

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



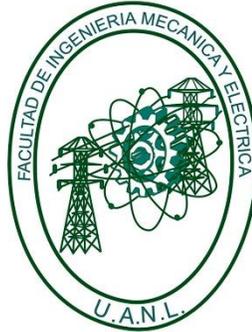
**MODELACIÓN TERMO-FLUIDA DE UN PROCESO DE FUSIÓN SELECTIVA
POR LÁSER DE UN ACERO INOXIDABLE 316L**

**Por:
JUAN DANIEL TREJOS TABORDA**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE:
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN
OCTUBRE DE 2024**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



**MODELACIÓN TERMO-FLUIDA DE UN PROCESO DE FUSIÓN SELECTIVA
POR LÁSER DE UN ACERO INOXIDABLE 316L**

**Por:
JUAN DANIEL TREJOS TABORDA**

**EN OPCIÓN AL GRADO DE:
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES**

**SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN
OCTUBRE DE 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 “Modelación termo-fluida de un proceso de fusión selectiva por láser de un acero inoxidable 316L”, realizada por el estudiante Juan Daniel Trejos Taborda, con número de matrícula 1887262, 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. Edgar Omar García Sánchez
Revisor

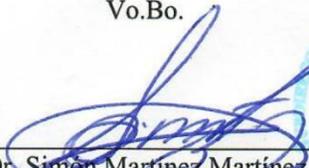
Dr. Marco Antonio L Hernández Rodríguez
Revisor

Dra. Flor Araceli García Castillo
Revisor

Dr. Jesús Antonio Romero Hernández
Revisor

Dr. Luis Arturo Reyes Osorio
Revisor

Vo.Bo.



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



Institución 190001

Programa 122608

Acta Núm. 355

Ciudad Universitaria, a 04 de octubre de 2024.

ABSTRACT

In laser powder bed fusion, the stability of melt pool dynamics determines the overall quality of a manufactured component by selective laser melting. In this work, numerical models were developed to simulate the selective laser melting process in order to fully understand the behavior of the melt pool dynamics. The numerical models take into account most of the manufacturing process, thermophysical properties and optical models in order to precisely simulate selective laser melting process. This research resulted in two optical models: the first optical model assumes the emitted laser energy interacts with the metallic powder bed by absorptivity gradient through the layer thickness; the second model discretizes the laser through the ray tracing method which interacts with metallic powder by reflection and refraction laws and optical properties of the material. Both optical models were simulated to obtain thermal histories of the process and evolution of melt pool dimensions. A new effective width criterion was proposed in the present research in order to accurately relate both calculated and measured dimensions of the melt pool.

RESUMEN

En fusión de cama de polvos metálicas, la estabilidad de la dinámica del charco (también conocida como alberca) de fusión determina la calidad total de un componente manufacturado por la técnica de fusión selectiva por láser. Por tanto, modelos numéricos fueron desarrollados con el fin de estudiar y entender el comportamiento de la dinámica de la alberca de fusión. Los modelos numéricos tienen en cuenta la mayoría de los parámetros del proceso de fusión selectiva por láser, propiedades termofísicas del material a procesar y modelos ópticos a fin de simular con precisión el proceso de fusión selectiva por láser. Esta investigación dio como resultado dos modelos ópticos: el primero asume que la energía emitida por la láser interactúa con el polvo metálico mediante un gradiente de absorptividad a través del espesor de la cama de polvo; mientras que el segundo modela el láser mediante el método de trazado de rayos el cual interactúa con el polvo metálico mediante las leyes de reflexión, refracción y propiedades ópticas del material. Ambos modelos fueron simulados para obtener historiales térmicos del proceso y la evolución de las dimensiones de la alberca de fusión. Un nuevo criterio de ancho efecto de la alberca de fusión fue propuesto con el fin de correlacionar de manera adecuada las dimensiones de la alberca de fusión tanto calculadas como simuladas.

