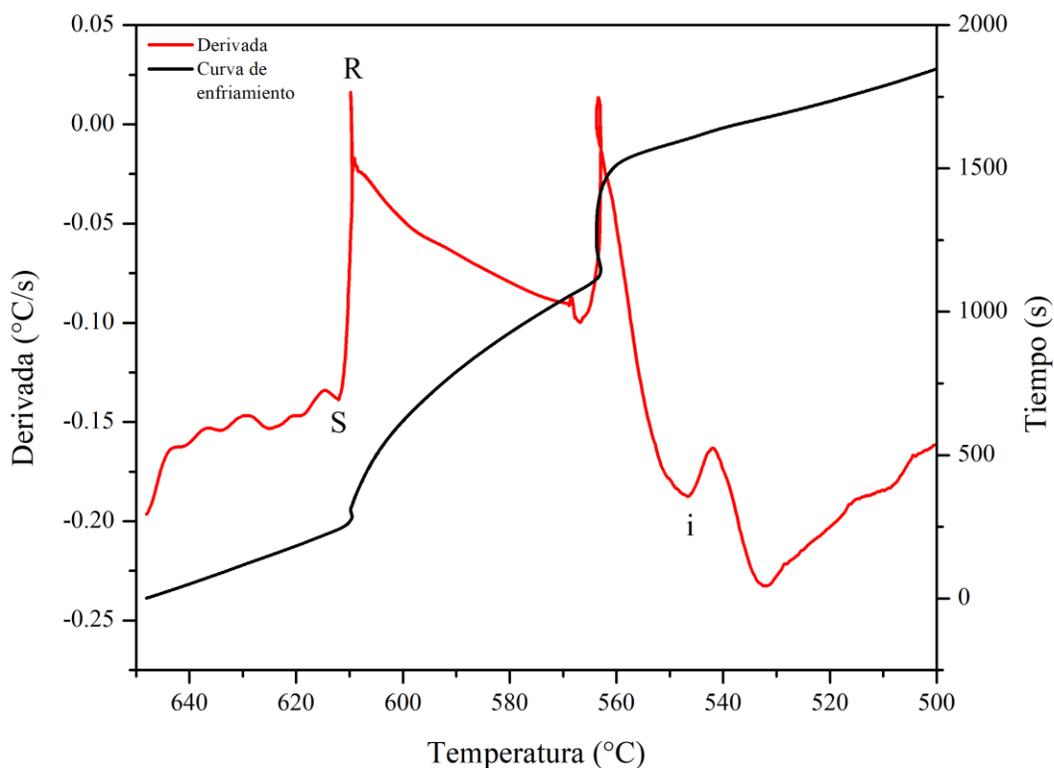


Figura 4.8. Derivada vs. temperatura en superposición con la curva de enfriamiento.

4.2 Curva de enfriamiento con agitación

Con fines comparativos, a continuación, se desglosará la curva de enfriamiento sometida al máximo nivel de agitación posible con el dispositivo experimental empleado en el presente trabajo. La curva de enfriamiento de la aleación sometida a la agitación no varía mucho en su forma con respecto a la curva de enfriamiento al equilibrio de la aleación (Figura 4.9). La curva presenta dos subenfriamientos o puntos de cambio de pendiente que también representan el inicio de la solidificación ($L \rightarrow \alpha$) como de la reacción eutéctica ($\alpha \rightarrow$ eutéctico). La diferencia fundamental se halla en las temperaturas de dichos inicios de transformación, tanto la temperatura de inicio de la solidificación como la temperatura de inicio de reacción eutéctica incrementan drásticamente.

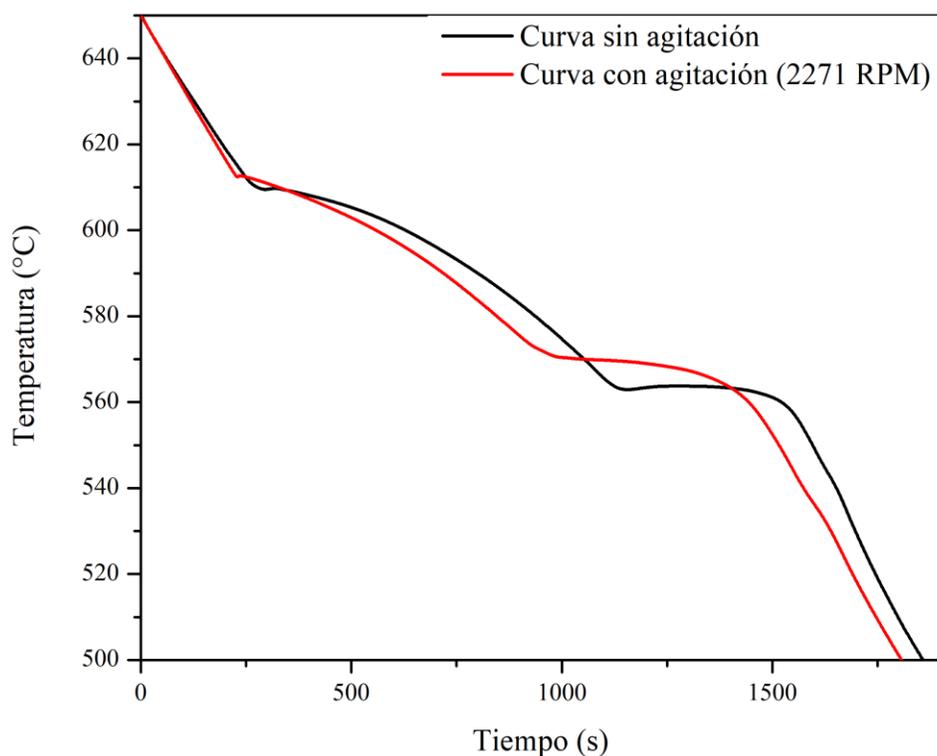


Figura 4.9. Curva de enfriamiento sin agitación vs. Curva de enfriamiento sometida a agitación (2271 RPM) de la aleación A356.

En la Tabla 4.2 se desglosan las temperaturas y tiempos en los que se dan el subenfriamiento mínimo y la recalcencia máxima tanto de curva sin agitación como de curva de la aleación sometida a agitación. Al enfocarnos en el primer subenfriamiento (inicio de la reacción de solidificación), encontramos que la temperatura de inicio de la solidificación incrementa: mientras que en la curva sin agitación la temperatura es de aproximadamente 609°C, en la curva con agitación es de 612°C, es decir, hay un incremento de aproximadamente 4°C. Esto se puede apreciar gráficamente en la Figura 4.10, así como la disminución en el tiempo entre el subenfriamiento y la recalcencia de la transformación de solidificación, mientras que el rango entre recalcencia y solidificación en la curva sin agitación es de 24 segundos, al agitar, este evento disminuye a 7 segundos, menos de una tercera parte del primero. Es posible que la disminución del lapso de tiempo entre el subenfriamiento y la recalcencia se deba a que el sistema de agitación proporciona energía a las partículas, a su vez de una superficie que propicia el inicio de la nucleación. Esto también justifica la temperatura más elevada a la que inicia la reacción de solidificación.

Tabla 4.2. Temperaturas y tiempos de subenfriamientos y recalcencias en curvas con y sin agitación. Valores estimados a través de la curva de enfriamiento.

			Subenfriamiento mínimo	Recalcencia máxima	Diferencia o rango
Curva sin agitación	Reacción de solidificación	Temp. (°C)	609.525	609.778	0.253
		Tiempo (s)	296	320	24
	Reacción eutéctica	Temp. (°C)	562.980	563.722	0.742
		Tiempo (s)	1154	1285	131
Curva c/ agitación	Reacción de solidificación	Temp. (°C)	612.472	612.688	0.216
		Tiempo (s)	230	237	7
	Reacción eutéctica	Temp. (°C)	570.108	-----	-----
		Tiempo (s)	995	-----	-----

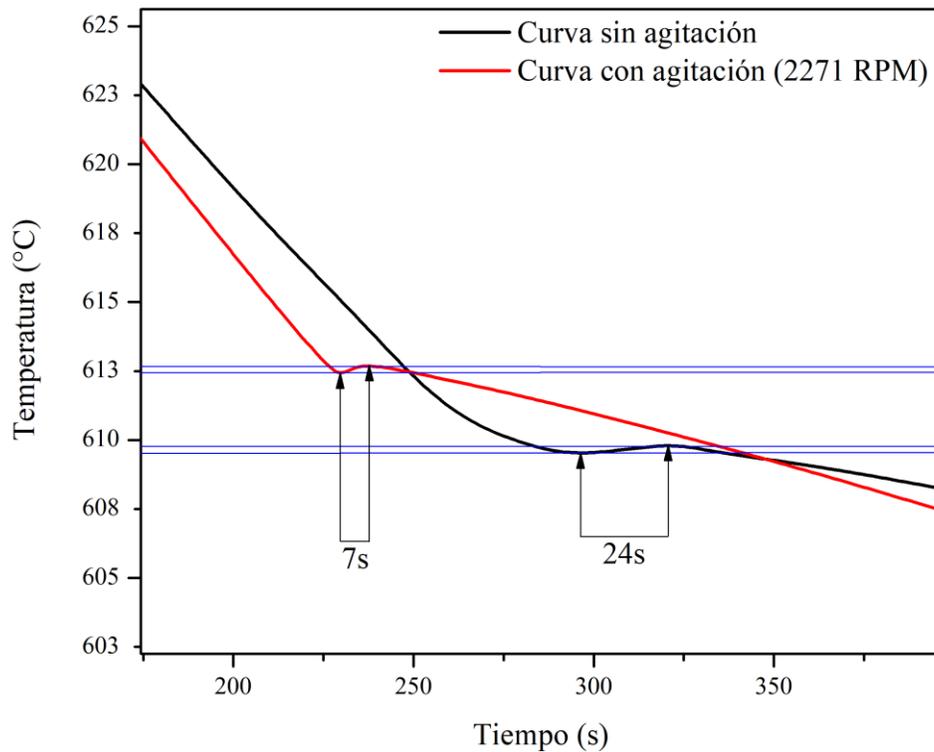


Figura 4.10. Reacción de solidificación ($L \rightarrow \alpha$) en curvas de enfriamiento con y sin agitación.

En la curva con agitación, para la reacción eutéctica se observa un cambio de pendiente que indica el subenfriamiento, sin embargo, no se observa un punto de recalentamiento máximo, como sí se encuentra en la curva sin agitación. Este cambio de pendiente se da a los 570°C , mientras que el subenfriamiento mínimo en la curva sin agitación se encuentra a los 562°C . Es posible observar esto gráficamente en la Figura 4.11. Si la meseta de la recalentamiento en la transformación eutéctica se asocia a la energía liberada en el proceso de crecimiento de grano, la inexistencia de dicha meseta indicará que el grano no se ha recuperado, recrystalizado ni crecido. Uno de los objetivos del procesamiento semisólido es mejorar las propiedades mecánicas de la pieza a través de la obtención

de una estructura globular. Existen diversos elementos para determinar la calidad del globular como la esferoidicidad de los glóbulos, sin embargo, las mejores propiedades mecánicas se obtendrán cuando el número de glóbulos por unidad de área sea mayor, es decir, el tamaño de los glóbulos sea menor. Si en la experimentación se usaran distintos niveles de agitación, lo esperado sería que, a mayor agitación, exista un número de glóbulos mayor por unidad de área y estos glóbulos no experimenten el proceso de crecimiento, o por lo menos lo experimenten en menor medida, de tal manera que la meseta de recalentamiento en la reacción eutéctica disminuya hasta desaparecer. Dicha suposición se corroborará más adelante en esta misma sección.

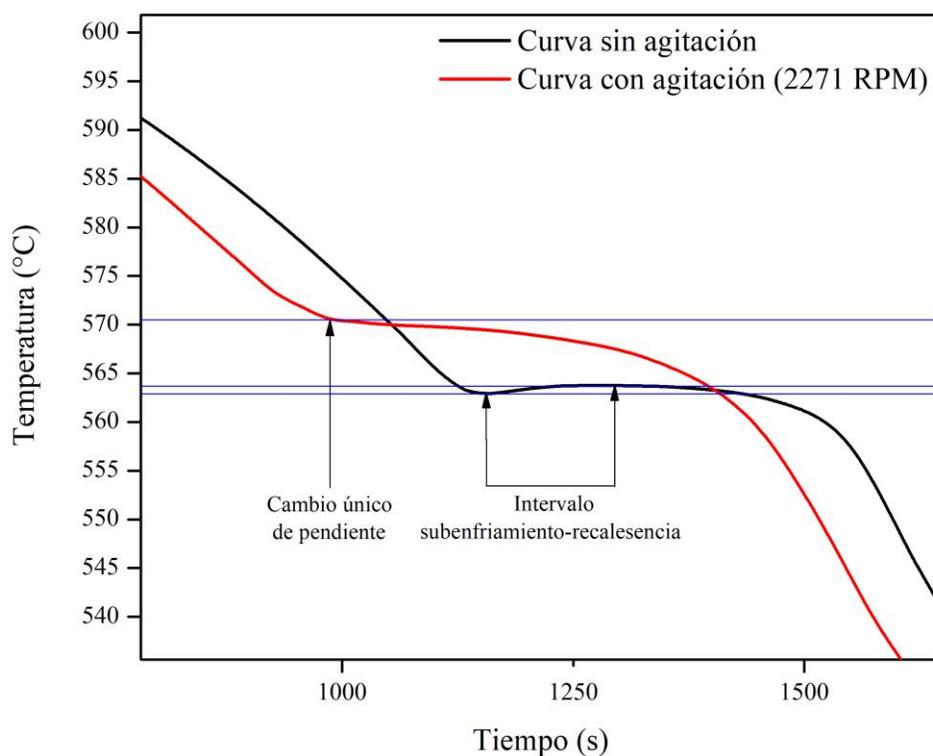


Figura 4.11. Reacción de formación eutéctica ($\alpha \rightarrow$ eutéctico) en curvas de enfriamiento con y sin agitación

4.2.1 Primera derivada de la curva sometida a agitación.

Un análisis de la curva de enfriamiento permite identificar eventos importantes, aunque, no es posible dilucidar con precisión tiempos de inicio y final de solidificación ni de reacción eutéctica, Por tal motivo se emplea el análisis matemático; el uso de herramientas matemáticas computacionales permite tener certeza de la exactitud de estos. En la Figura 4.12. se observan las primeras derivadas de la curva de enfriamiento sin agitación y con agitación. Ambas curvas comienzan con una pendiente positiva (zona I), Hasta un punto (S1), correspondiente al subenfriamiento máximo, en el que abruptamente cambia la pendiente hasta llegar a un máximo (punto R1), correspondiente a la recalcancia máxima, para luego descender a un nuevo mínimo en el que adoptan una un valor constante (zona II). En esta zona ocurre la transformación de líquido a sólido hasta que la fracción sólida (fase α) se vuelve predominante. Debido al incremento de la fracción sólida, en esta zona de la curva la agitación tendrá que ser interrumpida, de otro modo el agitador quedará atrapado en el dispositivo experimental, teniendo que volver a fundir la muestra (junto al agitador). Nuevamente, las curvas llegan a un mínimo (punto S2) en el que cambian de pendiente hasta llegar a un nuevo máximo (R2), a partir de cual se formará una zona en la que habrán de descender hasta formar un nuevo pico (punto i), que es señal de la formación del compuesto intermetálico Mg_2Si , mientras que en la curva de enfriamiento no existe modo de encontrar este punto.

