

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

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LOS PARAMETROS DE PROCESO SOBRE
REDUCCIÓN DE POROSIDAD, LA MICROESTRUCTURA Y EL
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA ALEACIÓN DE AISi10Mg
UTILIZANDO MANUFACTURA ADITIVA.**

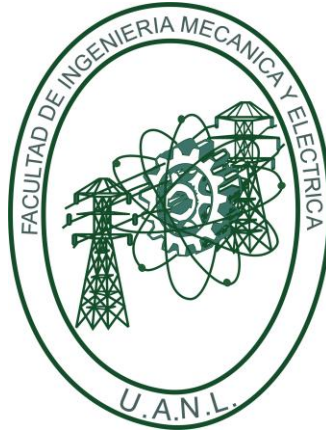
**TESISTA
JULY ANDREA TABORDA RIOS**

**COMO REQUISITO PARA OBTENER ELGRADO DE DOCTORADO EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

CD. UNIVERSITARIA, JUNIO DEL 2024

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

SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**EFFECTO DE LOS PARAMETROS DE PROCESO SOBRE LA
REDUCCIÓN DE POROSIDAD, LA MICROESTRUCTURA Y EL
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE LA ALEACIÓN DE AISi10Mg
UTILIZANDO MANUFACTURA ADITIVA.**

**POR
JULY ANDREA TABORDA RIOS**

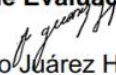
**COMO REQUISITO PARA OBTENER ELGRADO DE DOCTORADO EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

CD. UNIVERSITARIA, JUNIO DEL 2024


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Posgrado

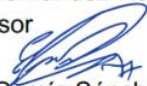
Los miembros del Comité de Evaluación de Tesis recomendamos que la Tesis “Efecto de los parámetros de proceso sobre reducción de porosidad, la microestructura y el comportamiento mecánico de la aleación AlSi10Mg utilizando manufactura aditiva”, realizada por la estudiante July Andrea Taborda Ríos, con número de matrícula 1887261, sea aceptada para su defensa como requisito parcial para obtener el grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

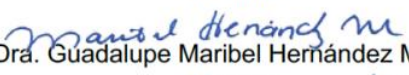
El Comité de Evaluación de Tesis



Dr. Arturo Juárez Hernández
Director



Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo
Co - Director


Dr. Marco L. Antonio Hernández Rodríguez
Revisor


Dr. Edgar Omar García Sánchez
Revisor


Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz
Revisor


Dra. Flor Araceli García Castillo
Revisor


Dra. Lizangela Guerra Fuentes
Revisor

Vo.Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

Institución 190001

Programa 122608

Acta Núm. 344

Ciudad Universitaria, a 10 de junio de 2024.

ABSTRACT

A study was carried out about the processing parameters influence of an AlSi10Mg part manufactured by selective laser melting process in order to determine its optimal values and this way to improve density and mechanical performance. For this purpose, a Design-of-Experiment (DoE) was realized by the Taguchi method selecting a set of appropriate processing parameters (9 combinations), resulting in 45 samples whose relative densities were measured by Archimedes' principle and metallographic image digital processing. Results showed that a relative density of up to 99.64 % was achieved from raw data. While the statistical model by the Taguchi method indicated a comprehensive relationship between process parameters based on relative density, being laser power the major significance among the parameters. Taguchi model suggested new values of process parameters, achieving AlSi10Mg parts with 99.98 % of relative density. To contrast the mechanical properties of both optimized and non-optimized parts, they were characterized by tension testing and Vickers microhardness.

KEYWORDS: Selective laser melting, optimized AlSi10Mg part, Taguchi method, microstructure, mechanical characterization.

RESUMEN

Se realizó un estudio sobre la influencia de los parámetros de procesamiento el material AlSi10Mg fabricada por el proceso de fusión selectiva por láser, con el fin de determinar sus valores óptimos y mejorar así la densidad y el rendimiento mecánico. Para ello, se realizó un Diseño de Experimentos (DoE) mediante el método Taguchi, seleccionando un conjunto de parámetros de procesamiento adecuados (9 combinaciones), que resultaron en 45 muestras cuyas densidades relativas se midieron mediante el principio de Arquímedes y el procesamiento digital de imágenes metalográficas. Los resultados mostraron que se logró una densidad relativa de hasta el 99.64 % a partir de los datos brutos. Mientras que el modelo estadístico del método Taguchi indicó una relación integral entre los parámetros del proceso basada en la densidad relativa, siendo la potencia del láser la de mayor significancia entre los parámetros. El modelo Taguchi sugirió nuevos valores para los parámetros del proceso, logrando piezas AlSi10Mg con un 99.98 % de densidad relativa. Para contrastar las propiedades mecánicas de las piezas optimizadas y no optimizadas, se caracterizaron mediante pruebas de tensión y microdureza Vickers.

PALABRAS CLAVE: Fusión selectiva por láser, pieza AlSi10Mg optimizada, método Taguchi, microestructura, caracterización mecánica.

DEDICATORIA

A mis padres y hermanos,

Esta tesis es un testimonio de su amor incondicional, apoyo y sacrificios. A mis padres, por su constante aliento y por enseñarme que no hay límites para nuestros sueños. A mis hermanos, cuyo apoyo inquebrantable y amor fraternal han sido mi faro en los momentos más oscuros. Su alegría y optimismo han sido la chispa que encendió mi determinación, y su fe en mí ha sido la fuerza que me ha impulsado a alcanzar nuevas alturas. Esta tesis es también un tributo a nuestra unión y a los lazos indestructibles que compartimos.

A mi amado esposo,

Tu amor y apoyo han sido el pilar que me ha sostenido durante este viaje académico. Tu paciencia y comprensión han aliviado los momentos de estrés y duda, y tu fe en mí ha sido la inspiración que me ha impulsado a seguir adelante, incluso en los momentos más difíciles.

Esta tesis es tanto mía como tuya, ya que cada página está impregnada de tu amor y dedicación. Gracias por estar a mi lado, por tus palabras de aliento y por creer en mí incluso cuando yo no lo hacía.

Con todo mi amor,

A mis invaluable amigos VCL,

Su amistad, apoyo y aliento han sido una fuente constante de fortaleza y motivación durante este desafiante viaje académico. Cada risa compartida, cada palabra de aliento y cada momento de solidaridad han dejado una huella indeleble en cada página de esta tesis.

AGRADECIMIENTOS

A la distinguida Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL), por proporcionarme la oportunidad y el entorno para realizar esta investigación. La orientación, el apoyo y los recursos proporcionados por la universidad han sido invaluable. Esta tesis es un testimonio de la calidad de la educación y la formación que he recibido en esta prestigiosa institución. Estoy profundamente agradecido por la oportunidad de ser parte de esta comunidad académica.

Al Dr. Arturo Juárez Hernández, Su orientación y apoyo han sido fundamentales en la realización de esta tesis. Su sabiduría, paciencia y dedicación han sido una fuente constante de inspiración y han jugado un papel crucial en mi desarrollo académico.

A la Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo, agradezco profundamente el tiempo y el esfuerzo que ha invertido en mi formación y desarrollo. Su fe en mis capacidades y su aliento para superar los desafíos han sido invaluable.

A los integrantes del laboratorio de Manufactura Avanzada en el Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIIA), Su colaboración y dedicación han sido fundamentales en la realización de esta tesis.

A la M.I. Catalina Jaramillo Isaza por lo contribuido de manera significativa a mi trabajo, proporcionando su experiencia, conocimientos y asistencia en cada etapa de este proyecto.

A todos los maestros y al personal de la Universidad que han contribuido a mi aprendizaje, crecimiento personal y académico, agradezco profundamente su paciencia, su disposición para compartir su sabiduría y su compromiso con la excelencia en la investigación. Su apoyo y conocimientos han hecho de esta trayectoria académica una experiencia verdaderamente enriquecedora.

La autora de este trabajo agradece el apoyo del Fondo Institucional de Fomento Regional para el Desarrollo Científico, Tecnológico y de Innovación (FORDECyT) de CONAHCYT mediante el proyecto Fortalecimiento de la Aeronáutica en el Noreste de México.

Al Laboratorio Nacional de Manufactura Aditiva y Digital (MADIT), por su apoyo durante la elaboración de este proyecto.

TABLA DE CONTENIDO

ABSTRACT.....	IV
RESUMEN.....	V
DEDICATORIA.....	VI
AGRADECIMIENTOS.....	VII
TABLA DE CONTENIDO.....	VIII
LISTA DE FIGURAS.....	X
LISTA DE TABLAS.....	XII
LISTA DE SIMBOLOS Y ABREVIACIONES.....	XIII
CAPÍTULO 1.....	14
ANTECEDENTES.....	14
1.1 Introducción.....	14
1.2 Justificación.....	16
1.3 Hipótesis.....	17
1.4 Objetivos.....	17
1.4.1 Objetivo General.....	17
1.4.2 Objetivos específicos.....	18
1.5 Estructura y contenido del proyecto.....	18
CAPÍTULO 2.....	21
FUNDAMENTOS TEÓRICOS.....	21
2.1 Introducción.....	21
2.2 Generalidades de manufactura aditiva para metales.....	21
2.3 Fusión selectiva por láser (FSL).....	23
2.4 Parámetros que influyen el proceso de FSL.....	24
2.5 Generalidades del Aluminio y sus aleaciones.....	26
2.6 Clasificaciones de aleaciones de aluminio.....	27
2.7 Aleaciones de Al-Si.....	30
2.8 Teoría de la solidificación.....	33
2.9 Defectos y propiedades mecánicas de piezas manufacturadas por FSL.....	36
2.10 Diseño Experimentos (DoE).....	39
2.11 Predecir.....	40
Resumen de capítulo.....	41
CAPÍTULO 3.....	43
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	43
3.1 Introducción.....	43
3.2 Caracterización del polvo metálico de la Aleación AlSi10Mg.....	43
3.3 Diseño de experimentos y procesos de fabricación.....	44
3.4 Método de Arquímedes.....	45
3.5 Micrografías.....	46
3.6 Ensayos de tracción.....	47

3.7 Ensayos de Microdureza.....	47
Resumen de capítulo	48
CAPÍTULO 4.....	50
RESULTADOS Y ANÁLISIS	50
4.1 Introducción	50
4.2 Morfología del polvo.....	50
4.3 DR y análisis de varianza (ANOVA).....	52
4.4 Optimización y validación de la respuesta.	55
4.5 Morfología de los poros.....	59
4.6 Características de la microestructura.	61
4.7 Propiedades a tracción.	69
4.8 Análisis de microdureza Vickers (HV).	74
Resumen de capítulo	75
CONCLUSIONES	77
RECOMENDACIONES	79
REFERENCIAS	81
ANEXOS A	92
ANEXOS B	93

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Literatura de datos para piezas de AlSi10Mg manufacturadas por FSL cuya DR > 98% fueron seleccionadas (40 J/mm ³ y 70 J/mm ³) [24], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31], [32], [33], [34], [35], [36], [37], [38]. Esta ventana de procesamiento estaba ubicada entre líneas verticales discontinuas.....	16
Figura 1.2 <i>Grafica para la metodología seguida.</i>	19
Figura 2.1. Gráfica de productos y servicios a nivel global de los últimos 14 años [41].....	22
Figura 2.2 <i>Reporte anual de número de sistemas de MA para metales vendidos por año a nivel mundial [41].</i>	22
Figura 2.3. Representación esquemática del proceso FSL [44].....	24
Figura 2.4 <i>Resumen esquemático del proceso de FSL. a) Física asociada en las al proceso. b) Fuente de calor viajera y c) formación de la AF y superposición de líneas de escaneo [58], [59].</i>	26
Figura 2.5 Clasificación de a) Aleaciones aluminio fundido y b) Aleaciones de aluminio forjado. Las aleaciones de aluminio no tratables térmicamente son de color azul y las aleaciones de aluminio tratables térmicamente son de color rojo [2]. ...	28
Figura 2.6 Diagrama de fase de aleación Al-Si, modificada de [62].....	31
Figura 2.7 Influencia de la velocidad de escaneo en las morfologías del grano: columnar y equiaxial. Adaptado de [75].....	34
Figura 2.8 <i>Variación de la energía libre de Gibbs de un metal, en estado sólido o líquido, frente a la temperatura. La nucleación homogénea no ocurre sin la contribución del subenfriamiento para temperaturas superiores a la Temperatura de Fusión (TF)</i>	35
Figura.3.1. Preparación de muestra.	43
Figura 3.2 Equipo de MA SLM 2080 HL, diseño de muestras para medir densidad relativa y probetas manufacturadas.	45
Figura 3.3 Balanza OHAUS Discovery.	45
Figura 3.4 <i>Equipo de microscopio confocal ZEISS LMS 700.</i>	46
Figura 3.5 <i>Dimensiones de probetas, orientaciones de manufactura y ensayo de tracción.</i>	47
Figura 3.6 <i>Equipo de microdureza utilizado para el ensayo y la microindentación de ASTM 384 – 22.</i>	48
Figura 4.1 <i>Micrografía (a) distribución de tamaño de partícula y (b) del polvo de AlSi10Mg.</i>	51
Figura 4.2 <i>Espectroscopía de Energía Dispersa de rayos X (EDX) del AlSi10Mg</i>	52
Figura 4.3. Gráfico de efectos principales para las medias.....	55
Figura 4.4 Gráfico de contorno de optimización para predecir según Ecuación 4.1 cuando $F = 0$ mm.	56
Figura 4.5 <i>Nuevas muestras fabricadas con parámetros de proceso optimizados. $P = 400$ W, $V = 1800$ mm/s y $F = 0$ mm.</i>	59

Figura 4.6 Análisis de porosidad y forma de poros en zona transversal.	60
Figura 4.7 Análisis de porosidad y forma de poros en zona longitudinal.	61
Figura 4.8 Comportamiento del diámetro medio de poro en cada combinación...	61
Figura 4.9. Microestructura de muestras optimizadas de AlSi10Mg en sección a) transversal y b) longitudinal.....	62
Figura 4.10 Dimensiones de la AF de la aleación FSL AlSi10Mg.	63
Figura 4.11 Relación de Profundidad Vs Ancho y las densidades de energía de todos las combinaciones y las piezas optimizadas con 56.98 J/mm ³	64
Figura 4.12. Características de la microestructura en la piscina de fusión donde se identificaron tres regiones: Centro de AF (CAF), Limite Centro de AF (LAF) y Zona Afectada por la Temperatura (ZAT).....	66
Figura 4.13. Subestructura en aleación AlSi10Mg tanto en sección transversal (a y b) como en sección longitudinal (c y d).	67
Figura 4.14. Zonas de diferentes microestructuras presentes en la AF.	68
Figura 4.15 Identificación de gran concentración de poros en los bordes de la pieza.	69
Figura 4.16. Las curvas de Esfuerzo Vs Deformación de muestras No Optimizadas (NOP) y Optimizadas (OP) según la orientación de la plataforma de construcción (0°, 45° y 90°).	70
Figura 4.17 Gráfico de barras de resistencia máxima a la tracción (UTS), límite elástico (σ_y) y módulo de elasticidad en direcciones de 0°, 45° y 90° para muestras optimizadas y no optimizadas de AlSi10Mg.	70
Figura 4.18 Gráfico de barras de Deformación ϵ [%] en direcciones de 0°, 45° y 90° para muestras optimizadas y no optimizadas de AlSi10Mg.....	71
Figura 4.19 Fractografía de piezas de aleación AlSi10Mg.....	74
Figura 4.20 Indentaciones en muestras de AlSi10Mg a) Transversal y b) Longitudinal.....	75

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Tecnologías de MA	23
Tabla 2.2 Variables del proceso de FLS [48].	24
Tabla 2.3 Designación numérica y clasificación de aleaciones de fundición [63].	29
Tabla 2.4. Clasificación de aleaciones forjadas [4].	30
Tabla 2.5. Composición química de AlSi10Mg [68].....	31
Tabla 2.6 Tipo y poro de poros presentes en piezas de AlSi10Mg manufacturadas mediante FSL.....	36
Tabla 2.7. Parámetros del proceso y efecto en las propiedades mecánicas de AlSi10Mg. (P) Potencia del rayo láser, (ϑ) Velocidad de escaneo, (E) Densidad de energía, (PT) Post- Tratamiento, (OM) Orientación de Manufactura, (ME) Módulo de elasticidad, (σ_y) Resistencia, (σ_{UTS}) Resistencia Ultima, (Duc) ductilidad, (HV) Dureza Vickers y (ref) Referencia.	37
Tabla 2.8 Razones de Señal /ruido para las diferentes respuestas de salida del modelo.	40
Tabla 3.1 <i>Diseño de experimentos por el método de Taguchi.</i>	44
Tabla 4.1 <i>Mediciones experimentales de DR según DoE donde P es la potencia del láser, V es la velocidad de escaneo, F es el foco del láser, E es la densidad de energía, DR es la densidad relativa y S es la desviación estándar.....</i>	53
Tabla 4.2 <i>Respuesta ANOVA para medias del método de Taguchi. DF*, grado de libertad; Sec. SS*, suma secuencial de cuadrados; adj. SS*, suma de cuadrados ajustada; adj. MS*, cuadrados medios ajustados; valor f*, prueba estadística; valor p*, valor estadístico.....</i>	54
Tabla 4.3 <i>Mediciones experimentales y calculadas de DR según DoE donde P es la potencia del láser, V es la velocidad de escaneo, F es el foco del láser, , DR es la densidad relativa y Error (%).</i>	57
Tabla 4.4 <i>Datos calculados (predichos) de acuerdo con la Ecuación propuesta..</i>	57

LISTA DE SIMBOLOS Y ABREVIACIONES.

AF	Alberca de Fusión	Si	Silicio
Al	Aluminio	Sn	Estaño
ANOVA	Análisis de la Varianza	t (mm).	espesor de la capa
CAD	Diseño Asistido por Computadora	TF	Temperatura de Fusión
CAF	Centro de la Alberca de Fusión	UANL	Universidad Autónoma de Nuevo León
CIIIA	Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica	UTS	Resistencia Ultima a Tracción
Cu	Cobre	v (mm/s)	velocidad de escaneo
DoE	Diseño de Experimentos	ZAT	Zona Afectada por la Temperatura
DR	Densidad Relativa	Zn	Zinc
DT	Distribución del Tamaño	Zr	Circonio
E (J/mm ³)	densidad de energía	ε[%]	Deformación
EDX	Energía Dispersa de rayos X	σ _y	Límite elástico
F	foco del láser		
f*	prueba estadística		
F*	valor Crítico de Fisher		
Fe	Hierro		
FSL	Fusión Selectiva por Láser		
GT	Energía libre de Gibbs		
HV	Dureza Vickers		
LAF	Limite de la Alberca de Fusión		
MA	Manufactura Aditiva		
ME	Módulo de elasticidad,		
Mg	Magnesio		
Mn	Manganeso		
Ni	Níquel		
NOP	No Optimizadas		
OM	Orientación de Manufactura		
OP	Optimizadas		
P (W),	potencia del láser		
PF	Punto de Fusión		
PT	Post- Tratamiento		
S/L	Sólido/Líquido		
S/R	Razón		
SEM	Microscopía Electrónica de Barrido		

CAPÍTULO 1.

ANTECEDENTES

1.1 Introducción

La Fusión Selectiva por Láser (FSL) es una técnica de Manufactura Aditiva (MA) que se clasifica como fusión de lecho de polvo por láser. FSL utiliza polvo metálico o cerámico como material de suministro y un dispositivo llamado distribuidor que esparce un lecho de polvo sobre un sustrato/placa (soporte) donde su espesor puede variar alrededor de $20\ \mu\text{m} - 1\ \text{mm}$ [1]. A continuación, un láser de potencia de alta densidad interactúa con el lecho de polvo para consolidar y fundir partículas metálicas cuyas regiones de fusión obedecen a un modelo de Diseño Asistido por Computadora (por sus siglas en inglés CAD) de la pieza. El proceso anterior se repite capa a capa hasta terminar la pieza.

El polvo metálico juega un papel importante en un proceso de MA y algunas aleaciones comerciales se utilizan con éxito en el proceso FSL (más de 20 aleaciones) [2], [3]. Dentro de las aleaciones de Aluminio (Al) apropiadas para el proceso FSL, se encuentran las aleaciones Al-Si como AlSi10Mg, Al12Si, A357 y A356. Las piezas de AlSi10Mg de FSL poseen una mayor resistencia a la tracción que las fabricadas por medios tradicionales debido a las condiciones metalúrgicas específicas que son inherentes al proceso FSL [2], [4], [5], [6]. Además, la alta conductividad térmica del Al permite una rápida solidificación y una fina microestructura [4], [5], [6], [7], [8].

Sin embargo, se han informado defectos metalúrgicos comunes en aleaciones de Al fabricadas mediante el proceso FSL. Estos defectos incluyen porosidades inducidas por gas [9], [10], [11], [12], falta de fusión [2], [13], [14], presencia de óxido [15], [16] altos niveles de tensión residual y distorsión [17], [18], entre otros. Estas características son inherentes al proceso FSL y pueden afectar negativamente el rendimiento del componente.

El rendimiento de la pieza fabricada a través de FLS se rige por los principales parámetros del proceso, como la potencia del láser P (W), la velocidad de escaneo v (mm/s) y el espesor de la capa t (mm). Estos parámetros se pueden normalizar a un parámetro llamado densidad de energía E (J/mm^3) que se expresa mediante la Ec.1 y ha recibido especial atención debido a la correlación entre los

parámetros del proceso y las propiedades de la pieza final. Se desea una E adecuada para fabricar piezas completamente densas [2].

$$E = \frac{P}{v h t} \quad \text{Ecuación 1.1}$$

Hasta la fecha, ha habido varias investigaciones cuyo propósito fue correlacionar la densidad de energía con la formación y el comportamiento de defectos (como la porosidad) [7], [19], [20], [21], [22], [23], ya que dichos defectos pueden alterar negativamente el desempeño mecánico del producto MA [20]. Amir et al.[20] examinó las propiedades dinámicas de las piezas de AlSi10Mg fabricadas mediante el proceso FSL. Crearon un Diseño de Experimentos (DoE) basado en el método Taguchi para estudiar los parámetros del proceso FLS más influyentes y las densidades relativas obtenidas estuvieron en el rango de 99.5 a $99.25 \pm 0,05$ % con una densidad de energía que varió de 49.7 J/mm³ a 74.7 J/mm³. Praneeth, Venkatesh, y Krishna [19] evaluaron la influencia de los parámetros del proceso con piezas de AlSi10Mg por FSL, siendo la potencia del láser y la velocidad de escaneo los parámetros más influyentes en la dureza y rugosidad de la superficie. También alcanzaron una densidad máxima de 2,62 g/cm³ (98.12 %) con una densidad energética entre 13.89 J/mm³ y 125 J/mm³. Mientras Hyer et al. [22] propusieron una ventana de procesamiento que produciría muestras cuasi densas de AlSi10Mg a través de FSL, que se estableció entre 32 J/mm³ y 54 J/mm³, logrando una Densidad Relativa (DR) máxima del 99,5 % medida por el principio de Arquímedes cuando las muestras se fabricado con 29,14 J/mm³. Un estudio fue realizado por Bai et al. [21] para optimizar los parámetros de procesamiento FSL de piezas de AlSi10Mg por DoEhlert DoE, cuyas ventajas sobre otros DoE radican en la metodología de superficie de respuesta y requiere menos experimentos. Trazaron las superficies de respuesta y los contornos de los modelos de regresión y encontraron una DR máxima del 99.77 %.

Esta investigación tiene como objetivo determinar la relación entre los principales parámetros del proceso (es decir, la potencia del láser, la velocidad de escaneo, el espacio entre tramas, el espesor de la capa y el enfoque del láser) y la formación de poros. Se seleccionó cuidadosamente una ventana de procesamiento específica de los datos de la literatura para fabricar piezas casi completamente densas (DR > 98 %) según la Figura. 1.1, donde se propuso una ventana de procesamiento entre 40 J/ mm³ y 70 J/ mm³ representada por líneas verticales discontinuas.

Se adoptó un DoE por la metodología Taguchi con el objetivo de minimizar los defectos (poros y grietas) y optimizar los parámetros de procesamiento. Las muestras de tracción se fabricaron y probaron con parámetros optimizados para evaluar el rendimiento de tracción de piezas prácticamente sin poros fabricadas por FSL.

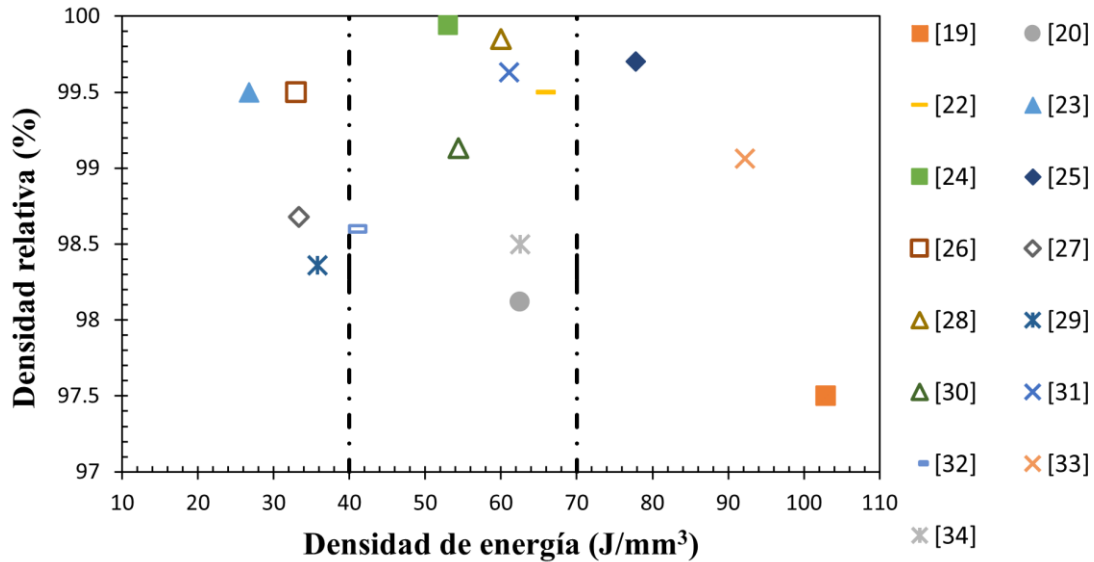


Figura 1.1 Literatura de datos para piezas de AlSi10Mg manufacturadas por FSL cuya DR > 98% fueron seleccionadas (40 J/mm³ y 70 J/mm³) [24], [25], [26], [27], [28], [29], [30], [31], [32], [33], [34], [35], [36], [37], [38]. Esta ventana de procesamiento estaba ubicada entre líneas verticales discontinuas.

1.2 Justificación

Las MA está revolucionando la fabricación industrial, al permitir que los productos finales se diseñen de manera innovadora y eficiente en varios tipos de aplicaciones, que van desde los campos biomédico, aeronáutico, automotriz, aeroespacial. Las tecnologías de MA permiten construir una amplia gama de componentes funcionales con geometrías complejas que pueden ser difíciles, o incluso imposibles de lograr, utilizando métodos convencionales, despertado el interés creciente por parte de la industria, así como de las comunidades académicas y de investigación, debido a la gran capacidad de diseño que se puede lograr sin un costo adicional al componente final, esto es una gran beneficio, ya que en todas las técnicas de fabricación convencionales existe un vínculo directo con el costo de un componente a la complejidad de su diseño.

Entre las MA utilizadas para metales, la FSL se ha desarrollado para una amplia gama de aleaciones desde la introducción de sistemas comerciales hace

aproximadamente una década. Las partes finales obtenidas de FSL presentan mayor resistencia a la tracción que los productos de fabricación tradicionales: las condiciones metalúrgicas específicas que están presentes durante el proceso, como la solidificación rápida, el flujo de calor direccional y el gradiente de temperatura, permiten la creación de microestructuras ultrafinas dentro de las partes finales. Sin embargo, los defectos metalúrgicos, como las porosidades de atrapamiento de gas, las capas de óxido y el material no fundido pueden generarse fácilmente durante el proceso y reducen el rendimiento de los componentes finales. Para producir productos finales de alto valor, los parámetros del proceso deben optimizarse correctamente para cada sistema de polvo metálico. El uso de reinadores de granos en esta técnica de manufactura ha obtenido aportes muy significativos en cuanto a la reducción de defectos y el incremento de las propiedades mecánicas.

Debido a lo anterior este proyecto busca contribuir los parámetros óptimos del proceso FSL del AlSi10Mg en el equipo SLM 280HL, del Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIIA), de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) y una nueva línea de investigación con la evaluación de los efectos de la reducción de porosidad en las propiedades físicas, mecánicas y microestructurales en AlSi10Mg.

1.3 Hipótesis

El uso de la técnica de fusión selectiva por láser permite, mediante parámetros de proceso óptimos la reducción de porosidad $\leq 1\%$, la manufactura de piezas de AlSi10Mg cuyas características favorecerán un incremento en la magnitud de su resistencia a la tensión y microdureza, comparado con esta aleación fabricada convencionalmente.

1.4 Objetivos

1.4.1 Objetivo General

Determinar la relación de los parámetros de proceso óptimos con la reducción de poros de piezas de AlSi10Mg fabricadas mediante la técnica de fusión selectiva por láser, con un incremento de resistencia a la tensión y microdureza comparado con la aleación fabricada convencionalmente.

1.4.2 Objetivos específicos

- Plantear un diseño estadístico de experimentos (DoE) mediante la teoría de Taguchi, para estudiar los efectos de la variabilidad de los parámetros del proceso de Fusión selectiva por láser (FSL).
- Determinar la densidad relativa y condición superficial a una serie de muestras con configuraciones y características (combinaciones) establecidas a partir del DoE.
- Determinar la configuración óptima que conduzca a una reducción de porosidad $\leq 1\%$ de los factores controlables establecidos en el DOE para que el proceso FSL.
- Evaluar las propiedades mecánicas de tensión y microdureza de muestras de ensayo con las configuraciones de procesamiento óptimo predichos por el DoE.
- Estudiar las características microestructurales de la aleación con características de procesamiento optimizado.
- Comprender y discutir las relaciones de los factores controlables sobre el desempeño de las características físicas, mecánicas y microestructurales de la AISi10Mg manufacturado aditivamente.