DEDICATORIA

En ocasiones evoco recuerdos de mi niñez cuando mi padre, Edier Trejos Bermúdez, me hablaba sobre el mundo de la ciencia. Un mundo ajeno para nosotros desde entonces, pero que llevábamos con cierto fervor y pasión por tratarse de un camino hacia la verdad. Nuestra afición fueron los programas de divulgación científica que incrustaron desde lo más fondo de mi alma esa chispa encaminada hacia el conocimiento. En mis largos años de formación, jamás escuché de un profesor hablar sobre el significado y la responsabilidad de ser científico. Hoy, confirmo que los consejos dados por mi padre fueron tan estrepitosos y resonantes en mi vida que hoy quiero dedicarle de todo corazón este trabajo de investigación y gracias por compartir palabras tan sabias.

A mi madre, Martha Nohemy Taborda Pérez, cuya visión transcendía más allá de lo que un mortal puede ver, y que jamás perdió la fe en mí aun cuando maestros me tildaron de caso perdido. Hasta el día de hoy, creo que tengo una gran responsabilidad por esa fe que mi madre depositó en mí y que, sin saber qué designios de vida enfrentaré, me llenan de fortaleza.

A mi esposa, July Andrea que, a pesar de nuestros 15 años de relación, su valentía me asombra tanto que me pregunto como una persona puede sacar tanta fortaleza inmensurablemente.

AGRADECIMIENTOS

La Universidad Autónoma de Nuevo León. Por ofrecer la oportunidad de formarme en tan prestigiosa institución. A las personas que directa o indirectamente aportaron en todo mi proceso académico gracias.

Los autores de este trabajo agradecen 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.....	XIV
LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES.....	XV
CAPÍTULO 1	17
1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	18
1.2 HIPÓTESIS	20
1.3 OBJETIVOS	21
1.3.1 Objetivo general	21
1.3.2 Objetivos específicos.....	21
1.4 ALCANCE	21
1.5 ESTRUCTURA DE TESIS	22
CAPÍTULO 2	24
2.1 CONSIDERACIONES DEL PROCESO FSL	24
2.2 MANUFACTURA ADITIVA EN LA INDUSTRIA	28
2.3 PARÁMETROS RELEVANTES EN EL PROCESO TÉRMICO FSL	30
2.3.1 Interacción del láser.....	30
2.3.2 Material.....	37
2.3.3 Dinámica de la alberca de fusión.....	43
2.4 SIMULACIONES NUMÉRICAS EN PROCESOS DE FSL	45
CAPÍTULO 3	53
3.1 MODELADO MEDIANTE MÉTODO DE ELEMENTO FINITO	53
3.2 MODELO DE DINÁMICA DE FLUIDO COMPUTACIONAL.....	56
3.2.1 Método de volumen de fluido.....	57
3.2.2 Modelo óptico en aleaciones metálicas a altas temperaturas	60
3.2.3 Índice de refracción compleja en aleaciones metálicas	62
3.3 PROPIEDADES TERMO-FÍSICAS DE LAS ALEACIONES METÁLICAS	65
3.3.1 Propiedades y aproximaciones del material para la técnica MEF	65
3.3.2 Propiedades y aproximaciones del material para el método DFC.....	69
3.4 DESCRIPCIÓN DE LAS SIMULACIONES NUMÉRICAS.....	69
3.4.1 Simulación numérica mediante MEF	69

3.4.2 Simulación numérica mediante DFC.....	74
CAPÍTULO 4.....	77
4.1 FABRICACIÓN Y PREPARACIÓN DE MUESTRAS.....	77
4.2 PREPARACIÓN METALOGRAFICA Y MICROGRAFÍAS.....	78
CAPÍTULO 5.....	80
5.1 MEDICIONES EXPERIMENTALES DE LAS ALBERCAS DE FUSIÓN.....	80
5.2 DISTRIBUCIÓN DE TAMAÑO DE PARTÍCULA.....	81
5.3 RESULTADOS DE SIMULACIÓN POR LA TÉCNICA MEF.....	83
5.3.1 Análisis dinámico de la alberca de fusión.....	86
5.3.2 Nuevo criterio de ancho efectivo de alberca de fusión.....	89
5.4 RESULTADOS DE SIMULACIÓN MEDIANTE LA TÉCNICA DE DFC....	91
5.4.1 Discusión de los parámetros del modelo óptico.....	91
5.4.2 Influencia del modelo óptico en la simulación del proceso FSL.....	93
5.4.3 Evolución morfológica de la AF.....	97
CONCLUSIONES.....	103
REFERENCIAS.....	106
APÉNDICES.....	115
APÉNDICE A1.....	115
APÉNDICE A2.....	117
APÉNDICE A3.....	118
APÉNDICE A4.....	123
APÉNDICE A5.....	128