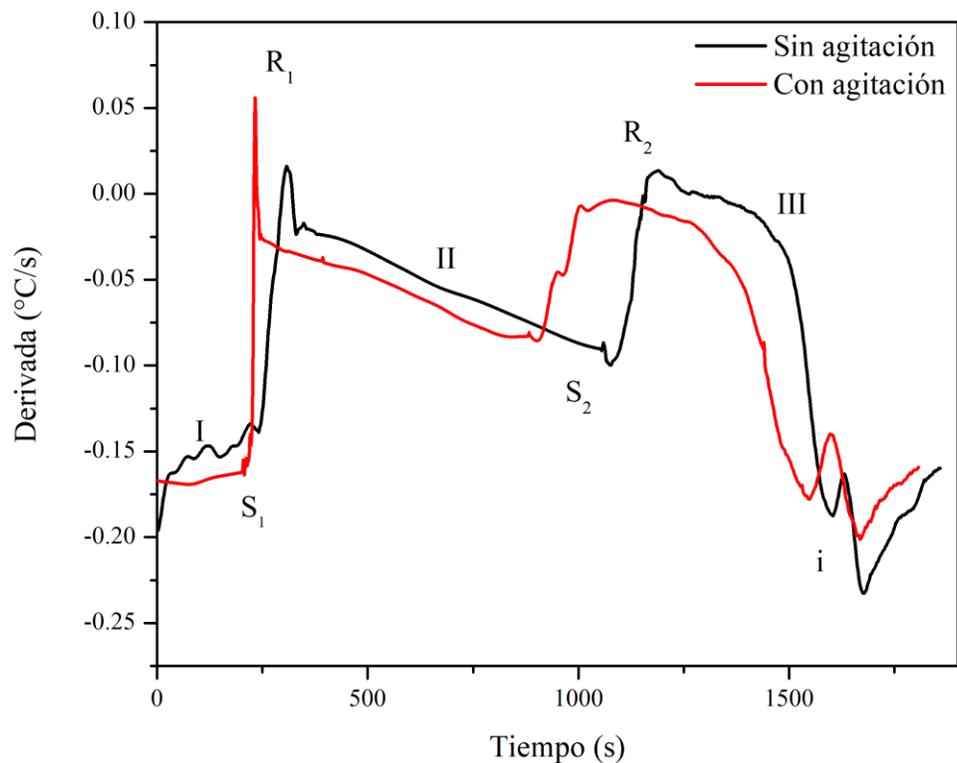


Figura 4.12. Primera derivada de la curva de enfriamiento con y sin agitación.

La forma de ambas curvas, una sometida a agitación y una sin agitación, es semejante, sin embargo, su principal diferencia son los tiempos de inicio de los distintos eventos durante el enfriamiento: tanto en el tiempo de inicio de la solidificación, inicio de la reacción eutéctica, así como los subenfriamientos y recalentamientos máximos, acontecen primero en la curva de enfriamiento con agitación en comparación con la enfriada al equilibrio. También es importante remarcar que al final de la derivada aparece el punto i.

La única manera de explicar los menores tiempos de inicio de la reacción de solidificación, y a su vez de inicio de la reacción eutéctica, es suponiendo que el sistema tiene una fuente de energía o un

factor propio del proceso que propicia el inicio de la solidificación. Aún cuando la pendiente en el intervalo de la transformación de solidificación se mantiene constante, el tiempo transcurrido entre la recalescencia máxima de la transformación de solidificación y el inicio del subenfriamiento de la reacción eutéctica es menor en la muestra sometida a agitación que en la enfriada al equilibrio (Figura 4.13). Debido al rompimiento de las dendritas provocado por la agitación, el área superficial del grano será mayor (y habrá mayor número de granos). Al tener más superficies, la nucleación se volverá mayor y la reacción de solidificación terminará antes.

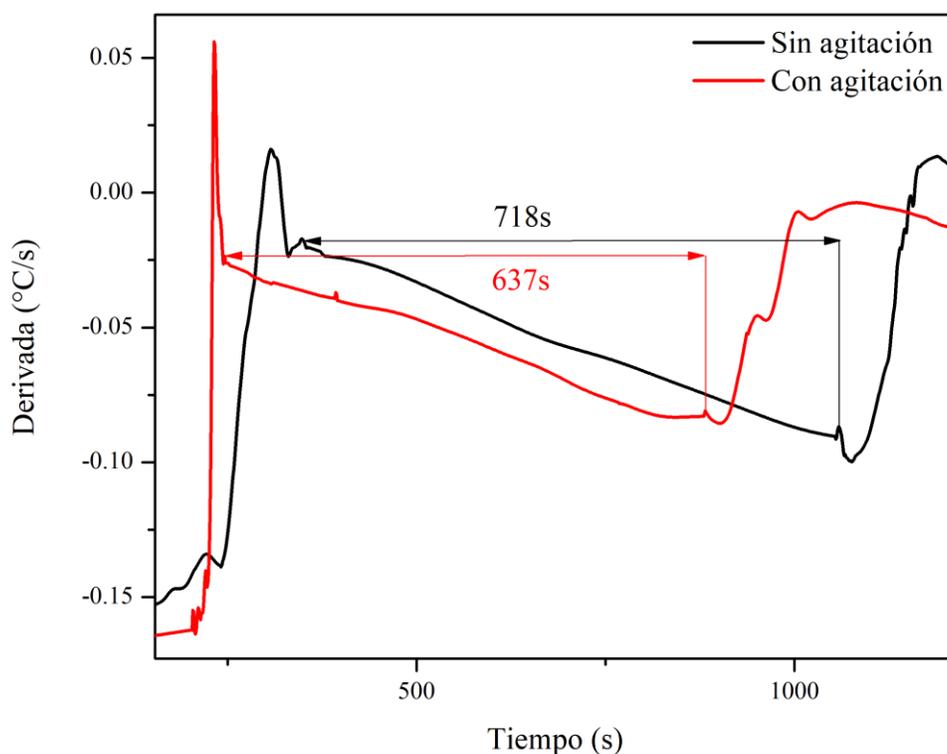


Figura 4.13. Intervalo de solidificación en la primera derivada con agitación y sin agitación.

4.2.2 Segunda derivada de la curva sometida a agitación.

Para confirmar el tiempo en que dan inicio las reacciones de solidificación y eutéctica, se superponen la primera y segunda derivada. En la Figura 4.14 se observan los eventos de inicio de solidificación y de reacción eutéctica correspondientes a los subenfriamientos en la curva de enfriamiento. El intervalo entre los eventos de subenfriamiento mínimo y recalentamiento máximo están delimitados por líneas verticales.

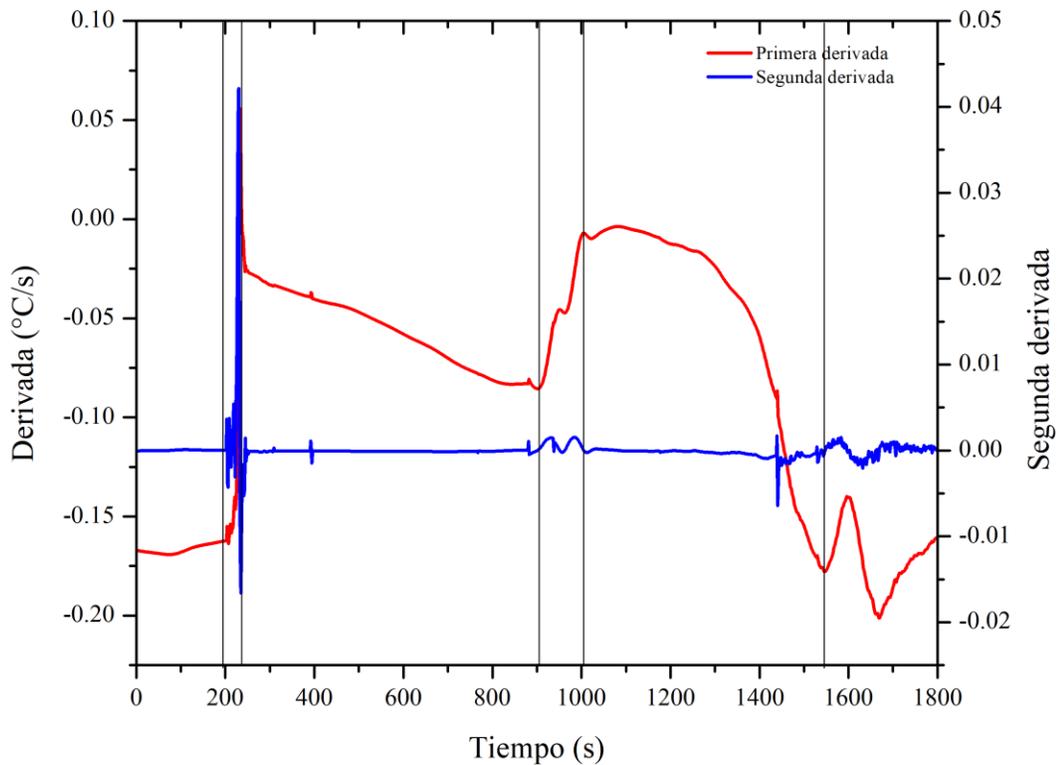


Figura 4.14. Primera y segunda derivada de la curva de enfriamiento de la aleación A356 sometida a agitación. Las líneas verticales indican el tiempo en el que acontecen los eventos más importantes durante la curva de enfriamiento.

Los eventos observados en la segunda derivada tienen un homólogo que sucede en la segunda derivada de la curva de enfriamiento sin agitación. En la Figura 4.15 se observa como los eventos registrados en el enfriamiento sin agitación (línea negra) se desplazan a la derecha cuando la aleación se somete a agitación.

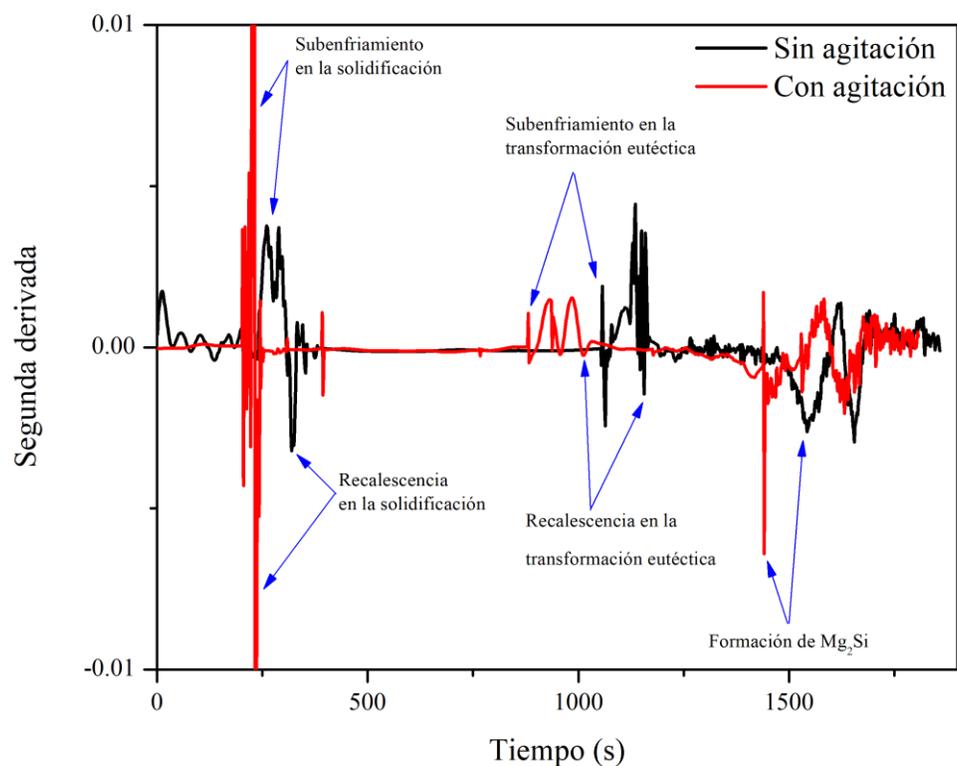


Figura 4.15. Similitudes en la segunda derivada de las curvas de enfriamiento con y sin agitación.

4.3 Curvas de enfriamiento a distintos niveles de agitación.

Una vez comparadas la curva de enfriamiento con y sin agitación, así como sus respectivas primera y segunda derivadas, a continuación, se presenta la comparación entre los niveles de agitación que se llevaron a cabo en el trabajo experimental.

Los niveles de agitación fueron 4 (667, 1153, 1567 y 2271 RPM), adicionalmente se compara la curva de enfriamiento al equilibrio y, por último, la curva que se capturó con un agitador de geometría distinta (cuyas aspas eran ligeramente más grandes) también a 2271 RPM.

De la Figura 4.16 no es posible encontrar alguna tendencia que permita obtener conclusiones acerca de la curva. Sin embargo, todas las curvas presentan el mismo comportamiento: la pendiente de enfriamiento desde los 650°C hasta aproximadamente los 610°C (I), en donde se da el subenfriamiento y cambio de pendiente (S) que corresponde al inicio de la solidificación, seguida por la zona II de transformación $L \rightarrow \alpha$, para encontrar un nuevo subenfriamiento en (E), el cual da inicio de la reacción eutéctica ($\alpha \rightarrow$ eutéctico) y por último la zona III que representa el enfriamiento de la muestra.