1.5 Estructura y contenido del proyecto

Los objetivos establecidos en la sección 1.4 se lograron mediante una cuidadosa planificación y ejecución de pasos definidos. Una representación exhaustiva de los pasos seguidos durante el desarrollo de la presente investigación se muestra en la Figura 1.2. Cabe destacar que, aunque no se encuentren representados en el diagrama, se llevaron a cabo varios pasos en paralelo para garantizar la eficiencia y la coherencia en el avance del estudio.

Para alcanzar la mayoría de los pasos, hipótesis y objetivos propuestos en la investigación actual, es fundamental tener una comprensión completa del proceso de MA por FSL. Esta comprensión implica familiarizarse a fondo con todos los parámetros que intervienen en la fabricación de un componente metálico, capa por capa, utilizando este proceso, así como la teoría de solidificación relacionada con dicho proceso de fabricación. Esta etapa se considera el primer paso de la

metodología presentada (Revisión bibliográfica de los fundamentos teóricos) y se aborda en mayor detalle en el Capítulo 2 de esta investigación.

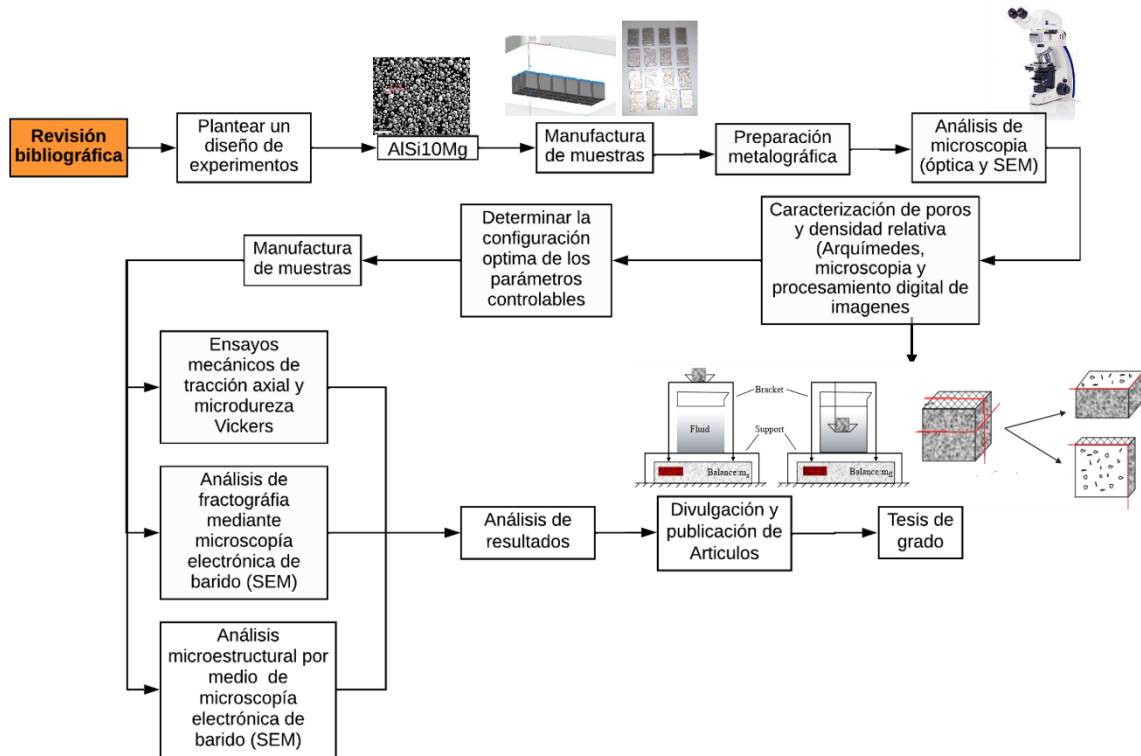


Figura 1.2 Gráfico para la metodología seguida.

Una vez que se han comprendido los fundamentos teóricos, la segunda etapa de la metodología se centra en la exploración de las técnicas y los procedimientos experimentales apropiados para alcanzar los objetivos y propósitos del presente trabajo. Esta exploración se realiza con el objetivo de seleccionar las técnicas más adecuadas para analizar el proceso de Fabricación por FSL, incluyendo la distribución del tamaño de partículas, el diseño de experimentos (DOE), la metodología para medir la densidad relativa y las técnicas de ensayos mecánicos aplicadas en este estudio. Tanto la teoría investigada como las técnicas seleccionadas se detallan en el Capítulo 3.

En el Capítulo 4, se procede a describir los datos obtenidos a través de la caracterización del material y los ensayos mecánicos aplicados a las piezas fabricadas mediante el proceso FSL, tal como se presenta en el Capítulo 3. Las fuentes de datos utilizadas en el estudio incluyen la densidad relativa, las propiedades mecánicas del material (tensión y microdureza), la microestructura y la optimización de los parámetros del proceso, junto con su respectiva validación. En

este capítulo, se presenta una organización clara y sistemática de los datos recopilados. Cada conjunto de datos se presenta de manera adecuada, acompañado de una explicación e interpretación de los hallazgos derivados de dichos datos. Se lleva a cabo una comparación de los resultados obtenidos con la teoría existente, estudios previos e hipótesis planteada, lo que permite evaluar el grado de concordancia o discrepancia entre los hallazgos y el conocimiento existente en el campo de estudio.

En conclusiones se presenta un resumen detallado de los resultados principales y se establece cómo se relacionan con cada uno de los objetivos planteados en este estudio. Se destacan las contribuciones y aportes de la investigación, resaltando la relevancia y el impacto de los hallazgos obtenidos. Además, se proporcionan sugerencias para investigaciones futuras basadas en los resultados obtenidos, con el objetivo de continuar avanzando en el conocimiento del tema y abordar las posibles áreas de mejora o ampliación identificadas a lo largo del estudio.

Al final del presente documento se incluyen las referencias bibliográficas utilizadas para llevar a cabo esta investigación, proporcionando la información completa y precisa de las fuentes consultadas. Estas referencias son fundamentales para respaldar y contextualizar los conceptos, teorías y datos presentados a lo largo del trabajo. Además, se adjuntan los anexos correspondientes, los cuales contienen información adicional relevante para el estudio que contribuyen a una comprensión más amplia de la investigación.

CAPÍTULO 2.

FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Introducción

La búsqueda y comprensión exhaustiva de la información relacionada con el proceso de manufactura aditiva y la técnica de FSL, es fundamental para lograr una reducción efectiva de poros y optimizar los parámetros de proceso, así como comprender su impacto en la microestructura y las propiedades mecánicas, como la tensión axial y la microdureza.

En este Capítulo, se lleva a cabo una revisión de los fenómenos involucrados en el proceso de manufactura aditiva, centrándose en los parámetros de proceso, la solidificación, la formación de la microestructura, la densidad, la porosidad, los posibles defectos y las propiedades mecánicas. Se analizaron los estudios y hallazgos de diferentes autores hasta la fecha, con el objetivo de recopilar y sintetizar el conocimiento existente en el campo. Esta revisión de la literatura proporcionó una base sólida y una comprensión profunda de los aspectos teóricos y prácticos relacionados con la manufactura aditiva y la técnica de FSL.

2.2 Generalidades de manufactura aditiva para metales.

La tecnología de MA surgió como resultado de desarrollos en una variedad de diferentes sectores tecnológicos. Al igual que con muchas tecnologías de fabricación, las mejoras en el poder de cómputo y la reducción en los costos de almacenamiento masivo allanaron el camino para procesar las grandes cantidades de datos típicos de los modelos modernos de diseño asistido por computadora (CAD siglas en inglés) [39]. En los últimos 30 años, la tecnología ha evolucionado desde sistemas simples que se utilizaron para la prototipado rápido hasta sistemas de fabricación altamente sofisticados para fabricar directamente piezas funcionales a partir de una variedad de diferentes materiales de ingeniería [40].

Con base en estudios recientes realizados por la empresa Wohlers Associates [41] reconocidos mundialmente como una fuente objetiva de consultoría técnica y estratégica sobre nuevos desarrollos y tendencias en impresión 3D, detallaron en su 28° reporte anual elaborado por 97 coautores y 412 empresas, donde muestras los productos y servicios a nivel global de los últimos 14 años en su aportación económica (Figura 2.1).

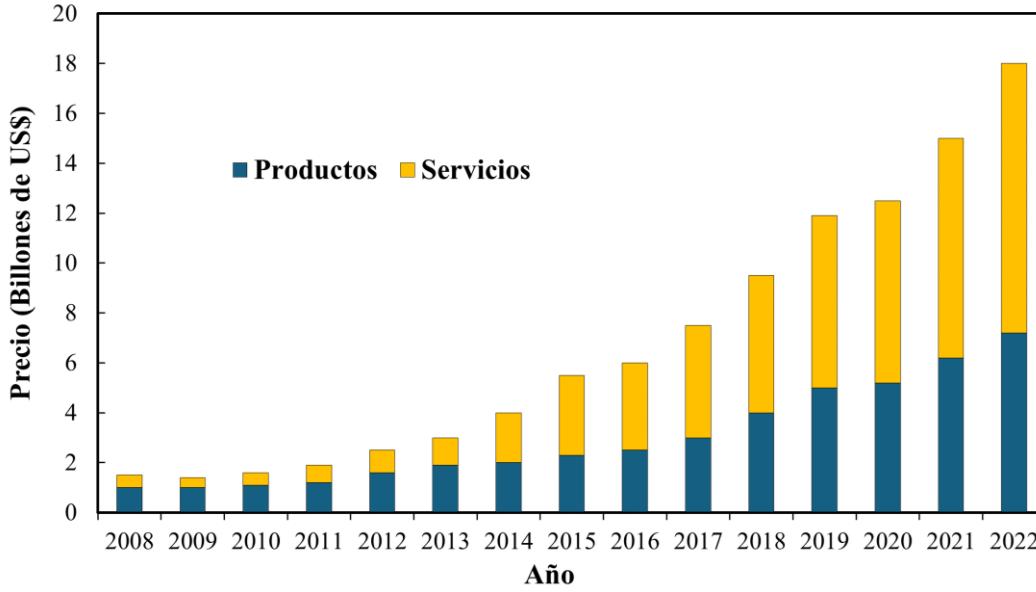


Figura 2.1. Gráfica de productos y servicios a nivel global de los últimos 14 años [41].

En este reporte también se incluye el incremento de 27,2 % en sistemas de manufactura aditiva de materiales metálicos (MAMM) en 2022. Wohlers Associates ha estado siguiendo este segmento de mercado durante 20 años, como se muestra en la Figura 2.2. Se estima que se vendieron 3049 equipos MAMM en 2022, en comparación con las 2397 ventas en 2021.

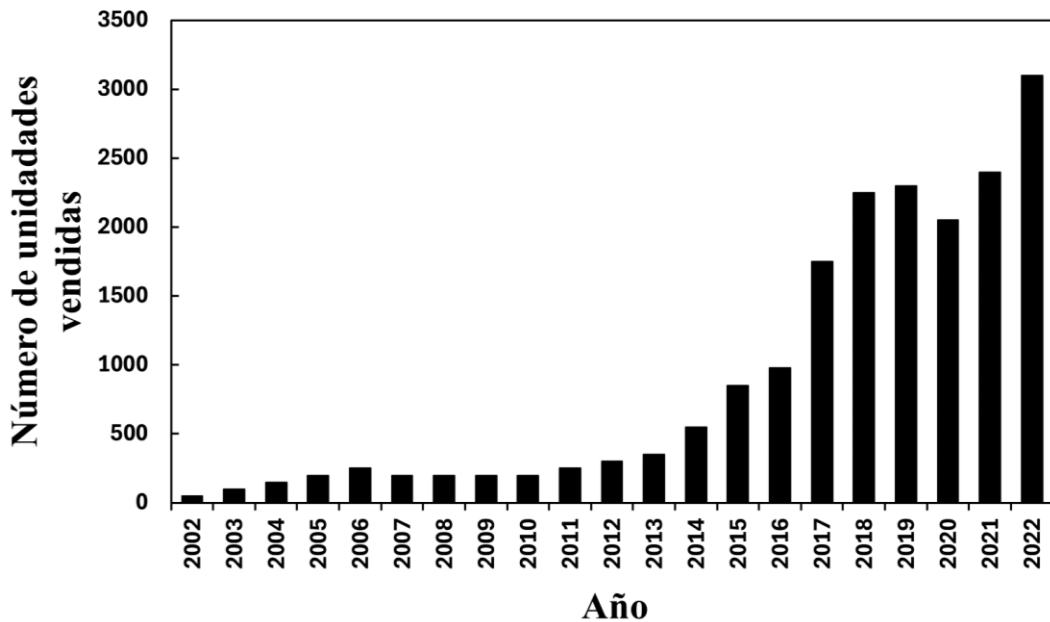


Figura 2.2 Reporte anual de número de sistemas de MA para metales vendidos por año a nivel mundial [41].

Todas las tecnologías de MA se basan en el principio común de realizar un modelo en una herramienta de CAD, el cual se lleva a una computadora para dar especificaciones de manufactura 3D divide el diseño en capas y seguidamente en el equipo de impresión se inicia la manufactura de la pieza siguiendo las indicaciones del modelo. Para poder realizar la fusión del material se requiere una fuente de calor (láser, ZAT de electrones, arco eléctrico o energía ultrasónica, etc.) y material de alimentación (polvo metálico, alambre o lámina metálica delgada, etc.) [42]. A continuación, en la Tabla 2.1 se presenta un breve resumen de las diferentes técnicas de MA para metales.

Tabla 2.1 Tecnologías de MA.

Técnica	Tecnología MA	Siglas
Fusión de lecho de polvos	Sinterización directa por láser de metal	SDLM
	Impresión directa de metal	IDM
	Fusión selectiva por láser	FSL
	Fusión de lecho de polvo por láser	FLPL
	Fusión de ZAT de electrones	FHE
Deposición de energía dirigida	Deposición directa de metales	DDM
	Red conformada por láser	RCL
	Deposición láser de metal	DLM
	Deposición por láser de soldadura y fresado (híbrido)	DLSF
	Manufactura aditiva de ZAT de electrones	MAHE
	Deposición rápida de plasma	DRP
	Manufactura de aditivos de alambre + arco	MAAA

2.3 Fusión selectiva por láser (FSL)

Es una técnica de manufactura aditiva el cual utiliza tecnologías de fusión de cama de polvo por láser y que, a diferencia de otras técnicas MA aplicadas en metales, el proceso FSL consiste (ver Figura 2.3) en el suministro de una cama de polvo metálico con un espesor alrededor de 20 μm – 1 mm [43], sobre una placa o sustrato que sirve de soporte el cual es conducida por un pistón de posicionamiento en dirección z. Subsecuentemente, un láser es direccionado mediante un sistema de escaneo sobre el polvo con un patrón deseado y el polvo es totalmente fundido. Como el láser funde selectivamente las partículas, el polvo se fusiona y se une. Una vez que la capa sea completada, el proceso de cama de polvo se repite de nuevo suministrando una nueva capa y así sucesivamente hasta obtener una pieza metálica completa.

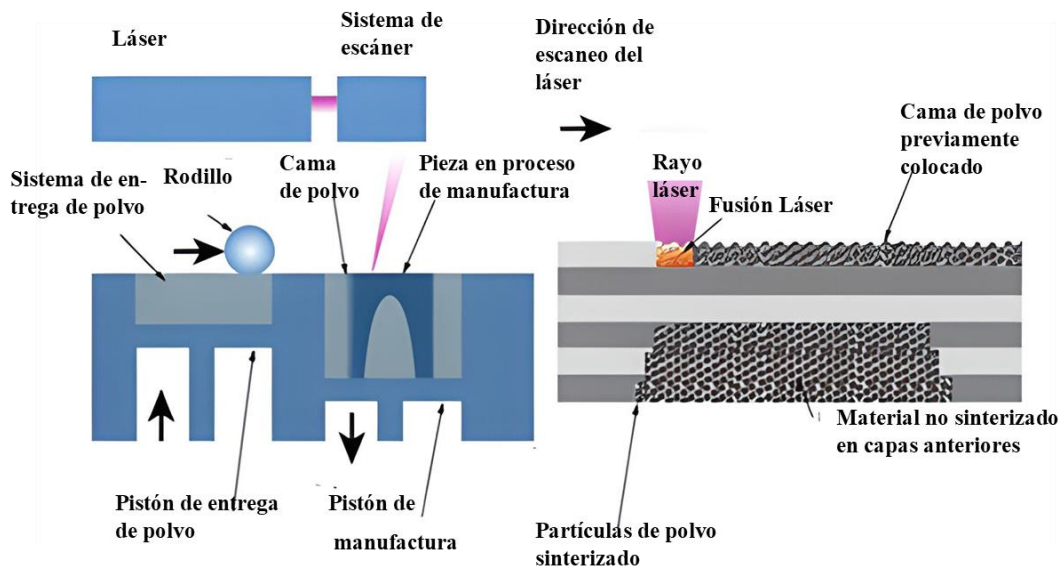


Figura 2.3. Representación esquemática del proceso FSL [44].

2.4 Parámetros que influyen el proceso de FSL.

El proceso FSL utiliza un conjunto de configuraciones del sistema, conocidas como parámetros de proceso. La selección de los parámetros del proceso influye en gran medida en el resultado de la pieza (como la densificación, microestructura y las propiedades mecánicas) y esto a su vez indicaría si es posible la productividad en el sector industrial. Se ha demostrado que el cambio en los parámetros del proceso puede crear una amplia gama de microestructuras y propiedades mecánicas resultantes [2], [45], [46], [47]. Los parámetros de proceso se pueden dividir en dos categorías principales: Parámetros del proceso y propiedades del material como se puede observar en la Tabla 2.2. La interacción de estos parámetros y relación entre ellos pueden determinar la influencia directa en las propiedades finales de los componentes [48].

Tabla 2.2 Variables del proceso de FLS [48].

Propiedades del material	Parámetros del proceso	
Forma de partícula	Potencia del láser	Espesor de la capa
Tamaño y distribución de partícula	Velocidad de escaneo	Estrategia de escaneo
Composición química	Espaciamiento entre líneas de escaneo	Orientación de la construcción
Conductividad térmica	Atmósfera protectora	Flujo de gas
Temperatura de fusión	Radio del rayo láser	Temperatura de cama de polvos
Absorción / reflectividad	Tipo de láser	-----

Investigaciones recientes se han enfocado en estudiar los parámetros óptimos de manufactura a través de la técnica FSL en diferentes aleaciones de aluminio y el efecto de estos sobre el comportamiento mecánico, y microestructura como se describe en la introducción de este documento y en la Figura 1.1, informan que los parámetros de proceso con mayor influencia en la densidad de energía (Ecuación 1.1) suministrada en la cama polvos, depende de la potencia del rayo láser, velocidad de escaneo del láser y por último del espaciado entre trayectorias de escaneo [49], [50], [51], [52], para obtener piezas finales libres de poros y agrietamientos.

El proceso de FSL comienza cuando el rayo láser, con un tamaño de $70\ \mu\text{m}$ de diámetro, interactúa con el polvo, y el polvo se calienta por la fuente de calor del láser que emite radiación muy por encima del punto de fusión. formando así una Alberca de Fusión (AF) de metal/líquido. En la Figura 2.4 a) y b), se presenta los procesos físicos que suceden durante el proceso de fusión en tres orientaciones diferentes del área de manufactura (X, Y, Z). A medida que la AF se mueve continuamente, se observa la huella en forma de lagrima o escama de pescado, similar a lo que se ha observado en la soldadura.

Se ha demostrado que el tamaño de la AF determina el modo de conducción y modo de poros en forma de cerradura en piezas MA [53], [54] además se ha mencionado que la AF puede determinar el tipo de defectos y la microestructura en las piezas manufacturadas [55], [56], [57] ver Figura 2.4 c). La distancia entre vectores de exploración adyacentes se conoce como distancia entre líneas de escaneo. Para garantizar una pieza completamente consolidada en la técnica de FSL, sin presencia de defectos significativos o falta de fusión, se requiere una superposición de capas que permita penetrar al menos 2 - 5 capas anteriores ya solidificadas. La superposición de capas se logra mediante el solapamiento entre las líneas de escaneo ya solidificadas que se refunden subsecuentemente, Esto se realiza durante toda la MA de la pieza. En la Figura 2.4 c se observan tres líneas de escaneo en el eje (X, Y) y una parte sombreada llamada "Distancia de superposición"

Una importante consideración es que la capa justo debajo de la última capa refundida exhibe una temperatura cercana a la temperatura de fusión. A medida que se funden nuevas capas de polvo, aumenta la distancia desde la AF, lo que reduce gradualmente la temperatura. Por lo tanto, a medida que avanza el proceso, se realiza un tratamiento térmico in situ en la pieza de construcción, que activa los procesos de difusión que conducen al crecimiento del grano, las transformaciones de fase y la precipitación. Además, se ha observado que el rápido calentamiento y enfriamiento (debido al pequeño volumen de interacción) seguido de la refundición

crea altas tensiones internas (por la restricción del material circundante). Cuando se ha fundido toda la sección transversal, la placa de construcción se baja (según el espesor de la capa). El espesor de la capa se puede ajustar para compensar cualquier contracción generada durante la solidificación

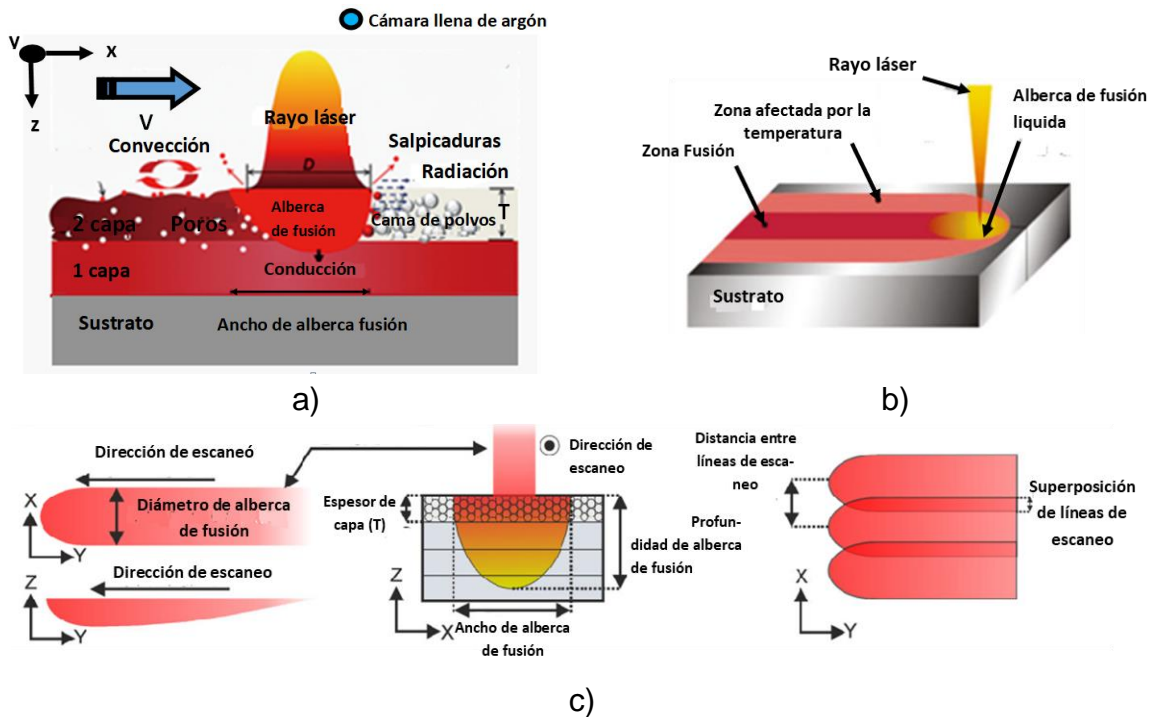


Figura 2.4 Resumen esquemático del proceso de FSL. a) Física asociada en las al procesado. b) Fuente de calor viajera y c) formación de la AF y superposición de líneas de escaneo [58], [59].

2.5 Generalidades del Aluminio y sus aleaciones

Las propiedades del aluminio y sus aleaciones hacen de este material, uno de los más versátiles, económicos y atractivos, para diferentes aplicaciones de diversas industrias desde uso doméstico y latas de refrescos, hasta aplicaciones de ingeniería más exigentes, como, aeronáutica, aeroespacial, automotriz. Esto se debe principalmente a su capacidad de combinar apropiadamente una relación resistencia/peso.

Las propiedades mecánicas del aluminio son más bien bajas pero pueden mejorarse por la adición de elementos que dan origen a soluciones sólidas susceptibles de admitir temple e incrementar su dureza y resistencia [60]. Es aquí donde se le brindan el nombre de aleaciones de aluminio. Para alcanzar mejores propiedades, el aluminio es usualmente aleado con otros metales como el cobre,

magnesio, manganeso, silicio, zinc, níquel, entre otros, debido a que el aluminio en su estado puro propiedades mecánicas bajas. Cada aleante que se le adicione influye de diversas maneras en el aluminio y debido a esto cada aleación en particular presentara sus propias características y propiedades.

Las aleaciones de aluminio tienen una densidad aproximadamente de 2.70 g/cm³ se encuentran en una segunda posición de acuerdo con los materiales que son utilizados para la manufactura de partes de estructuras (superado por el acero que presenta una densidad de 7.81 g/cm³) de vehículos acuáticos, terrestres, espaciales y aeronaves.

Estas aleaciones poseen propiedades físicas como alta conductividad eléctrica, térmica y un comportamiento no magnético, sin embargo, algunas aleaciones específicas se han desarrollado con altos grados de resistividad eléctrica. El aluminio y sus aleaciones reacciona con el oxígeno incluso a temperatura ambiente y esto genera una capa delgada de óxido de aluminio que protege el sustrato metálico de diferentes entornos corrosivos, a causa de esto, este elemento posee excelente resistencia a la oxidación y corrosión.

2.6 Clasificaciones de aleaciones de aluminio

Según su composición, microestructura y características del proceso, las aleaciones de aluminio se pueden clasificar en aleaciones de aluminio fundido y aleaciones de aluminio forjado. En general, el contenido del elemento de las aleaciones de aluminio fundido es del 10% al 12%, mientras que el de las aleaciones de aluminio forjado es del 1% al 2% (aunque, en algunos casos, puede llegar al 6% -8%) [61]. De acuerdo con lo anterior, si la aleación responde al tratamiento térmico mediante endurecimiento por precipitación, las aleaciones de aluminio se pueden dividirse adicionalmente en aleaciones de aluminio tratables térmicamente y no tratables térmicamente, como se muestra en la Figura 2.5.

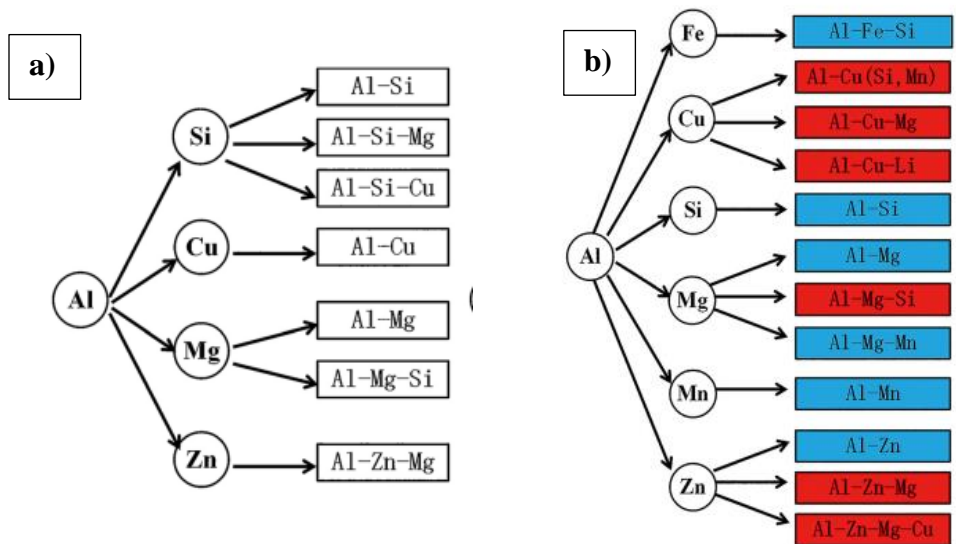


Figura 2.5 Clasificación de a) Aleaciones aluminio fundido y b) Aleaciones de aluminio forjado. Las aleaciones de aluminio no tratables térmicamente son de color azul y las aleaciones de aluminio tratables térmicamente son de color rojo [2].

Cada país ha desarrollado su propia nomenclatura y designación de aleación de fundición de aluminio, los cuales utilizan una nomenclatura numérica de cuatro dígitos para identificar las diferentes aleaciones de aluminio. Donde su primer dígito indica el grupo de la aleación, el segundo dígito indica modificaciones realizadas sobre la aleación original o límites de impurezas y los dos últimos dígitos identifican la aleación de aluminio o indican la pureza de este.

El aluminio y sus aleaciones pueden someterse a cualquier proceso de fundición y forjado. Sin embargo, la prematura fundición del aluminio se ha caracterizado por ofrecer diferentes inconvenientes durante el proceso. Debido a la absorción de gas durante la fusión, las piezas fundidas a menudo se caracterizan por la presencia de porosidad, burbujas (por atrapamiento de gas) y otros defectos, fácilmente notable mediante una inspección visual [62]. Se han desarrollado varias técnicas a lo largo de los años para controlar su impacto en los productos finales, si no para eliminarlo. Algunos ejemplos incluyen desgasificación, filtración, manejo mejorado de la aleación fundida, incluso usando bajas presiones, y simulación de solidificación, para predecir los posibles efectos de los cambios tecnológicos. Gracias a estas contribuciones, el aluminio ahora se considera uno de los más versátiles entre los metales de fundición, incluso teniendo en cuenta el progreso continuo en el diseño de nuevas aleaciones [62], [63], [64].