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Diagrama de flujo de los diferentes objetivos requeridos para el cumplimiento del objetivo principal.....	22
Figura 2.1. Ventas de sistemas de MA en millones USD en cada año [23].	25
Figura 2.2. Aplicaciones y sectores de la manufactura aditiva para metales [24].	25
Figura 2.3. Clasificación de los procesos de MA basados en diferentes mecanismos de interacción láser/material [25].....	26
Figura 2.4. Imagen MEB en la superficie de una pieza elaborada por SLS [26].....	27
Figura 2.5. Imagen MEB en la superficie de una pieza elaborada por FSL [27].....	27
Figura 2.6. Tecnologías basadas en PBF [16].....	28
Figura 2.7. Flujo de un proceso general para obtener una pieza por MA [28].	28
Figura 2.8. Boquilla Aero LEAP de la General Electric [29].	29
Figura 2.9. Estructura optimizada y altamente estable de aluminio AlSi10Mg para satélites <i>Sentinel</i> [30].	29
Figura 2.10. Componente a escala completa para un motor de cohete elaborado y analizado por la NASA [31].....	30
Figura 2.11. Tasa de absorción de radiaciones de láser en metal frío [34].....	31
Figura 2.12. Dinámica de una alberca de fusión durante un proceso FSL [24].....	31
Figura 2.13. Representación esquemática de un láser de onda continua (a) y un láser pulsada (b) [35].	32
Figura 2.14. Distribución de densidad de potencia con una fuente de potencia de 1000 W y radio de 1 mm, como una función de posición horizontal relativo al eje de la fuente de calor para diferentes valores de factor de distribución de potencia [17].....	33
Figura 2.15. Ilustración esquemática de fenómenos de reflexión y dispersión dentro de la cama de polvo [53].....	34
Figura 2.16. Representación esquemática de la irradiación del láser sobre una cama de polvo el cual se muestra dispersión dentro del polvo poroso [55].....	35
Figura 2.17. Distribución de temperatura en el dominio computacional [57].	36
Figura 2.18. Instante de simulación con trayectorias de rayos a través de la cama de polvo [58].....	36
Figura 2.19. Fuente de calor híbrida a lo largo de una trayectoria de escaneo [59].	36
Figura 2.20. Comparación de diferentes calidades de polvos: a) MEB 250x de AG, b) MEB 500x de AG, c) Microscopía Óptica de Luz (MOL) de AG, d) MEB 200x de AR, e) MEB 500x de AR, f) MOL de AR, g) MEB 200x de PERP, h) MEB 500x de PERP y i) MOL de PERP [64].	39
Figura 2.21. Imagen MEB mostrando las características del efecto <i>balling</i> de trayectorias de escaneo individuales bajo diferentes velocidades de escaneo con potencia constante de 190 W para un acero inoxidable 316L.	40
Figura 2.22. Una imagen de rayos x de alta velocidad tomada a partir de un proceso de FSL. (a) Depresión de vapor, (b) AF y (c) burbujas atrapadas por el efecto <i>keyhole</i>	41