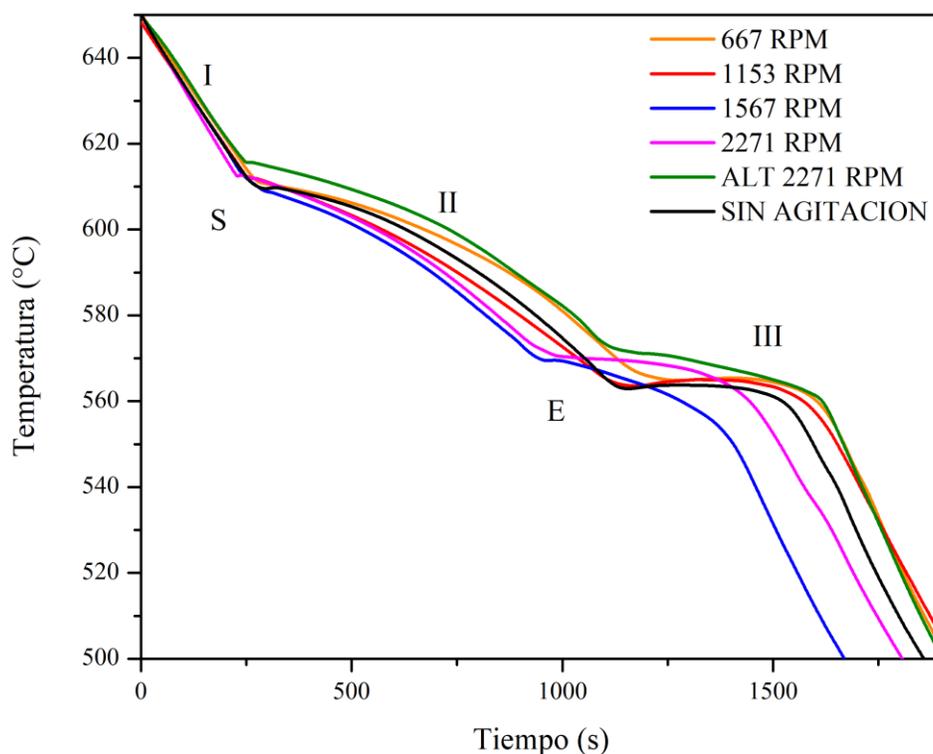


Figura 4.16. Curvas de enfriamiento sometidas a agitación de la aleación A356.

A pesar de que todas las curvas muestran un comportamiento semejante, la verdadera diferencia se encuentra en los tiempos y temperaturas de inicio de la transformación de solidificación (Figura 4.17) y de reacción eutéctica (Figura 4.18), lo cual tiene como consecuencia que los lapsos de tiempo en los que ocurren la reacción de solidificación y eutéctica varíen. Una vez haciendo un acercamiento en la vista general de la curva y enfocándose en el inicio de la solidificación, se observa que, a mayor velocidad de agitación durante la solidificación, mayor será la temperatura a la que inicie la transformación. La velocidad del enfriamiento durante la solidificación es prácticamente la misma. En la Figura 4.19 se muestra la sección desde el inicio de la solidificación hasta el inicio de la reacción eutéctica. De esta sección se determinó la velocidad de enfriamiento y se habla de ella más adelante en la Figura 44.

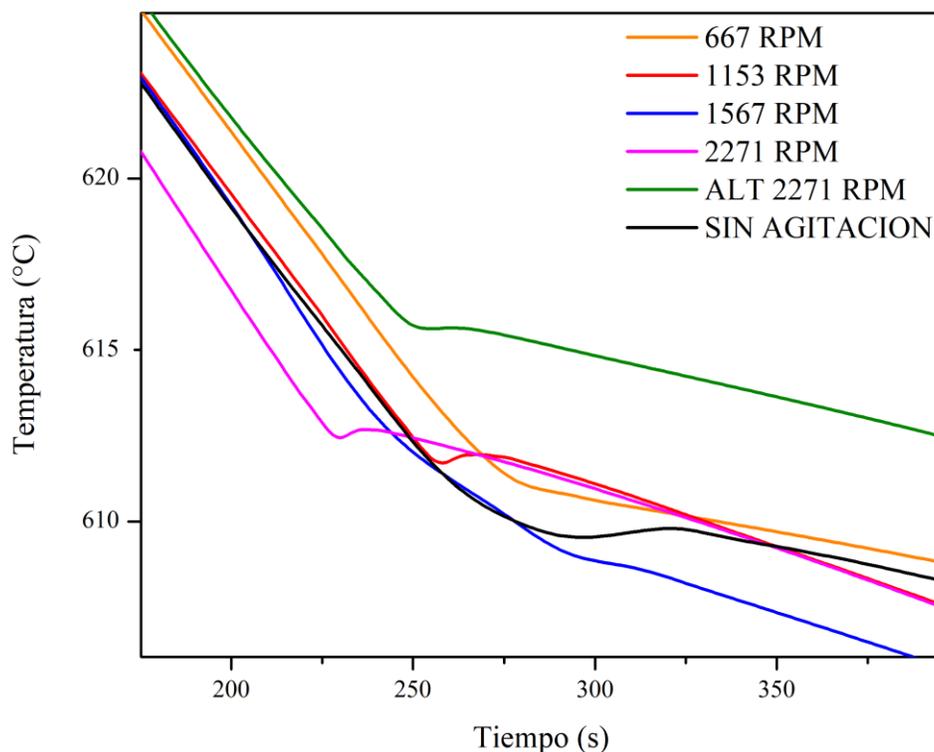


Figura 4.17. Diferencias en el inicio de la curva de solidificación de la aleación A356 sin agitación y sometida a agitación (ampliación en la zona de la transformación de solidificación).

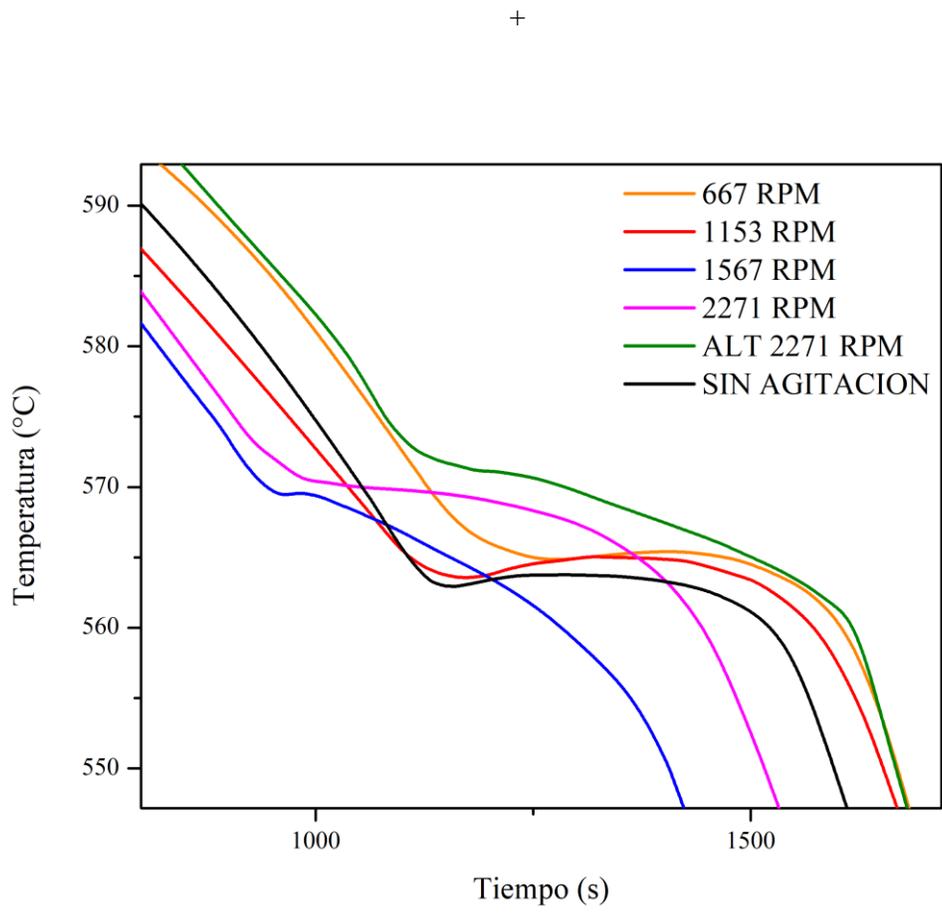


Figura 4.18. Diferencias en el inicio de la curva de solidificación de la aleación A356 sin agitación y sometida a agitación (ampliación en la zona de la transformación eutéctica).

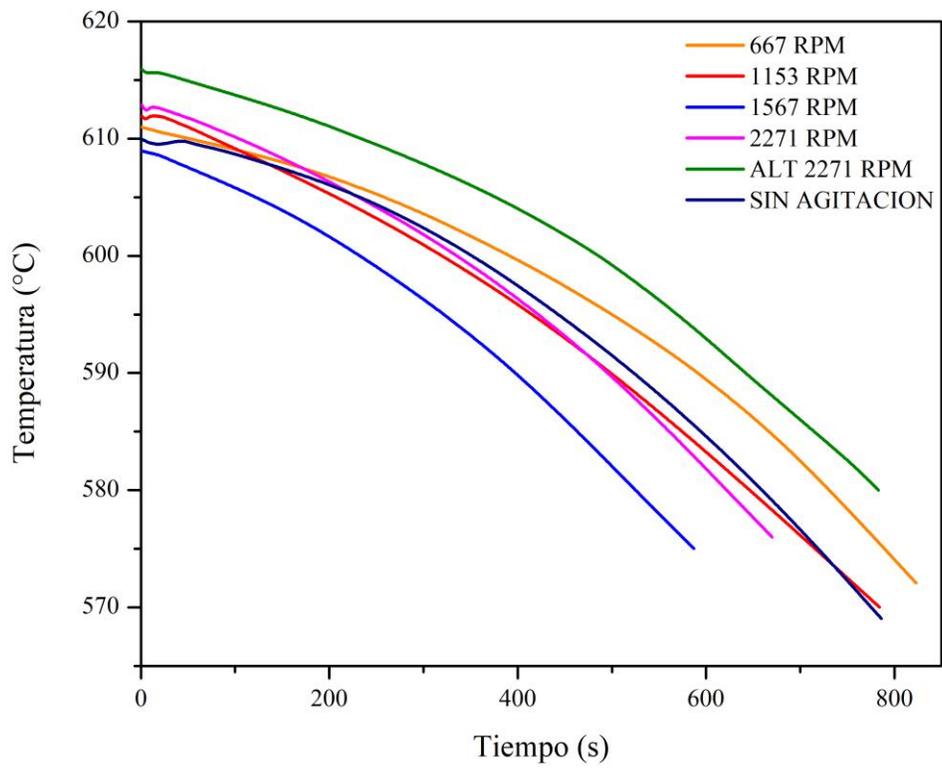


Figura 4.19. Transformación de solidificación en las curvas de enfriamiento (zona entre el subenfriamiento de inicio de solidificación y subenfriamiento de la transformación eutéctica).

Mientras que en la Figura 4.16 se presenta la vista grupal de las curvas de enfriamiento, en la Figura 4.20 se aprecia el conjunto de derivadas correspondientes a los distintos niveles de agitación. Al hacer una ampliación en la primera transformación (Figura 4.21), se observa un patrón descendente en el tiempo de inicio de la reacción de solidificación: a pesar de que la curva sin agitación presenta un menor tiempo de inicio de la transformación de solidificación (0 [0 RPM]), una vez iniciadas las pruebas de agitación, el tiempo de inicio de reacción de solidificación disminuirá conforme incrementa el nivel de agitación (1[667RPM] → 2[1153RPM] → 3[1567RPM] → 4[2271RPM]). Por último, en la prueba llevada a cabo con el agitador distinto incrementa el tiempo de inicio de la solidificación (5[2271RPM, agitador distinto]).

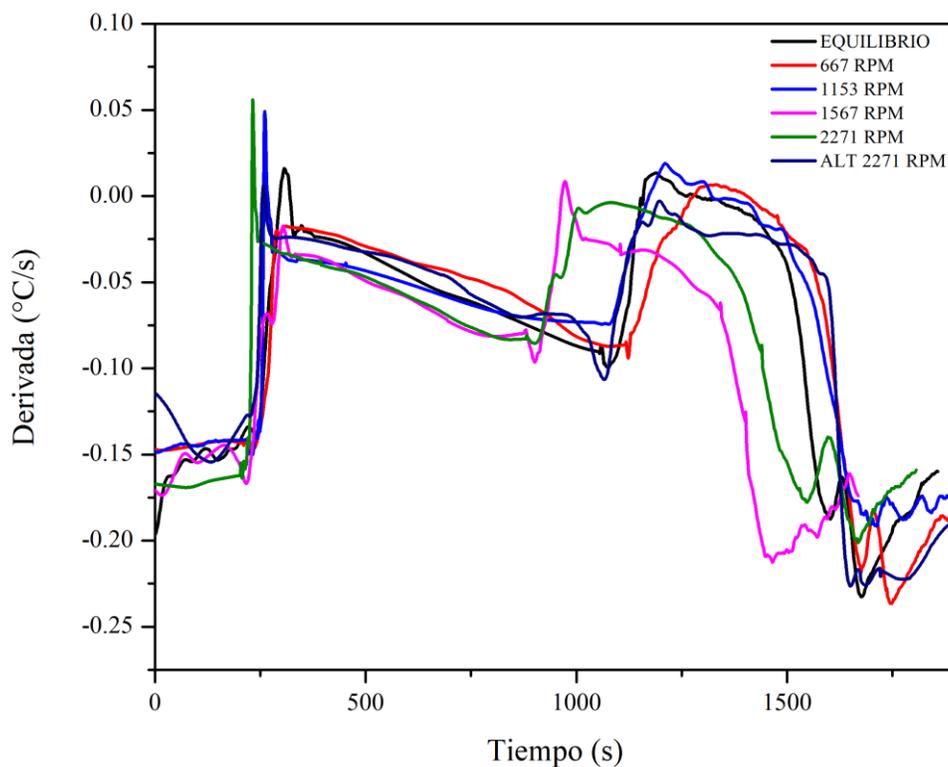


Figura 4.20. Derivadas de las curvas de enfriamiento a distintos niveles de agitación.