Las especificaciones para aleaciones de fundición se distinguen claramente de las aleaciones forjadas, y se definen por sus composiciones químicas. Las

aleaciones de fundición se obtienen de aluminio electrolítico al que se agregan los elementos constituyentes o de aluminio metálico reciclado [65]. El sistema numérico utilizado para las aleaciones de fundición es ligeramente diferente: El dígito que designa el grupo de aleación es esencialmente el mismo. Los segundos dos dígitos sirven para identificar una composición en particular como se puede observar en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3 Designación numérica y clasificación de aleaciones de fundición [63].

Serie	Breve descripción
1XX.X	Composiciones no aleadas (puras) controladas, especialmente para la fabricación de rotores.
2XX.X	Aleaciones en las que el cobre es el principal elemento de aleación, pero se pueden especificar otros elementos de aleación.
3XX.X	Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento de aleación, pero se especifican otros elementos de aleación como el cobre y el magnesio.
4XX.X	Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento de aleación.
5XX.X	Aleaciones en las que el magnesio es el principal elemento de aleación.
6XX.X	Nomenclatura no usada.
7XX.X	Aleaciones en las que el zinc es el principal elemento de aleación, pero se pueden especificar otros elementos de aleación como el cobre y el magnesio.
8XX.X	Aleaciones en las que el estaño es el principal elemento de aleación.
9XX.X	Nomenclatura no usada.

Las aleaciones de aluminio forjado se subdividen en dos grandes grupos en lo que son tratados térmicamente y los que no son tratables térmicamente. Las aleaciones tratadas térmicamente son las de la serie 1xxx,3xxx,4xxx y 5xxx, las cuales solo pueden ser tratadas en frío, debido a que si se somete a este tipo de aleaciones a diversas temperaturas no se induce a cambios en la estructura interna de la aleación, en tal medida es posible afirmar que las propiedades relevantes del material son sustancialmente insensibles al uso de temperaturas o al estar sometido a un historial térmico. En cierto sentido, esta es una característica positiva, por ejemplo, en aplicaciones que involucran condiciones térmicas no controladas, posiblemente induciendo fusión y solidificación rápidas, como la soldadura. Por otro lado, los procesos de trabajo en frío, incluso llevados a cabo en la superficie del componente, como el granallado y procedimientos similares, pueden cambiar drásticamente las propiedades mecánicas [64]. Las series de aleaciones tratables térmicamente son 2xxx,6xxx y 7xxx, son particularmente interesantes en aplicaciones aeroespaciales. Se pueden impartir diferentes combinaciones de propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión a la misma aleación gracias a tratamientos térmicos adecuados [62].

La designación de la serie para las aleaciones forjadas y breve descripción de estas se puede observar en la Tabla 2.4.

Tabla 2.4. Clasificación de aleaciones forjadas [4].

Serie	Breve descripción
1XXX	Composiciones controladas sin alear (puras).
2XXX	Aleaciones en las que el cobre es el principal elemento de aleación, aunque pueden especificarse otros elementos, especialmente el magnesio.
3XXX	Aleaciones en las que el manganeso es el principal elemento de aleación.
4XXX	Aleaciones en las que el silicio es el principal elemento de aleación.
5XXX	Aleaciones en las que el magnesio es el principal elemento de aleación.
6XXX	Aleaciones en las que el magnesio y el silicio son los principales elementos de aleación.
7XXX	Aleaciones en las cuales el zinc es el principal elemento de aleación, pero se pueden especificar otros elementos como cobre, magnesio, cromo y circonio.
8XXX	Aleaciones que incluyen estaño y algunas composiciones de litio que caracterizan diversas composiciones
9XXX	servado para uso futuro

2.7 Aleaciones de Al-Si

Las aleaciones con silicio como la principal adición de la aleación son las más importantes de las aleaciones de fundición de aluminio, principalmente debido a la alta fluidez impartida por la presencia de volúmenes relativamente grandes de Al-Si eutéctico. La fluidez también se promueve debido a la alta temperatura de fusión del silicio (1810 kJ / kg en comparación con 395 kJ / kg para el aluminio) que aumenta la "vida útil del fluido" (es decir, la distancia que la aleación fundida puede fluir en un molde antes de estar demasiado fría para flujo adicional), particularmente en composiciones hipereutécticas [64].

Las aleaciones Al-Si se prefieren cuando se necesitan buenas propiedades de fundición y buena resistencia a la corrosión ya la maquinabilidad. Las aleaciones comerciales Al-Si abarcan los campos hipoeutéctico (5-11 %) e hipereutéctico (13-23%) Si [66], [67].

La microestructura resultante es una consecuencia del camino de solidificación. Siguiendo el diagrama de fases (ver Figura 2.6), las aleaciones hipereutécticas se caracterizan por tener dendritas α -Al que se solidifican primero, rodeadas por Al-Si eutéctico. Las aleaciones hipereutécticas tienen partículas de Si primarias que se forman primero, seguidas de las eutécticas Al-Si [67].

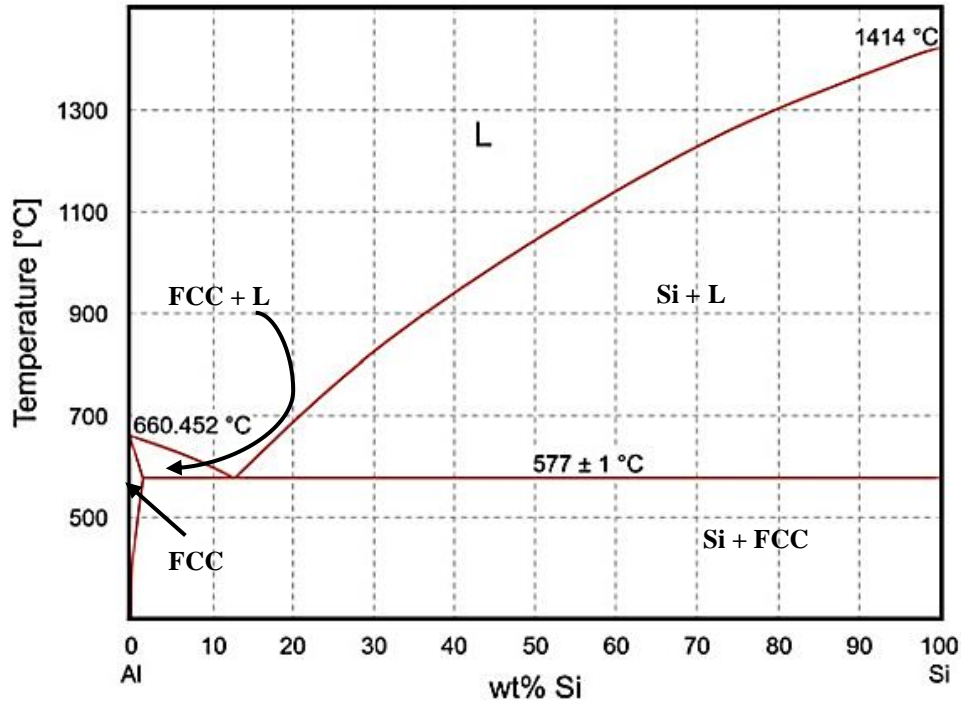


Figura 2.6 Diagrama de fase de aleación Al-Si, modificada de [62].

De acuerdo con la Figura 2.6 se puede observar que el punto eutéctico en este tipo de aleación se encuentra en un 12.6 % de Si a una temperatura de 577 ± 1 °C de este punto parten las zonas correspondientes al hipoeutéctico e hipereutéctico. La presente investigación se centra en aleación hipoeutéctica AlSi10Mg con una composición química como se puede observar en la Tabla 2.5. Esta aleación combina diversas propiedades mecánicas y eléctricas como buena resistencia a la corrosión, dureza, alta conductividad eléctrica y térmica. Además esta aleación puede ser aplicada a diversas industrias como aeroespacial, automotor y aeronáutica.

Tabla 2.5. Composición química de AlSi10Mg [68]

Aleación	Rango	Elementos										
		Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Pb	Si	Sn	Ti	Zn	Al
AlSi10Mg	Min			0.20				9				
	Max	0.05	0.55	0.45	0.45	0.05	0.05	11	0.05	0.15	0.1	Balance

La influencia de los elementos [69], [70] de aleación en el aluminio son los siguientes:

Cobre (Cu): Este elemento mejora la dureza y la resistencia a la tracción, tanto en condiciones de extrusión como con tratamientos térmicos. Una aleación con un 4 a 6% de Cu responde mejor a los tratamientos térmicos. Sin embargo, el cobre reduce

la resistencia a la corrosión y puede llevar a la corrosión bajo tensión dependiendo del ambiente en el que se encuentre en servicio.

Hierro (Fe): Mejora la resistencia al agrietamiento en caliente, la resistencia a la fluencia a altas temperaturas y disminuye la tendencia a la adhesión en fundición a presión. El hierro refina el grano en los lingotes de fundición. Un incremento en el contenido de hierro aumenta la resistencia mecánica, pero disminuye notablemente la ductilidad, por la presencia de las segundas fases. En presencia de altos contenidos de hierro, dichas fases afectan adversamente la colabilidad y las características de alimentación de las piezas fundidas. Junto con el manganeso y el cromo, el hierro ayuda a formación de fases que pueden retirarse por escorificación de la colada.

Magnesio (Mg): Este elemento genera una buena dureza y resistencia en combinación con la aleación Al-Si o con elementos agregados como el Cu y Ni tratadas térmicamente. La fase Mg_2Si es responsable de mejorar la dureza y tiene una solubilidad de hasta un máximo de 0,7% Mg. Si se tiene un mayor porcentaje de Mg, ocurre un alzamiento de la matriz de Al. Las aleaciones Al-Mg binarias presentan un buen comportamiento frente a la corrosión y una buena relación resistencia-ductilidad. Las aleaciones de aluminio con un 4 a 10% de Mg se pueden tratar térmicamente.

Manganeso (Mn): Este elemento aumenta la resistencia mecánica debido a la generación de finos precipitados o por solución sólida. La resistencia a la corrosión no se ve afectada y las aleaciones con tratamiento térmico tienen una mejor resistencia contra el agrietamiento. Se debe tener cuidado con los porcentajes de aleación del Ni, Fe, o Cr para no formar fases no deseadas.

Níquel (Ni): Se emplea junto con el cobre para mejorar las propiedades a altas temperaturas y reduce el coeficiente de expansión térmica.

Silicio (Si): Las aleaciones de Al-Si pueden ser hipoeutécticas con un porcentaje menor a 12.6 % hasta cerca del 25% de Si. Se puede generar un endurecimiento por precipitación si se integra magnesio en la aleación, lo cual también mejora la ductilidad y la resistencia mecánica. Además, mejora la fluidez, la resistencia al agrietamiento en caliente y las características del colado.

Estaño (Sn): Este elemento mejora las características antifricción y la maquinabilidad. Es utilizado en aleaciones destinadas a cojinetes. El estaño influye en el endurecimiento de algunas aleaciones de aluminio.

Zinc (Zn): El zinc en aleación con Cu o Mg mejora la respuesta al endurecimiento por tratamiento térmico o natural.

2.8 Teoría de la solidificación.

La solidificación es una transformación de fase que es familiar para todos, es conocida como el cambio de estado de líquido a sólido, incluso si el único conocimiento de ella implica la fabricación de cubos de hielo debido a una disminución de temperatura. Se aprecia relativamente que ciertos métodos de fabricación de diversos objetos son elaborados por el hombre implica en alguna etapa del proceso la solidificación [71] .

La transformación microestructural que ocurre durante la solidificación del pozo de fusión es un factor crítico en la evaluación de estrategias para mejorar la eficiencia de los componentes fabricados mediante FSL. Las tecnologías de MA pueden ser vistas como una extensión de tecnologías ya establecidas, como la soldadura, que pueden proporcionar una comprensión detallada de los mecanismos de solidificación involucrados [72], [73], [74].

La tecnología FSL presenta condiciones de proceso distintas a las de los procesos convencionales, lo que se refleja en la solidificación: No hay una región de enfriamiento con grano fino en los bordes de las líneas de escaneo, la interfaz Sólido/Líquido (S/L) suele ser curva y hay una zona preferente para el crecimiento de columnar cuya forma depende de la velocidad de solidificación, que a su vez depende de la velocidad de desplazamiento de la fuente térmica (ver Figura 2.7). Según la teoría, estas condiciones de proceso pueden generar una mesoestructura heterogénea donde la proporción de las distintas formas de solidificación está determinada por el subenfriamiento constitucional del metal líquido y por las condiciones de solidificación derivadas de la composición química de la aleación y los parámetros de proceso.

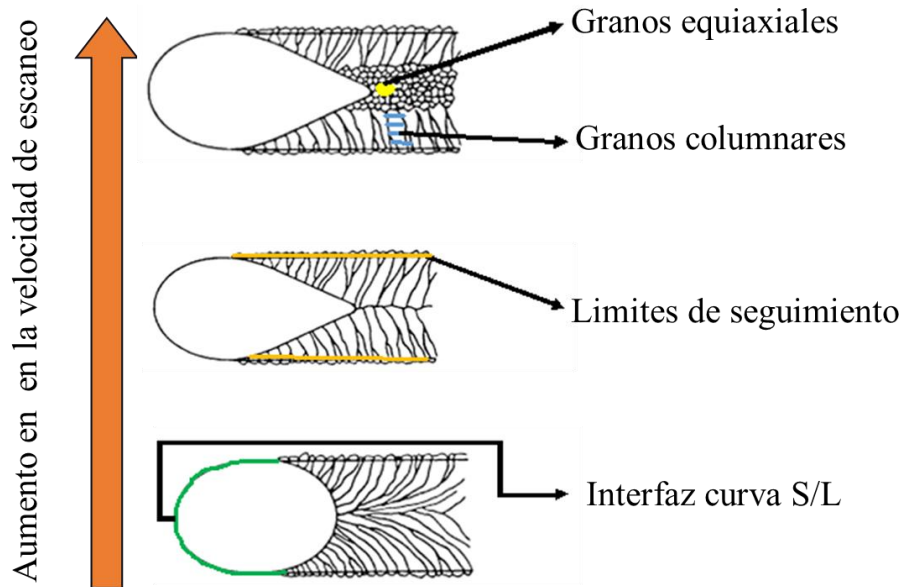


Figura 2.7 Influencia de la velocidad de escaneo en las morfologías del grano: columnar y equiaxial. Adaptado de [75].

Además, las condiciones de solidificación influyen no sólo en la formación de la mesoestructura sino también en la distribución de los elementos de aleación y la formación de las fracciones de fase durante el proceso de solidificación, modificando profundamente la morfología de la microestructura [76]. El proceso de solidificación tiene lugar en la AF y se produce, como en la fundición de metales, en dos etapas diferentes [77].

- 1) **Nucleación:** La formación de una nueva fase en el metal líquido en forma de un cúmulo de átomos llamado embrión [78]. Si se alcanza un tamaño mínimo crítico, el núcleo crece y se fusiona. De lo contrario, el núcleo se vuelve a disolver en el material fundido. Este proceso depende de factores termodinámicos.
- 2) **Crecimiento:** El aumento del tamaño del núcleo estable, el inicio y transformación completa de líquido a sólido (L/S), fase que depende de factores cinéticos. Ambos factores contribuyen a la formación de la microestructura y afectan las características mecánicas del material a granel. Empezando desde el proceso de nucleación que puede ocurrir a través de dos mecanismos diferentes que influyen en el crecimiento posterior de la microestructura [77]:
 - *Homogéneo:* Proceso espontáneo correlacionado con el crecimiento continuo de clusters (pequeños grupos de átomos o moléculas) en el metal líquido, que superan el tamaño crítico y forman los primeros núcleos. Los

grupos de tamaño subcrítico a menudo se denominan embriones y desaparecen si pierden átomos y no alcanzan el tamaño crítico.

- *Heterogéneo*: La nucleación tiene lugar sobre un sustrato caracterizado por diferentes composiciones químicas, como las paredes del molde o las partículas atribuibles a impurezas insolubles presentes en la masa fundida añadidas o no voluntariamente para reducir el tamaño crítico de núcleos/embriones estables.

Durante un proceso de solidificación en condiciones de no equilibrio, se promueve la nucleación heterogénea sobre la homogénea. Debido al menor aporte energético necesario para lograrlo [77]. De hecho, en termoquímica, una transformación es espontáneo sólo si ocurre Ecuación 2.1

$$dG_{T,P} < 0$$

Ecuación 2.1

La reducción de Energía libre de Gibbs (GT) y el Punto de Fusión (PF) para permitir una transformación de fase [86]. Durante la nucleación homogénea de un metal puro, la fase sólida tiene menor energía libre que la fase líquida Figura 2.8 que generalmente es insuficiente para garantizar la estabilidad de una pequeña partícula sólida, permitiéndole crecer [79].

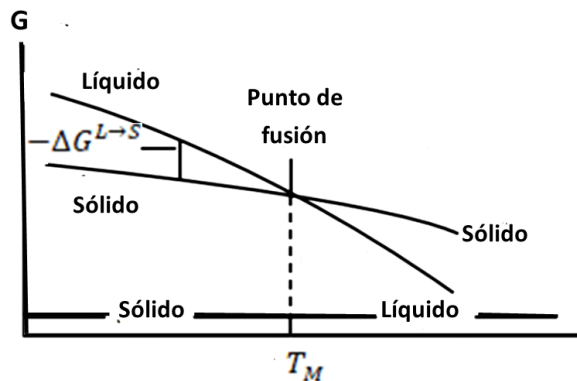


Figura 2.8 Variación de la energía libre de Gibbs de un metal, en estado sólido o líquido, frente a la temperatura. La nucleación homogénea no ocurre sin la contribución del subenfriamiento para temperaturas superiores a la Temperatura de Fusión (TF)

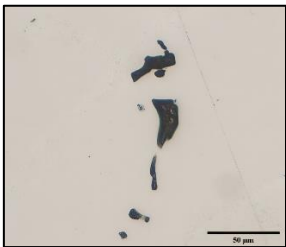
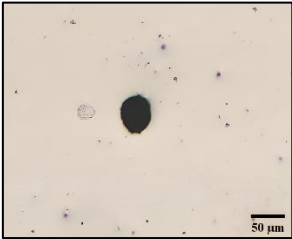
2.9 Defectos y propiedades mecánicas de piezas manufacturadas por FSL

En esta sección, se describen la aparición de defectos en componentes manufacturados mediante la técnica de FSL con énfasis en la interconexión entre defectos y propiedades mecánicas.

Un desbalance en los parámetros de FSL puede resultar en la formación de defectos [80]. Aunque el proceso FSL proporciona una ventaja significativa en la fabricación de componentes complejos con un alto rendimiento de material, está influenciado por varios factores, como los parámetros del láser, las características del material y los parámetros del proceso (ver Tabla 2.2). El proceso FSL implica diversos fenómenos físicos, como la absorción y transmisión de energía láser [81], la solidificación rápida del material, la evolución de la microestructura [81], el flujo en la AF [82] y la evaporación del material [83].

Basándonos en la información previa, los productos fabricados por FSL están sujetos a variaciones debido a los distintos parámetros del proceso y a los fenómenos físicos que ocurren durante la producción. Estos factores promueven la aparición de diversos defectos, los cuales se detallarán en la tabla siguiente.

Tabla 2.6 Tipo y poro de poros presentes en piezas de AISi10Mg manufacturadas mediante FSL.

Tipo de Poro	Definición	Formas del defecto	Ref
Falta de fusión	Es insuficiencia de fusión resulta en una discontinuidad del material debido a una densidad de energía insuficiente o a una unión débil entre partículas. Esto ocurre en el límite de la capa fundida.		[84], [85]
Poros por atrapamiento de gas	La porosidad del gas ocurre cuando una burbuja de gas queda atrapada durante la solidificación, Las burbujas de gas pueden resultar tanto de la porosidad presente en el polvo como de los gases atrapados debido a la inestabilidad de la AF.		[49], [86], [87]

Los componentes finales de FSL presentan diferentes propiedades de dureza y resistencia a la tracción comparado con piezas fundidas o forjadas con aleaciones similares, esto se debe principalmente a la microestructura ultrafina, con sus complejas direcciones de crecimiento cristalino y a las tensiones térmicas residuales [88], [89], [90]. La microestructura se debe principalmente a las altas tasas locales de calentamiento y enfriamiento, durante el proceso de FSL (103–108 K/s) [88],[91], y esto conduce a un proceso de solidificación en no equilibrio, con el desarrollo de microestructuras ultrafinas [92], solubilidad sólida extendida, y la posible formación de fases de no equilibrio. Las piezas FSL generalmente presentan una mayor resistencia a la tracción, con anisotropía que depende de la dirección de construcción, que sus contrapartes fundidas [93]. La orientación puede modificar la evolución microestructural del material y puede introducir anisotropía y defectos en el material [94],[95],[96]. Sin embargo, en diferentes investigaciones (ver Tabla 2.6) han demostrado que las propiedades mecánicas de resistencia a tracción y ductilidad de AISi10Mg manufacturados aditivamente, generalmente son mayores o iguales a el mismo material fundido a presión y alta presión (HPDC), además las muestras MA no muestra una anisotropía notable en la resistencia a tracción en muestras MA y el módulo elástico se ha registrado que es mayor en orientación longitudinal que en transversal.

Tabla 2.7. Parámetros del proceso y efecto en las propiedades mecánicas de AISi10Mg. (P) Potencia del rayo láser, (ϑ) Velocidad de escaneo, (E) Densidad de energía, (PT) Post-Tratamiento, (OM) Orientación de Manufactura, (ME) Módulo de elasticidad, (σ_y) Resistencia, (σ_{UTS}) Resistencia Ultima, (Duc) ductilidad, (HV) Dureza Vickers y (ref) Referencia.

P (W)	ϑ (mm/s)	E (J/mm)	PT	OM	ME (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	Duc (%)	HV	ref
200	1400	0.14	MA	Long.	68±3		391±6	5.5±0.4	127	[97]
				Transv.			392±8			
200	571	0.35	MA	Transv.			330±10	1.4±0.3		[45]
				6h/160°C Transv.			292±4			
175	1025	0.17	MA	Long.		250	340	1.2		[95]
				Transv.		225	320	1		
370	1300	0.28	2h/300°C	Long.		181	284	18		[46]
				Transv.		177	285	15		
400	1000	0.4	2h/300°C	Long.		182±5	282±5	25.2±1		[47]
				Transv.		184±5	288±5	18.3±1		
250	500	0.5	MA	Long.		250	350	2.5	145	[98]
				T6 Transv.		240	280	1.2		
				Long.		285	340	4.5	116	
				Transv.		290	330	2.2		
			MA	Long.	75±10	270±10	460±20	9±2	119±15	[99]

P (W)	ϑ (mm/s)	E (J/mm)	PT	OM	ME (MPa)	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	Duc (%)	HV	ref
				Transv.	70±10	240±10	460±20	6±2		
			2h/300°C	Long.	60±10	230±15	345±10	12±2		
				Transv.	60±10	230±15	350±10	11±2		
200	1400	0.14	MA	Long.	68±3		396±8	3.5±0.6	136±9	
			6h/175°C	Long.	66±5		399±7	3.3±0.4	152±5	[100]
195	800	0.24	2h/300°C	Long.		252±11	348±5	6.6±0.3	105±2	
				Transv.		240±5	347±6	5.1±0.3	108±1	[101]
195	800	0.24	2h/300°C	Long.	73±1	243±7	330±3	6.2±0.3	105±2	[102]
				Transv.	72±1	231±3	329±2	4.1±0.2	108±3	
	1000		2h/300°C	Long.	70.2	169	267	9.1	94±5	[103]
				Transv.	70.7	169	273	8.2		
Proceso tradicional										
			HPDC		71	160-185	300-350	3--5	95-105	
			HPDC-T6		71	285-330	285-330	3.5	130-133	[104]

Actualmente las aleaciones de Al han sido muy estudiadas, debido a que tienen un gran campo de aplicaciones en industrias como la aeronáutica, aeroespacial, automotriz y biomédica debido a su baja densidad y a su alta conductividad térmica. Las aleaciones generalmente analizadas a través de la técnica FSL se basan principalmente en aleaciones de fundición con fase eutécticas Al-Si, tales como AlSi10Mg, Al-12Si, A357 y A356, entre todas las aleaciones mencionadas, la más investigadas en el campo de parámetros óptimos para la obtención de piezas con alta densidad y buenas propiedades mecánicas es ciertamente AlSi10Mg [66],[41]–[43][15], [16], [45], [46]. La configuración de parámetros óptimos varía de una máquina FSL a otra y entre materiales [58]. Además, en el proceso de aleaciones de Aluminio (Al), existen otros factores que pueden ser un desafío debido a su poca fluidez y alta reflectividad junto con una alta conductividad térmica, que puede conducir a altos niveles de porosidad y agrietamiento [107].

De acuerdo con lo anterior la manufactura aditiva presenta aún grandes retos debido a la alta susceptibilidad a la obtención de defectos lo que conduciría a la reducción de las propiedades mecánicas del material. En tecnologías tradicionales se usan refinadores de granos en fundiciones de aluminio que afecta no solo la calidad de la pieza fundida sino también la eficiencia del proceso [108]. Es bien conocido que los metales y las aleaciones usualmente se solidifican con una estructura de grano columnar grueso en condiciones normales de fundición, a menos que el modo de solidificación se controle cuidadosamente. Es posible desarrollar granos finos equiaxiales en la estructura del molde ya sea aumentando

el número de sitios de nucleación o multiplicando el grano [109]. El uso de refinadores en aleaciones de aluminio ofrece una disminución al agrietamiento con una distribución de la porosidad en las piezas, obteniendo mejor resistencia mecánica, elongación y ductilidad [110].

En el proceso de MA a través de la técnica de FSL se han reportado hasta el momento dos estudios donde utilizaron refinador de circonio. El primero fue *X. Nie et al* [111]. investigaron el efecto del contenido de Circonio (Zr) de las aleaciones de Al-Cu-Mg modificadas con Zr procesadas por FSL sobre la conformabilidad, la microestructura y las propiedades mecánicas. La adición de Zr promueve la expansión de la ventana de procesamiento y conduce a la transformación del tipo de grano de columnar a equiaxial y su resistencia mecánica aumento proporcionalmente al contenido de Zr y el segundo es *Hu Zhang et al* [107] Analizaron piezas manufacturadas a través de FSL de la aleación de Al-Cu-Mg y los componentes de aleación de Al-Cu-Mg modificados con circonio. El fenómeno de agrietamiento en caliente durante el proceso de FSL se redujo significativamente por el efecto de refinamiento del grano causado por la adición de Zr. Las muestras manufacturadas presentaron granos ultrafinos exhibiendo un incremento en su límite y en resistencia. Estos hallazgos proporcionan una base para el diseño innovador de aleaciones para FSL.

2.10 Diseño Experimentos (DoE).

Para comprender adecuadamente un experimento diseñado, es esencial tener una buena comprensión del proceso. Un proceso es la transformación de entradas en salidas. En el contexto de la fabricación, los insumos son factores o variables de proceso como personas, materiales, métodos, medio ambiente, máquinas, procedimientos, etc. y los resultados pueden ser características de rendimiento o características de calidad de un producto. A veces, una salida también se puede denominar respuesta.

Sin embargo, es común que, durante un diseño experimental, los investigadores realicen ciertos cambios aleatorios en la entrada del proceso como en las variables (factores) para medir y calcular los cambios correspondientes en la respuesta de salida. Generalmente estas variaciones las realizan de manera intuitiva con el antiguo método de ensayo y error, en lugar de ajustar un plan experimental adecuado para garantizar una buena respuesta a las hipótesis planteadas. La información obtenida de experimentos adecuadamente planificados, procesados y analizados se puede utilizar para mejorar el rendimiento funcional de los productos, reducir la tasa de recZATo y no tener que realizar nuevos experimentos. De acuerdo con lo anterior y asumiendo un buen plan experimental

se logrará reducir tiempo de producción, variabilidad excesiva en el proceso y finalmente reducir el uso de material que se desea estudiar.

El DoE es precisamente la forma más eficaz de realizar pruebas. El diseño de experimentos consiste en determinar cuáles pruebas se deben realizar y de qué manera, para obtener datos que, al ser analizados estadísticamente, proporcionen evidencias objetivas que permitan responder las interrogantes planteadas, y de esa manera clarificar los aspectos inciertos de un proceso, resolver un problema o lograr mejoras [112]. Existen diferentes tipos de diseño de experimentos, los dos más utilizados son el diseño factorial y el diseño de Taguchi, debido a su utilidad y versatilidad.

El DoE de Taguchi, es una medida de robustez creado por el ingeniero japonés Genichi Taguchi. Esta es una metodología eficiente de planificación experimental, que tiene como filosofía lograr que el funcionamiento del proceso no realice variaciones al exponerse a condiciones cambiantes en el medio. Taguchi incorpora la matriz ortogonal L9 que es la teoría estadística, que garantiza la calidad de las muestras y recopila datos significativos con el mínimo número posible de repeticiones, además, puede determinar la importancia y la contribución de cada factor en la respuesta del experimento.

En el análisis de datos, es posible examinar y entender las relaciones entre diversas variables utilizando las ecuaciones de Señal/Ruido (S/R) proporcionadas en la Tabla 2.8 . Este proceso implica seleccionar la meta o el tipo de respuesta que deseas analizar utilizando el modelo de Taguchi.

Tabla 2.8 Razones de Señal /ruido para las diferentes respuestas de salida del modelo.

Tipo de respuesta	Razón (S/R)	Ecuación
Mientras más pequeño es mejor	$-10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Y_i^2 \right]$	Ecuación 2.2
Mientras más grande es mejor	$-10 \log \left[\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{Y_i^2} \right]$	Ecuación 2.3
Su valor nominal es mejor (tipo I)	$10 \log \left(\frac{\bar{Y}^2}{S^2} \right)$	Ecuación 2.4
Su valor nominal es lo mejor (tipo II)	$-10 \log(S^2)$	Ecuación 2.5
Proporción de defectuosos	$-10 \log \left(\frac{p}{1-p} \right)$	Ecuación 2.6

2.11 Predecir

El modelo de regresión lineal múltiple es una extensión del modelo de regresión lineal simple, que permite relacionar una variable dependiente (Y) con múltiples variables independientes $X_1, X_2 \dots X_k$. En este modelo, cada variable independiente contribuye de manera lineal a la variable dependiente.