Figura 2.23. Dependencia de la conductividad térmica con la temperatura de polvos de diferentes aleaciones [68].....	43
Figura 2.24. Comportamiento de conductividades térmicas de diferentes aleaciones con la Presión bajo Ar [68].....	43
Figura 2.25. Representación esquemática del proceso de solidificación en FSL [28]....	44
Figura 2.26. Efecto de la velocidad de escaneo del láser sobre la intensidad y profundidad de convención durante el proceso FSL [28].....	44
Figura 2.27. Trayectoria de fuente de calor y alberca de fusión [71].	44
Figura 2.28. a) Contorno de temperatura de la alberca de fusión predicha, b) ancho de alberca de fusión de varias velocidades de escaneo, c) profundidad de alberca de fusión de varias velocidades de escaneo, d) comparación de las dimensiones de alberca de fusión predichas en función de la velocidad de escaneo y e) comparación de la profundidad de alberca de fusión de simulación y experimento [32].	46
Figura 2.29. Comparación de la sección transversal teórica y experimental de la estructura de tres capas [73].....	47
Figura 2.30. Micrografía de la formación de un solo trayecto de acero 316L sobre un sustrato del mismo material. a) $P = 150 \text{ W}$, $V = 12 \text{ m/min}$ y $d = 300 \mu\text{m}$; b) $P = 200 \text{ W}$, $V = 2.4 \text{ m/min}$ y $d = 500 \mu\text{m}$; y c) $P = 200 \text{ W}$, $V = 8.4 \text{ m/min}$ y $d = 300 \mu\text{m}$ [74].	48
Figura 2.31. Spot modelado del láser según Foroozmehr et al. [43].	49
Figura 2.32. Resultado de simulación de Roy et al. [44] para una potencia de láser de 50 W con velocidad de escaneo de 16 cm/s y con radio de 60 μm	50
Figura 2.33. (a) Modelo 3D de elemento finito y (b) vista superior del modelo mostrando la estrategia de escaneo durante el proceso SLM [45].	51
Figura 2.34. Evolución temporal de la distribución de temperatura en la mitad de la tercera trayectoria de escaneo, durante el proceso FLS simulado con (a) $V = 300 \text{ mm/s}$ y diferentes potencias del láser; (b) $P = 10 \text{ W}$ y diferentes velocidades de escaneo [45]. .	51
Figura 2.35. Evolución de la temperatura durante el proceso FSL, en la dirección del láser (x) a diferentes longitudes [79].	52
Figura 3.1. Representación esquemática de los principales fenómenos modelados por MEF.....	56
Figura 3.2. Representación esquemática de los principales fenómenos que ocurren durante el proceso FSL e incluidos en el modelo DFC.....	59
Figura 3.3. Representación esquemática de un haz de láser viajando a través de un medio gaseoso hasta chocar sobre una superficie libre (interfaz gas/metal), donde parte de la energía se absorbe y otra se refleja.	60
Figura 3.4. Comportamiento del coeficiente de reflexión en función del ángulo de incidencia, temperatura normal y longitud de onda de 1 μm	62
Figura 3.5. Densidad de la aleación 316L en estado polvo y sólido en función de la temperatura.....	66
Figura 3.6. Conductividad térmica para el acero inoxidable 316L en estado polvo metálico y sólido.	67
Figura 3.7. Calor específico y entalpía del acero inoxidable 316L en función de la temperatura.....	69

Figura 3.8. Representación esquemática de la geometría del modelo sustrato-polvo-pieza (dimensiones en μm) para un espesor de capa de $30 \mu\text{m}$	70
Figura 3.9. Características de malla del modelo por MEF.....	70
Figura 3.10. Estrategia de escaneo en cada capa (dimensiones en μm).	71
Figura 3.11 a) Absortividad $A(z)$ a través del espesor de la cama de polvo y b) gradiente de la absortividad $A(z)/dz$ en dirección del espesor de la cama de polvo.....	72
Figura 3.12. Distribución de potencia superficial suministrado por el láser.....	73
Figura 3.13. Distribución de potencia volumétrica basado en el modelo Gusarov con incrementos de $10 \mu\text{m}$ en dirección z (espesor de la cama de polvo).	73
Figura 3.14. Dimensiones del modelo geométrico para la simulación de DFC (unidades en m).....	74
Figura 3.15. Dominios del modelo geométrico indicando la placa base de color rojo, la cama de polvo de color azul la cual se encuentra rodeado de argón (no indicado). Dimensiones en m.	74
Figura 3.16. Discretización de la sección transversal del láser en función del tamaño de celda y radio del láser.....	75
Figura 3.17. Incidencia y reflexión del láser sobre una placa de superficie plana.....	76
Figura 4.1. Máquina de fusión selectiva por láser modelo SLM 280HL.....	77
Figura 4.2. Muestras cúbicas de 10 mm elaboradas por la técnica FSL.	78
Figura 4.3. Plano de corte para las muestras.....	78
Figura 4.4. Microscopio Axio observer Z1m usado para examinar la microestructura de las muestras de acero 316L.	78
Figura 4.5. Microscopio electrónico de barrido modelo equipo Jeol JSM-6510LV.....	79
Figura 5.1. Características microestructurales y mediciones de la AF (dimensiones en μm).....	80
Figura 5.2. Caracterización de la morfología del polvo metálico 316L	82
Figura 5.3. Distribución de tamaño de partícula del acero inoxidable 316L.	82
Figura 5.4. Distribución de temperatura en la superficie de la cama de polvo (vista superior) en la última capa a) al final de la primera trayectoria y b) al inicio de la segunda trayectoria. Temperatura en K.....	83
Figura 5.5. Geometría 3D de la AF y distribución de temperatura en su contorno. Temperatura en K.....	84
Figura 5.6. Zonas térmicamente críticas durante el escaneo del láser (estrategia zigzag).	85
Figura 5.7. Historiales de temperatura en las zonas térmicamente críticas en la última capa.	86
Figura 5.8. Comportamiento del ancho de la AF a través de la trayectoria del láser.	87
Figura 5.9. Dinámica del ancho de la AF en primera y enésima trayectoria de escaneo.	88
Figura 5.10. Comportamiento de la tasa neta de fusión en la primera y enésima trayectoria de escaneo en la última capa.	89