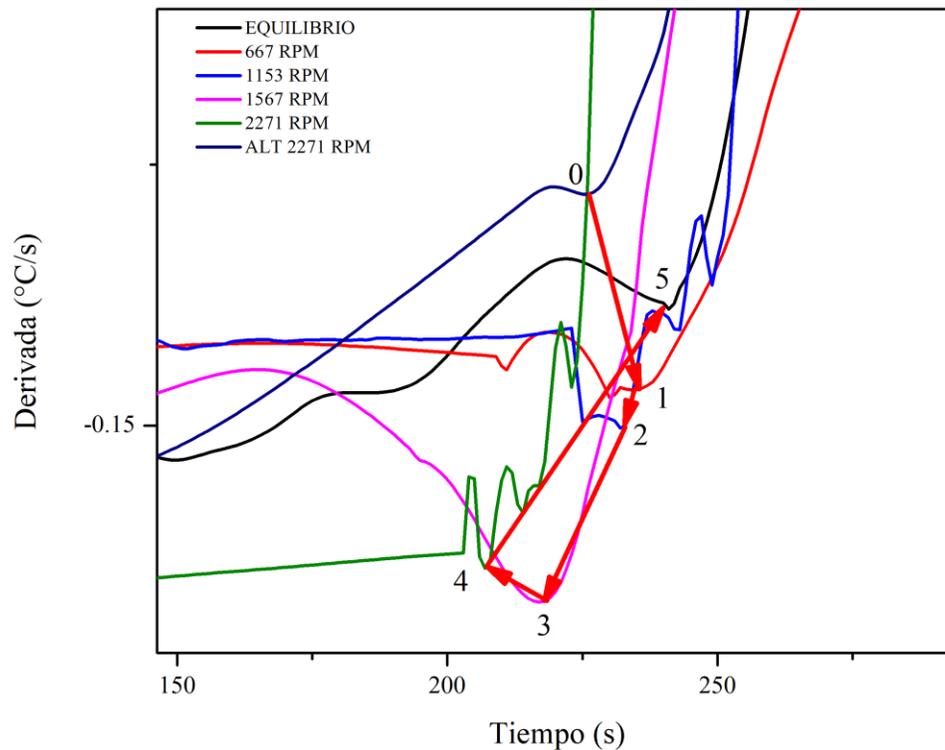


Figura 4.21. Solidificación en la primera derivada.

Durante la transformación eutéctica (Figura 4.22) se encuentra un comportamiento semejante a la solidificación: mientras que curva sin agitación (0 [0 RPM]) presenta un menor tiempo de solidificación que las curvas sometidas a agitación, una vez iniciada esta, los tiempos disminuirán mientras la agitación incremente agitación (1[667RPM] → 2[1153RPM] → 3[1567RPM] → 4[2271RPM]). Posteriormente, la prueba realizada con un agitador distinto incrementa el tiempo de inicio de la reacción eutéctica.

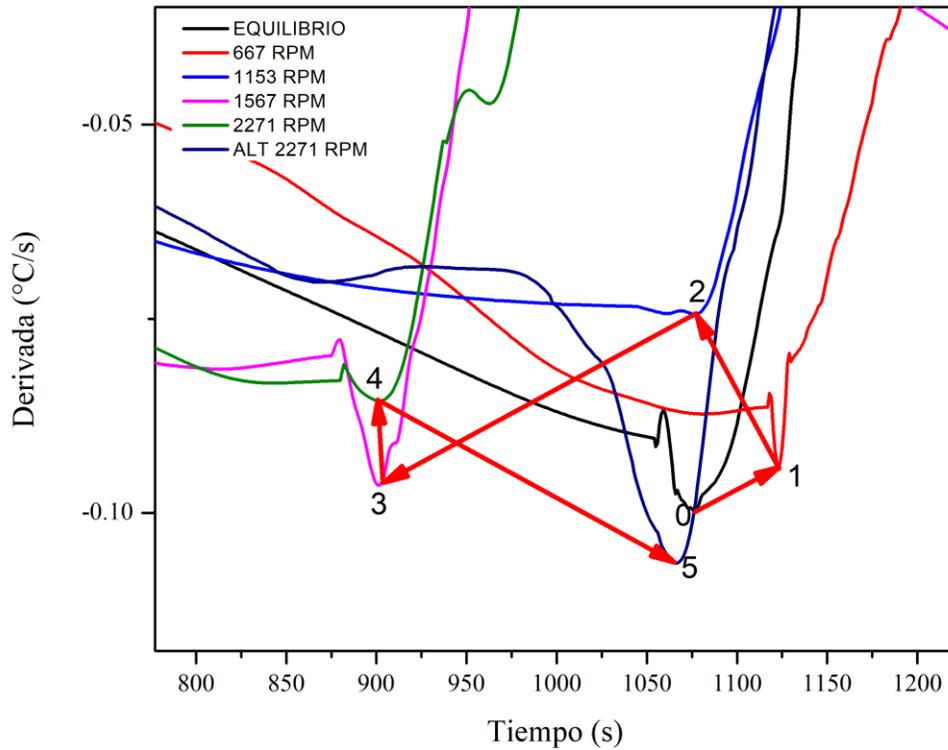


Figura 4.22. Derivadas de las curvas de enfriamiento a distintos niveles de agitación.

En la Tabla 4.3 se muestran los resultados de los tiempos y las temperaturas en los que da inicio cada una de las reacciones en el enfriamiento de la aleación A356. En las temperaturas de inicio de solidificación registradas (T_{ss} , *solidification start*) se observa la constante de los 616°C. El único dato distinto es la temperatura registrada para la curva que no fue sometida a agitación, de 613°C, que coincide con la temperatura de fusión registrada para la aleación. Recordando el procedimiento experimental, la aleación se somete a agitación desde prácticamente desde los 700°C y se mantiene a través del inicio de la solidificación hasta el punto en el cual la fracción sólida es tal que comienza a obstruir el agitador. El incremento en la temperatura se debe a que la agitación altera las curvas de enfriamiento: es de suponer si la misma agitación es un trabajo que proporciona energía al sistema para que la solidificación comience antes. La agitación misma puede provocar que la superficie de

la aleación líquida entre en contacto con el aire, se enfríe y parte de ella se oxide. Un mínimo de partículas oxidadas podría servir como superficie de nucleación. Como suposición, esto concuerda con los tiempos de inicio de la solidificación encontrados: el tiempo de inicio de la solidificación en la muestra que no fue sometida a agitación es menor a la primera muestra sometida a agitación (la muestra con el número más bajo de revoluciones, 667 RPM). Sin embargo, en los datos expuestos en la Tabla 4.3, así como en las Figuras 4.21 y 4.22, se aprecia que, al incrementar la velocidad de agitación, los tiempos disminuyen por debajo de la muestra sin agitación. Cabe remarcar que en la muestra trabajada con el agitador distinto incrementa el tiempo de inicio de la solidificación, posiblemente debido al cambio en la geometría del agitador.

Tabla 4.3. Temperaturas y tiempos de inicio de las reacciones en el enfriamiento de la aleación A356.

	T_{ss} (°C)	t_{ss} (s)	T_{es} (°C)	t_{es} (s)
Sin agitación	613.57	226	568	1077
667 RPM	616.98	235	569.10	1087
1153 RPM	616.28	232	570.79	1076
1567 RPM	616.37	219	571.71	911
2271 RPM	616.06	207	574.17	900
2271 RPM (distinto agitador)	616.40	226	576.56	1067

La temperatura de inicio de la reacción eutéctica (T_{es} , *eutectic start*) muestra una tendencia a crecer conforme aumenta el nivel de agitación. Una vez que la aleación ha iniciado la solidificación, incrementará en fracción sólida de la fase α hasta el punto en el que el líquido no podrá solubilizar más fase α . La energía interna del sistema será aprovechada para iniciar la reacción eutéctica. Se ha

documentado que, a velocidades de enfriamiento mayores, el sistema se comportará como si el punto eutéctico se elevara a contenidos de silicio mayores y la temperatura eutéctica disminuirá [21, 22, 23]. Sin embargo, el procesamiento semisólido no implica velocidades de enfriamiento mayores (en la Tabla 4.4 se detallan las pendientes obtenidas durante la reacción $l \rightarrow \alpha$, que son el grado de enfriamiento durante dicha reacción), sin embargo, sí altera la estructura debido a que rompe las dendritas y, dependiendo del nivel de agitación al que esté sometido, adquirirá morfologías distintas. La temperatura de inicio de reacción eutéctica no disminuye, pues la velocidad de enfriamiento es la misma, en cambio, incrementa debido a que a) la transformación de solidificación da inicio antes en las muestras agitadas y b) como es visible en la Tabla 4.5, los tiempos de inicio de la reacción eutéctica serán menores conforme incrementa la agitación. Además, los lapsos de tiempo en que se extiende la solidificación ($l \rightarrow \alpha$) en muestras sometidas a agitación serán progresivamente menores conforme incrementa la agitación (Tabla 4.2, intervalo de solidificación). La muestra ALT 2251, trabajada con el agitador distinto a máximas revoluciones, sigue la tendencia en la temperatura de inicio de la reacción eutéctica, que será menor, sin embargo, en el tiempo de inicio de la reacción eutéctica incrementará drásticamente. Esta medición ha servido únicamente como referencia para comparar un agitador de geometría distinta, sin embargo, las mediciones hechas salen de la tendencia tanto en el tiempo de inicio de la solidificación como en el tiempo de inicio de la reacción eutéctica.

Tabla 4.4. Grado de enfriamiento desde la recalcencia máxima en la reacción $l \rightarrow \alpha$ hasta el inicio de la reacción $\alpha \rightarrow$ eutético.

	Rapidez de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$)
Sin agitación	-0.52
667 RPM	-0.45
1153 RPM	-0.54
1567 RPM	-0.58
2271 RPM	-0.54
2271 RPM MOD	-0.45

El método para la obtención del tiempo de inicio de las reacciones referido en la mayor parte de la bibliografía [24, 25, 26, 27, 28, 29, 30] muestra que el último mínimo antes del cambio en la pendiente en la curva trazada con la primera derivada y el tiempo indica el inicio de la reacción de solidificación o eutéctica, generalmente es empleado no por su precisión en la medición de dicho punto, sino por la repetibilidad que permite al localizar el mismo. A continuación, la pendiente disminuye hasta encontrar el subenfriamiento máximo, que es la temperatura mínima de cristalización de la fase α . Es en este mismo punto en el cual el crecimiento dendrítico comenzará. Posteriormente, la derivada se elevará, lo cual indica liberación de energía latente, hasta llegar a los puntos máximos de la derivada, que corresponden al punto medio entre el subenfriamiento y la recalcencia máximos, también llamado punto de coherencia dendrítica, en el cual las dendritas se han formado y han crecido, al punto de entrar en contacto una con otra. Los puntos máximos correspondientes se registraron (Tabla 4.5). En los máximos para la solidificación, se observa que progresivamente se encontrarán mayores temperaturas conforme incremente la agitación. Esto indica que, debido a la naturaleza del procesamiento semisólido, la formación de dendritas se verá impedida, pues la agitación cortará las ramas dendríticas hasta formar esferoides que se encuentren

en contacto uno con otro en un tiempo menor que el que emplearía una dendrita con un crecimiento natural.

Tabla 4.5. Temperaturas obtenidas vía máximos en las curvas derivadas.

	T _{solidificación} (°C)	T _{eutéctica} (°C)
Sin agitación	609.84	563.40
667 RPM	610.62	565.05
1153 RPM	611.15	564.09
1567 RPM	611.23	569.58
2271 RPM	612.76	570.79
2271 RPM (distinto agitador)	615.49	571.12

4.4 Análisis Metalográfico

Al comparar las microestructuras obtenidas se observa que el tamaño de los glóbulos disminuye, en otras palabras, el número de glóbulos por unidad de área aumenta.

4.4.1 Enfriamiento sin agitación.

En la Figura 4.23 se observa la metalografía de la pieza enfriada sin agitación. La microestructura presenta formación de dendritas: la fase α , de color claro y con su característica forma de ramificaciones es mayoritaria, mientras que la fase eutéctica, que es la última en solidificar, se presenta en los extremos de la fase alfa en color negro y en menor cantidad. Las dendritas crecen en todas direcciones a lo largo de toda la pieza y cada una se expande a través de la pieza sin un límite definido.

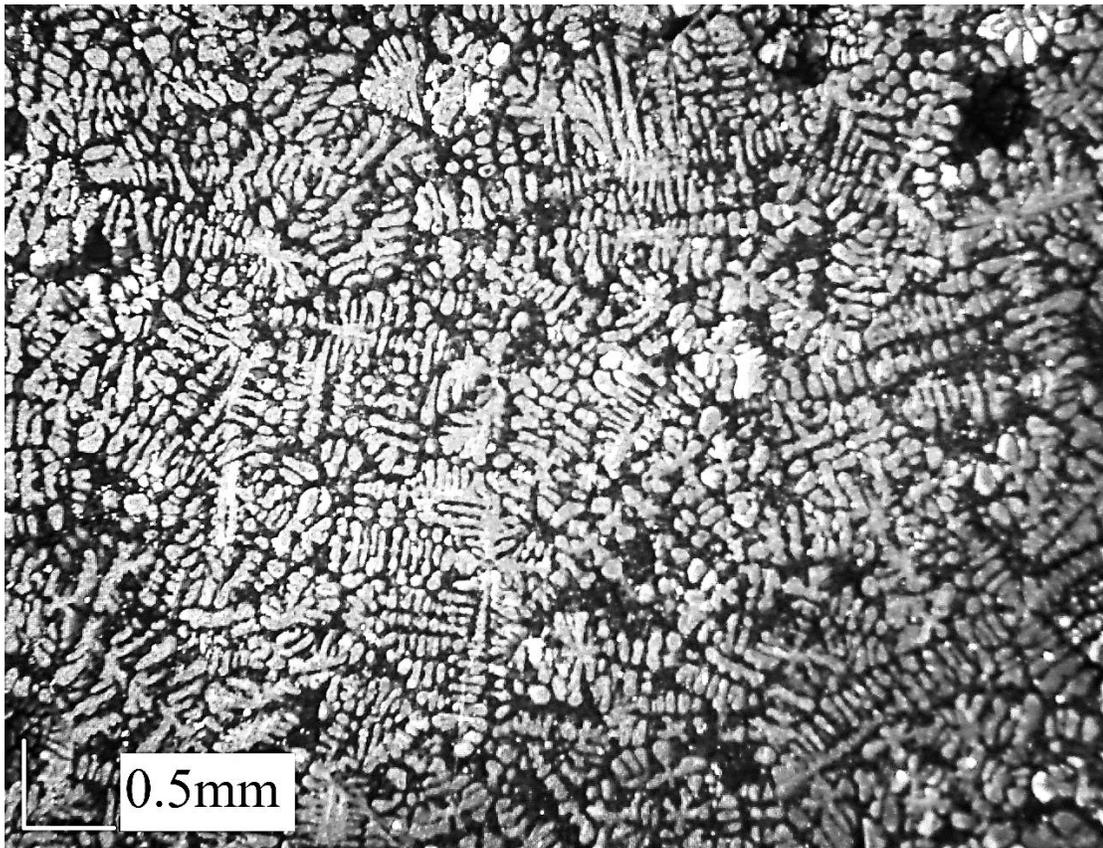


Figura 4.23. Aleación A356 enfriada sin agitación.