Una de las aplicaciones más valiosas de un modelo de regresión es la capacidad de prever observaciones futuras o nuevas de (Y). La predicción puntual de la futura observación en el punto X_0 se proporciona mediante la Ecuación 2.7.

$$Y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \dots \beta_k X_k + \varepsilon \quad \text{Ecuación 2.7}$$

Donde:

- Y: Es la variable dependiente o variable de respuesta.
- $X_1, X_2 \dots X_k$: Las variables independientes o regresoras.
- $\beta_0, \beta_1, \beta_2 \dots \beta_k$: Los coeficientes de las variables independientes, que se estiman a partir de los datos.
- ε : El error aleatorio.

Este modelo es útil cuando hay más de un factor o variable que influye en los valores de otra variable. Por ejemplo, La densidad de energía puede depender de la potencia del láser, de la velocidad de escaneo y de los diferentes parámetros que influyen en su respuesta.

Resumen de capítulo

Al concluir este capítulo de Fundamentos teóricos, hemos navegado a través de una exploración exhaustiva de los fundamentos teóricos, el desarrollo histórico y el estado actual de la manufactura aditiva, con especial atención en la aleación AlSi10Mg. Se ha proporcionado un análisis detallado de las técnicas de fabricación aditiva, destacando sus ventajas, desafíos, y aplicaciones en diversos campos industriales. Asimismo, se ha hecho énfasis en la importancia de la optimización de parámetros de proceso para mejorar las propiedades mecánicas y la calidad de las piezas manufacturadas.

Mirando hacia adelante, el conocimiento acumulado en este capítulo de antecedentes actúa como un pilar fundamental para el desarrollo de la investigación presente en esta tesis. La comprensión profunda de los principios, métodos, y desafíos asociados con la manufactura aditiva y la aleación AlSi10Mg es crucial para la exploración de nuevas fronteras en la optimización de procesos y el desarrollo de materiales. Con este cimiento, el próximo capítulo se enfocará en abordar las brechas identificadas en la literatura, proponiendo metodologías

innovadoras que buscan superar los desafíos existentes y aprovechar al máximo las potencialidades de esta tecnología transformadora.

CAPÍTULO 3.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

En este capítulo se caracteriza el material utilizado y el proceso de fabricación. Seguidamente se detalla el diseño de experimentos planteado, la metodología de Arquímedes de acuerdo con lo estipulado en la norma estándar, el proceso de preparación de las muestras para poder ser caracterizadas tanto microestructural y mecánicamente. Finalmente se explica los procedimientos utilizados para la caracterización de las muestras, además de los equipos y herramientas usadas.

Todos los ensayos y caracterizaciones de las muestras se llevaron a cabo íntegramente en los laboratorios del posgrado de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) y a su vez en el Centro de investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica (CIIA) en el laboratorio de Manufactura avanzada.

3.2 Caracterización del polvo metálico de la Aleación AlSi10Mg

Se adquirieron polvos de AlSi10Mg atomizados con gas de MA de FSL de la empresa *SLM Solutions Group®*. Los elementos químicos del polvo metálico en wt. % (Si - 9,8, Mg - 1,04 y Al: Balance) se midieron mediante la técnica de espectroscopia de rayos X de energía dispersiva. Además, se examinó la morfología y distribución del polvo mediante Microscopía Electrónica de Barrido (por sus siglas en inglés SEM) (Jeol, JSM-6510 LV) en la Figura.3.1 se muestra la preparación de las partículas previo a la caracterización.

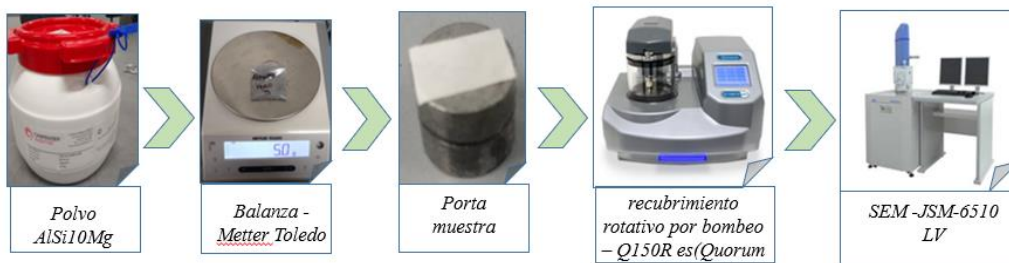


Figura.3.1.Preparación de muestra.

3.3 Diseño de experimentos y procesos de fabricación.

Se propuso un DoE cuyos parámetros de procesamiento fueron seleccionados adecuadamente, como se menciona en la Figura 1.1 y diseñado con tres factores: potencia del láser (P), velocidad de escaneo (V) y plano focal del láser (F) con tres niveles (mínimo, medio, y máximo) por factor. Durante los experimentos, el espesor del lecho de polvo y el espacio entre escotillas se mantuvieron constantes (30 μm y 130 μm , respectivamente). Se aplicó la metodología de Taguchi, dando como resultado un arreglo ortogonal L9 de 9 combinaciones de parámetros de proceso como se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Diseño de experimentos por el método de Taguchi.

Taguchi L9 (3 factores - 3 niveles)				
Experimento	P (W)	V (mm/s)	F (mm)	Muestras
1	300	1500	0	5
2	300	1650	0.1	
3	300	1800	0.15	
4	350	1500	0.1	
5	350	1650	0.15	
6	350	1800	0	
7	400	1500	0.15	
8	400	1650	0	
9	400	1800	0.1	
Total, de muestras				45

Las muestras fueron fabricadas en la máquina de SLM 280HL de SLM Solutions® (ver Figura 3.2) el cual está equipado con un láser de fibra IPG de Yterbio de onda continua (1064 nm de longitud de onda); láser de potencia nominal y diámetro de punto de 400 W y 70 μm , respectivamente. El sustrato se calentó a 200 °C durante la fabricación de las muestras y la atmósfera de la cámara se controló mediante argón con menos del 0,1 % de oxígeno. Se eligió un escaneo de partición de franjas como estrategia de escaneo donde el cambio de orientación del ángulo fue de 67 ° entre las capas adyacentes y se fabricaron 45 muestras como se menciona en la Tabla 3.1.

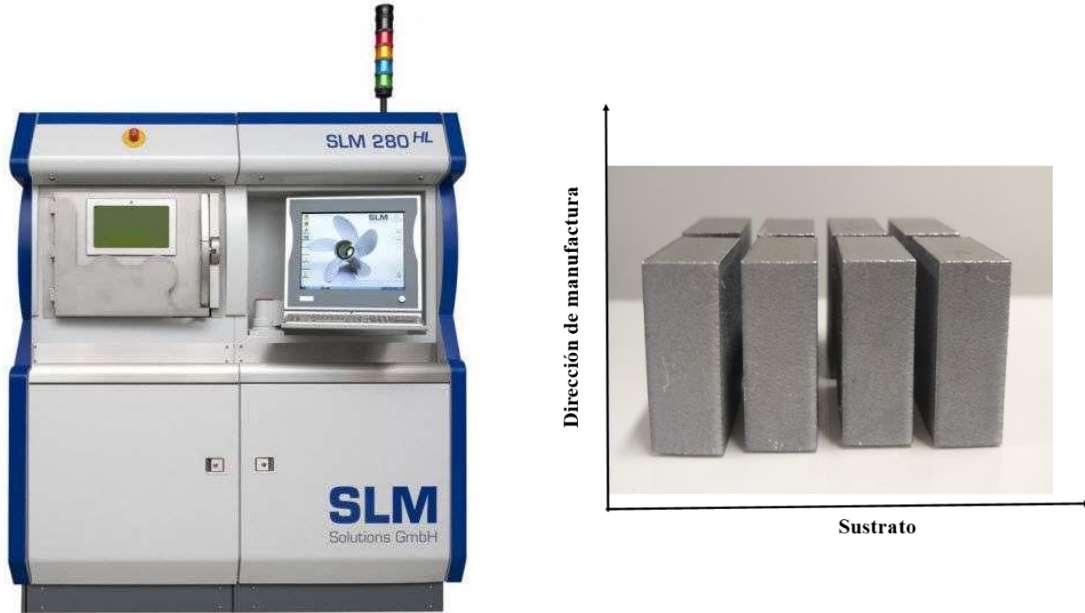


Figura 3.2 Equipo de MA SLM 2080 HL, diseño de muestras para medir densidad relativa y probetas manufacturadas.

3.4 Método de Arquímedes.

La DR se midió de acuerdo con los métodos de prueba estándar ASTM B962, que se basa en el método de Arquímedes. Se utilizó una balanza OHAUS Discovery (ver Figura 3.3) y se empleó una resolución de 1×10^{-9} kg para aplicar el método de Arquímedes. Además, el agua desionizada 0,1 wt. % y $0,9976 \text{ g/cm}^3$ de densidad ρ_w como fluido durante las mediciones de masa. Este proceso de medición se llevó a cabo en condiciones normales. La DR se calculó de acuerdo con la *Ecuación 3.1*.



Figura 3.3 Balanza OHAUS Discovery.

$$DR = \frac{\rho_w}{\rho_r} \frac{M_{s_air}}{M_{s_air} - M_{s_w} + M_s} \quad \text{Ecuación 3.2}$$

Donde ρ_r es una densidad de referencia que se tomó de la densidad de la aleación sin poros (2,67 g/cm³), M_{s_air} es la masa de la muestra en el aire, M_{s_w} es la masa de la muestra y el soporte sumergidos en agua, y M_s es la masa del soporte sumergida en agua.

3.5 Micrografías.

Se seleccionó aleatoriamente una muestra por cada subconjunto de experimentos para exponer y analizar los poros. Cada muestra se cortó en sección transversal y normal a la dirección de impresión. Ambos cortes fueron encapsulados con resina fenólica Multifast Black (Struer®) y preparados metalográficamente con papeles SiC de grano 350 hasta grano 4000 antes de ser pulidos con sílice coloidal de 0,24 μm . Las muestras se examinaron en áreas aleatorias mediante microscopía confocal ZEISS LMS 700 (ver Figura 3.4). Las micrografías se analizaron mediante procesamiento de imágenes digitales a través del software ImageJ. El tamaño de poro y la morfología se evaluaron por diámetro equivalente D (μm) y circularidad C , respectivamente, de acuerdo con las siguientes expresiones:



Figura 3.4 Equipo de microscopio confocal ZEISS LMS 700.

$$D = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad \text{Ecuación 3.3}$$

$$C = \frac{4\pi A}{L^2} \quad \text{Ecuación 3.4}$$

Donde A (μm^2) es el área de los poros y L (μm) es el perímetro de los poros. Un valor de 1 (Ecuación 3.4) indica un círculo perfecto y cuando el valor es cercano a 0, significa que el polígono se hace cada vez más largo.

3.6 Ensayos de tracción.

Los ensayos de tracción se realizaron con una máquina de ensayo MTS 647 (ver Figura 3.5) con una velocidad de deformación de 2 mm/min y se utilizó un extensómetro de 25.4 mm. Las muestras de tracción se dimensionaron de acuerdo con ASTM E8 (Métodos de prueba estándar para la prueba de tensión de materiales metálicos) y se fabricaron utilizando parámetros de proceso optimizados y no optimizados. Las orientaciones de prueba fueron 0° , 45° y 90° con respecto a la dirección de fabricación.

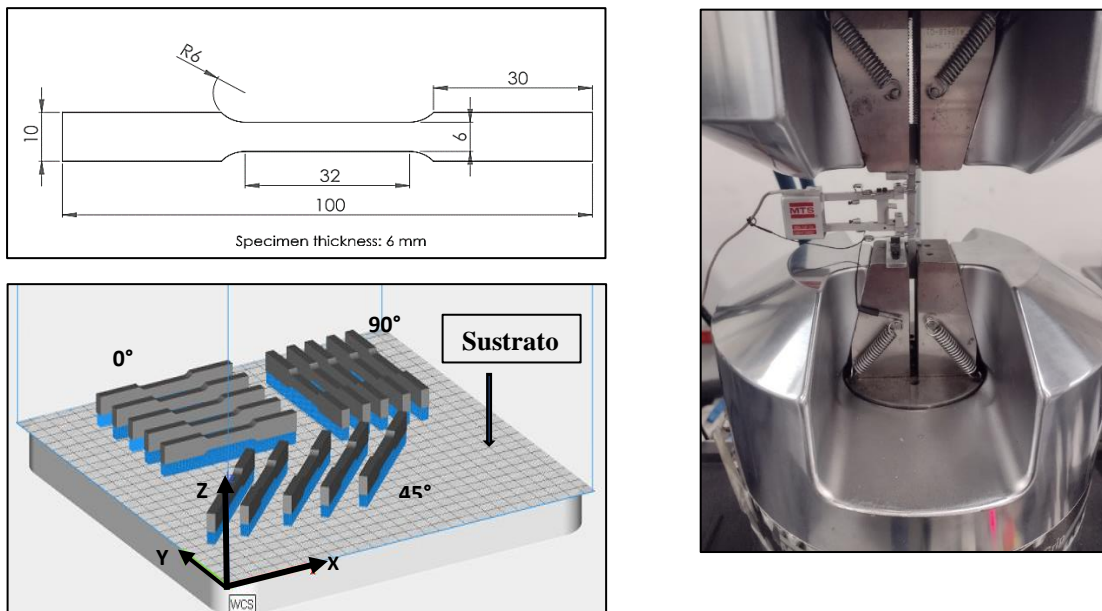


Figura 3.5 Dimensiones de probetas, orientaciones de manufactura y ensayo de tracción.

3.7 Ensayos de Microdureza

Los ensayos de microdureza se realizaron a la sección transversal y longitudinal de la piezas, se usó un equipo de ensayo HVM MICRO HARDNESS TESTER SHIMADZU® (ver Figura 3.6) con una carga de 1.961 N en un tiempo promedio de 10 s, Las pruebas se han llevado a cabo siguiendo la norma ASTM E384-22 (Método de prueba estándar para la dureza por microindentación de materiales). Según la norma, para determinar la dureza Vickers, se debe utilizar un equipo calibrado que realice indentaciones con un indentador de diamante en forma de pirámide regular. Las caras laterales de este indentador forman un ángulo de

136 grados (Figura 3.6). El procedimiento consiste en aplicar presión sobre la superficie de la muestra con el indentador, de manera que este penetre en la muestra y deje una huella residual con la geometría del indentador.

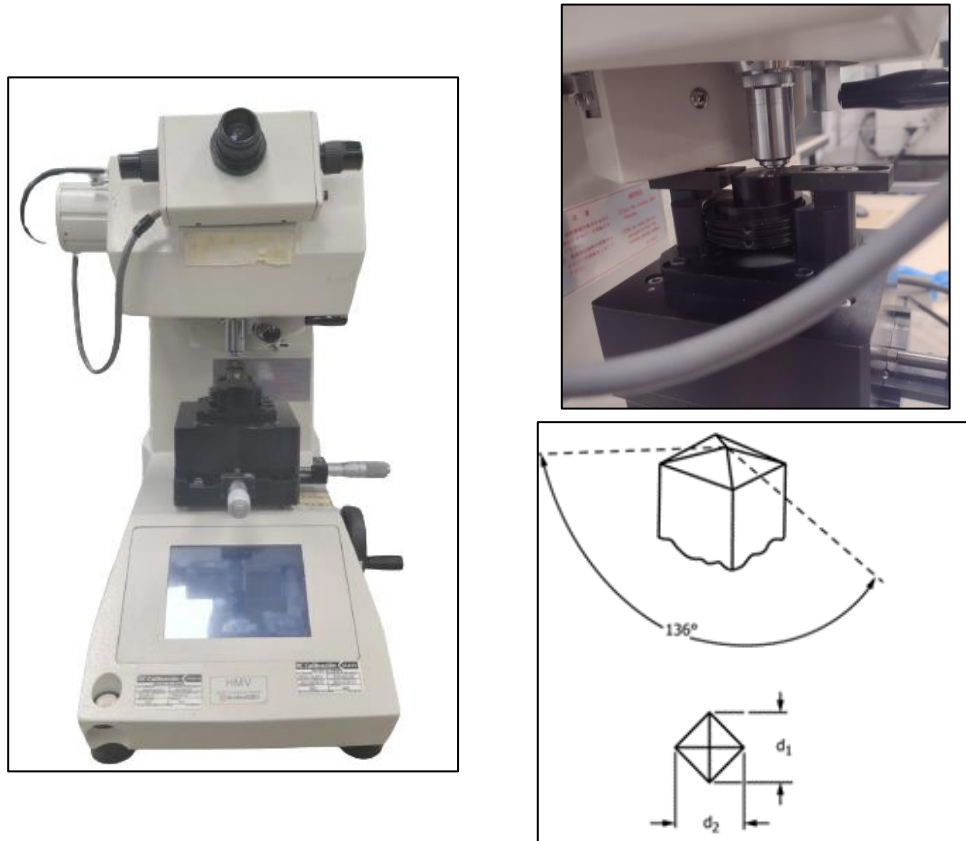


Figura 3.6 Equipo de microdureza utilizado para el ensayo y la microindentación de ASTM 384 – 22.

Resumen de capítulo

Al cerrar este capítulo dedicado al proceso experimental, hemos delineado con precisión el marco metodológico adoptado para llevar a cabo esta investigación. Hemos detallado las técnicas de selección de materiales, los procedimientos de fabricación aditiva específicos utilizados, los métodos de caracterización aplicados, y los protocolos de análisis de datos seguidos para evaluar las propiedades y el comportamiento de las muestras manufacturadas con aleación AISi10Mg. Este enfoque metódico no solo garantiza la reproducibilidad de los resultados obtenidos, sino que también proporciona una base sólida para la interpretación de los datos, permitiendo una comprensión profunda de las implicaciones de cada variable estudiada en las propiedades finales de las piezas fabricadas.

La implementación de una metodología experimental rigurosa es fundamental para avanzar en el conocimiento científico y tecnológico en el campo de la manufactura aditiva. A través de este proceso, hemos establecido un equilibrio entre la exploración teórica y la experimentación práctica, facilitando así el descubrimiento de nuevas perspectivas y la validación de hipótesis previamente formulada. Este enfoque sistemático permite no solo identificar las limitaciones y desafíos inherentes a la fabricación aditiva de aleaciones como AlSi10Mg sino también explorar soluciones innovadoras y optimizaciones de procesos que mejoren significativamente la calidad y las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas.

En este punto de inflexión, estamos preparados para avanzar hacia la presentación y análisis de los resultados obtenidos. El conocimiento y las experiencias adquiridas a lo largo de este proceso metodológico serán fundamentales para interpretar los resultados de manera crítica, evaluar de manera efectiva las contribuciones de esta investigación al campo de la manufactura aditiva y, finalmente, proponer recomendaciones prácticas y direcciones futuras para investigaciones subsecuentes.

Con esto en mente, el capítulo que sigue se dedicará a desentrañar los resultados experimentales, poniendo especial énfasis en cómo las distintas variables y condiciones de proceso influyen en las propiedades mecánicas y estructurales de las muestras fabricadas. Este análisis no solo destacará los logros obtenidos, también delineará los desafíos enfrentados, marcando el camino hacia futuros desarrollos en la manufactura aditiva de metales.

CAPÍTULO 4.

RESULTADOS Y ANÁLISIS

4.1 Introducción

Se realiza una descripción detallada de los datos obtenidos a través de la caracterización del material y los ensayos mecánicos aplicados a las piezas fabricadas mediante el proceso de FSL, tal como se presenta en el Capítulo 3. Las fuentes de datos utilizadas en este estudio abarcan la densidad relativa, las propiedades mecánicas del material (tensión y microdureza), la microestructura y la optimización de los parámetros del proceso, junto con su respectiva validación.

En este capítulo, se sigue una organización clara y sistemática para presentar los datos recopilados. Cada conjunto de datos se expone de manera adecuada, acompañado de una explicación e interpretación de los descubrimientos derivados de dichos datos. Se lleva a cabo una comparación exhaustiva de los resultados obtenidos con la teoría existente, estudios previos e hipótesis planteada en la investigación, permitiendo evaluar el grado de concordancia o discrepancia entre los hallazgos y el conocimiento existente en el campo de estudio.

4.2 Morfología del polvo

El polvo de AlSi10Mg exhibió una forma esférica con satélites aglomerados y algunas partículas irregulares y alargadas como se muestra en la *Figura 4.1(a)*. La distribución y el promedio del tamaño de las partículas se analizaron mediante el procesamiento de imágenes digitales a través del software imagenJ.

El procedimiento para el análisis de imágenes de partículas se describe a continuación: primero, se abre y calibra la imagen, asegurando una representación precisa. Luego, se aplica un umbral para separar las partículas del fondo, y la imagen se convierte a un formato binario para facilitar el procesamiento. En caso necesario, se modifica la máscara para mejorar la precisión del análisis. Posteriormente, se utiliza el método "Analyze Particles" para contar y medir las partículas presentes en la imagen. Estos pasos proporcionan un resumen científico que incluye el número total de partículas, el área total ocupada por las mismas y el tamaño promedio de las partículas. Este enfoque metodológico permite una cuantificación precisa y detallada de las partículas analizadas, lo que dio como resultado un tamaño de distribución de $D_{10} = 10.92 \mu\text{m}$, $D_{50} = 29.39 \mu\text{m}$ y $D_{90} = 9.6 \mu\text{m}$, como se muestra en la *Figura 4.1 (b)*, y un tamaño de partícula promedio

de 24.66 micras. Lo anterior concuerdan con los resultados de morfología de la aleación de AlSi10Mg realizada por la investigación [113]. Diversos investigadores en este tipo de tecnología de manufactura concuerdan en que una gran variedad en la distribución bimodal de tamaño entre partículas finas y gruesas, proporcionan un mejor empaquetamiento de polvos [114] [115] [116].

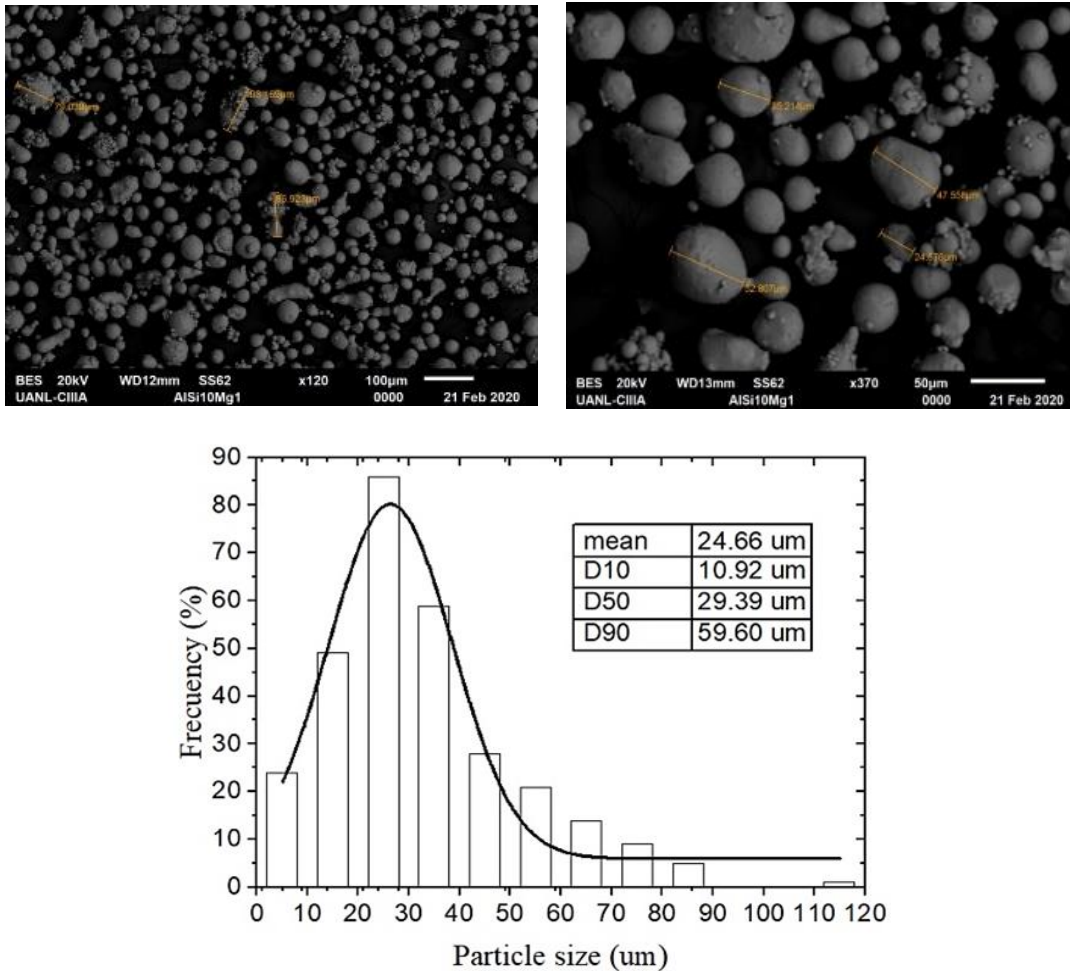


Figura 4.1 Micrografía (a) distribución de tamaño de partícula y (b) del polvo de AlSi10Mg.

La Distribución del Tamaño (DT) de las partículas proporciona información crucial que afecta las propiedades de fluidez, la densidad de la cama de polvo y el proceso de procesamiento láser. Se observó que el 98.3% de la población estudiada tiene tamaños de partículas por debajo de 75 μm , mientras que el 1.7% restante presenta partículas con diámetros superiores. Una DT de partículas metálicas con rango amplio es fundamental para asegurar una mayor fluidez, ya que esto fomenta la reducción de las fuerzas de Van der Waals y las fuerzas electrostáticas que pueden causar aglomeración. Por otro lado, las partículas extremadamente finas tienen una

superficie mayor, lo que genera más fricción entre las partículas y reduce su fluidez. No obstante, en ciertos escenarios, una distribución de partículas más amplia puede ser deseable para lograr una densidad de cama de polvo más alta y menor cantidad de huecos entre partículas, según lo discutido en estudios previos [117].

La composición química del polvo metálico se determinó mediante Espectroscopía de Energía Dispersa de rayos X (EDX), como se muestra en la Figura 3. La información obtenida durante esta caracterización se encontró dentro del rango especificado por el fabricante, como se detalla en la, confirmando la calidad y consistencia del material utilizado en el estudio.

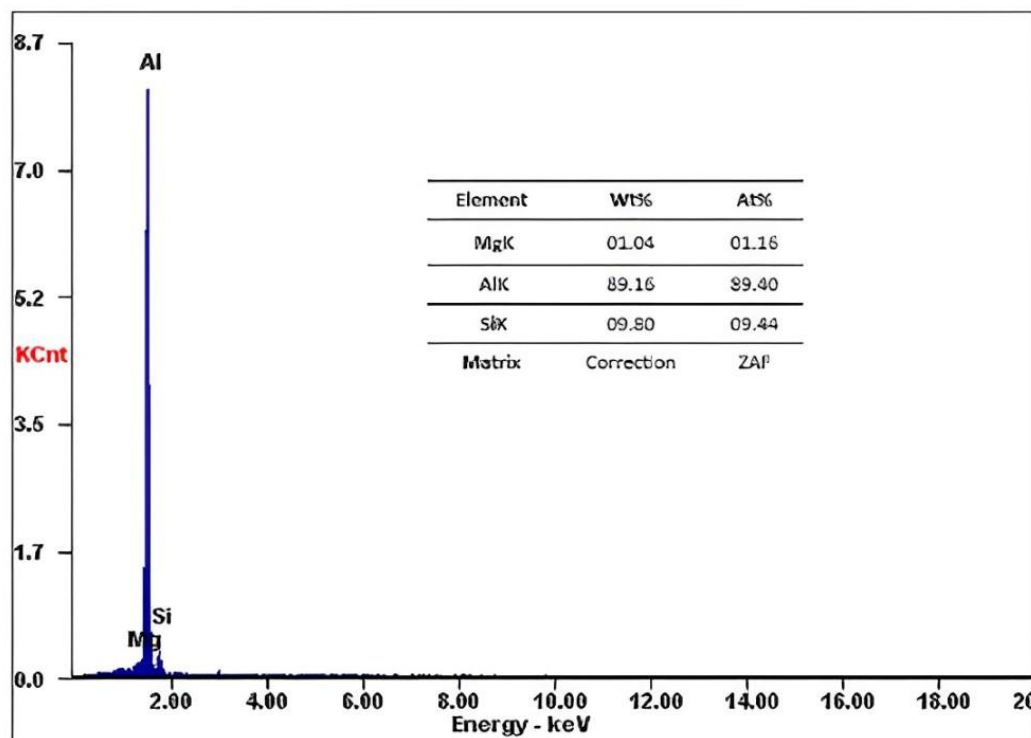


Figura 4.2 Espectroscopía de Energía Dispersa de rayos X (EDX) del AISi10Mg

4.3 DR y análisis de varianza (ANOVA).

Se llevó a cabo un estudio de control de datos con el objetivo de eliminar valores atípicos u observaciones inusuales que ejercían una influencia desproporcionada durante el análisis de los resultados. Estos valores atípicos pueden haber sido ocasionados durante la medición de la densidad debido a la sensibilidad inherente del equipo utilizado en el proceso de elaboración de las medidas. La Tabla 4.1 muestra los resultados de DR y E empleados en cada experimento. Los valores mínimo y máximo de DR fueron 99.40% para la

combinación número 4 ($P = 350$ W, $V = 1500$ mm/s y $F = 0.1$ mm) y 99.648% para la combinación número 9 ($P = 400$ W, $V = 1800$ mm/s, y $F = 0.1$ mm), respectivamente (El Anexo A muestra todos los valores de densidades de cada una de las muestras).

Tabla 4.1 Mediciones experimentales de DR según DoE donde P es la potencia del láser, V es la velocidad de escaneo, F es el foco del láser, E es la densidad de energía, DR es la densidad relativa y S es la desviación estándar.