Figura 5.11. Representación esquemática de las dimensiones de la AF (vista superior y el marco de referencia viaja con el láser). El láser se concentra en la intersección de los ejes y y ζ [114].	90
Figura 5.12. Comportamiento del coeficiente de reflexión en función de la temperatura cuando $\theta = 0^\circ$.	92
Figura 5.13. Comportamiento del coeficiente de absortividad a diferentes temperaturas y en función del ángulo de incidencia.	93
Figura 5.14. Simulación 2D cuando $\theta = 0^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$ donde el dominio de color azul es metal sólido ($\gamma = 0$) y el rojo es metal líquido ($\gamma = 1$).	94
Figura 5.15. Perfil de temperatura de la AF con $\theta = 0^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$.	94
Figura 5.16. Simulación 2D cuando $\theta = 45^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$ donde el dominio de color azul es metal sólido ($\gamma = 0$) y el rojo es metal líquido ($\gamma = 1$).	95
Figura 5.17. Perfil de temperatura de la AF con $\theta = 45^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$.	96
Figura 5.18. Distribución de temperatura cuando el láser ($\theta = 0^\circ$) recorrió $800 \mu\text{m}$ ($t = 1067 \mu\text{s}$) sobre una cama de polvo de acero inoxidable 316L. Dimensiones longitudinales en m.	96
Figura 5.19. Explicación visual de la sección longitudinal media donde <i>a</i>) muestra el plano de corte y <i>b</i>) la sección longitudinal media.	97
Figura 5.20. Distribución de temperatura de la AF en $t = 100 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.	98
Figura 5.21. Distribución de temperatura de la AF en $t = 300 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.	98
Figura 5.22. Campo de velocidades en la sección longitudinal media de la AF en $t = 300 \mu\text{s}$.	99
Figura 5.23. Campo de velocidades de la AF vista desde arriba en $t = 300 \mu\text{s}$.	99
Figura 5.24. Distribución de temperatura de la AF en $t = 500 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.	100
Figura 5.25. Campo de velocidades en la sección longitudinal media de la AF en $t = 500 \mu\text{s}$.	100
Figura 5.26. Campo de velocidades de la AF vista desde arriba en $t = 500 \mu\text{s}$.	100
Figura 5.27. Distribución de temperatura de la AF en $t = 600 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.	101
Figura 5.28. Distribución de temperatura de la AF en $t = 650 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.	101