4.4.2 Enfriamiento con agitación.

Aluminio A356 agitado a 667 RPM

En la Figura 4.25, la muestra sometida al primer nivel de agitación se observa que la fase α se ha aglomerado en formaciones tipo roseta (Figura 4.24) y sigue siendo la fase mayoritaria en la aleación. La fase eutéctica se presenta de color negro y en menor proporción.

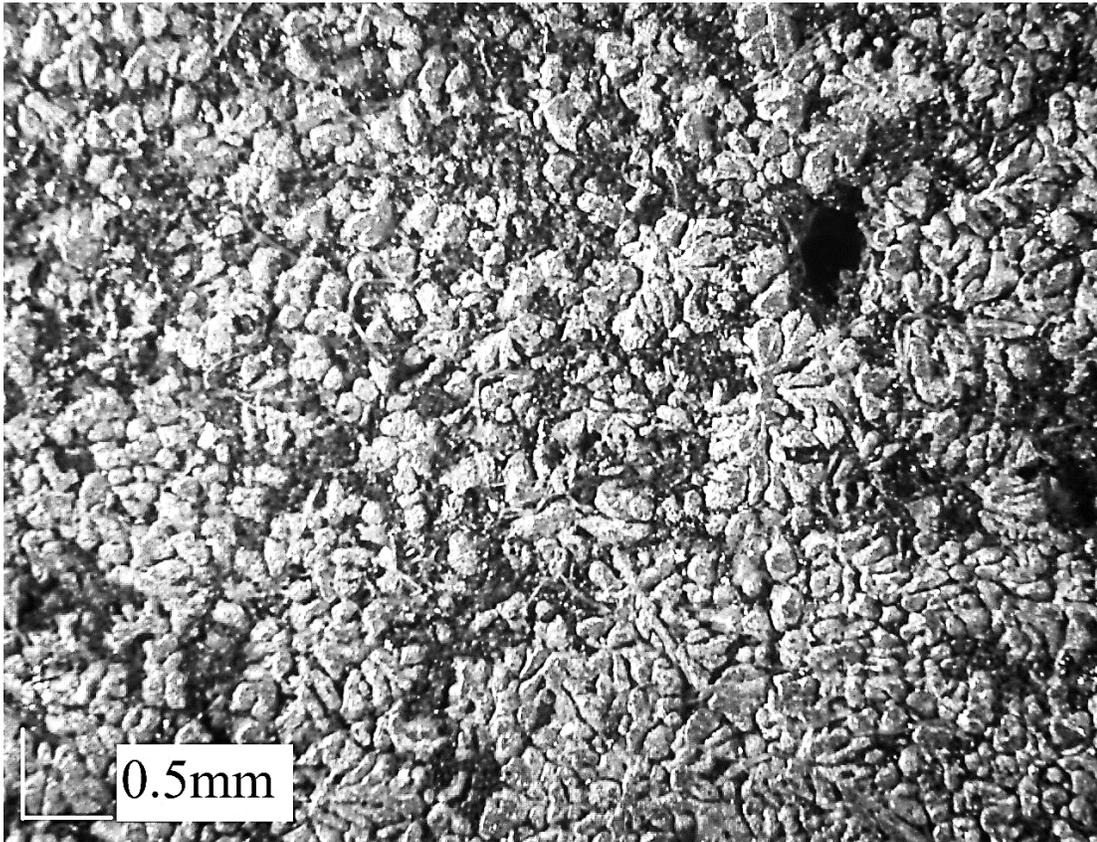


Figura 4.24. Aleación A356 agitada a 667 RPM

En la Figura 4.25, se observa un acercamiento de la aleación agitada a 667 RPM. En esta figura se ha identificado dos tipos de roseta: A) Aquella que tiene una forma parecida a una dendrita, pero en la que las ramificaciones o “brazos” de la dendrita se han ensanchado hasta una forma ovalada y B) Aquella en la que los glóbulos ya se han formado hasta establecer contacto entre sí y tocarse para

hacer una formación semejante a una flor. La primera morfología se explica con la hipótesis de que la dendrita comenzó su formación, debido a la agitación las ramificaciones se separaron a las cercanías, pero al seguir sometidas a una alta temperatura, se dio inicio al crecimiento de grano, momento en el cual establecieron contacto y se formó dicha estructura semejante a la roseta. La segunda morfología surge del mismo modo con diferencia de que los glóbulos se han formado completamente, se ha dado paso al crecimiento de grano y al estar aleatoriamente ubicados, los esferoides se han unido hasta formar una estructura semejante a una flor.

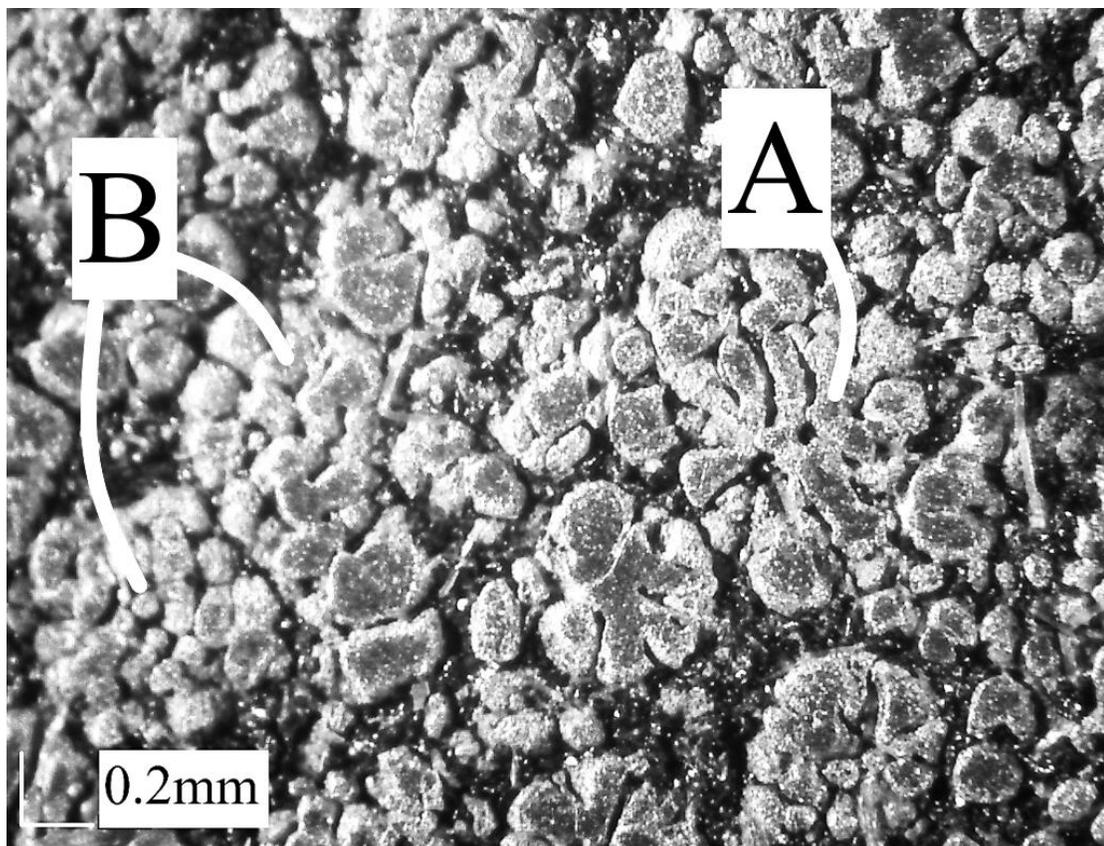


Figura 4.25. Aleación A356 agitada a 667 RPM

Aluminio A356 agitado a 1153 RPM

En la Figura 4.26, se observa la formación de rosetas, sin embargo, a diferencia del primer nivel de agitación, las rosetas adquieren una formación un tanto más circular/grumoso o con forma de nube. Una diferencia importante con respecto al nivel de agitación anterior es que la fase α ha disminuido en proporción y la fase eutéctica (de color negro) ha incrementado considerablemente.

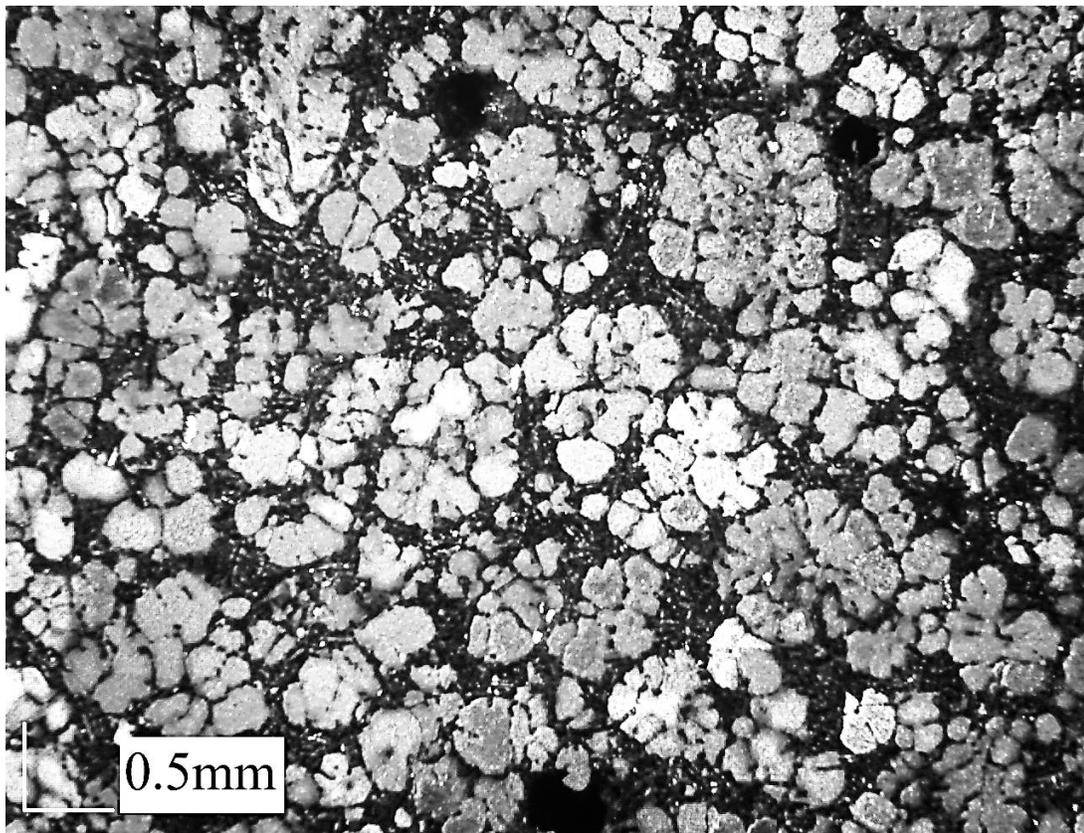


Figura 4.26. Aleación A356 agitada a 1153 RPM

En la Figura 4.27 se observa que a diferencia del nivel de agitación anterior (en el que las rosetas parecían partir de un eje central o parecían haberse juntado como los pétalos de una flor, en un centro), en este nivel de agitación las rosetas han adquirido una morfología distinta debido a que un gran número de esferoides han crecido hasta juntarse en una roseta de gran tamaño.