Combinación	P (W)	V (mm/s)	F (mm)	E (J/mm ³)	DR (%)	S^*
					Experimental	
1	300	1500	0	51.2821	99.5523	0.0378
2	300	1650	0.1	46.6200	99.4505	0.1098
3	300	1800	0.15	42.7350	99.5137	0.0106
4	350	1500	0.1	59.8291	99.4038	0.0262
5	350	1650	0.15	54.3901	99.4143	0.0568
6	350	1800	0	49.8575	99.4470	0.0521
7	400	1500	0.15	68.3761	99.5125	0.0862
8	400	1650	0	62.1601	99.6147	0.1298
9	400	1800	0.1	56.9801	99.6480	0.0991

Se llevó a cabo un Análisis de la Varianza (ANOVA) a partir de las medidas obtenidas de DR (Tabla 4.1) usando un software estadístico y ajustado al 95% de nivel de confianza ($\alpha = 0.05$). La respuesta de ANOVA (Tabla 4.2) sugiere que la hipótesis nula no se rechaza debido a que el valor f^* para cada factor fue menor que el valor crítico F^* ($F^* = 19$). Mientras que el modelo lineal general ajustado mostró un ajuste aceptable ($R^2 = 0.88$) entre los parámetros del proceso y los resultados de DR. Además, el ANOVA señaló que la DR fue afectada principalmente por la potencia del láser (72.73% de contribución) para la ventana de parámetros propuesta; mientras que las contribuciones del láser de enfoque láser y de la velocidad de escaneo fueron bajas (8.64% y 6.79%, respectivamente).

El ANOVA exhibido en la Tabla 4.2 determina si la asociación (relación) entre la respuesta y los factores en el modelo sería estadísticamente significativa. Este ANOVA tomó un riesgo del 5% para concluir que existe una relación cuando no existe una asociación verdadera. El valor p para cada factor es menor que $\alpha = 0.05$, es decir, un valor de significancia de 0.05 podría indicar que los factores no tienen ningún efecto en la respuesta de salida del modelo estadístico. Sin embargo, la hipótesis nula no fue rechazada porque el valor f era menor que el valor crítico (reoc de Fischer). El criterio de rechazo de Fischer considera grados de libertad de cada factor cuyo valor crítico fue 19 para un nivel de confianza del 95%.

Tabla 4.2 Respuesta ANOVA para medias del método de Taguchi. *DF**, grado de libertad; *Seq. SS**, suma secuencial de cuadrados; *adj. SS**, suma de cuadrados ajustada; *adj. MS**, cuadrados medios ajustados; *valor f**, prueba estadística; *valor p**, valor estadístico.

Fuente	DF*	Seq. SS*	Contribución (%)	Adj. SS*	Adj. MS*	Valor f*	Valor p*
<i>P</i> (W)	2	0.0433	72.73	0.0433	0.0216	6.14	0.140
<i>V</i> (mm/s)	2	0.0040	6.79	0.0040	0.0020	0.57	0.635
<i>F</i> (mm)	2	0.0051	8.64	0.0051	0.0025	0.73	0.578
Error	2	0.0070	11.84	0.0070	0.003530	-	-
Total	8	0.0596	100	-	-	-	-
$R^2 = 88.16 \%$		R^2 (ajustado) = 52.66 %		-	-	-	-

Los factores discutidos anteriormente pueden soportar su contribución en la respuesta debido a la gráfica en efectos principales, esta consiste en cómo cada factor controlable afecta la característica de la respuesta. En la Figura 4.3 se muestran los efectos proporcionados por cada factor y sobresalen los efectos sobre la respuesta del factor de potencia debido a que sus valores de límite superior e inferior son mayores que los demás factores. Mientras mayor sea la diferencia en la posición vertical de los puntos graficados (menos paralela esté la línea al eje horizontal), mayor será la magnitud del efecto principal. Este es el caso la potencia, ya que posee mayor pendiente ante los cambios de niveles (350 W y 400 W). En este gráfico también se muestran que los valores de los niveles para cada factor que obtuvo la mejor respuesta es el de la combinación número 9 con una P 400 W, V 1800 mm/s y un enfoque del láser de 0 mm.

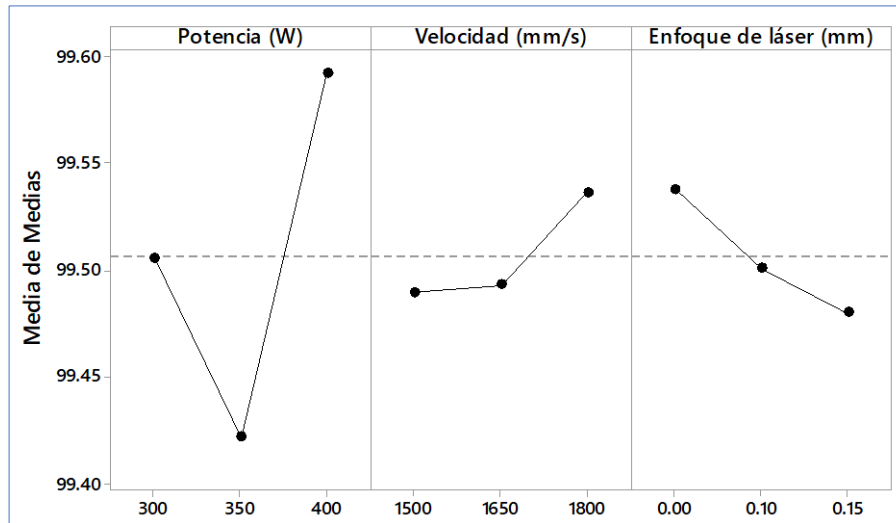


Figura 4.3. Gráfico de efectos principales para las medias.

4.4 Optimización y validación de la respuesta.

Para establecer una optimización adecuada, la función objetivo se fija para maximizar la respuesta DR de DoE. Se empleó el modelo de regresión lineal múltiple para estimar la relación entre los parámetros del proceso (variables independientes) y la DR (variable dependiente) según la Ecuación 2.7 el cual fue resuelto para calcular (predecir) densidades relativas para diferentes factores y niveles (ver Tabla 4.1) y su comportamiento se puede ver en la Figura 4.4 cuando LF = 0 mm; dando como resultado un DR máximo = 99.62% cuando los parámetros del proceso son P = 400 W, V = 1800 mm/s y LF = 0 mm. Además, se calculó el error relativo entre la DR experimental y la predicha, que también se muestra en la Tabla 4.1.

Es importante destacar que la optimización y la predicción de la DR son fundamentales para controlar la calidad del proceso y garantizar que los resultados sean consistentes y reproducibles. La capacidad de predecir con precisión la DR a partir de los parámetros del proceso permite ajustar estos parámetros para alcanzar los resultados deseados, mejorando así la eficiencia y la eficacia del proceso

$$DR = 98.98 + 8.63 \times 10^{-4}P + 1.56 \times 10^{-4}V - 0.384F$$

Ecuación
4.1

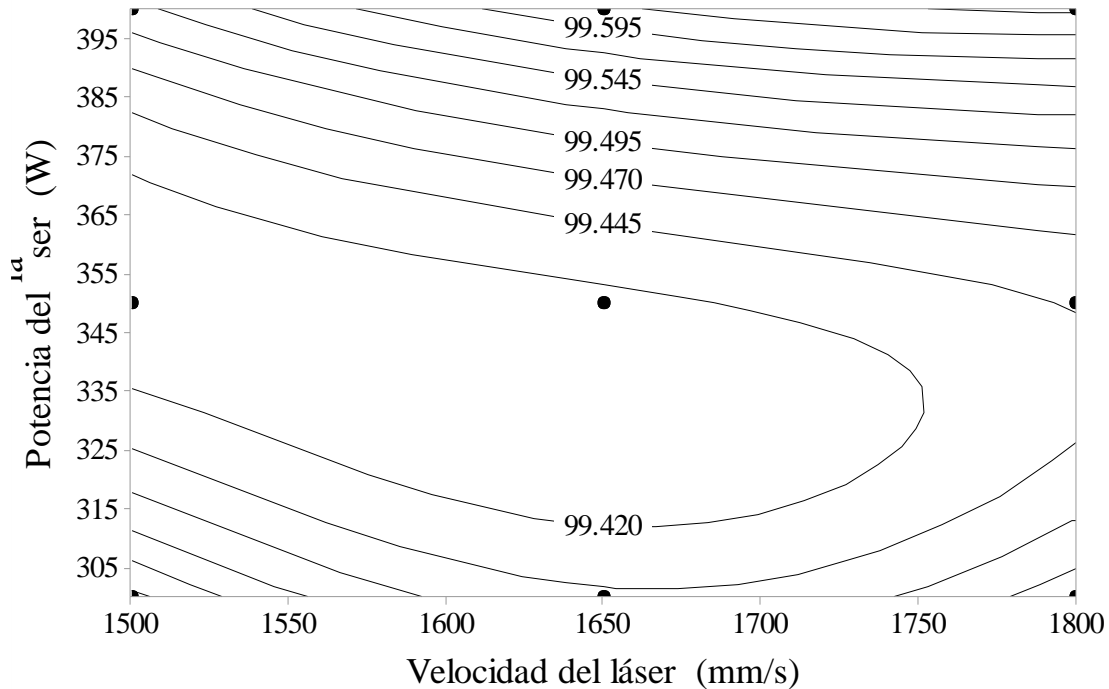


Figura 4.4 Gráfico de contorno de optimización para predecir según Ecuación 4.1 cuando $F = 0 \text{ mm}$.

Se llevaron a cabo cálculos basados en los datos obtenidos experimentalmente, como se muestra en la Tabla 4.3. Estos cálculos se realizaron utilizando la Ecuación 4.1. Al comparar los resultados calculados con los resultados experimentales de DR, se observó un pequeño error porcentual. Este error porcentual nos permite evaluar la precisión de la ecuación propuesta. A pesar de la presencia de este error, se puede concluir que la ecuación propuesta es bastante precisa. El error porcentual entre estos dos conjuntos de resultados se calculó para determinar la precisión de la ecuación propuesta. Un error porcentual pequeño indica que los resultados calculados se alinean estrechamente con los resultados experimentales, lo que sugiere que la ecuación propuesta es precisa.

Es importante tener en cuenta que cualquier experimento está sujeto a cierto grado de error. Este error puede surgir de varias fuentes, como la precisión del equipo utilizado, las fluctuaciones en las condiciones experimentales y los errores humanos. Sin embargo, a pesar de estos posibles errores, los resultados de este experimento muestran que la ecuación propuesta es una herramienta valiosa y precisa para el análisis de los datos.

Tabla 4.3 Mediciones experimentales y calculadas de DR según DoE donde P es la potencia del láser, V es la velocidad de escaneo, F es el foco del láser, , DR es la densidad relativa y Error (%).

Combinación	P (W)	V (mm/s)	F (mm)	DR (%)		Error (%)
				Experimental	Calculada	
1	300	1500	0	99.5523	99.4729	0.0797
2	300	1650	0.1	99.4505	99.4579	0.0074
3	300	1800	0.15	99.5137	99.4621	0.0518
4	350	1500	0.1	99.4038	99.47765	0.0743
5	350	1650	0.15	99.4143	99.48185	0.0679
6	350	1800	0	99.4470	99.56285	0.1164
7	400	1500	0.15	99.5125	99.5016	0.0109
8	400	1650	0	99.6147	99.5826	0.0321
9	400	1800	0.1	99.6480	99.5676	0.0807

Se llevaron a cabo diversas combinaciones de parámetros, las cuales no se habían experimentado previamente, con el objetivo de identificar el valor más alto de DR. Este valor máximo de DR determinará los factores y niveles óptimos para la fabricación de muestras. En total, se realizaron 18 combinaciones diferentes que completarían un DoE de Taguchi L27, tal como se muestra en la Tabla 4.4.

Entre todas estas combinaciones, se seleccionó aquella que presentaba el mayor valor de DR. Esta combinación óptima está resaltada en naranja en la tabla. La elección de esta combinación se basó en su potencial para producir los mejores resultados en términos de rendimiento y eficiencia.

Es importante mencionar que este proceso de selección y optimización es crucial para garantizar la calidad y eficacia del producto final. Al seleccionar la combinación con el mayor valor de DR, se puede asegurar que se están utilizando los parámetros más efectivos para la FSL.

Tabla 4.4 Datos calculados (predichos) de acuerdo con la Ecuación propuesta.

Combinaciones (Predecir)	P (w)	V (mm/s)	F (mm)	Calculada
1	300	1500	0.1	99.4345
2	300	1500	0.15	99.4153
3	300	1650	0	99.4963
4	300	1650	0.15	99.4387
5	300	1800	0	99.5197
6	300	1800	0.1	99.4813
7	350	1500	0	99.51605
8	350	1500	0.15	99.45845

Combinaciones (Predecir)	P (w)	V (mm/s)	F (mm)	Calculada
9	350	1650	0	99.53945
10	350	1650	0.1	99.50105
11	350	1800	0.1	99.52445
12	350	1800	0.15	99.50525
13	400	1500	0	99.5592
14	400	1500	0.1	99.5208
15	400	1650	0.1	99.5442
16	400	1650	0.15	99.525
17	400	1800	0	99.606
18	400	1800	0.15	99.5484

Con base en el hallazgo descrito anteriormente (DR = 99.606%), se fabricaron nuevas muestras con dichos parámetros de proceso optimizados (ver Figura 4.5). Las mediciones de DR se realizaron nuevamente por el método de Arquímedes y el procesamiento digital de imágenes, lo que resultó en un DR = 99.98% con un error relativo de 0.37% en comparación con la predicción de la regresión lineal general múltiple. La *Figura 4.9* muestra la sección longitudinal y transversal de muestras optimizadas en las que el diámetro medio de los poros era de 6.45 μm y 7.26 μm , respectivamente; logrando una mejor DR que la predicha.

Los resultados del estudio inicial, centrado en la combinación 9 y con una densidad relativa del 99.64%, revelaron que las muestras presentaban una porosidad mínima del 0.36%. Sin embargo, al implementar un proceso de optimización de los parámetros de procesamiento mediante el método de Taguchi, se logró un notable avance tanto en la densidad relativa, alcanzando un 99.98%, como en la reducción de la porosidad. La validación de esta estrategia de optimización arrojó resultados donde la porosidad se redujo significativamente al 0.02%. Esta disminución representa una reducción del 94.44% en comparación con la porosidad inicialmente observada. Estos hallazgos no solo evidencian la efectividad del enfoque adoptado para mejorar las propiedades de las muestras en términos de porosidad, sino que también confirman de manera sólida la hipótesis planteada al inicio de la investigación.

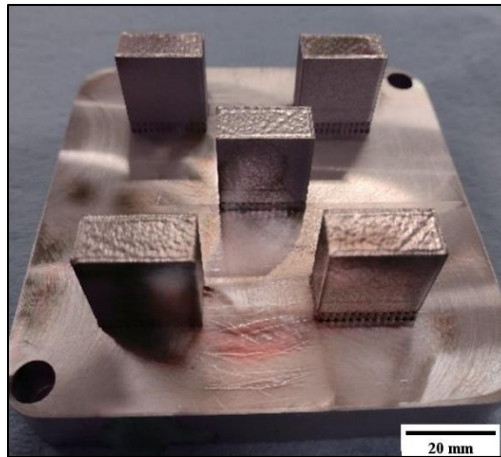


Figura 4.5 Nuevas muestras fabricadas con parámetros de proceso optimizados. $P = 400$ W, $V = 1800$ mm/s y $F = 0$ mm.

Este estudio tuvo como objetivo lograr una reducción significativa de los poros de las piezas de AlSi10Mg mediante el proceso FLS mediante DoE (método Taguchi), dando como resultado componentes prácticamente libres de poros (densidad relativa del 99.98%), además, los resultados del tamaño de poro oscilan entre $6.45 \mu\text{m}$ y $7.26 \mu\text{m}$, los cuales se clasifican como microporos [118].

Para poner estos resultados en contexto, se analizaron los tamaños de poro reportados en la literatura científica. Según [119], el tamaño de poros observados fue de aproximadamente $100 \mu\text{m} - 200 \mu\text{m}$. Por otro lado, [120] logró un tamaño de poro entre $10 \mu\text{m} - 80 \mu\text{m}$. Finalmente [121] reportó como resultado un tamaño de poro de $14.4 \mu\text{m} - 100.8 \mu\text{m}$. Estos resultados demuestran que el método DoE aplicado al proceso FSL puede ser una estrategia efectiva para controlar y reducir la porosidad en las piezas fabricadas con AlSi10Mg, mejorando así su calidad, uso de material y rendimiento.

4.5 Morfología de los poros

La Figura 4.6 y Figura 4.7 muestra imágenes tomadas de microscopía confocal que fueron procesadas digitalmente, resultando en poros circulares (inducidos por atrapamiento de gas) e irregulares (inducidos por el proceso) debido a la falta de fusión. Los diámetros de los poros se midieron en cada combinación, tanto en sección longitudinal como transversal, dando como resultado un diámetro de poros entre $4.95 \mu\text{m} - 8.5 \mu\text{m}$ en sección transversal y $4.97 \mu\text{m} - 7.9 \mu\text{m}$ en sección longitudinal. El comportamiento del diámetro de poro promedio se muestra en la Figura 4.8 Esta diferencia del diámetro de poro puede estar relacionada con una distribución de lecho de polvo no homogénea y las partículas se dispersaron durante el proceso de consolidación, produciendo vacíos en la superficie. Además,

el tamaño de poro medido se puede clasificar como microporo ($0.1 \mu\text{m}$ y $100 \mu\text{m}$) según [122].

La circularidad (ver Ecuación 3.4), una medida que distingue entre objetos más circulares y aquellos con formas alargadas o irregulares, fue calculada para todos los poros presentes en las imágenes obtenidas del microscopio confocal utilizando la Ecuación 3.4. La mayoría de las partículas analizadas mostraron una circularidad cercana a uno, indicando una forma casi perfectamente redonda. No obstante, se observó una circularidad mínima de 0.4 en varias muestras, señalando la presencia de partículas con formas más irregulares o alargadas en ciertos casos. Este análisis cuantitativo proporciona una comprensión detallada de la variabilidad morfológica de los poros en las muestras examinadas.

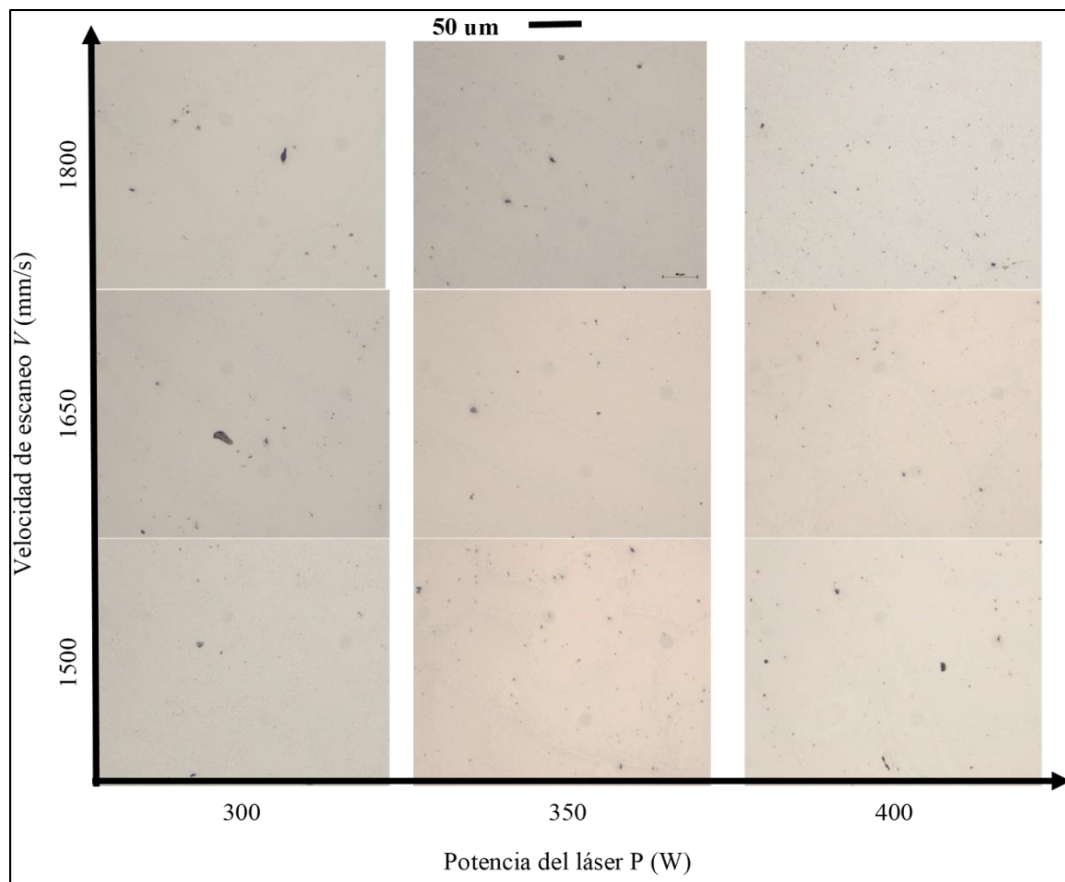


Figura 4.6 Análisis de porosidad y forma de poros en zona transversal.

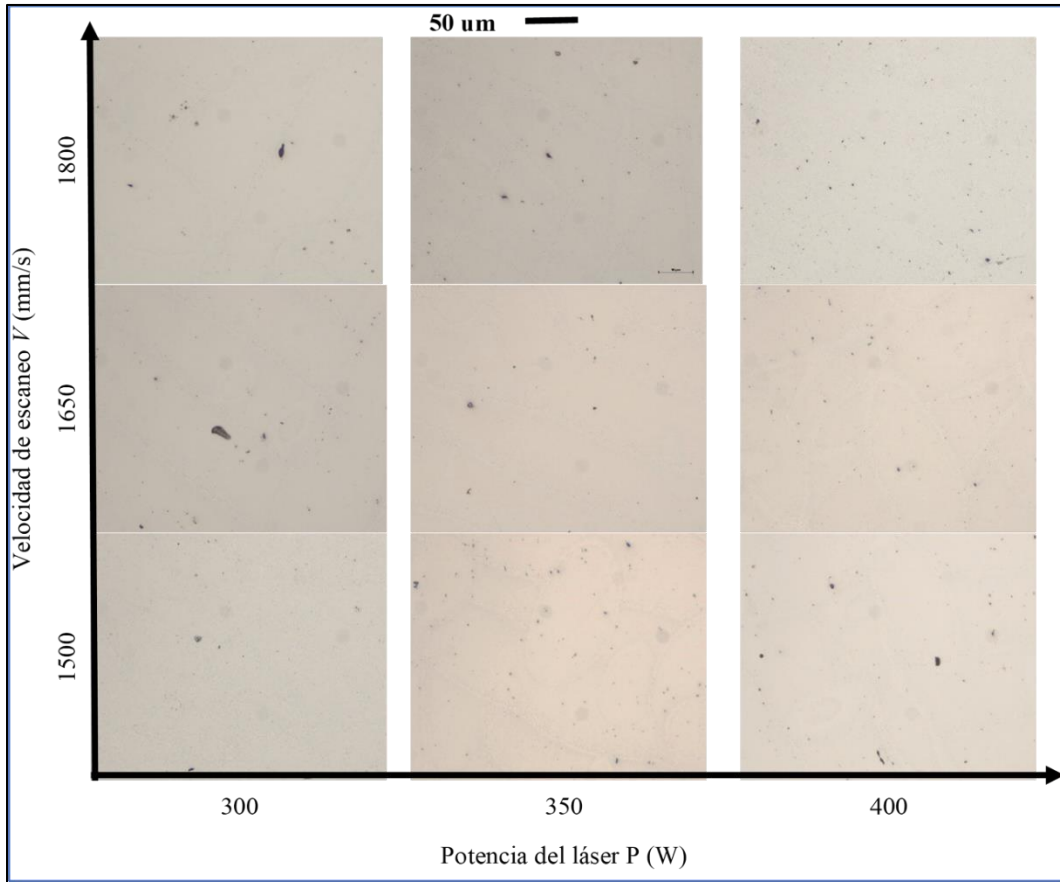


Figura 4.7 Análisis de porosidad y forma de poros en zona longitudinal.

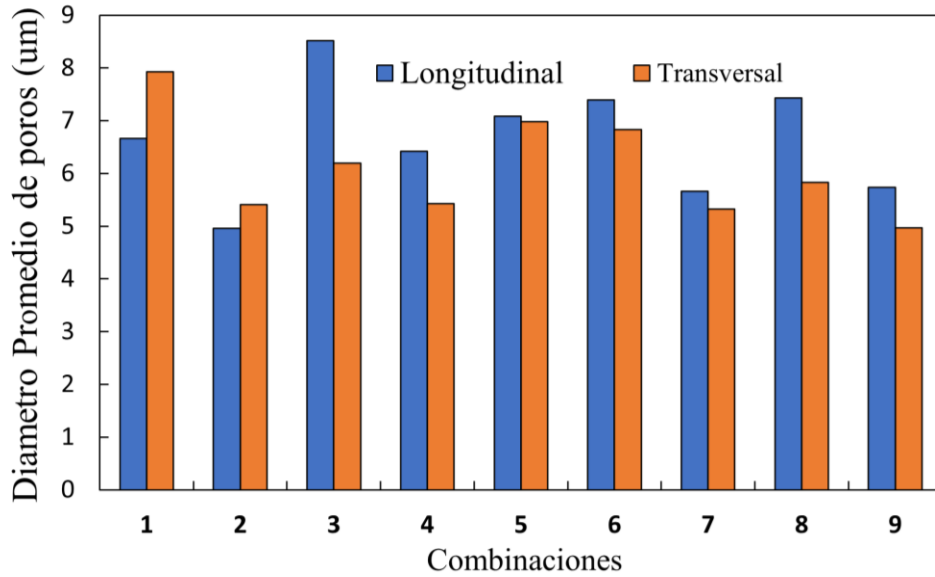


Figura 4.8 Comportamiento del diámetro medio de poro en cada combinación
4.6 Características de la microestructura.

La microestructura típica de las piezas de AlSi10Mg fabricadas por FSL y vistas en sección transversal (perpendicular a la dirección de impresión) se muestra en la Figura 4.9, donde la forma del AF muestra una superposición entre ellas debido a una fusión completa y una buena consolidación entre capas. Además, en la Figura 4.9 (a) se pueden observar líneas continuas (límite del baño de fusión) con una morfología de escamas de pez. La Figura 4.9 (b) presenta la morfología del AF en sección longitudinal (paralelo a la dirección de impresión) cuya forma era como una elipse alargada en dirección al escaneo láser y un ángulo de rotación de 67° . Los diferentes tamaños de elipses que se debieron a charcos de fusión que afectaron varias capas anteriores durante la consolidación del lecho de polvo.

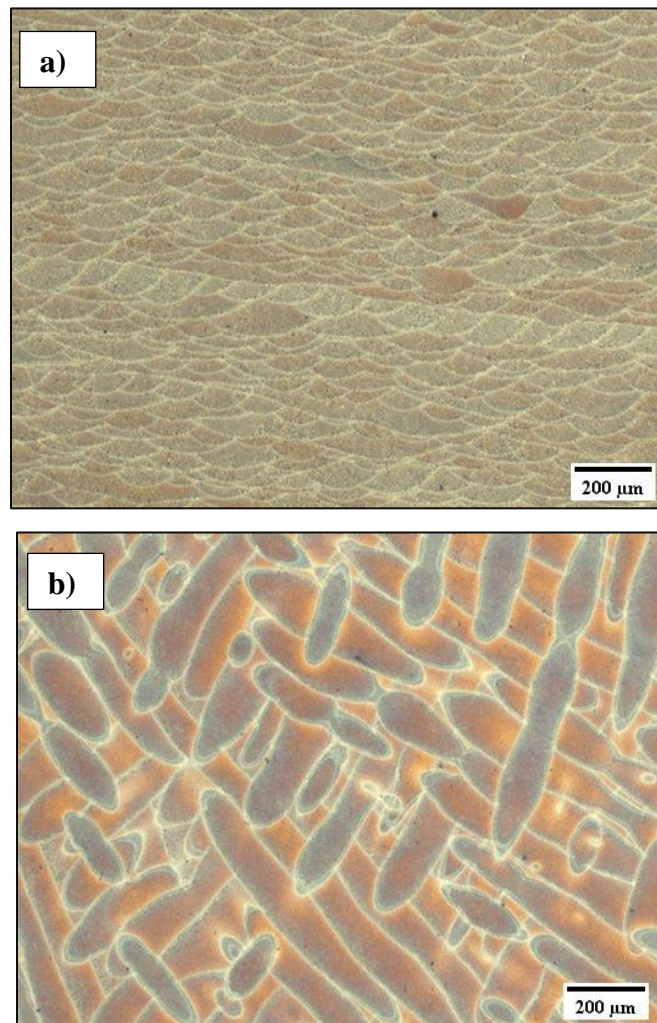


Figura 4.9. Microestructura de muestras optimizadas de AlSi10Mg en sección a) transversal y b) longitudinal.

En la Figura 4.9 se hace evidente que la mayoría de los poros estaban ubicados en regiones cercanas a la LAF debido a que había espacios intersticiales

entre partículas de metal ocupados por gas inerte y cuando el láser escaneaba el lecho de polvo, estos espacios intersticiales quedaban atrapados como burbujas por metal líquido y conducido al fondo de la piscina derretida debido al fenómeno conocido como presión de retroceso. Por lo tanto, los mecanismos de formación de poros son dudosos para la coexistencia de las fases líquida y vapor durante el proceso FSL.

En la Figura 4.10 se muestran las mediciones de varias dimensiones de la AF. El ancho y la profundidad del pozo de fusión varían entre $128.6 \mu\text{m}$ - $170.25 \mu\text{m}$ y $38.8 \mu\text{m}$ - $54.32 \mu\text{m}$, respectivamente. Por un lado, el ancho de AF indica que las albercas de fusión adyacentes se superponen aproximadamente un 40% durante el proceso FSL, según la Figura 4.10. Estos niveles de superposición aseguran una buena consolidación entre las AF adyacentes. Por otro lado, la profundidad de la AF indica que fue capaz de afectar y refundir el material previo.

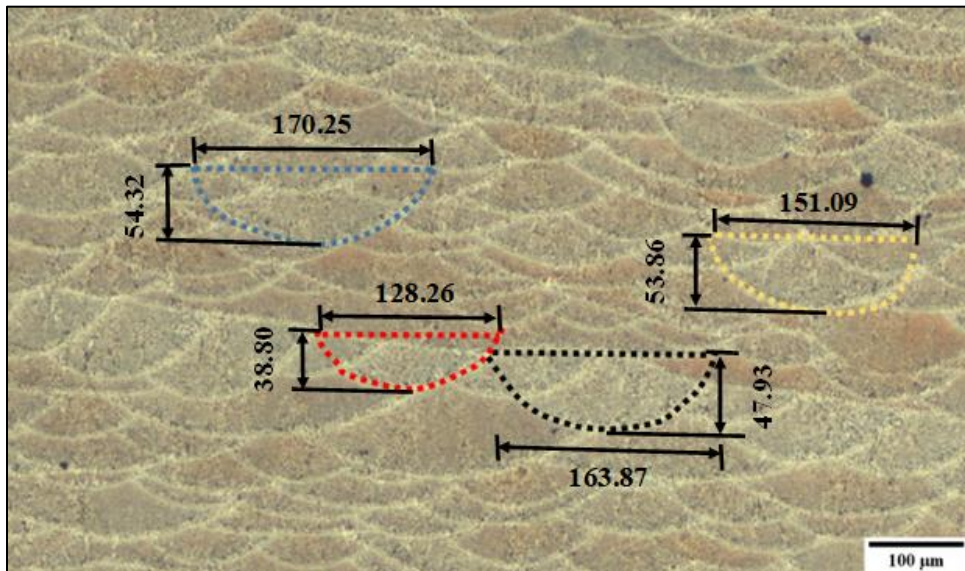


Figura 4.10 Dimensiones de la AF de la aleación FSL AISi10Mg.

El ancho y la profundidad de la AF brindan información del modo de transferencias de calor que hubo durante la FSL (Ver *Figura 4.11*), En el estudio realizado por W.E. King y sus colaboradores [53], se introdujo un criterio geométrico para evaluar el modo de transferencia de calor que se produce durante la deposición de material MA. Este criterio se basa en la relación entre la profundidad y el ancho de la AF. Según este criterio, una relación de 0.5 actúa como umbral para distinguir entre los modos de conducción y ojo de cerradura. Es decir, si la relación es menor a 0.5, se considera que el modo de conducción está operando, mientras que, si es mayor a 0.5, se considera que el modo de ojo de cerradura está en funcionamiento. Este mismo criterio fue adoptado para las aleaciones de aluminio [123].

Los resultados, mostrados en la Figura 4.11, indican que la mayoría de las combinaciones de la Tabla 4.1 oscilan entre una relación profundidad-ancho de 0,5 y 1 de relación profundidad-ancho. Lo que sugiere un modo de conducción, de calor en forma de cerradura, un resultado igual al de [16]. En comparación con las piezas fabricadas bajo condiciones óptimas, se evidenció que la E tiene un efecto significativo en esta relación. Estos hallazgos indican que el modo de conducción de calor está operando en estas muestras durante la FSL. un modo de conducción es cuando la profundidad de la AF se ajustó con conducción térmica. El láser incide en el polvo, derritiendo y consolidando las partículas superiores. Este líquido funde el polvo subyacente y forma una unión con el material sólido. La sección transversal de AF en modo de conducción es aproximadamente semicircular. Es decir, la profundidad del AF es aproximadamente igual a su ancho.

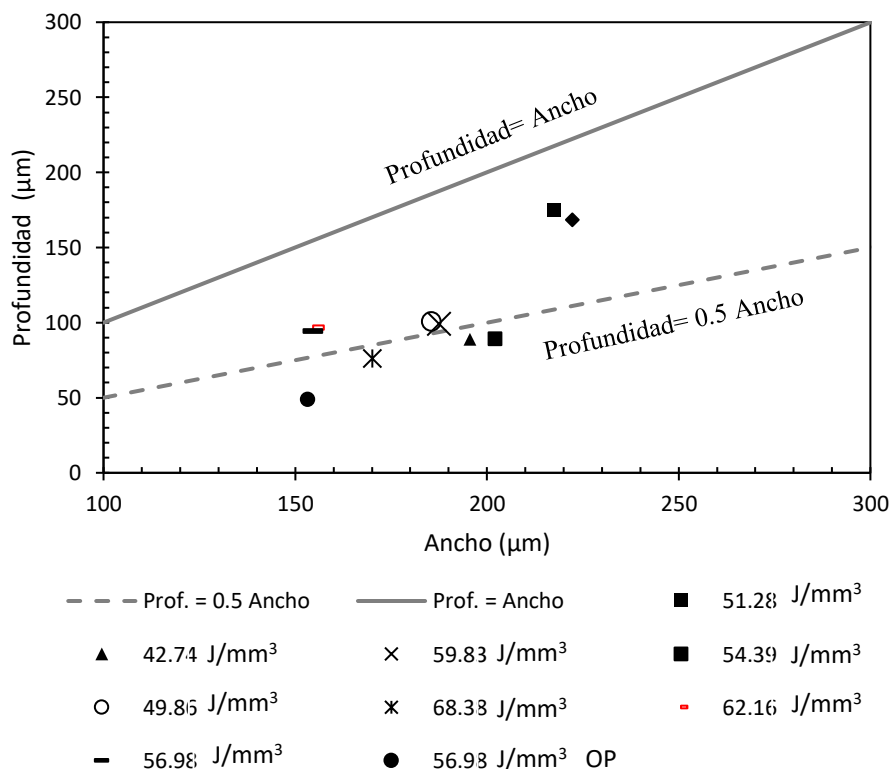


Figura 4.11 Relación de Profundidad Vs Ancho y las densidades de energía de todas las combinaciones y las piezas optimizadas con 56.98 J/mm³.

Dependiendo de la superposición entre las albercas de fusión adyacentes, tanto el ancho como la profundidad, existen regiones refundidas y resolidificadas. Por lo tanto, las características de la microestructura se pueden dividir en regiones de grano fino y grueso dependiendo de si la región del AF se volvió a fundir o no. Si solo se funde, la AF produce una alta velocidad de enfriamiento, lo que da como

resultado granos muy finos que generalmente se producen en la Centro de la Alberca de Fusión (CAF). Mientras que si hubo refundición (regiones superpuestas), la microestructura experimentó un crecimiento de grano y resultó en un grano más grueso.

Los mecanismos de formación de poros cuasi esféricos en piezas fabricadas mediante el proceso FSL son similares a los que se obtienen mediante soldadura. Inicialmente, la AF era metal líquido, que interactuaba con el láser y el gas inerte que lo rodeaba, dando lugar a diversos fenómenos de transferencia de calor y masa (multifase). Durante la vida útil de la AF, coexisten varias fases (sólido, líquido y gaseoso) donde los fluidos (líquido y gaseoso) se ven fuertemente afectados por una depresión llamada presión de retroceso inducida por la evaporación. Esta presión empuja el líquido y el gas hacia abajo, cuyo efecto produce burbujas atrapadas en el fondo de la AF

Lo anterior suele analizarse mediante técnicas de simulación numérica debido a que estos fenómenos ocurren rápidamente. Se pueden encontrar algunos estudios en [124], [125], [126], [127], [128], [129] que informaron que la interfaz líquido/gas pudo penetrar a través de la profundidad de la AF. Además, la dinámica del AF también se ha estudiado mediante la técnica de imágenes de rayos X de sincrotrón de alta velocidad que, al igual que las simuladas, fueron capaces de capturar las tres fases durante el proceso de fusión del lecho de polvo con láser. Algunos estudios [130], [131], [132], [133], [134] utilizaron la primera técnica y registraron muchos fenómenos físicos importantes, específicamente el comportamiento de depresión de vapor en la AF, que colapsa a medida que avanza el escaneo láser, atrapando y formando burbujas que tienden a ubicarse en la fusión. fondo de la alberca.

En la Figura 4.12 y Figura 4.13 se muestra en detalle Las piezas fabricadas mediante FSL a partir de la aleación AlSi10Mg revelan tres microestructuras distintas, proporcionando una valiosa perspectiva sobre los impactos de las variables de procesamiento. En la región CAF, se observan granos celulares finos, resultado de un tiempo de exposición al láser relativamente breve. Este factor induce un rápido proceso de enfriamiento y solidificación, obstaculizando la formación de núcleos cristalinos homogéneos. La dirección de crecimiento celular, alineada con el flujo de calor local, contribuye a la formación de una estructura celular más fina en esta región.

En contraste, el Límite de la Alberca de Fusión (LAF) presenta granos celulares más gruesos, atribuibles a una penetración más profunda de la Zona de Fusión Afectada en capas previas. Finalmente, se identifica la presencia de la Zona

Afectada por la Temperatura (ZAT), donde los granos experimentan un proceso de refinamiento. Estas observaciones respaldan y amplían hallazgos previos documentados en estudios específicos [19], [25], [30].

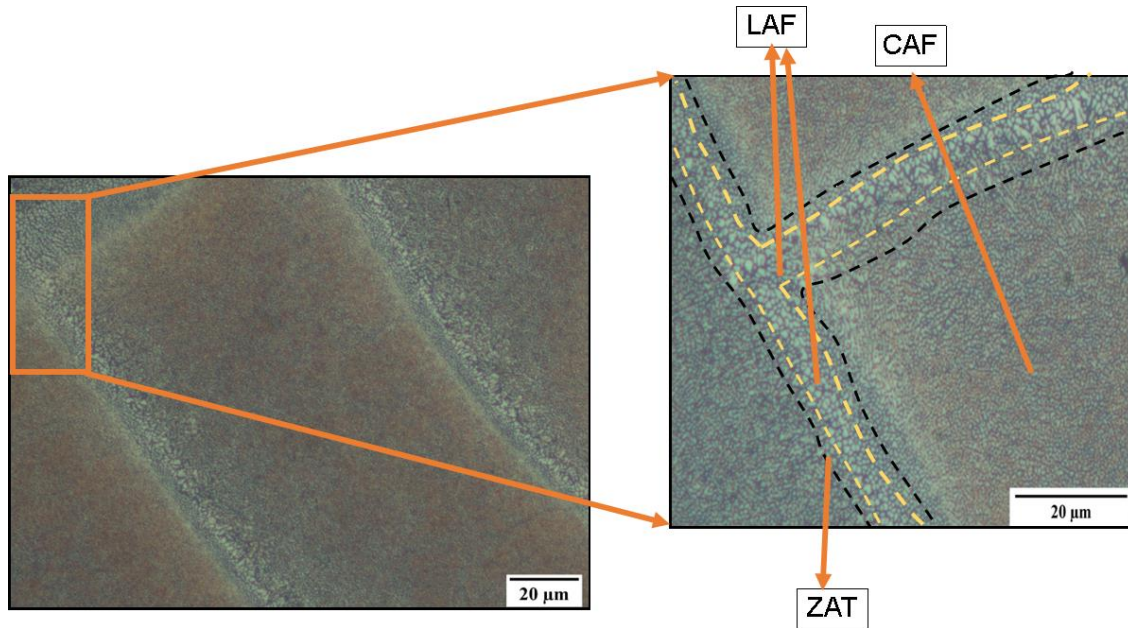


Figura 4.12. Características de la microestructura en la piscina de fusión donde se identificaron tres regiones: Centro de AF (CAF), Limite de AF (LAF) y Zona Afectada por la Temperatura (ZAT).

La complejidad de la microestructura se profundiza al considerar la influencia de los parámetros de procesamiento. La aleación AlSi10Mg presenta una microestructura única, caracterizada por un rápido enfriamiento a tasas de hasta $10^5 - 10^8$ K/s [76] y elevados gradientes térmicos durante la solidificación. Las condiciones de solidificación de no equilibrio durante el proceso de manufactura afectan significativamente la morfología de la microestructura dentro de la AF. En particular, afectan la tasa de atrapamiento de soluto en la red de Al en la interfaz S/L, aumentando así el límite de solución sólida de los elementos de aleación en la matriz. Este fenómeno resulta en la formación de una fase primaria que consiste en células α -Al rodeadas por una red fibrosa eutéctica-Si en las regiones intercelulares.

La Figura 4.13 proporciona una detallada caracterización microestructural en las secciones longitudinal y transversal, evidenciando claramente la presencia de la fase α -Al en ambas. La microestructura de la muestra optimizada, como se aprecia en las Figura 4.13 b) y d), exhibe una marcada heterogeneidad, destacando la complejidad inherente al proceso de manufactura. La región oscura en las imágenes

corresponde a la matriz de Al, mientras que las líneas fibrosas más claras representan la red eutéctica rica en Si.

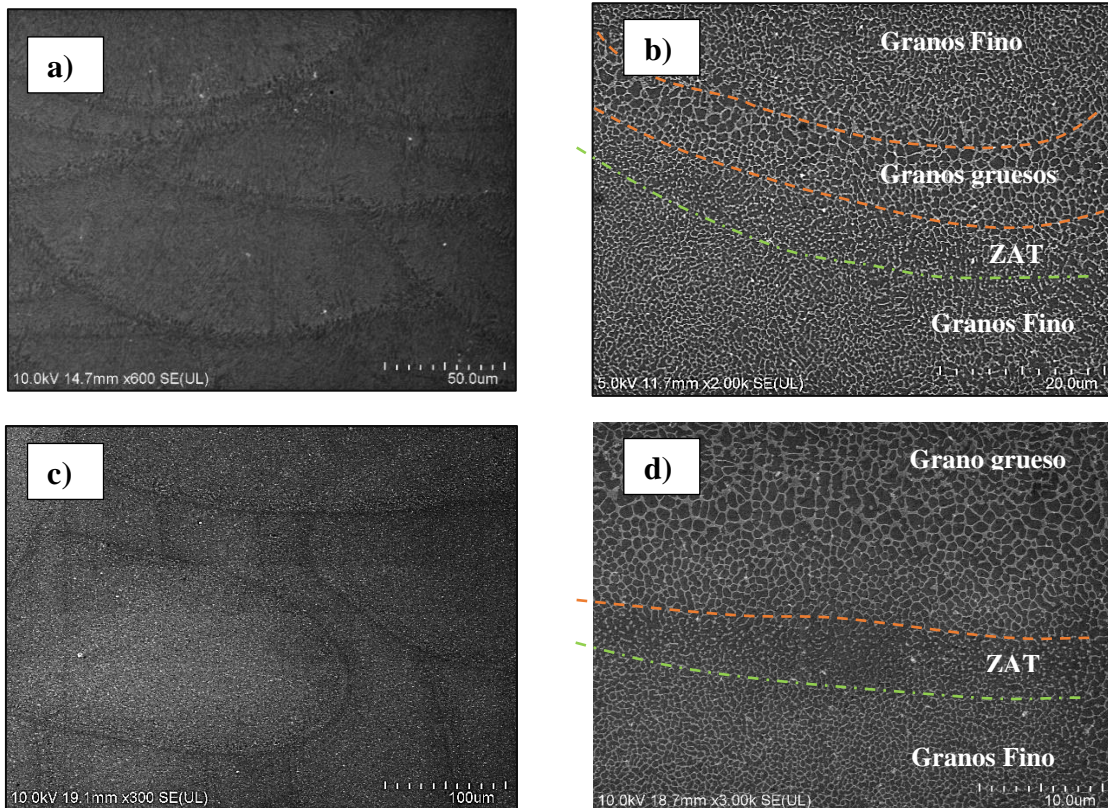


Figura 4.13. Subestructura en aleación AlSi10Mg tanto en sección transversal (a y b) como en sección longitudinal (c y d).

A fin de ofrecer una comprensión más detallada de cada una de las zonas previamente mencionadas y de sus respectivos tamaños de grano, procederemos a una descripción exhaustiva de las características particulares que distinguen a las áreas de solidificación fina, áreas de solidificación gruesa y zonas afectadas por el calor como se pueden observar en Figura 4.14..

En primer lugar, las áreas de solidificación fina, que constituyen la mayor proporción de la AF, se caracterizan por el desarrollo de dendritas celulares que se extienden hacia el CAF. Este fenómeno se evidencia de manera clara a través de variaciones discernibles en las secciones transversales, contribuyendo a una estructura única en estas regiones teniendo un promedio de tamaño de grano de 0.63 μm .

Por otro lado, las áreas de solidificación gruesa, ubicadas en el perímetro de AF, presentan una anchura aproximada de 1.28 μm . En estas áreas, el α -Al primario adopta una disposición equiaxial, a diferencia de las áreas de solidificación fina. Es

relevante señalar que en las áreas gruesas no se observa una dirección de crecimiento significativa hacia el centro de las AF. A pesar de que la longitud de α -Al es mayor en comparación con las áreas finas, la anchura en las áreas gruesas es aproximadamente el doble.

Finalmente, las ZAT se presentan justo detrás de las áreas de solidificación gruesa, abarcando una extensión de aproximadamente $0.17 - 0.73 \mu\text{m}$. En estas zonas, la red fibrosa de silicio experimenta una fragmentación en pequeñas partículas, aunque aún es posible rastrear la estructura original de la red como se muestra en la Figura 4.14.

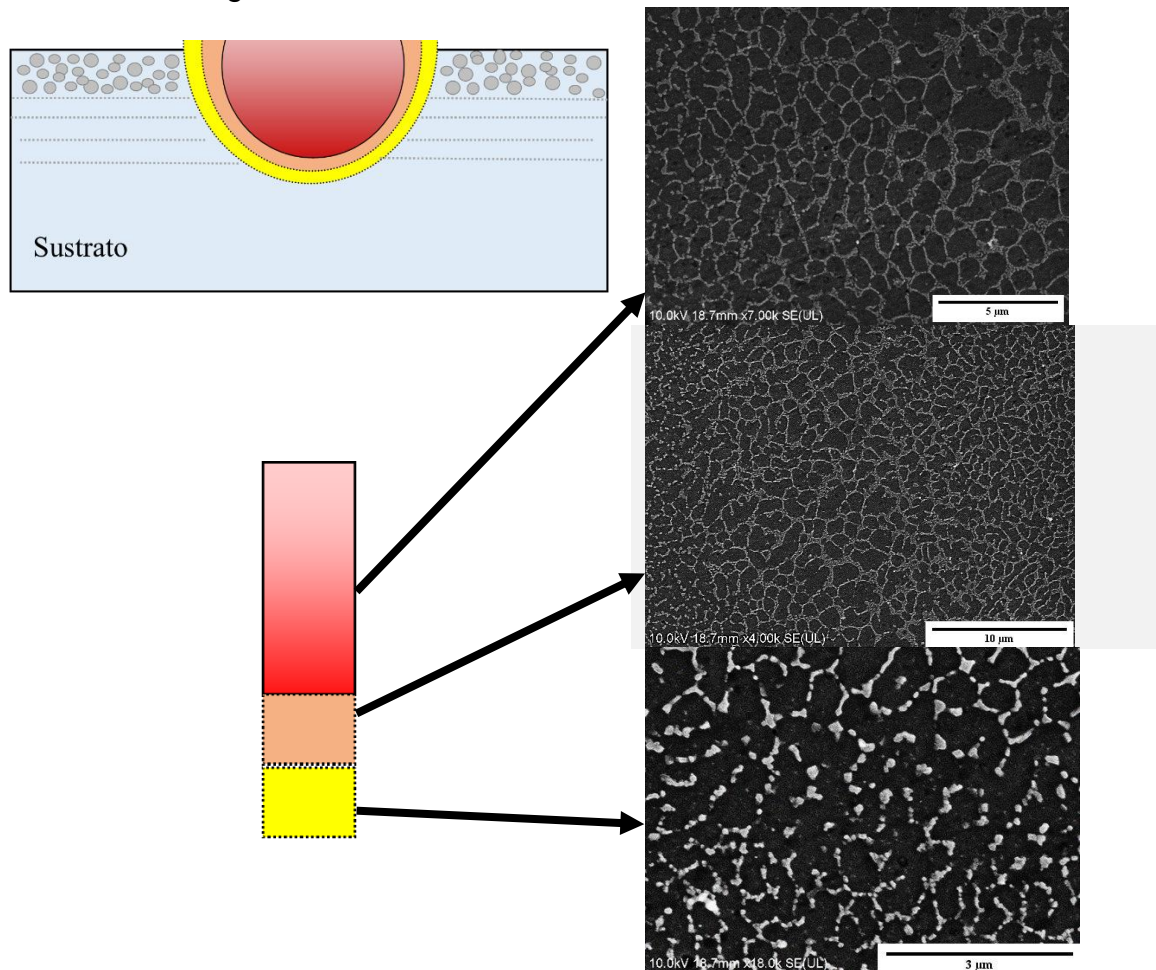


Figura 4.14. Zonas de diferentes microestructuras presentes en la AF.

En la Figura 4.15 se muestra un mapeo de las piezas fabricadas con parámetros de proceso optimizados, tanto en sección longitudinal como transversal. Se encontró una mayor concentración y poros más grandes en los bordes de las piezas, exhibiendo un diámetro de poro entre $135 \mu\text{m}$ y $140.4 \mu\text{m}$ y siendo más grandes que los poros ubicados en el núcleo de la pieza ($6.45 \mu\text{m}$ y $7.26 \mu\text{m}$). La alta E utilizada en los parámetros del proceso de borde ($99,72 \text{ J/mm}^3$) se alejó de la

ventana de procesamiento (32 J/mm^3 a 54 J/mm^3) propuesta en esta investigación y los parámetros del proceso de borde fueron $P = 350 \text{ W}$, $V = 900 \text{ mm/s}$, $H_s = 0.13 \text{ mm}$ y $h = 30 \text{ }\mu\text{m}$. Además, algunos investigadores han señalado que las piezas fabricadas con $E > 70 \text{ J/mm}^3$ presentan mayor presencia de poros debido a un fenómeno conocido como ojo de cerradura [23], [135], [136].

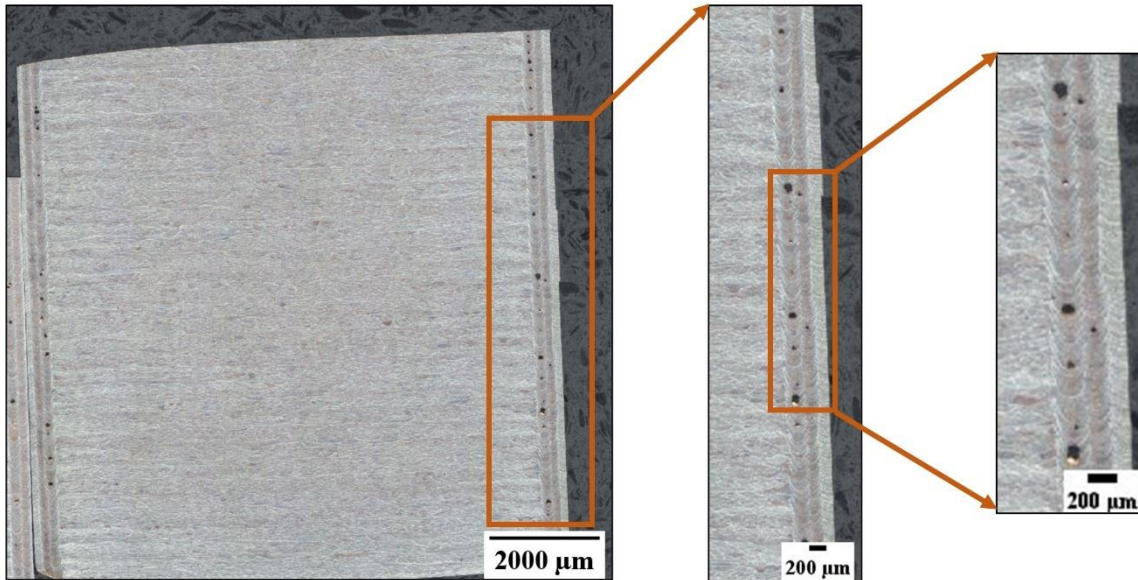


Figura 4.15 Identificación de gran concentración de poros en los bordes de la pieza.

4.7 Propiedades a tracción.

Los resultados de las pruebas de tracción se muestran en las Figura 4.16 y Figura 4.17. La Resistencia Última a Tracción (UTS) en las muestras optimizadas fue mayor que en las no optimizadas, p. resistentes que las muestras no optimizadas con la misma dirección (328.92 MPa). Además, el límite elástico (σ_y) de las muestras optimizadas también exhibió un mejor comportamiento mecánico en las direcciones de 0° , 45° y 90° cuyos incrementos fueron de 36.10% , 13.11% y 21.14% , respectivamente. Tanto la rigidez como la deformación de las muestras optimizadas aumentaron significativamente en las direcciones de 0° y 90° con respecto a las no optimizadas, cuyos incrementos fueron de 36.10% y 21.14% en el módulo de elasticidad, respectivamente; mientras que en ceba los incrementos fueron de 53.04% y 10.06% , respectivamente. En la Figura 4.18 se muestran las deformaciones en muestras optimizadas y no optimizadas, consiguiendo una deformación homogénea con respecto a la dirección de fabricación en muestras optimizadas.

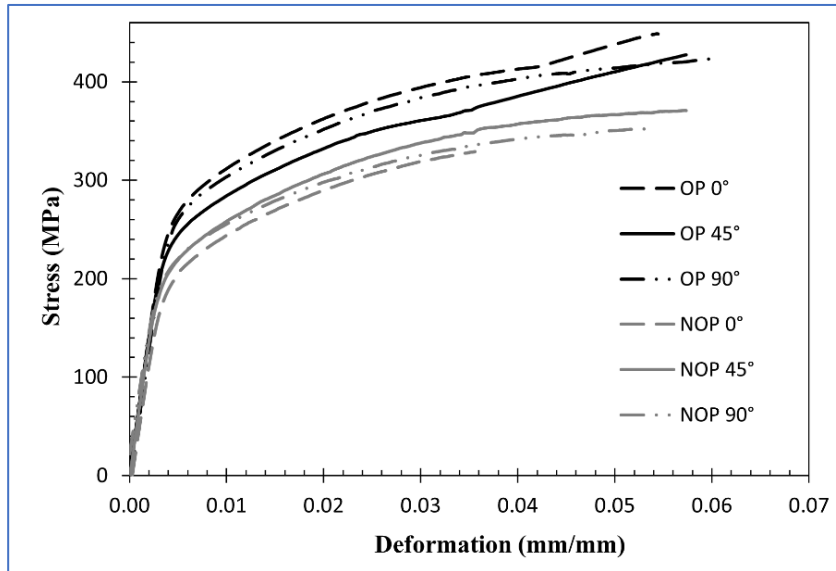


Figura 4.16. Las curvas de Esfuerzo Vs Deformación de muestras No Optimizadas (NOP) y Optimizadas (OP) según la orientación de la plataforma de construcción (0°, 45° y 90°).

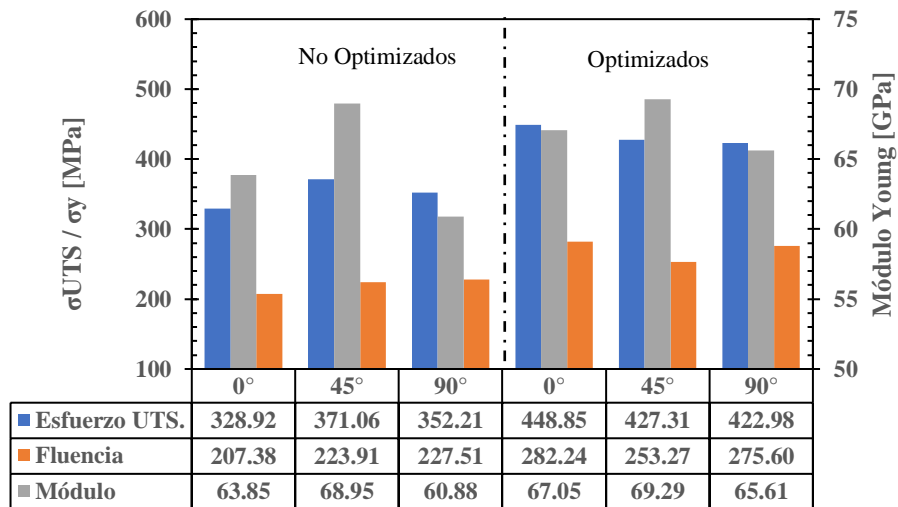


Figura 4.17 Gráfico de barras de resistencia máxima a la tracción (UTS), límite elástico (σ_y) y módulo de elasticidad en direcciones de 0°, 45° y 90° para muestras optimizadas y no optimizadas de AISi10Mg.

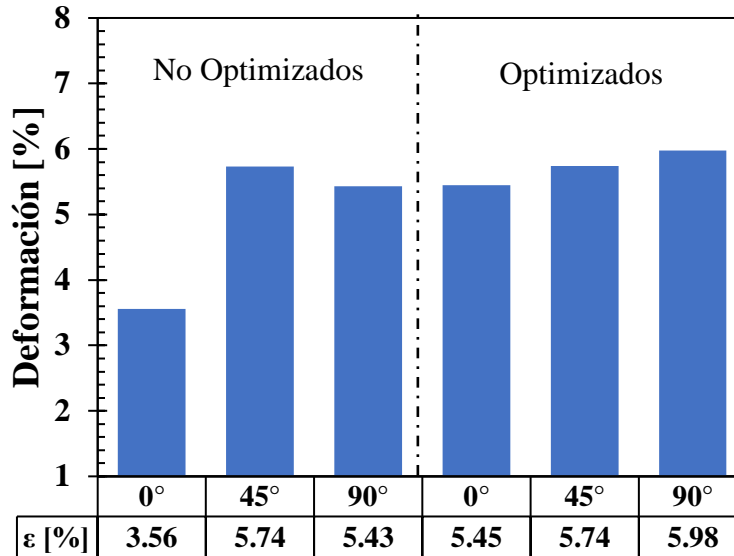


Figura 4.18 Gráfico de barras de Deformación ϵ [%] en direcciones de 0°, 45° y 90° para muestras optimizadas y no optimizadas de AISi10Mg.