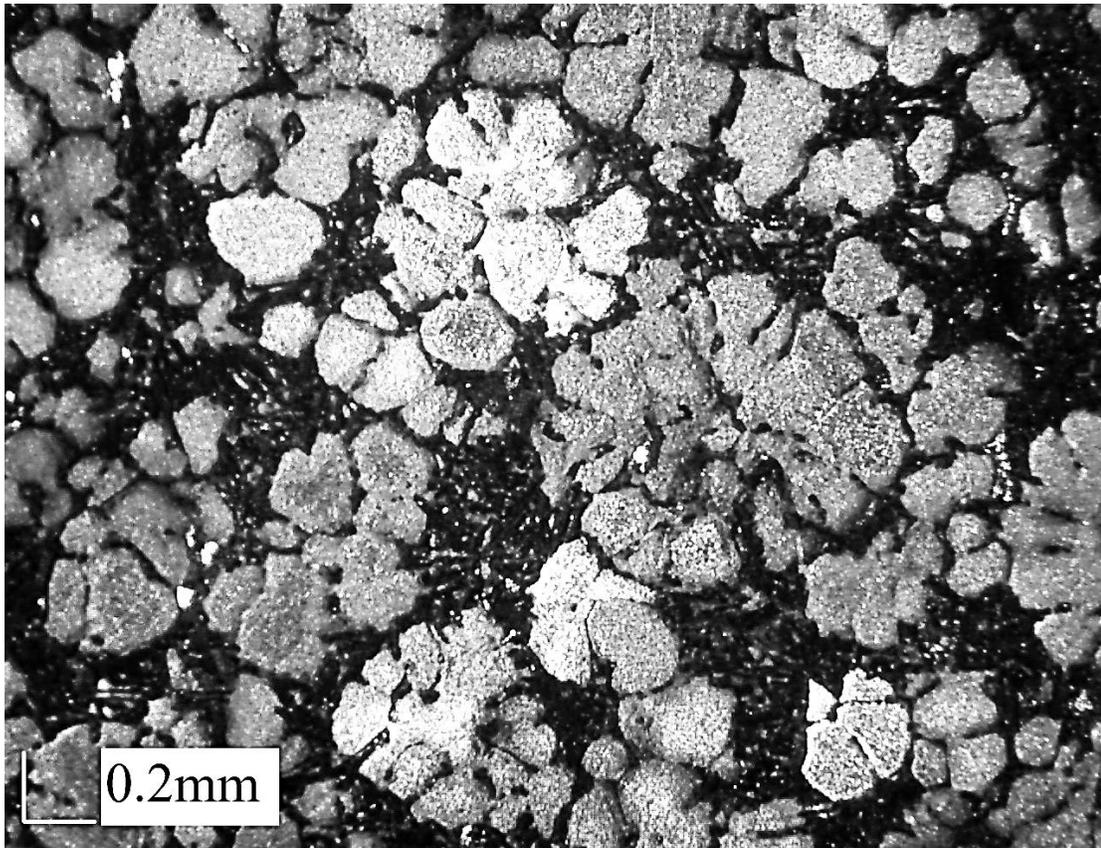


Figura 4.27. Aleación A356 agitada a 1153 RPM

Aluminio A356 agitado a 1567 RPM

Al incrementar el nivel de agitación a 1567 RPM, la microestructura observada ha cambiado radicalmente. En la Figura 4.28, es posible observar que la fase α ha alcanzado una esferoidización completa, y su proporción incrementó con respecto al nivel de la agitación anterior. La distribución de la fase eutéctica (color negro) ha cambiado considerablemente.

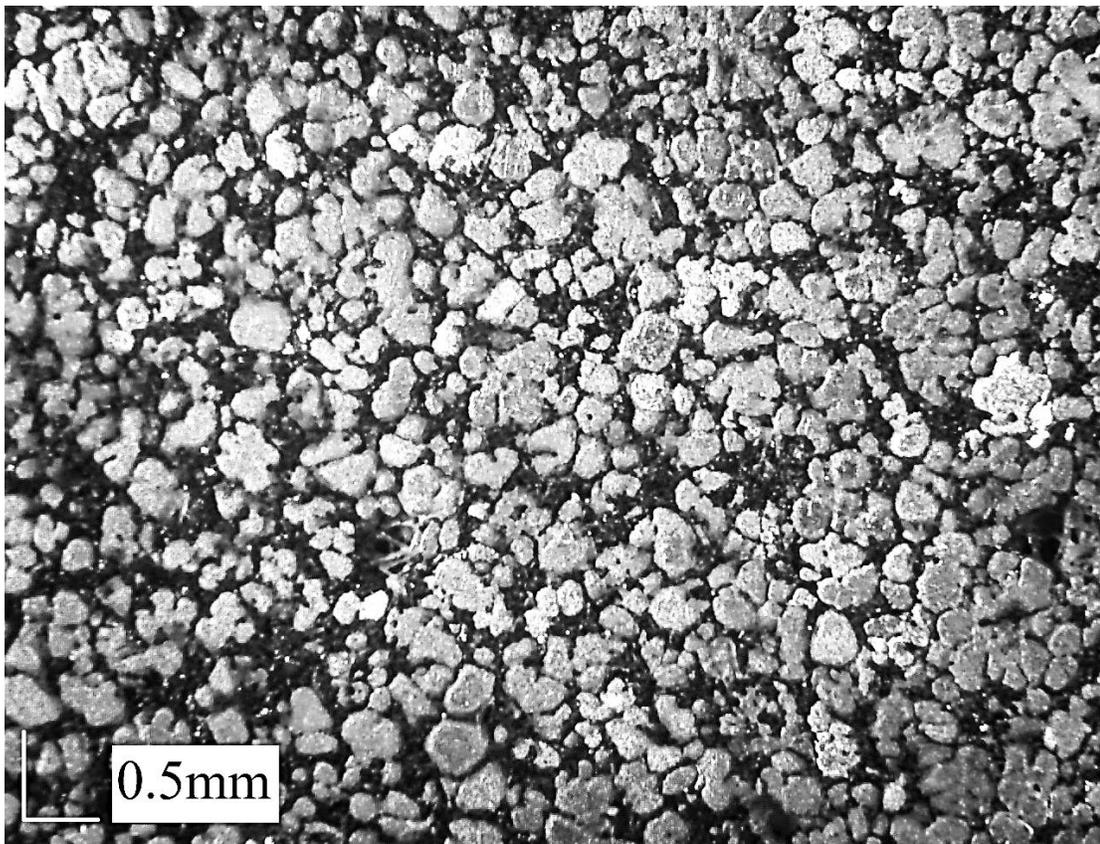


Figura 4.28. Aleación A356 agitada a 1567 RPM

En la Figura 4.29 se observa que los glóbulos en su mayoría permanecen separados y la formación de rosetas se ha detenido completamente. Los glóbulos obtenidos en este nivel de agitación tienen la forma más esférica obtenida durante todo el trabajo. Debido a la agitación, las dendritas se han roto y con la elevada temperatura, las fracciones obtenidas han crecido hasta alcanzar la forma globular.

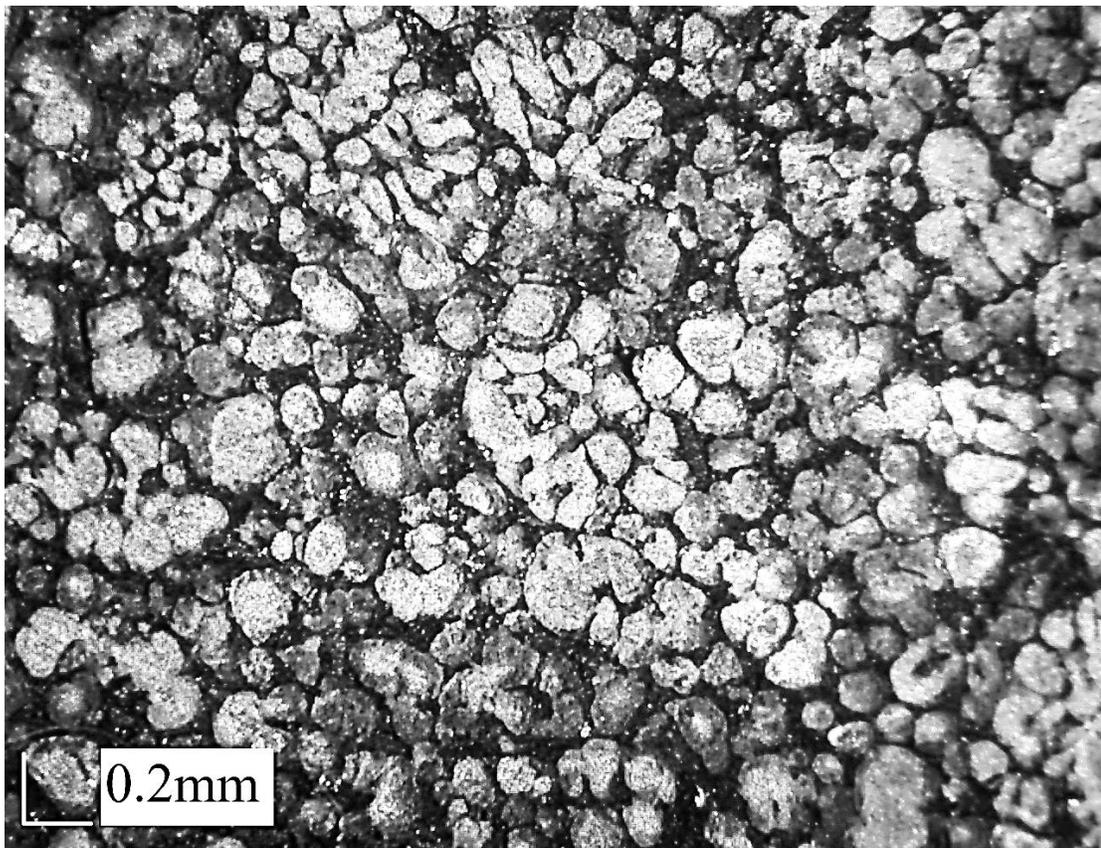


Figura 4.29. Aleación A356 agitada a 1567 RPM

Aluminio A356 agitado a 2271 RPM

Al incrementar el nivel de agitación a 2271 RPM, que es el último nivel de agitación, se obtuvo el menor tamaño de los glóbulos α , dicho de otro modo, el mayor número de glóbulos por unidad de área en todo el trabajo. En la Figura 4.30 se observa que la fase α permanece en mayor proporción que la fase eutéctica.

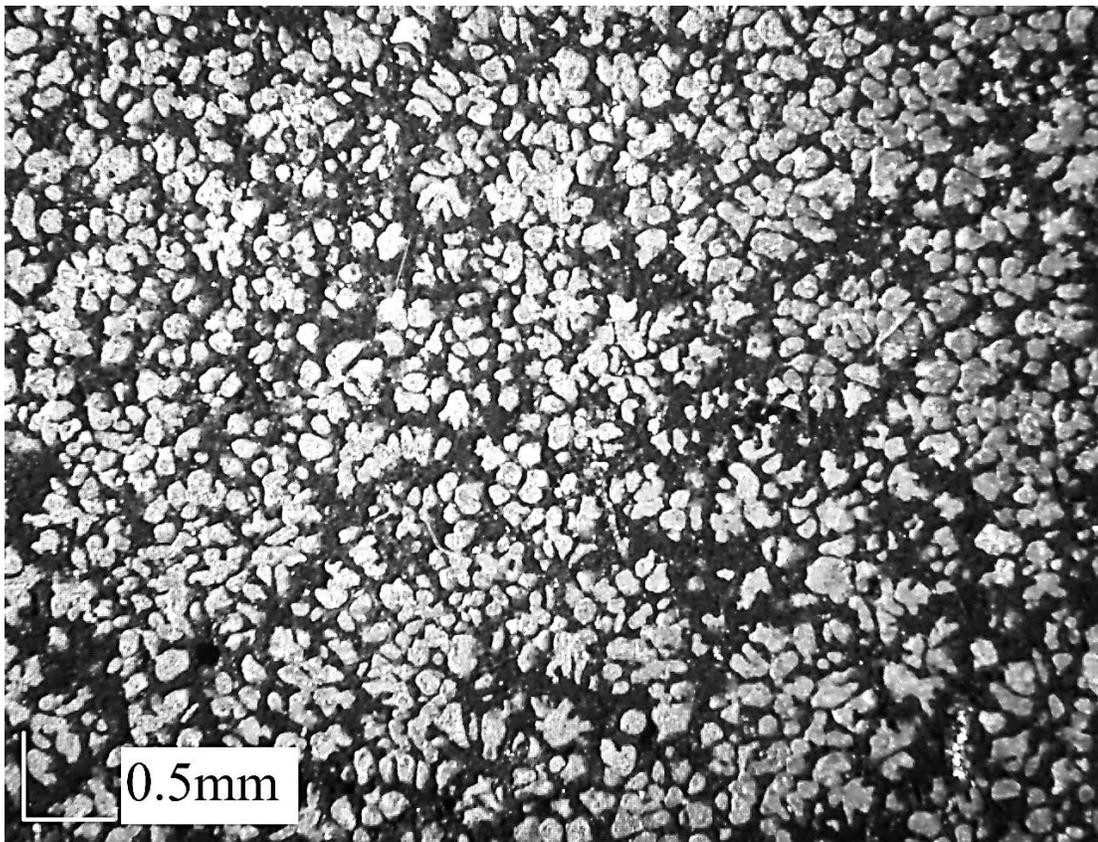


Figura 4.30. Aleación A356 agitada a 2271 RPM

En la Figura 4.31 se observa que los glóbulos han abandonado su carácter esférico para adquirir formas casi geométricas. Debido a la agitación, las dendritas se han roto pero en lugar de adquirir una forma esférica total, las fracciones obtenidas han permanecido prácticamente del modo en que fueron rotas, si acaso con los bordes redondeados.

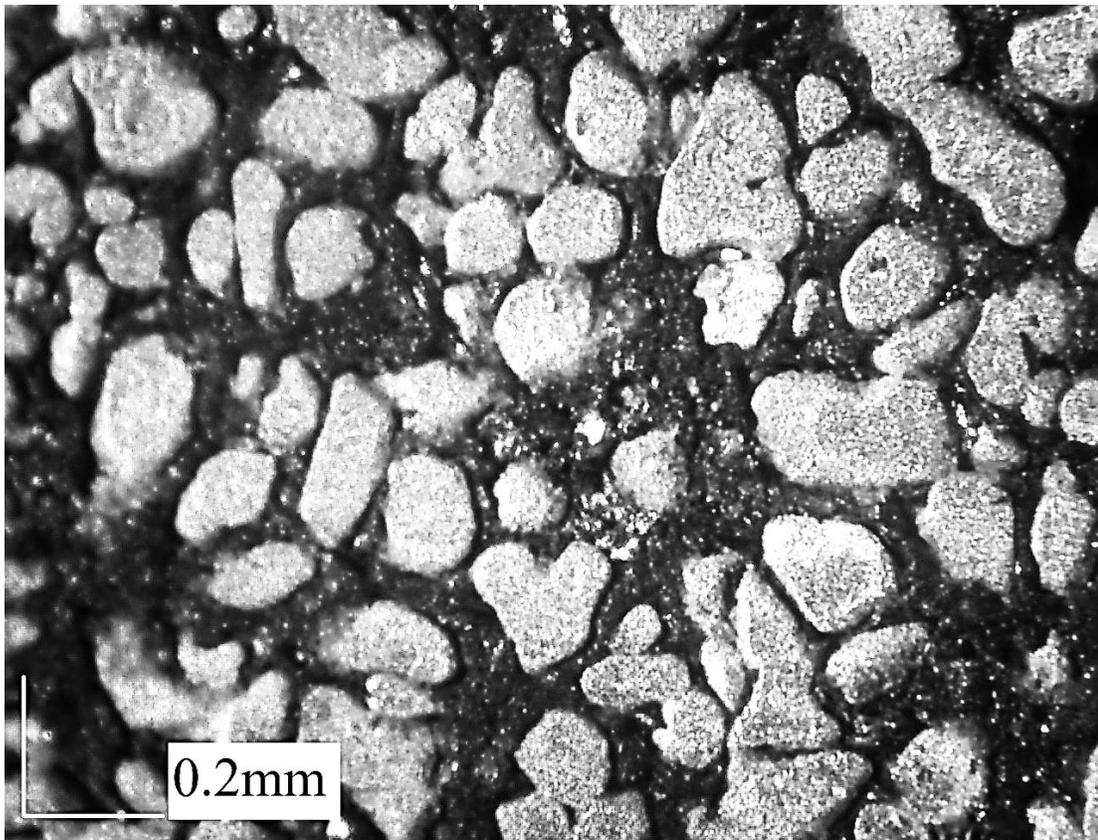


Figura 4.31. Aleación A356 agitada a 2271 RPM

Aluminio A356 agitado a 2271 RPM (Agitador distinto)

En el trabajo con el agitador de distinta geometría y al nivel máximo de trabajo, 2271 RPM, se ha obtenido un tamaño de esferoides semejantes al anteriormente descrito (Figura 4.32). La fase α permanece en mayor proporción que la fase eutéctica.