La respuesta mecánica de las muestras optimizadas, independientemente de la dirección de fabricación, mejoró las propiedades de tracción en todos los aspectos, es coherente con los hallazgos de investigaciones previas [137], [138]. Por lo tanto, la DR optimizada mejoró las propiedades de tracción de las muestras de AISi10Mg debido a la reducción de los poros (0.02 %) y la reducción del rango de tamaño de los poros (6.45 μm – 7.26 μm) en comparación con las muestras no optimizadas.

Los resultados de tracción obtenidos a través de los datos optimizados muestran un rendimiento superior en comparación con los componentes fabricados mediante el método tradicional de fundición a alta presión (por sus siglas en inglés HPDC). Los valores (UTS) oscilan entre 300 - 350 MPa [139]. Estos hallazgos son consistentes con investigaciones previas que destacan el potencial de la FSL para producir aleaciones de Al-Si con una resistencia superior a las aleaciones obtenidas por métodos tradicionales [83], [93], [140].

Después de los resultados del ensayo a tracción axial del material, se realiza un análisis de la superficie de fractura de la zona de falla. La fractografía es el estudio de las superficies de fractura de los materiales. Es una herramienta útil para determinar las causas y los mecanismos de la rotura, como se encuentra a continuación.

En la Figura 4.19 a) se alcanza a observar dos zonas de superficie, la zona de fractura (con línea discontinua de color rojo) en la superficie de fractura de las

15 de muestras optimizadas llevadas a ensayos de tracción. La fractura plana implicó que la microestructura experimentó menos deformación antes de la fractura, mientras que la microestructura en la fractura no plana debería experimentar más deformación antes de la fractura. Además, se puede ver que hay poros (de tamaño entre 27.8 y 132.5 μm) en la superficie de fractura de los 5 muestra. Los agujeros son los poros agrandados que se desarrollan a partir de los poros en el borde de las muestras y los pequeños poros en el interior de muestras (bajo el microscopio óptico) en la matriz durante la deformación.

En la Figura 4.19 b) se puede apreciar la superficie de la probeta, donde se distinguen huellas de hundimiento. Este fenómeno es probablemente el resultado del colapso de los poros presentes en el material. El colapso de los poros es un proceso que ocurre cuando la presión interna en un poro supera la resistencia del material circundante, lo que lleva a un hundimiento en la superficie. Además, se puede apreciar el inicio de la nucleación en un área del borde, con un ancho aproximado de 470.7 μm . Este hallazgo es consistente con la presencia de una grieta que se encuentra en la interfaz entre la zona superficial y el borde de la muestra. Esta grieta podría indicar el inicio de un proceso de fractura. Para mitigar esto se recomienda realizar una optimización de bordes de las muestras de manera que el diámetro exterior sea máximo el doble del diámetro interior. Este tipo de diseño ayuda a reducir la formación de marcas de hundimiento

En las Figura 4.19 c), d) y e) se encuentran partículas sin fundir debido a la oxidación que producen en el material el oxígeno $\text{O} \leq 0.1\%$ atrapado dentro de la cámara de fusión. Esto lo explican Louvis et al [141] quienes propusieron un mecanismo que describe cómo las capas de óxido afectan la formación de poros durante el proceso de MA de metales. Según su propuesta, la fuente de calor induce la evaporación de los óxidos en la superficie superior a la AF y los movimientos de presión de retroceso alteran las capas de óxido en la superficie inferior, mientras que los óxidos formados en el costado de la AF apenas se ven afectados. los finos fragmentos de óxido restantes pueden atrapar gas y partículas de polvo no fundidas ya que la AF no logra humectar el material circundante.

El deslizamiento entre capas de escaneo presente en la Figura 4.19 e) consiste en la separación completa de los sucesivos capas debido a la mala cohesión entre ellas y durante la aplicación de fuerza de tracción en AISi10Mg se debe a la fricción entre las capas del material que se está sometiendo a la prueba. La fricción entre las capas del material es una fuerza que se opone al movimiento relativo de las capas.

La zona del borde observa un poro circular típicos en la manufactura aditiva de metales mediante FSL, como se muestra en la Figura 4.19 f) Este poro tiene un diámetro mayor que los del interior de la pieza, debido a que la una E en el borde de las piezas es de 99.71 J/mm³ un 75% mayor que en el interior de la pieza con una densidad de energía óptima (E_{opt}) de 56.98 J/mm³. La alta densidad de energía provoca un efecto de ondulación inducido por una E que es mucho mayor que la energía óptima ($E \gg E_{opt}$), . Este fenómeno se debe a las fuerzas de tensión superficial que ejercen una fuerza de corte sobre la superficie del líquido. Mumtaz y Hopkinson [142] explicaron este fenómeno basándose en una diferencia de temperatura superficial entre el rayo láser y la zona de solidificación, causada por el movimiento del rayo láser. A medida que los gradientes térmicos disminuyen, la gravedad y la curvatura de la superficie contrarrestan la fuerza de corte externa, restaurando eventualmente la altura de la superficie del AF al nivel libre [143].

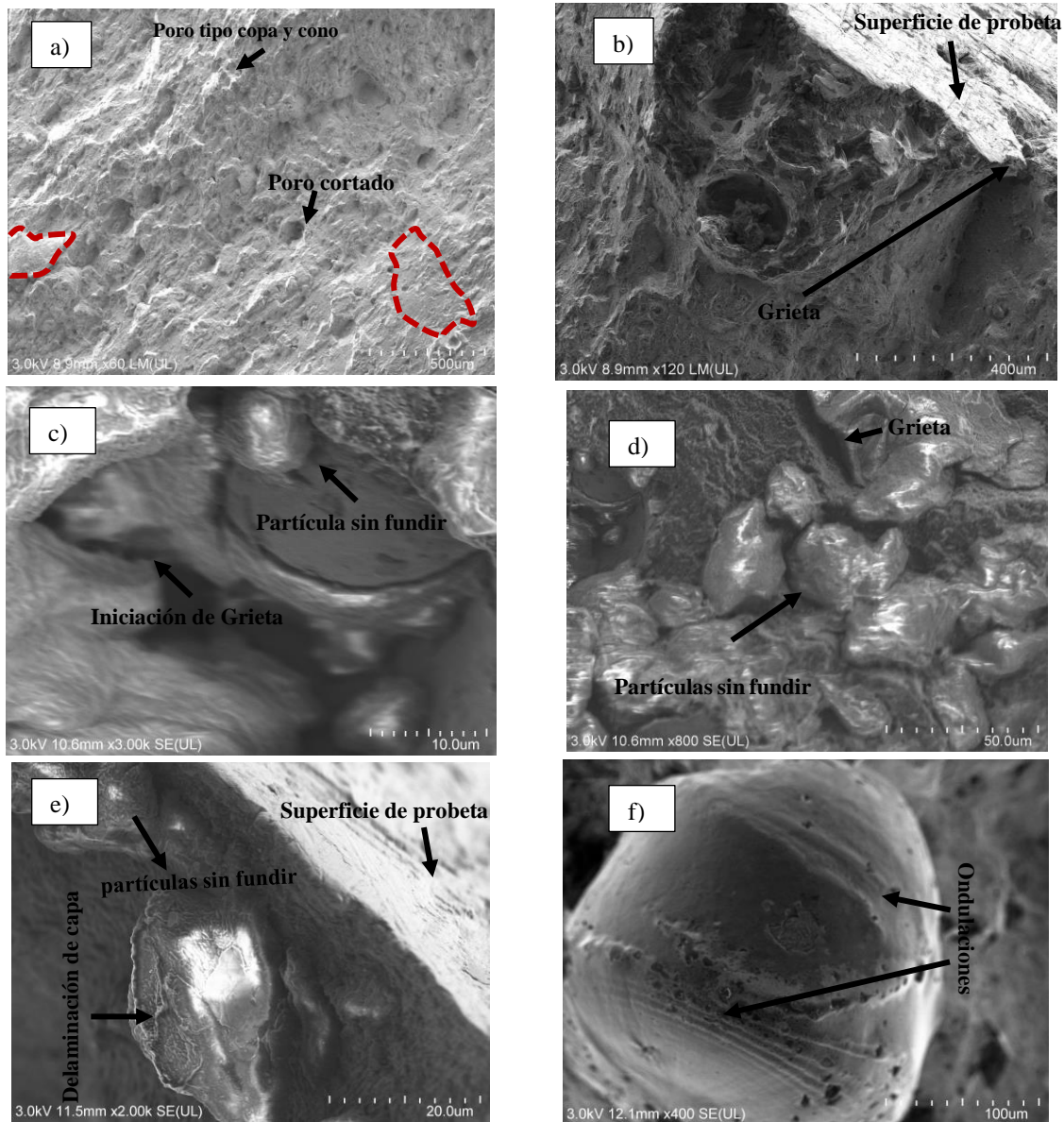


Figura 4.19 Fractografía de piezas de aleación AISi10Mg

4.8 Análisis de microdureza Vickers (HV).

La microdureza se considera un indicador importante de la uniformidad y la isotropía de las propiedades mecánicas en las piezas manufacturadas aditivamente [144]. La Figura 4.20 presenta las indentaciones de las secciones longitudinal y transversal de la aleación AISi10Mg construida con parámetros optimizados. Para ambas secciones, los valores de microdureza no fluctuaron significativamente, lo que indica la uniformidad de la microdureza en cada sección. Parece que la presencia de poros, materiales no fundidos no tuvieron efectos perceptibles sobre la microdureza de la muestra. El valor promedio de microdureza para la sección transversal plano XZ) y la sección longitudinal (plano XY) se calculó en 147.49 ± 3 y

146.16 ± 4 HV, resultados más altos que los fabricados tradicionalmente, con valores de 95–105 HV en piezas fundidas a alta presión (HPDC) [145] y 64–70 HV en la pieza fundida [146]

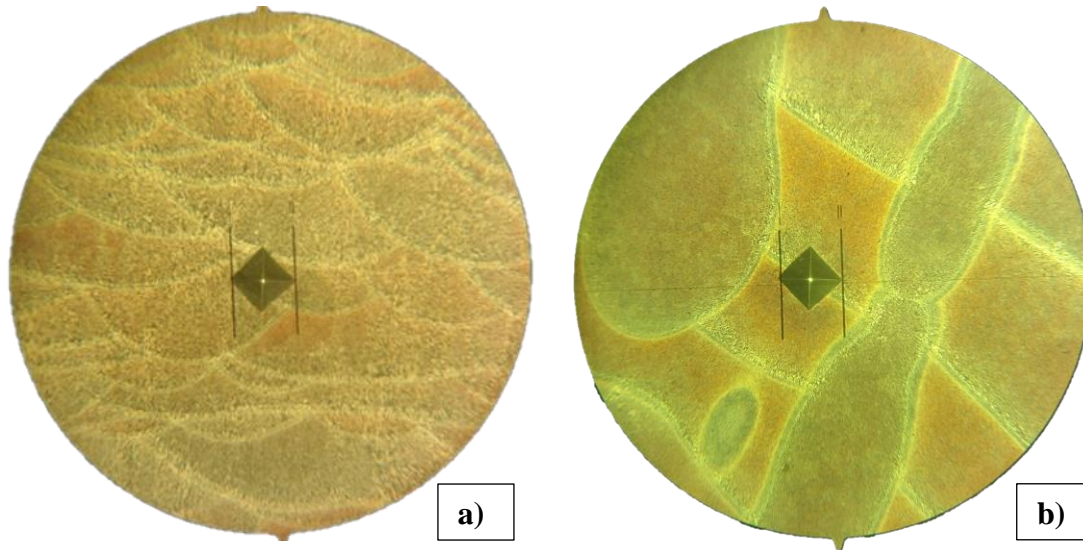


Figura 4.20 Indentaciones en muestras de AlSi10Mg a) Transversal y b) Longitudinal.

El valor promedio de microdureza de la muestra construida en este estudio fue consistente con el de la aleación AlSi10Mg fabricada por FSL (132 - 146 HV [147] y 136 -145 ± 1 HV [148]). Por ende, se puede inferir que ni la técnica de MA utilizada ni los parámetros del proceso (como la potencia del láser, la velocidad de escaneo, el espacio de los sombreados, etc.) influyen de manera significativa en la dureza de la aleación AlSi10Mg. La microdureza promedio de la aleación AlSi10Mg manufacturada con FSL en este estudio fue aproximadamente 39% superior a fundidas a alta presión (HPDC).

Resumen de capítulo

Con la conclusión de este capítulo dedicado a los resultados y análisis de la aleación AlSi10Mg, hemos logrado evidenciar cómo la manufactura aditiva no solo iguala, sino que en muchos casos supera, las propiedades mecánicas obtenidas mediante métodos de fabricación tradicionales. Los resultados obtenidos en términos de tracción y microdureza resaltan el potencial de la manufactura aditiva para producir componentes con características mecánicas mejoradas, ofreciendo una clara ventaja en aplicaciones donde la resistencia y durabilidad son cruciales.

La investigación reveló una microestructura distintiva en las muestras estudiadas, caracterizada por la presencia de granos finos en el centro de la alberca de fusión y granos gruesos en el límite de la alberca de fusión. Este hallazgo es particularmente significativo ya que subraya la influencia de los parámetros de

proceso en la morfología microestructural de las piezas fabricadas, lo que a su vez afecta sus propiedades mecánicas finales.

Además, la propuesta de una ecuación predictiva para futuros resultados de parámetros de proceso representa un avance significativo en el campo de la manufactura aditiva. Esta herramienta analítica no solo facilita la selección de parámetros óptimos sin la necesidad de extensos ensayos experimentales, sino que también promete acelerar el desarrollo de nuevas aplicaciones y la implementación de esta tecnología en la producción industrial.

Al avanzar hacia el futuro, estos hallazgos no solo subrayan la viabilidad de la manufactura aditiva como una alternativa académica para la fabricación de componentes metálicos, sino que también establecen un punto de partida sólido para futuras investigaciones. La exploración continuada de las relaciones entre los parámetros de proceso, la microestructura y las propiedades mecánicas es esencial para desbloquear todo el potencial de la manufactura aditiva. Asimismo, la ecuación predictiva propuesta ofrece un recurso valioso para investigadores y profesionales de la industria, alentando la experimentación y la innovación en el diseño de procesos de fabricación aditiva.

CONCLUSIONES

Se investigaron los efectos de los parámetros del proceso sobre la reducción de la porosidad, las características de la microestructura y las propiedades de tracción de las piezas de AlSi10Mg fabricadas mediante fusión selectiva por láser. Las principales conclusiones fueron las siguientes:

1. Las densidades relativas medidas, según la ventana de procesamiento propuesta, fueron superiores al 99.62%, sin fisuras aparentes y un porcentaje menor de poros en sección longitudinal y transversal.
2. El análisis de varianza se realizó a través de un modelo de regresión lineal múltiple y encontró que la potencia del láser fue el parámetro de proceso más significativo entre los factores estudiados cuya contribución a la respuesta de densidad relativa fue del 72%.
3. Se ha llevado a cabo un proceso de optimización para maximizar la respuesta de densidad relativa como función objetivo y se obtuvieron parámetros de proceso óptimos: potencia láser de 400 W, velocidad de escaneo de 1800 mm/s y enfoque láser de 0 mm calculado mediante un modelo de regresión lineal múltiple. De acuerdo con el modelo estático, la densidad relativa se predijo en un 99.6%, mientras que la densidad relativa medida resultó en un 99.98%.
4. En términos de porosidad, el diseño experimental inicial mostró que las muestras presentaban una porosidad mínima del 0.36 %. Sin embargo, tras la optimización de los parámetros de procesamiento mediante el método de Taguchi, la validación de esta optimización demostró una porosidad reducida al 0.02 %. Esto representa una reducción del 94.44 % en la porosidad, confirmando así la hipótesis planteada en esta investigación.
5. Este proceso de experimentación y optimización permite identificar los factores y niveles más adecuados para la manufacturar, lo que a su vez puede conducir a mejoras significativas en la calidad y rendimiento del producto final.
6. Debido al meticuloso diseño de experimentos y la optimización de los parámetros de manufactura, se logró desarrollar una ecuación predictiva de gran valor. Esta herramienta matemática permite anticipar las combinaciones de parámetros que pueden resultar en diferentes densidades relativas, ofreciendo así una visión previa del resultado potencial antes de proceder a la fabricación física de componentes futuros.

7. La ecuación propuesta en esta Tesis representa un paso significativo hacia la eficiencia y la economía en el proceso de manufactura, permitiendo ajustes proactivos y toma de decisiones informadas para maximizar la calidad y minimizar el desperdicio, allanando el camino para una fabricación más precisa y predecible.
8. Se realizó una caracterización de la microestructura en muestras de AlSi10Mg que presentaban en las albercas de fusión. En las zonas centrales se observaron granos celulares finos, mientras que los límites de las albercas de fusión mostraron granos más gruesos.
9. Las Zonas Afectadas por la Temperatura se ubican inmediatamente detrás de las áreas de solidificación gruesa, extendiéndose en un rango de 0.17 a 0.73 micrómetros. En estas áreas críticas, se observa que la red fibrosa de silicio sufre un proceso de fragmentación, resultando en la formación de pequeñas partículas.
10. Se realizaron ensayos de tracción tanto en muestras optimizadas como no optimizadas. Las propiedades de tracción de las muestras optimizadas presentaron un mejor desempeño que las no optimizadas en todos los aspectos debido a la optimización y reducción de poros realizada en este estudio.
11. Este estudio revela cómo los parámetros de procesamiento afectan las propiedades de las piezas manufacturadas por FSL. Destaca el uso del método Taguchi para optimizar estos parámetros, lo que resulta en piezas de mayor densidad y mejor rendimiento mecánico.
12. La técnica de FSL y los parámetros del proceso no afectan la microdureza de la aleación AlSi10Mg. La microdureza de la aleación manufacturada en este estudio en las secciones transversales (plano XZ) y longitudinales (plano XY) arrojaron valores promedio de 147.49 ± 3 HV y 146.16 ± 4 HV, respectivamente. Estos resultados superan notablemente un 39% a los métodos de fabricación tradicionales.

RECOMENDACIONES

A partir del estudio llevado a cabo, se elaboran una serie de recomendaciones detalladas dirigidas a optimizar el análisis y la caracterización de los parámetros críticos en las zonas de bordes y en las capas superficiales de las muestras manufacturadas aditivamente con AlSi10Mg. Estas recomendaciones están diseñadas para mejorar tanto la calidad como las propiedades mecánicas de las piezas fabricadas mediante este proceso. A continuación, se detallan estas recomendaciones:

Optimización de Parámetros de Manufactura: Es crucial realizar una optimización detallada de los parámetros de manufactura aditiva, incluyendo potencia del láser, velocidad de escaneo, espesor de capa y estrategia de hachurado. Estos ajustes deben enfocarse en minimizar las tensiones residuales y la porosidad, especialmente en las zonas de bordes y capas superficiales, donde estas imperfecciones pueden tener un impacto significativo en las propiedades mecánicas y la durabilidad de las piezas.

Tratamientos Post-Procesamiento: Se sugiere la implementación de tratamientos térmicos específicos post-procesamiento para aliviar tensiones residuales y mejorar la homogeneidad microestructural en las zonas afectadas por la temperatura. La solución y el envejecimiento podrían ser particularmente efectivos para las aleaciones AlSi10Mg, mejorando la ductilidad y resistencia a la fatiga.

Análisis Microestructural Detallado: Para una comprensión más profunda de las propiedades resultantes, se recomienda realizar un análisis microestructural detallado en las zonas de bordes y capas superficiales. Este análisis debe incluir técnicas avanzadas como la microscopía electrónica de barrido (SEM), difracción de rayos X (DRX) y microscopía electrónica de transmisión (TEM) para evaluar la morfología de grano, la presencia de fases y la distribución de elementos de aleación.

Implementación de Técnicas de Acabado Superficial: Considerar la aplicación de técnicas de acabado superficial, como el pulido mecánico, el granallado o el tratamiento láser, para mejorar la calidad superficial de las zonas de bordes y capas superficiales. Estos procesos pueden ayudar a reducir la rugosidad superficial, eliminando concentradores de esfuerzos que pueden ser puntos de inicio para la propagación de grietas.

Evaluación Continua y Ajuste de Estrategias de Escaneo: Es aconsejable evaluar continuamente el impacto de las estrategias de escaneo láser en la calidad y propiedades de las capas superficiales y bordes. La adaptación de estrategias de escaneo podría incluir la variación de la orientación de las líneas de escaneo y la implementación de estrategias de escaneo secuencial o alternado para mitigar la acumulación de calor y sus efectos adversos.

Investigación Futura: Finalmente, se recomienda la continuación de la investigación en la caracterización de estas zonas críticas bajo diferentes condiciones de manufactura aditiva, extendiendo el estudio a otras aleaciones de aluminio y tecnologías de fabricación aditiva, para generar un conjunto de datos más amplio que permita una optimización aún más precisa de los procesos.

Al seguir estas recomendaciones, se espera mejorar significativamente la calidad, rendimiento y confiabilidad de las piezas fabricadas aditivamente mediante la técnica de FSL con AlSi10Mg, potenciando su aplicación en industrias exigentes como la aeroespacial, automotriz y de defensa.

REFERENCIAS

- [1] V. Lavaert, M. Moors, E. Wettinck, R. Castañeda, y L. Goyos, «Evaluación del efecto de modificadores y refinadores en el comportamiento mecánico y magnitud del rechupe de aleaciones Al-Si-Mg.», *Ing. Mecánica*, vol. 5, n.º 2, pp. 37-46, 2002.
- [2] T. DebRoy *et al.*, «Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties», *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, pp. 112-224, mar. 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [3] L. Yang *et al.*, *Additive manufacturing of metals: the technology, materials, design and production*. Springer, 2017.
- [4] N. Limbasiya, A. Jain, H. Soni, V. Wankhede, G. Krolczyk, y P. Sahlot, «A comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg», *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 21, pp. 1141-1176, nov. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.09.092.
- [5] X. Li *et al.*, «Effect of construction angles on microstructure and mechanical properties of AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting», *J. Alloys Compd.*, vol. 881, p. 160459, nov. 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.160459.
- [6] A. Boschetto, L. Bottini, y D. Pilone, «Effect of laser remelting on surface roughness and microstructure of AlSi10Mg selective laser melting manufactured parts», *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 113, n.º 9, pp. 2739-2759, abr. 2021, doi: 10.1007/s00170-021-06775-3.
- [7] Q. Yan, B. Song, y Y. Shi, «Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting», *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 41, pp. 199-208, mar. 2020, doi: 10.1016/j.jmst.2019.08.049.
- [8] X. Liu, C. Zhao, X. Zhou, Z. Shen, y W. Liu, «Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy», *Mater. Des.*, vol. 168, p. 107677, abr. 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107677.
- [9] A. Pascual, N. Ortega, S. Plaza, L. N. López de Lacalle, y E. Ukar, «Analysis of the influence of L-PBF porosity on the mechanical behavior of AlSi10Mg by XRCT-based FEM», *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 22, pp. 958-981, ene. 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.11.172.
- [10] J. C. Hastie, M. E. Kartal, L. N. Carter, M. M. Attallah, y D. M. Mulvihill, «Classifying shape of internal pores within AlSi10Mg alloy manufactured by laser powder bed fusion using 3D X-ray micro computed tomography: Influence of processing parameters and heat treatment», *Mater. Charact.*, vol. 163, p. 110225, may 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110225.
- [11] L. Zhao *et al.*, «Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg», *Addit. Manuf.*, vol. 56, p. 102914, ago. 2022, doi: 10.1016/j.addma.2022.102914.
- [12] P. Ferro, R. Meneghello, S. M. J. Razavi, F. Berto, y G. Savio, «Porosity Inducing Process Parameters in Selective Laser Melted AlSi10Mg Aluminium Alloy», *Phys. Mesomech.*, vol. 23, n.º 3, pp. 256-262, may 2020, doi: 10.1134/S1029959920030108.

- [13] Z. Wu *et al.*, «The effect of defect population on the anisotropic fatigue resistance of AlSi10Mg alloy fabricated by laser powder bed fusion», *Int. J. Fatigue*, vol. 151, p. 106317, oct. 2021, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2021.106317.
- [14] J. Delahaye, J. T. Tchuindjang, J. Lecomte-Beckers, O. Rigo, A. M. Habraken, y A. Mertens, «Influence of Si precipitates on fracture mechanisms of AlSi10Mg parts processed by Selective Laser Melting», *Acta Mater.*, vol. 175, pp. 160-170, ago. 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.06.013.
- [15] C. Weingarten, D. Buchbinder, N. Pirch, W. Meiners, K. Wissenbach, y R. Poprawe, «Formation and reduction of hydrogen porosity during selective laser melting of AlSi10Mg», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 221, pp. 112-120, jul. 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.02.013.
- [16] M. Giovagnoli, G. Silvi, M. Merlin, y M. T. Di Giovanni, «Optimisation of process parameters for an additively manufactured AlSi10Mg alloy: Limitations of the energy density-based approach on porosity and mechanical properties estimation», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 802, p. 140613, 2021.
- [17] G. K. Lewis y E. Schlienger, «Practical considerations and capabilities for laser assisted direct metal deposition», *Mater. Des.*, vol. 21, n.º 4, pp. 417-423, ago. 2000, doi: 10.1016/S0261-3069(99)00078-3.
- [18] P. Mercelis y J. Kruth, «Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting», *Rapid Prototyp. J.*, vol. 12, n.º 5, pp. 254-265, ene. 2006, doi: 10.1108/13552540610707013.
- [19] J. Praneeth, S. Venkatesh, y L. Sivarama Krishna, «Process parameters influence on mechanical properties of AlSi10Mg by SLM», *Mater. Today Proc.*, ene. 2023, doi: 10.1016/j.matpr.2022.12.222.
- [20] B. Amir, Y. Gale, A. Sadot, S. Samuha, y O. Sadot, «Study on the effects of manufacturing parameters on the dynamic properties of AlSi10Mg under dynamic loads using Taguchi procedure», *Mater. Des.*, vol. 223, p. 111125, nov. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.111125.
- [21] S. Bai, N. Perevoshchikova, Y. Sha, y X. Wu, «The Effects of Selective Laser Melting Process Parameters on Relative Density of the AlSi10Mg Parts and Suitable Procedures of the Archimedes Method», *Appl. Sci.*, vol. 9, n.º 3, Art. n.º 3, ene. 2019, doi: 10.3390/app9030583.
- [22] H. Hyer *et al.*, «Understanding the Laser Powder Bed Fusion of AlSi10Mg Alloy», *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 9, n.º 4, pp. 484-502, ago. 2020, doi: 10.1007/s13632-020-00659-w.
- [23] W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, y Z. Zhai, «Research on Microstructure and Properties of AlSi10Mg Fabricated by Selective Laser Melting», *Materials*, vol. 15, n.º 7, Art. n.º 7, ene. 2022, doi: 10.3390/ma15072528.
- [24] W. Pan, Z. Ye, Y. Zhang, Y. Liu, B. Liang, y Z. Zhai, «Research on microstructure and properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting», *Materials*, vol. 15, n.º 7, p. 2528, 2022.
- [25] A. H. Maamoun, Y. F. Xue, M. A. Elbestawi, y S. C. Veldhuis, «Effect of selective laser melting process parameters on the quality of al alloy parts: Powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy», *Materials*, vol. 11, n.º 12, p. 2343, 2018.

- [26] H. Hyer *et al.*, «Understanding the Laser Powder Bed Fusion of AlSi10Mg Alloy», *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 9, n.º 4, pp. 484-502, ago. 2020, doi: 10.1007/s13632-020-00659-w.
- [27] H. Wu, J. Li, Z. Wei, y P. Wei, «Effect of processing parameters on forming defects during selective laser melting of AlSi10Mg powder», *Rapid Prototyp. J.*, vol. 26, n.º 5, pp. 871-879, ene. 2020, doi: 10.1108/RPJ-07-2018-0184.
- [28] B. Amir, Y. Gale, A. Sadot, S. Samuha, y O. Sadot, «Study on the effects of manufacturing parameters on the dynamic properties of AlSi10Mg under dynamic loads using Taguchi procedure», *Mater. Des.*, vol. 223, p. 111125, nov. 2022, doi: 10.1016/j.matdes.2022.111125.
- [29] J. Praneeth, S. Venkatesh, y L. Sivarama Krishna, «Process parameters influence on mechanical properties of AlSi10Mg by SLM», *Mater. Today Proc.*, ene. 2023, doi: 10.1016/j.matpr.2022.12.222.
- [30] L. Cui *et al.*, «Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys», *Opt. Laser Technol.*, vol. 150, p. 107952, jun. 2022, doi: 10.1016/j.optlastec.2022.107952.
- [31] T. Hirata, T. Kimura, y T. Nakamoto, «Effects of hot isostatic pressing and internal porosity on the performance of selective laser melted AlSi10Mg alloys», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 772, p. 138713, ene. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2019.138713.
- [32] B. J. Mfusi, L. C. Tshabalala, A. P. I. Popoola, y N. R. Mathe, «The effect of selective laser melting build orientation on the mechanical properties of AlSi10Mg parts», *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 430, n.º 1, p. 012028, sep. 2018, doi: 10.1088/1757-899X/430/1/012028.
- [33] C. K. Chua, X. Tian, W. Yu, y S. L. Sing, «Effects of re-melting strategies on densification behavior and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg parts», 2018.
- [34] A. A. Raus, M. S. Wahab, M. Ibrahim, K. Kamarudin, A. Ahmed, y S. Shamsudin, «Mechanical and physical properties of AlSi10Mg processed through selective laser melting», *AIP Conf. Proc.*, vol. 1831, n.º 1, p. 020027, abr. 2017, doi: 10.1063/1.4981168.
- [35] R. K. Shah y P. P. Dey, «Process parameter optimization of dmls process to produce AlSi10Mg components», *J. Phys. Conf. Ser.*, vol. 1240, n.º 1, p. 012011, jul. 2019, doi: 10.1088/1742-6596/1240/1/012011.
- [36] Z. H. Xiong, S. L. Liu, S. F. Li, Y. Shi, Y. F. Yang, y R. D. K. Misra, «Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 740-741, pp. 148-156, ene. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.083.
- [37] Y. Bai, Y. Yang, Z. Xiao, M. Zhang, y D. Wang, «Process optimization and mechanical property evolution of AlSiMg0.75 by selective laser melting», *Mater. Des.*, vol. 140, pp. 257-266, feb. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2017.11.045.
- [38] T. Kimura, T. Nakamoto, M. Mizuno, y H. Araki, «Effect of silicon content on densification, mechanical and thermal properties of Al-xSi binary alloys fabricated using selective laser melting», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 682, pp. 593-602, ene. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.11.059.

- [39] I. Gibson, D. W. Rosen, y B. Stucker, *Additive Manufacturing Technologies*. Boston, MA: Springer US, 2010. doi: 10.1007/978-1-4419-1120-9.
- [40] R. Lumley, «Fundamentals of Aluminium Metallurgy», p. 594.
- [41] «Wohlers Report 2023», Wohlers Associates. Accedido: 10 de abril de 2023. [En línea]. Disponible en: <https://wohlersassociates.com/product/wr2023/>
- [42] B. Dutta y F. H. Froes, *Additive manufacturing of titanium alloys: state of the art, challenges and opportunities*. Boston: Butterworth-Heinemann is an imprint of Elsevier, 2016.
- [43] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, y C. Emmelmann, «Additive manufacturing of metals», *Acta Mater.*, vol. 117, pp. 371-392, sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [44] L. Yang *et al.*, *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. en Springer Series in Advanced Manufacturing. Springer International Publishing, 2017. Accedido: 3 de abril de 2018. [En línea]. Disponible en: [//www.springer.com/la/book/9783319551272](http://www.springer.com/la/book/9783319551272)
- [45] I. Maskery *et al.*, «Fatigue performance enhancement of selectively laser melted aluminium alloy by heat treatment», p. 10.
- [46] M. Tang y P. C. Pistorius, «Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting», *Int. J. Fatigue*, vol. 94, pp. 192-201, ene. 2017, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002.
- [47] I. Rosenthal, A. Stern, y N. Frage, «Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 682, pp. 509-517, ene. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2016.11.070.
- [48] F. Trevisan *et al.*, «On the selective laser melting (SLM) of the AlSi10Mg alloy: process, microstructure, and mechanical properties», *Materials*, vol. 10, n.º 1, p. 76, 2017.
- [49] N. T. Aboulkhair, N. M. Everitt, I. Ashcroft, y C. Tuck, «Reducing porosity in AlSi10Mg parts processed by selective laser melting», *Addit. Manuf.*, vol. 1-4, pp. 77-86, oct. 2014, doi: 10.1016/j.addma.2014.08.001.
- [50] A. Ahmed, W. M. S., R. A. A., K. K., Q. Bakhsh, y D. Ali, «Effects of Selective Laser Melting Parameters on Relative Density of AlSi10Mg», *Int. J. Eng. Technol.*, vol. 8, n.º 6, pp. 2552-2557, dic. 2016, doi: 10.21817/ijet/2016/v8i6/160806209.
- [51] A. Maamoun, Y. Xue, M. Elbestawi, y S. Veldhuis, «Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Quality of Al Alloy Parts: Powder Characterization, Density, Surface Roughness, and Dimensional Accuracy», *Materials*, vol. 11, n.º 12, p. 2343, nov. 2018, doi: 10.3390/ma11122343.
- [52] S. Bai, N. Perevoshchikova, Y. Sha, y X. Wu, «The Effects of Selective Laser Melting Process Parameters on Relative Density of the AlSi10Mg Parts and Suitable Procedures of the Archimedes Method», *Appl. Sci.*, vol. 9, n.º 3, p. 583, feb. 2019, doi: 10.3390/app9030583.
- [53] W. E. King *et al.*, «Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, n.º 12, pp. 2915-2925, dic. 2014, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.06.005.
- [54] N. T. Aboulkhair, I. Maskery, C. Tuck, I. Ashcroft, y N. M. Everitt, «On the formation of AlSi10Mg single tracks and layers in selective laser melting:

- Microstructure and nano-mechanical properties», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 230, pp. 88-98, abr. 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.11.016.
- [55] L. Cui *et al.*, «Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys», *Opt. Laser Technol.*, vol. 150, p. 107952, 2022.
- [56] J. G. Santos Macías, T. Douillard, L. Zhao, E. Maire, G. Pyka, y A. Simar, «Influence on microstructure, strength and ductility of build platform temperature during laser powder bed fusion of AlSi10Mg», *Acta Mater.*, vol. 201, pp. 231-243, dic. 2020, doi: 10.1016/j.actamat.2020.10.001.
- [57] Z. H. Xiong, S. L. Liu, S. F. Li, Y. Shi, Y. F. Yang, y R. D. K. Misra, «Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 740-741, pp. 148-156, ene. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.083.
- [58] J. O. Milewski, *Additive Manufacturing of Metals: From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry*. Springer, 2017.
- [59] Q. Shi, D. Gu, M. Xia, S. Cao, y T. Rong, «Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites», *Opt. Laser Technol.*, vol. 84, pp. 9-22, oct. 2016, doi: 10.1016/j.optlastec.2016.04.009.
- [60] M. N. S. Ballesteros, *Tecnología de proceso y transformación de materiales*. Univ. Politèc. de Catalunya, 2009.
- [61] J. Zhang, B. Song, Q. Wei, D. Bourell, y Y. Shi, «A review of selective laser melting of aluminum alloys: Processing, microstructure, property and developing trends», *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, n.º 2, pp. 270-284, feb. 2019, doi: 10.1016/j.jmst.2018.09.004.
- [62] S. Gialanella y A. Malandrucolo, *Aerospace Alloys*. en Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering. Cham: Springer International Publishing, 2020. doi: 10.1007/978-3-030-24440-8.
- [63] «(Metals Handbook) Asm - ASM Metals Handbook, Vol 02 Properties and Selection_ Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Volume 2-ASM International (1.pdf)».
- [64] I. J. Polmear, *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*, 4th ed. Oxford ; Burlington, MA: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2006.
- [65] J. E. Gruzleski y B. M. Closset, «The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys», p. 263.
- [66] V. Lavaert, M. Moors, E. Wettinck, R. Castañeda, y L. Goyos, «Evaluación del efecto de modificadores y refinadores en el comportamiento mecánico y magnitud del rechupe de aleaciones Al-Si-Mg.», p. 11.
- [67] M. I. R. Perna, «High Performing Cast Aluminium-Silicon Alloys», p. 54.
- [68] «SLM Solutions Group AG: SLM® Metal Powder». Accedido: 15 de julio de 2020. [En línea]. Disponible en: <https://www.slm-solutions.com/en/products/accessories-consumables/slmr-metal-powder/>
- [69] A. E. V y G. A. O. P, «METALURGIA BÁSICA DE ALGUNAS ALEACIONES DE ALUMINIO EXTRUIDAS O LAMINADAS», *Rev. Colomb. Mater.*, n.º 2, Art. n.º 2, feb. 2012, doi: 10.17533/udea.rcm.11281.

- [70] E. Maffia, «Estructura y propiedades de las aleaciones-Aluminio y sus aleaciones», *Comput Methods Appl Mech Eng*, vol. 200, n.º 2, pp. 595-602, 2013.
- [71] «Fundamentals-of-Solidification-W-Kurz-D-J-Fisher-4th-pdf.pdf».
- [72] W. E. Frazier, «Metal Additive Manufacturing: A Review», *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, n.º 6, pp. 1917-1928, jun. 2014, doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
- [73] A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, y K. Hayward, «Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges», *Appl. Sci.*, vol. 11, n.º 3, Art. n.º 3, ene. 2021, doi: 10.3390/app11031213.
- [74] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, y K. W. Dalgarno, «A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties», *Prog. Mater. Sci.*, vol. 74, pp. 401-477, oct. 2015, doi: 10.1016/j.pmatsci.2015.03.002.
- [75] T. Lienert, T. Siewert, S. Babu, y V. Acoff, «Fundamentals of weld solidification», *ASM Handb.*, vol. 6, pp. 69-114, 2011.
- [76] K. G. Prashanth y J. Eckert, «Formation of metastable cellular microstructures in selective laser melted alloys», *J. Alloys Compd.*, vol. 707, pp. 27-34, jun. 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.12.209.
- [77] W. J. Boettinger y D. K. Banerjee, «7 - Solidification», en *Physical Metallurgy (Fifth Edition)*, D. E. Laughlin y K. Hono, Eds., Oxford: Elsevier, 2014, pp. 639-850. doi: 10.1016/B978-0-444-53770-6.00007-1.
- [78] R. E. Smallman y A. H. W. Ngan, «Chapter 3 - Solidification», en *Modern Physical Metallurgy (Eighth Edition)*, R. E. Smallman y A. H. W. Ngan, Eds., Oxford: Butterworth-Heinemann, 2014, pp. 93-119. doi: 10.1016/B978-0-08-098204-5.00003-1.
- [79] H. Fredriksson y U. Åkerlind, «Solidification and Crystallization Processing in Metals and Alloys | Wiley», Wiley.com. Accedido: 8 de noviembre de 2023. [En línea]. Disponible en: <https://www.wiley.com/en-se/Solidification+and+Crystallization+Processing+in+Metals+and+Alloys-p-9781119978329>
- [80] H. Gong, K. Rafi, H. Gu, T. Starr, y B. Stucker, «Analysis of defect generation in Ti-6Al-4V parts made using powder bed fusion additive manufacturing processes», *Addit. Manuf.*, vol. Complete, n.º 1-4, pp. 87-98, 2014, doi: 10.1016/j.addma.2014.08.002.
- [81] A. Hussein, L. Hao, C. Yan, y R. Everson, «Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting», *Mater. Des. 1980-2015*, vol. 52, pp. 638-647, dic. 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.05.070.
- [82] Z. Xiaobo, D. Xin'an, y Y. Lijun, «Study on Balling Phenomena in Selective Laser Melting», *Laser Optoelectron. Prog.*, vol. 51, n.º 6, p. 061401, may 2014, doi: 10.3788/lop51.061401.
- [83] L. Thijs, K. Kempen, J.-P. Kruth, y J. Van Humbeeck, «Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder», *Acta Mater.*, vol. 61, n.º 5, pp. 1809-1819, mar. 2013, doi: 10.1016/j.actamat.2012.11.052.

- [84] X. Z.W., Q. Wang, X.-S. Wang, C. H. Tan, M. H. Guo, y P. B. Gao, «High cycle fatigue performance of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting», *Mech. Mater.*, vol. 148, p. 103499, jun. 2020, doi: 10.1016/j.mechmat.2020.103499.
- [85] A. Serjouei *et al.*, «Strength-hardness relationship for AlSi10Mg alloy produced by laser powder bed fusion: An experimental study», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 861, p. 144345, dic. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.144345.
- [86] C. M. Laursen, S. A. DeJong, S. M. Dickens, A. N. Exil, D. F. Susan, y J. D. Carroll, «Relationship between ductility and the porosity of additively manufactured AlSi10Mg», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 795, p. 139922, sep. 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.139922.
- [87] H. Yang *et al.*, «Defects control of aluminum alloys and their composites fabricated via laser powder bed fusion: A review», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 319, p. 118064, oct. 2023, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2023.118064.
- [88] X. P. Li, K. M. O'Donnell, y T. B. Sercombe, «Selective laser melting of Al-12Si alloy: Enhanced densification via powder drying», *Addit. Manuf.*, vol. C, n.º 10, pp. 10-14, 2016, doi: 10.1016/j.addma.2016.01.003.
- [89] K. N. Amato *et al.*, «Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting», *Acta Mater.*, vol. 60, n.º 5, pp. 2229-2239, mar. 2012, doi: 10.1016/j.actamat.2011.12.032.
- [90] L. Facchini, N. Vicente, I. Lonardelli, E. Magalini, P. Robotti, y A. Molinari, «Metastable Austenite in 17-4 Precipitation-Hardening Stainless Steel Produced by Selective Laser Melting», *Adv. Eng. Mater.*, vol. 12, n.º 3, pp. 184-188, abr. 2010, doi: 10.1002/adem.200900259.
- [91] Y. Li y D. Gu, «Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder», *Mater. Des.*, vol. 63, pp. 856-867, nov. 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.07.006.
- [92] B. Song *et al.*, «Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: A review», *Front. Mech. Eng.*, vol. 10, n.º 2, pp. 111-125, jun. 2015, doi: 10.1007/s11465-015-0341-2.
- [93] K. G. Prashanth *et al.*, «Microstructure and mechanical properties of Al-12Si produced by selective laser melting: Effect of heat treatment», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 590, pp. 153-160, ene. 2014, doi: 10.1016/j.msea.2013.10.023.
- [94] T. Kimura y T. Nakamoto, «Microstructures and mechanical properties of A356 (AlSi7Mg0.3) aluminum alloy fabricated by selective laser melting», *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 1294-1301, ene. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.065.
- [95] N. Read, W. Wang, K. Essa, y M. M. Attallah, «Selective laser melting of AlSi10Mg alloy: Process optimisation and mechanical properties development», *Mater. Des. 1980-2015*, vol. 65, pp. 417-424, ene. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.09.044.
- [96] L. Thijs, F. Verhaeghe, T. Craeghs, J. V. Humbeeck, y J.-P. Kruth, «A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V», *Acta Mater.*, vol. 58, n.º 9, pp. 3303-3312, may 2010, doi: 10.1016/j.actamat.2010.02.004.

- [97] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, y J.-P. Kruth, «Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting», *Phys. Procedia*, vol. 39, pp. 439-446, ene. 2012, doi: 10.1016/j.phpro.2012.10.059.
- [98] D. Buchbinder, W. Meiners, E. Brandl, y et al, «Generative Fertigung von Aluminiumbauteilen für die Serienproduktion - AluGenerativ», Fraunhofer ILT, Aachen, 2010.
- [99] T. DebRoy *et al.*, «Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties», *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, pp. 112-224, mar. 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [100] K. Kempen, L. Thijs, J. Van Humbeeck, y J.-P. Kruth, «Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation», *Mater. Sci. Technol.*, vol. 31, n.º 8, pp. 917-923, jun. 2015, doi: 10.1179/1743284714Y.0000000702.
- [101] D. Manfredi *et al.*, «Direct Metal Laser Sintering: an additive manufacturing technology ready to produce lightweight structural parts for robotic applications», n.º 10, p. 10.
- [102] D. Manfredi, F. Calignano, M. Krishnan, R. Canali, E. Ambrosio, y E. Atzeni, «From Powders to Dense Metal Parts: Characterization of a Commercial AlSiMg Alloy Processed through Direct Metal Laser Sintering», *Materials*, vol. 6, n.º 3, pp. 856-869, mar. 2013, doi: 10.3390/ma6030856.
- [103] I. Rosenthal, A. Stern, y N. Frage, «Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Parts Produced by the Laser Beam Additive Manufacturing (AM) Technology», *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 3, n.º 6, pp. 448-453, dic. 2014, doi: 10.1007/s13632-014-0168-y.
- [104] «pio2-hpdc-aluminum.pdf». Accedido: 19 de septiembre de 2019. [En línea]. Disponible en: http://mastersonics.com/documents/mmm_applications/ultrasonic_metallurgy/pio2-hpdc-aluminum.pdf
- [105] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, y C. Emmelmann, «Additive manufacturing of metals», *Acta Mater.*, vol. 117, pp. 371-392, sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [106] L. Yang *et al.*, *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. en Springer Series in Advanced Manufacturing. Springer International Publishing, 2017. Accedido: 3 de abril de 2018. [En línea]. Disponible en: [//www.springer.com/la/book/9783319551272](http://www.springer.com/la/book/9783319551272)
- [107] H. Zhu, H. Zhang, X. Nie, J. Yin, Z. Hu, y X. Zeng, «Effect of Zirconium addition on crack, microstructure and mechanical behavior of selective laser melted Al-Cu-Mg alloy», *Scr. Mater.*, vol. 134, pp. 6-10, jun. 2017, doi: 10.1016/j.scriptamat.2017.02.036.
- [108] Y. Birol, «AlB3 master alloy to grain refine AlSi10Mg and AlSi12Cu aluminium foundry alloys», *J. Alloys Compd.*, vol. 513, pp. 150-153, feb. 2012, doi: 10.1016/j.jallcom.2011.10.010.
- [109] B. S. Murty, S. A. Kori, y M. Chakraborty, «Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying», *Int. Mater. Rev.*, vol. 47, n.º 1, pp. 3-29, feb. 2002, doi: 10.1179/095066001225001049.

- [110] D. Boot, P. Cooper, D. StJohn, y A. Dahle, «A Comparison of Grain Refiner Master Alloys for the Foundry», *Light Met. Proc. Sess. TMS Annu. Meet. Warrendale Pa.*, ene. 2002.
- [111] X. Nie, H. Zhang, H. Zhu, Z. Hu, L. Ke, y X. Zeng, «Effect of Zr content on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted Zr modified Al-4.24Cu-1.97Mg-0.56Mn alloys», *J. Alloys Compd.*, vol. 764, pp. 977-986, oct. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.06.032.
- [112] H. G. Pulido, «Análisis y diseño de experimentos», p. 564.
- [113] M. L. B. Leal, «CARACTERIZACIÓN DE FALLAS EN ESTRUCTURAS DELGADAS MANUFACTURADAS ADITIVAMENTE MEDIANTE FUSIÓN SELECTIVA LÁSER», p. 90.
- [114] J. H. Tan, W. L. E. Wong, y K. W. Dalgarno, «An overview of powder granulometry on feedstock and part performance in the selective laser melting process», *Addit. Manuf.*, vol. 18, pp. 228-255, dic. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.10.011.
- [115] A. H. Maamoun, Y. F. Xue, M. A. Elbestawi, y S. C. Veldhuis, «Effect of SLM Process Parameters on the Quality of Al Alloy Parts; Part I: Powder Characterization, Density, Surface Roughness, and Dimensional Accuracy», nov. 2018, doi: 10.20944/preprints201811.0025.v1.
- [116] G. Jacob, C. U. Brown, y M. A. Donmez, «The Influence of Spreading Metal Powders with Different Particle Size Distributions on the Powder Bed Density in Laser-Based Powder Bed Fusion Processes», mar. 2018, Accedido: 4 de mayo de 2020. [En línea]. Disponible en: <https://www.nist.gov/publications/influence-spreading-metal-powders-different-particle-size-distributions-powder-bed>
- [117] «Research trends in laser powder bed fusion of Al alloys within the last decade.pdf».
- [118] T. J. Mays, «A new classification of pore sizes», *Stud. Surf. Sci. Catal.*, vol. 160, n.º Characterization of Porous Solids VII, pp. 57-62, 2007.
- [119] M. Giovagnoli, G. Silvi, M. Merlin, y M. T. Di Giovanni, «Optimisation of process parameters for an additively manufactured AlSi10Mg alloy: Limitations of the energy density-based approach on porosity and mechanical properties estimation», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 802, p. 140613, ene. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2020.140613.
- [120] Z. H. Xiong, S. L. Liu, S. F. Li, Y. Shi, Y. F. Yang, y R. D. K. Misra, «Role of melt pool boundary condition in determining the mechanical properties of selective laser melting AlSi10Mg alloy», *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 740-741, pp. 148-156, ene. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2018.10.083.
- [121] L. Cui *et al.*, «Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi10Mg alloys», *Opt. Laser Technol.*, vol. 150, p. 107952, jun. 2022, doi: 10.1016/j.optlastec.2022.107952.
- [122] T. J. Mays, «A new classification of pore sizes», *Stud. Surf. Sci. Catal.*, vol. 160, n.º Characterization of Porous Solids VII, pp. 57-62, 2007.
- [123] S. Marola *et al.*, «A comparison of Selective Laser Melting with bulk rapid solidification of AlSi10Mg alloy», *J. Alloys Compd.*, vol. 742, pp. 271-279, abr. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.01.309.

- [124] A. Zakirov *et al.*, «Predictive modeling of laser and electron beam powder bed fusion additive manufacturing of metals at the mesoscale», *Addit. Manuf.*, vol. 35, p. 101236, 2020.
- [125] C. Tang, J. L. Tan, y C. H. Wong, «A numerical investigation on the physical mechanisms of single track defects in selective laser melting», *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 126, pp. 957-968, 2018.
- [126] J. L. Tan, C. Tang, y C. H. Wong, «A computational study on porosity evolution in parts produced by selective laser melting», *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 49, pp. 3663-3673, 2018.
- [127] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, y W. E. King, «Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones», *Acta Mater.*, vol. 108, pp. 36-45, 2016.
- [128] T. Yu y J. Zhao, «Quantitative simulation of selective laser melting of metals enabled by new high-fidelity multiphase, multiphysics computational tool», *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 399, p. 115422, 2022.
- [129] P. S. Cook y A. B. Murphy, «Simulation of melt pool behaviour during additive manufacturing: Underlying physics and progress», *Addit. Manuf.*, vol. 31, p. 100909, 2020.
- [130] A. A. Martin *et al.*, «Ultrafast dynamics of laser-metal interactions in additive manufacturing alloys captured by in situ X-ray imaging», *Mater. Today Adv.*, vol. 1, p. 100002, mar. 2019, doi: 10.1016/j.mtadv.2019.01.001.
- [131] N. P. Calta *et al.*, «An instrument for in situ time-resolved X-ray imaging and diffraction of laser powder bed fusion additive manufacturing processes», *Rev. Sci. Instrum.*, vol. 89, n.º 5, p. 055101, may 2018, doi: 10.1063/1.5017236.
- [132] N. D. Parab *et al.*, «Ultrafast X-ray imaging of laser-metal additive manufacturing processes», *J. Synchrotron Radiat.*, vol. 25, n.º 5, pp. 1467-1477, 2018.
- [133] H. Wang, B. Gould, M. Haddad, M. Moorehead, A. Couet, y S. J. Wolff, «In situ high-speed synchrotron X-ray imaging of laser-based directed energy deposition of the alloying process with dissimilar powders», *J. Manuf. Process.*, vol. 75, pp. 1003-1011, 2022.
- [134] R. Cunningham *et al.*, «Keyhole threshold and morphology in laser melting revealed by ultrahigh-speed x-ray imaging», *Science*, vol. 363, n.º 6429, pp. 849-852, 2019.
- [135] H. Wu *et al.*, «Effect of laser parameters on microstructure, metallurgical defects and property of AlSi10Mg printed by selective laser melting», *J. Micromechanics Mol. Phys.*, vol. 02, n.º 04, p. 1750017, dic. 2017, doi: 10.1142/S2424913017500175.
- [136] H. Wu *et al.*, «Selective laser melted AlSi10Mg alloy under melting mode transition: Microstructure evolution, nanomechanical behaviors and tensile properties», *J. Alloys Compd.*, vol. 873, p. 159823, ago. 2021, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.159823.
- [137] P. Ansari y M. U. Salamci, «On the selective laser melting based additive manufacturing of AlSi10Mg: The process parameter investigation through multiphysics simulation and experimental validation», *J. Alloys Compd.*, vol. 890, p. 161873, ene. 2022, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.161873.

- [138] C. G. Wang *et al.*, «Effect of building orientation and heat treatment on the anisotropic tensile properties of AlSi10Mg fabricated by selective laser melting», *J. Alloys Compd.*, vol. 895, p. 162665, feb. 2022, doi: 10.1016/j.jallcom.2021.162665.
- [139] CSIRO, Accedido: 1 de diciembre de 2023. [En línea]. Disponible en: <https://www.csiro.au/>
- [140] J. Wu, X. Q. Wang, W. Wang, M. M. Attallah, y M. H. Loretto, «Microstructure and strength of selectively laser melted AlSi10Mg», *Acta Mater.*, vol. 117, pp. 311-320, sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.012.
- [141] E. Louvis, P. Fox, y C. J. Sutcliffe, «Selective laser melting of aluminium components», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, n.º 2, pp. 275-284, feb. 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019.
- [142] K. A. Mumtaz y N. Hopkinson, «Selective Laser Melting of thin wall parts using pulse shaping», *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 210, n.º 2, pp. 279-287, ene. 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.09.011.
- [143] J. A. Ramos, D. L. Bourell, y J. J. Beaman, «Surface Over-Melt During Laser Polishing of Indirect-SLS Metal Parts», *MRS Proc.*, vol. 758, p. LL1.9, 2002, doi: 10.1557/PROC-758-LL1.9.
- [144] M. Ghasri-Khouzani *et al.*, «Comparing microstructure and hardness of direct metal laser sintered AlSi10Mg alloy between different planes», *J. Manuf. Process.*, vol. 37, pp. 274-280, ene. 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.12.005.
- [145] A. H. Maamoun, Y. F. Xue, M. A. Elbestawi, y S. C. Veldhuis, «The Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Al6061 and AlSi10Mg Alloys», *Materials*, vol. 12, n.º 1, Art. n.º 1, ene. 2019, doi: 10.3390/ma12010012.
- [146] K. Zygula, B. Nosek, H. Pasiowiec, y N. Szysiak, «Mechanical properties and microstructure of AlSi10Mg alloy obtained by casting and SLM technique», vol. 104, pp. 462-472, jul. 2018.
- [147] A. Tridello *et al.*, «Effect of microstructure, residual stresses and building orientation on the fatigue response up to 109 cycles of an SLM AlSi10Mg alloy», *Int. J. Fatigue*, vol. 137, p. 105659, ago. 2020, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105659.
- [148] S. M. Yusuf, M. Hoegden, y N. Gao, «Effect of sample orientation on the microstructure and microhardness of additively manufactured AlSi10Mg processed by high-pressure torsion», *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 106, n.º 9, pp. 4321-4337, feb. 2020, doi: 10.1007/s00170-019-04817-5.

ANEXOS A

A continuación, se detalla la información sobre la densidad de cada una de las muestras, diferenciando entre aquellas que no han sido optimizadas y aquellas que han pasado por un proceso de optimización, todo ello en concordancia con el método de densidad relativa.

Tabla A1. Densidades obtenidas de las cinco (5) muestras de cada experimento (Exp) estudiado en este proyecto con parámetros de proceso no optimizados.

Exp	Potencia (W)	Velocidad (mm/s)	Enfoque de láser (mm)	Muestras No optimizadas				
				1	2	3	4	5
1	300	1500	0	99.5238	99.5914	99.5149	99.5371	99.5939
2	300	1650	0.1	99.4955	99.4203	99.2948	99.4462	99.5954
3	300	1800	0.15	99.5039	99.5011	99.5166	99.5248	99.5216
4	350	1500	0.1	99.4429	99.4171	99.3907	99.3779	99.3900
5	350	1650	0.15	99.4046	99.4354	99.3355	99.4037	99.4919
6	350	1800	0	99.3601	99.4884	99.4538	99.4462	99.4862
7	400	1500	0.15	99.4763	99.6067	99.5604	99.5358	99.3832
8	400	1650	0	99.5094	99.5552	99.5321	99.8261	99.6502
9	400	1800	0.1	99.5168	99.6565	99.7433	99.5824	99.7409

Tabla A2. Densidades obtenidas de las cinco (5) muestras con parámetros de proceso no optimizados.

Optimizadas	
Muestra	Densidad relativa (%)
1	99.97894984
2	99.98478801
3	99.97836435
4	99.9805442
5	99.97862515
Promedio Densidad (%)	99.9802543

ANEXOS B

A continuación, se presentan en las tablas los datos promedio de las curvas de tracción correspondientes a las 5 muestras para cada ángulo de construcción, tanto para las muestras optimizadas como para las no optimizadas, junto con el tamaño de las piezas manufacturadas.

Tabla B1. Valores promedio de las propiedades mecánicas a tracción de muestras manufacturadas AISi10Mg con parámetros de proceso optimizados y no optimizados.

Angulo de construcción	Estado	σ [MPa]	ϵ [%]	ϵ [mm/mm]	σ_y [MPa]	Módulo de Young [GPa]
0	No optimizado	328.9211	3.5606	0.0356	207.3787	59.772
45		370.8051	5.7356	0.0573	223.9128	59.863
90		352.2148	5.4304	0.0543	227.5115	60.876
0	Optimizado	448.7112	5.4490	0.0544	282.2384	67.052
45		427.3101	5.7360	0.0573	253.2665	64.262
90		422.9807	5.9770	0.0597	275.6035	63.672

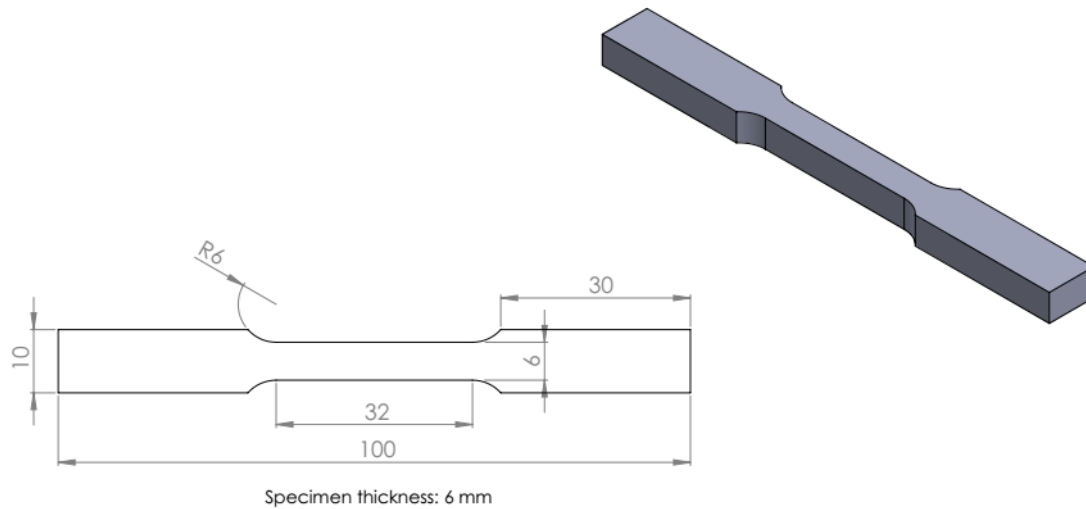


Figura B1. Dimensiones de probetas manufacturadas en este estudio.