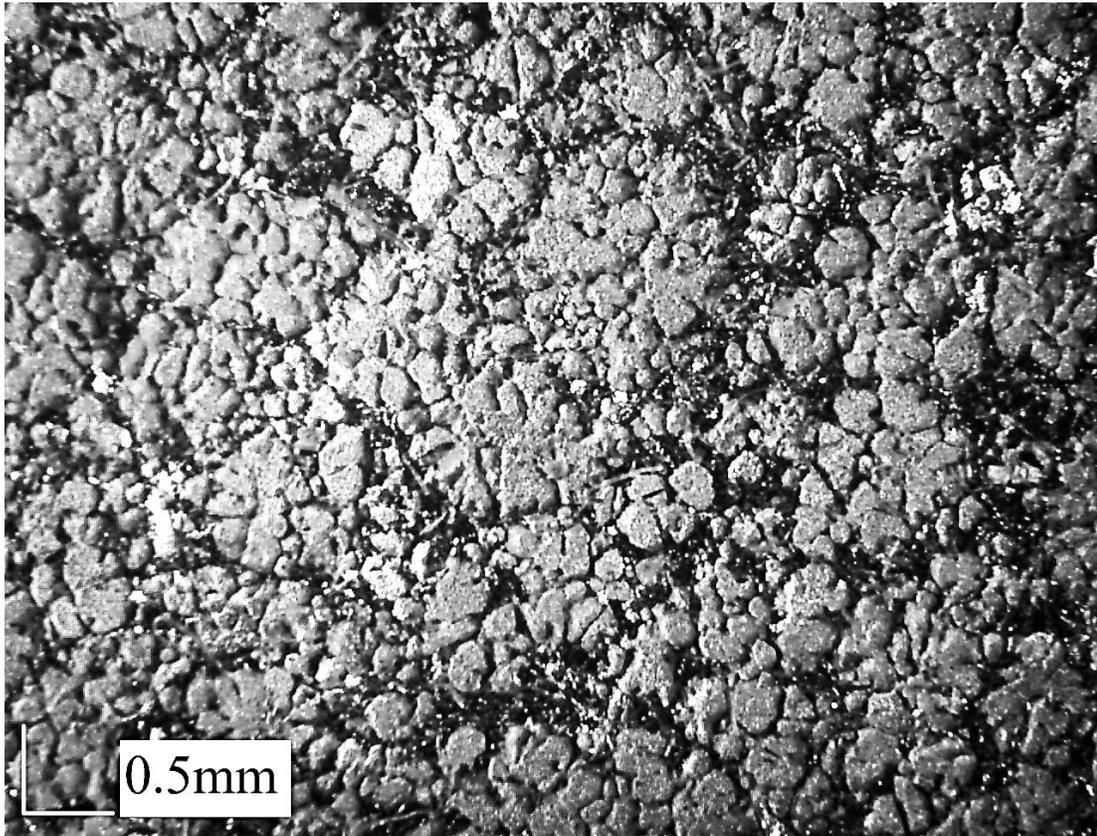


Figura 4.32. Aleación A356 agitada a 2271 RPM con agitador distinto.

La diferencia fundamental entre los dos agitadores (que se emplearon al mismo número de revoluciones por minuto) es que, a pesar de tener un tamaño de glóbulo semejante, y una forma de glóbulo también semejante (los glóbulos no son completamente esféricos), estos se han juntado para adquirir una formación semejante a las rosetas vistas en los dos primeros niveles de agitación (Figura 4.33), solo que con un número de glóbulos mucho mayor al encontrado en estas.

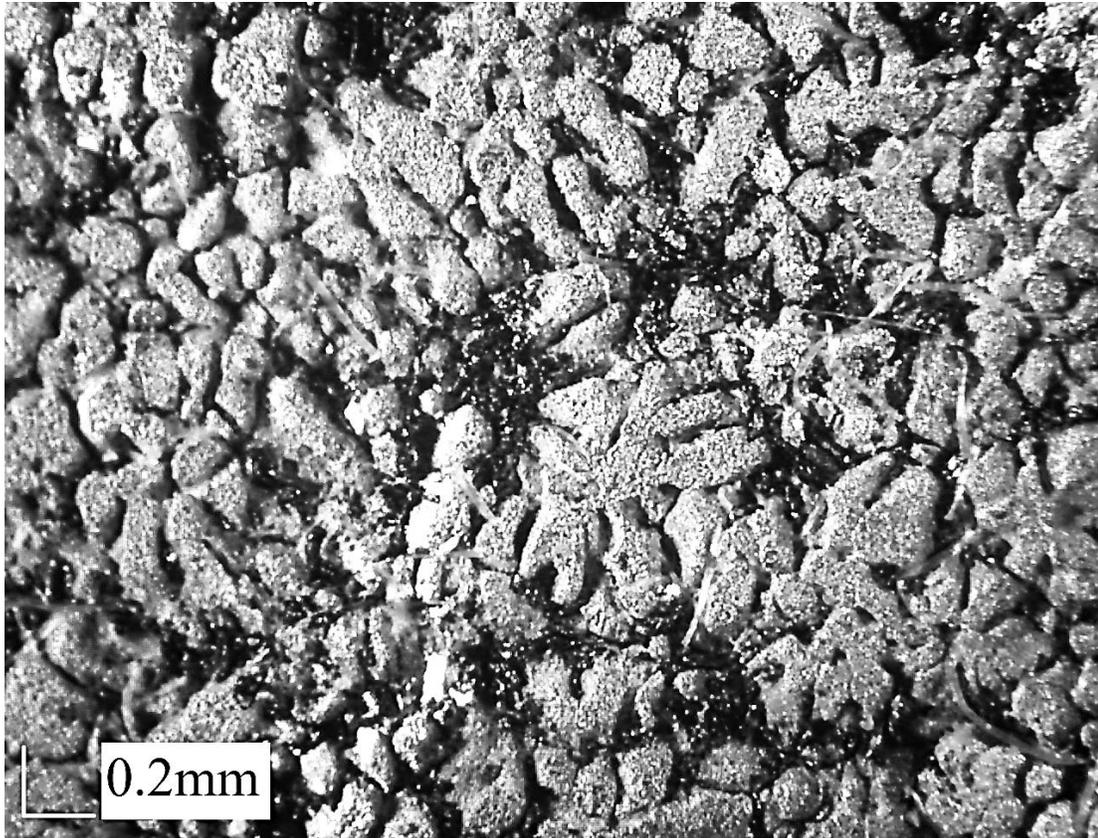


Figura 4.33. Aleación A356 agitada a 2271 RPM con agitador distinto.

4.4.3 Agitación magnética industrial

Como referencia se ha obtenido una pieza de una fundición de origen alemán tratada a través de agitación magnetohidrodinámica. Esta pieza tiene una composición química equivalente a la aleación A356, siendo la DIN-G- $AlSi7Mg$. En la Figura 34. Se observa que la morfología obtenida de esta referencia es semejante a la obtenida en los dos últimos niveles de agitación que se llevaron a cabo durante este trabajo. Sin embargo, la mayor diferencia que existe es el número de glóbulos por unidad de área; existe una relación 9:1, es decir, el número de glóbulos por unidad de área es diez veces mayor en la pieza agitada vía magnética o, dicho de otro modo, el tamaño de los glóbulos obtenidos mediante la agitación magnética es mucho menor. Esta es una diferencia fundamental y consecuente de cada método de agitación, y se puede explicar de la siguiente

manera: mientras que en la agitación magnetohidrodinámica la muestra se está agitando constantemente a nivel atómico y debido a los campos magnéticos, prácticamente sin zonas de estancamiento, en la agitación mecánica la agitación a través de la muestra no será homogénea y muchas veces existirán zonas de estancamiento en función a la geometría del recipiente en que está siendo agitada la muestra, así como de la geometría del agitador mismo.

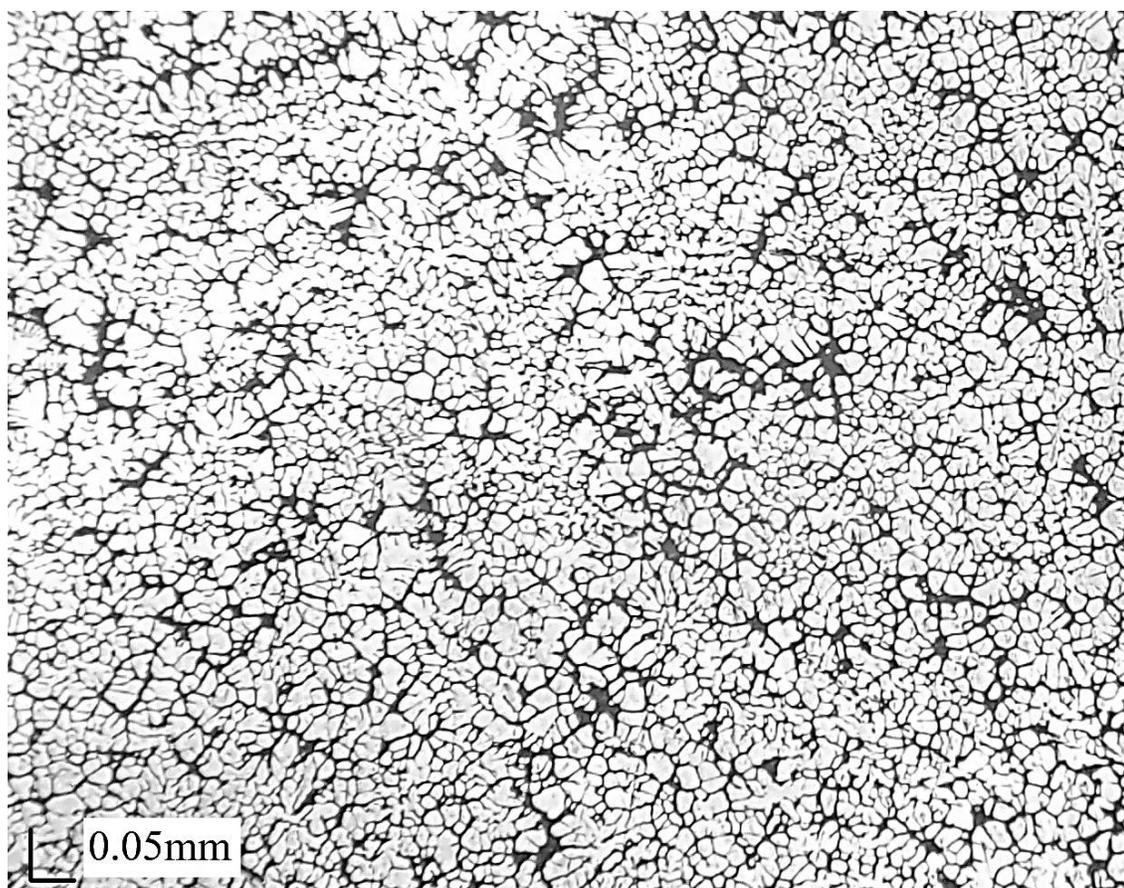


Figura 4.34. Aleación A356 agitada vía campos magnéticos a escala industrial.

4.5 Revisión del análisis metalográfico

Al analizar las imágenes, se ha determinado el número de glóbulos por milímetro cuadrado presentes en cada una de las muestras (Tabla 4.6). La tendencia que es posible observar es que el tamaño de los glóbulos disminuye progresivamente, es decir, el número de glóbulos por unidad de área incrementa. En los dos primeros niveles de agitación se observa la formación de distintos tipos de roseta, como consecuencia del rompimiento de las dendritas para que posteriormente las fracciones obtenidas experimenten una regeneración que vuelve redondas a las fracciones. En el menor nivel de agitación, a 667 RPM, las rosetas encontradas se componen de pocos esferoides de gran tamaño y algunas incluso poseen formas semejantes a las dendritas. Al aplicar un mayor nivel de agitación, a 1153 RPM, un mayor número de glóbulos, con un carácter más redondo, se juntan para formar una roseta más redonda, de aspecto semejante a una nube. En el siguiente nivel de agitación, a 1567 RPM, se obtienen glóbulos casi completamente redondos. Como consecuencia de la agitación, las dendritas se han roto y debido a la temperatura, las fracciones han crecido hasta alcanzar formas redondas y en muchos casos, casi esféricas, sin llegar a tocarse entre sí. En el máximo nivel de agitación, a 2271 RPM, las dendritas se han roto y las fracciones obtenidas han experimentado un cambio prácticamente nulo, dejando así “glóbulos” amorfos, sin embargo, con el menor tamaño de grano obtenido. Al cambiar el agitador, se han obtenido granos de un tamaño y geometría semejante, pero con la diferencia de que se han formado nuevamente cúmulos semejantes a rosetas. En la muestra obtenida a través de agitación magnética industrial, se ha encontrado una morfología semejante a la obtenida con el máximo nivel de agitación, pero con la diferencia de que el tamaño de los glóbulos es extremadamente menor a los obtenidos a través de la agitación mecánica.

Tabla 4.6. Número de glóbulos por milímetro cuadrado para las piezas obtenidas.

Nivel de agitación	Glóbulos/mm ²
Sin agitación	Dendritas
667 RPM	28
1153 RPM	36
1567 RPM	40
2271 RPM	68
2271 RPM (agitador distinto)	65
Aleación obtenida mediante agitación magnética industrial	640

4.6 Pruebas de dureza

Como última parte del análisis de resultados, se hicieron mediciones de dureza representativas de cada muestra, con el objeto de dar respaldo a lo encontrado en las microestructuras.

Es importante señalar que no se llevó a cabo la desgasificación de ninguna muestra durante el trabajo debido a que no se ha querido introducir una variable que potencialmente podría alterar las curvas de enfriamiento, y como consecuencia en todas las muestras existe porosidad inherente de una pieza sin desgasificar. Además, se considera que existió un incremento en la porosidad para las piezas agitadas, puesto que la agitación mecánica promueve la entrada de aire a la pieza misma. Se optó por llevar a cabo pruebas de micro dureza, a través de la prueba Vickers, en las zonas de cada muestra que presentaban menor porosidad, con objeto de facilitar las mediciones. Todas estas mediciones no tienen un carácter comparativo para otros estudios, sino únicamente comparativo entre las actuales condiciones de operación y dentro de los parámetros empleados exclusivamente dentro de este trabajo. Los resultados de las mediciones se detallan en la Tabla 4.7.

Tabla 4.7. Mediciones de dureza tipo Vickers para las distintas agitaciones.

Condición	Sin agitación	661 RPM	1153 RPM	1567 RPM	2271 RPM	2271 RPM (segundo agitador)	Agitación magnética industrial
	42.1	50.5	49.2	58	58.1	56.9	74.3
	42.5	55.4	50.9	55	56.7	56.8	65.9
	41	50.8	49.1	55.1	62.9	57.8	72.8
	38.5	50.5	50.6	54.1	57.9	55.1	76.5
	38.7	52.0	50.5	57.7	56.8	55.3	77.5
Promedio	40.56	51.84	50.06	55.98	58.48	56.38	73.4

Las mediciones de dureza muestran un incremento progresivo de la dureza conforme aumenta la agitación. Mientras que la dureza registrada para la muestra sin agitar (cuya microestructura es dendrítica) tiene un valor de casi 40 en la escala Vickers, existe un salto de casi 10 unidades en dicha escala de dureza. En el primer nivel de agitación la dureza ronda casi las 52 unidades. Al subir el nivel de agitación a las 1153 RPM, la medición de dureza en promedio disminuye, para posteriormente, a 1567 RPM, volver a incrementar alrededor de 5 unidades, casi hasta los 56 HV. En la agitación más alta, el valor de dureza alcanza aproximadamente las 58 unidades, el valor máximo de dureza registrado para la agitación llevada a cabo en la aleación presente. La muestra trabajada con un agitador distinto muestra una disminución de casi dos unidades en su valor de dureza. Por último, la muestra obtenida de la agitación magnética industrial presenta un valor de dureza que alcanza las 73 unidades, con lo cual estará rebasando por más de 30 unidades a la muestra dendrítica y casi por 17 a la obtenida con el máximo nivel de agitación en la experimentación llevada a cabo por agitación mecánica.

Capítulo 5

Conclusiones

En este capítulo se presentan las conclusiones a las que se llegaron de acuerdo con los objetivos propuestos.

1. Se ha logrado la formación de una microestructura globular a partir del procesamiento semisólido. A través de las distintas condiciones experimentales se han obtenido morfologías tales como rosetas, estructuras casi dendríticas, etc. Sin embargo, las condiciones ideales para la formación de esferoides se han encontrado en 2271 RPM.
2. El procesamiento semisólido disminuye los tiempos de inicio de solidificación y de reacción eutéctica. Dicho decremento estará en función del nivel de agitación al cual esté sometida la muestra durante el procesamiento semisólido, siendo la tendencia general que, a mayor nivel de agitación, menores serán los tiempos de inicio de solidificación, recalcancia máxima en la solidificación, inicio de la reacción eutéctica y recalcancia en la reacción eutéctica. Además, los intervalos entre inicio de solidificación y recalcancia máxima en la solidificación, así como el intervalo entre subenfriamiento para la reacción de solidificación y recalcancia máxima de la reacción eutéctica disminuyen.
3. Las herramientas de análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora permiten encontrar puntos imposibles de observar a simple vista, así como identificar con precisión los acontecimientos más importantes de las curvas de enfriamiento.

Referencias Bibliográficas

- [1] Nafisi, S., Ghomashchi, R. “Semi-Solid Processing of Aluminum Alloys”. Springer. Canadá, 2016.
- [2] Commercial Breakthrough – COMPTECH WHITEPAPER SERIES 2018-2. EE.UU., 2018.
- [3] Doherty, R.D. Ho-In Lee. “Microstructure of Stir-cast Metals” en Materials Science and Engineering, Vol. 65. EUA, 1984. p. 181-189.
- [4] Mubashir, S. Murthy, Kss. “High Strength Aluminium Castings Through Semi-Solid Forming” en AutotechView, Vol. 1. India, 2012. p. 18-24.
- [5] Young, K.P. Fritzem R. “Semi-solid metal cast automotive components” en 3rd Int. Conf. on Processing of Semi-Solid Alloys and composites. Japón, 1994. p. 155.
- [6] Curle, U.A. Wilkins, J.D. “Industrial Semi-Solid Rheocasting of Aluminium A356 Brake Calipers” en Advances in Materials Science and Engineering, Vol. 2011. EUA, 2010. p. 1-5.
- [7] ASTM Standard B26/2014, “Standard Specification for Aluminum-Alloy Sand Castings”, ASTM International, EUA, 2014.
- [8] Overfelt, R.A. Taylor, R.E. “Thermophysical properties of A201, A319, and A356 aluminium casting alloys” en High Temperatures – High Pressures Vol.34. EUA, 2002. p. 401-409.
- [9] Barnes, H.A. “Thixotropy – a review” en Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, Vol. 70. Reino Unido, 1997. p. 1-33.
- [10] Mohammed, M.N. Omar, M.Z. “An Overview of Semi-Solid Metal Processing” en Australian Journal of Basic And Applied Sciences, 8(19). Australia, 2014. p. 369-373.
- [11] Quaak, C.J. “Reology of partially solidified aluminum alloys and composites”. Universidad Técnica de Delft. Eburon P&L. Países Bajos, 1996.
- [12] Total Materia “Semi-Solid Thixoforming: Part One” en Total Materia. E.U.A, 2013.
- [13] Valencia, M. Coletto, J. “Procesamiento Semi-sólido de la aleación A356 mediante NRC” en Ciencia et Technica Vol. 36. España, 2007. p. 91-95.
- [14] Laminar Flow Rheocasting – COMPTECH WHITEPAPER SERIES 2018-2. EE.UU., 2018.
- [15] Govender G., Möller H. “Semisolid Processes” en Comprehensive Material Processing Vol. 5. Sudáfrica, 2014. p. 109-134.
- [16] Wanassin, J. Thanabumrunikul, S. “Development of a semi-solid metal processing technique for aluminium casting applications” en Songklanakarin Journal of Science and Technology, Vol.30, Issue 2. Tailandia, 2008. p. 215-220.
- [17] Dwivedi, S. Sharma, S. Mishra, R.K. “A356 Aluminum Alloy and applications- A Review” en Advanced Materials Manufacturing &Characterization Vol.4 Issue 2. India, 2014. p. 81-86.
- [18] Flemings, M.C. “Behavior of Metal Alloys in the Semisolid State” en Metallurgical Transactions, Vol.22. EUA, 1992. p. 957-981
- [19] Valer, J. “Conformado de aleaciones en estado semisólido. Aplicación a aleaciones hipereutécticas de Al-Si” en Revista de Metalurgia 32 (4). Madrid, España 1996. p. 231-247.

- [20] Stefanescu, D.M. Upadhyaya, K.G. Lieu, K. "Computer-Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting" en AFS Transactions, Vol. 89. EUA, 1989. p. 61- 66.
- [21] Thompson, S. "Effect of Cooling Rate on Solidification Characteristics of Aluminum Alloys A356 and AA5182". Tesis de Maestría por la Sheffield Hallam University. Reino Unido, 1999.
- [22] Thompson, S. Cockcroft, S.L. "Advanced light metals casting development: solidification of aluminium alloy A356." En Materials Science and Technology Vol. 20. EUA, 2004. p. 194-200.
- [23] Nafisi S., Gomashchi R. "Grain refining of conventional and semi-solid A356 Al-Si alloy." En Journal of Materials Processing Technology Vol. 174. E.U.A, 2006. p. 371-383.
- [24] Ihsan-ul-haq, Je-Sik Shin. "Computer Aided Cooling Curve Analysis of A356 Aluminum Alloy" en Metals And Materials International, Vol.10 Corea del Sur, 2004. p. 89-96.
- [25] Emadi, D. Whiting, L.V. Nafisi, S. Ghomashchi, R. "Applications of thermal Analysis in quality control of solidification process" en Journal of Thermal Analysis and Calorimetry Vol. 81. Canada, 2005. p. 235-242.
- [26] Cruz, H. Gonzalez, C. Juárez, A. Herrera, M. "Quantification of the microstructures formed during solidification by the Newton thermal analysis method" en Journal Of Materials Processing Technology 178, México, 2005. p. 128-134.
- [27] Ming, Yi. Xian, Fen. "Effects of liquid structure transition on solidification by the Newton thermal analysis Method" En Applied Physics A Materials Science & Processing Vol.113. EUA, 2013. p. 431-437.

Bibliografía

- Stefanescu, D.M. “Thermal Analysis – Theory and Applications in Metalcasting” en International Journal Of Metalcasting, Vol. 9 (1). EUA, 2015. p. 7-22.
- Jank, W. Hafner, J. “Electronic structure of molten Si, Ge, and GaAs” en Journal of Non-Crystalline Solids Vol. 114. E.U.A., 1989. p. 16-18.
- Upadhyaya, K., Stefanescu, D. “Computer Aided Cooling Curve Analysis: Principles and Applications in Metal Casting” en American Foundry Society Transactions Vol. 89, E.U.A., 2015. p. 61-66.
- Alexandrou, A. Burgos, G. Entov, V. “Semisolid Metal Processing: A New Paradigm in Automotive Part Design” en SAE Technical Paper Series. Michigan, EUA, 2000.
- Kirkwood, D. “Semisolid metal processing” en International Materials Reviews, Vol.39 No.5. USA, 1994.
- Flemings, M.C. “Solidification Processing” en Metallurgical Transactions, Vol.5. EUA, 1974. p. 2121-2134.
- Flemings, M.C. “Principles of Microstructural Formation in Semi-Solid Metal Processing” en Solid State Phenomena Vol.116-117. USA, 2006. p. 1-8.
- Nafisi, S., Ghomashchi, R. (2020) “Semi-Solid Processing of Alloys and Composites”. Canadá, MDPI Journal-Metals.
- Djurdevic, M. Vicario, I. “Review of thermal analysis applications in aluminium casting plants” en Revista de Metalurgia, Vol.50, No.1. España, 2014.
- Young, K. Eisen, P. “SSM (Semi-Solid Metal) Technological Alternatives for Different Applications” en Metallurgical Science And Technology, Vol.18 (2). EUA, 2000. p. 11-15.
- Bustos, O. Allende, R. “Effect of Magnetic Stirring, grain modification and refinement on the solidification structure of an A356 aluminum alloy” en Revista Materia Vol.26, No.1. Chile, 2021.
- Nourouzi, S. Baseri, H. “Optimization of semi-solid metal processing of A356 aluminum alloy” en Journal of Mechanical Science and Technology Vol. 27 (12). EUA, 2013. p. 3869-3874.
- Frasz, E. Kapturkiewicz, W. “Numerical Simulation and Fourier Thermal Analysis of Solidification Kinetics in High-Carbon Fe-C Alloys” en Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 28B, Polonia, 1997.
- Hassas-Irani, S. Zarei-Hanzaki, A. “Microstructure evolution and semi-solid deformation behavior of an A356 aluminum alloy processed by strain induced melt activated method” en Materials and Design Vol.46. Iran, 2013. p. 579-587.
- Asension-Lozano, J. VanderVoort, G. “The Al-Si Phase Diagram” en Microscopy and Microanalysis, Vol.5, Issue 1. E.U.A., 2009.
- Das, P. Samanta, S.K. Chattopadhyay, H. “Eulerian Two-phase flow simulation and experimental validation of semisolid slurry generation process using cooling slope” en Materials Science and Technology Vol.29. India, 2013. p. 083-092.
- Jiang, Q.C. Xu, C.L. Wang, H.Y. “Estimation of the shifting distance of the eutectic point in hypereutectic Al-Si alloys by the lever rule” en Scripta Materialia Vol.56, China, 2006. p. 329-332.
- Ahmad, A.H. Naher, S. “Routes to Spheroidal Starting Material for Semisolid Metal Processing” en Comprehensive Materials Processing, Vol.5, 135-14. Dublín, Irlanda, 2014.
- Davis, J.R. “Aluminium and Aluminium Alloys” en Alloying: Understanding the Basics. ASM International. EUA, 2001.
- Atkinson, H.V. “Rheology of Semisolid Metallic Alloys” en Comprehensive Materials Processing Vol.5. Leicester, Reino Unido, 2014. p. 149-162.
- Boettinger, W.J. “Solidification” en Physical Metallurgy. EUA, 2014.
- Morales, A. Sánchez, S. “Diseño y puesta a punto de una nueva tecnología de fundición semisólida para composites metálicos en Colombia” en Scientia et technica XIII No. 36. Pereira, Colombia, 2007. p. 803-808.
- Hernández, A. Chávez, J. “Diseño termodinámico para reculado de aleaciones Al-Si” SOMIM, México, 2012. p. 1362-1370.

- Nourouzi, S. Baseri, H. "Optimization of semi-solid metal processing of A356 aluminum alloy" en *Journal of Mechanical Science and Technology* Vol. 27. Iran, 2013. p. 3869-3874.
- Sukumaran, K., Pai, B. "The effect of isothermal mechanical stirring on an Al-Si alloy in the semi solid condition" en *Materials Science and Engineering* Vol. A369. India, 2003. p. 275-283.
- Zhang, D., Dong, H. "What is the process Window for Semi-solid Processing?" en *Metallurgical And Materials Transactions A*. Vol. 47A. Reino Unido, 2016.