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1. Propiedades mecánicas de acero inoxidable 316L fabricados por MA compara con aquellas de sus contrapartes procesadas tradicionalmente [17]. Donde P es potencia del láser, v es velocidad del láser, ρ es densidad, E es módulo elástico, σ_y y σ_{UTS} es esfuerzo de fluencia y último, respectivamente.	37
Tabla 2.2. Composición química nominal del polvo de acero 316L (% masa) [56].....	38
Tabla 2.3. Comparación entre el espesor de capa promedio de muestras y profundidad de alberca de fusión calculada en diferentes velocidades de escaneo [43].....	49
Tabla 2.4. Comparación del modelamiento del tamaño de la alberca de fusión con los resultados experimentales [72].....	52
Tabla 3.1. Parámetros para el cálculo del coeficiente de absortividad.	72
Tabla 3.2. Parámetros del proceso FSL para las simulaciones numéricas y experimentales	73
Tabla 5.1. Resultados experimentales de ancho y profundidad de las AF's para cada muestra, tanto la media como la desviación estándar S.	81
Tabla 5.2. Características de distribución de tamaño de partícula.	83
Tabla 5.3. Comparación dimensional de las AF's entre las fuentes de calor superficial, volumétrico y experimental, siendo S la desviación estándar.....	85
Tabla 5.4. Datos numéricos y experimentales de las dimensiones de la AF en la última capa.	85
Tabla 5.5. Comparación entre ancho de AF simulada y experimental en la última capa y enésima trayectoria de escaneo, siendo S la desviación estándar.	89
Tabla 5.6. Propiedades térmicas del acero 316L en la temperatura de fusión y algunos parámetros del proceso FSL.....	91

LISTA DE SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES

$(dV/dt)_f$	Tasa de fusión	σ_{St}	Constante de Stefan-Boltzmann
$(dV/dt)_s$	Tasa de solidificación	χ_ψ	Fracción atómica del elemento
A_H	Fracción de poros en la superficie del polvo	A	Absortividad
E_A	Energía absorbida por la aleación	$A(z)$	Absortividad a través de la cama de polvo
e_i	Parte imaginaria de la permitividad eléctrica compleja	AF	Alberca de fusión
e_r	Parte real de la permitividad eléctrica compleja	AG	Atomización por gas
E_{tot}	Energía total del láser	AP	Atomización por plasma
F_{ii}	Factor anisotrópico mejorado para una coordenada espacial	AR	Atomización por rotación
f_l	Frecuencia del láser	c	Velocidad de la luz en el vacío
f_s	Fracción de metal sólido	$C(T)$	Calor específico de la aleación en función de la temperatura
H_{vap}	Entalpía de vaporización	CAD	Computer-Aided Design
k_g	Conductividad térmica del argón	CAM	Computer-aided manufacturing
k_{ii}''	Factor de conductividad térmica mejorada	d	Diámetro del láser
k_p	Conductividad térmica de la cama de polvo	DEM	Método de elemento discreto
k_r	Transferencia de calor por radiación entre partículas	DFC	Dinámica de fluido computarizado
k_s	Conductividad térmica de la aleación sólida	D_p	Diámetro promedio de las partículas metálicas
m_e	Masa del electrón	dV/dt	Tasa neta de fusión
N_A	Número de Avogadro	E	Intensidad del campo eléctrico
n_{atm}	Índice de refracción del ambiente	e	Permitividad eléctrica relativa
N_e	Densidad de electrones libres	f	Factor de distribución
P_0	Presión ambiental	FSL	Fusión selectiva por láser
P_{vap}	Presión de vapor de la aleación	g	Aceleración de la gravedad
Q_{abs}	Potencia absorbida por la aleación	J	Densidad de corriente eléctrica por unidad de área
r_b	Radio del láser	JCG	Gradiente conjugado de Jacobi
S_m	Fuentes de momentos remanentes	k	Conductividad térmica
T_b	Temperatura de vaporización	L	Espesor de cama de polvo
T_l	Temperatura de fusión	MA	Manufactura aditiva
T_s	Temperatura de solidificación	MEB	Microscopía electrónica de barrido
v_d	Velocidad de arrastre de los electrones	MEF	Método de elemento finito
β_t	Coefficiente de expansión térmica	MO	Microscopía óptica
ϵ_0	Permitividad eléctrica en el vacío	n	Parte real del índice de refracción compleja
ϵ_H	Emisividad de las vacancias en la superficie del polvo	n	Índice de refracción compleja
λ_p	Penetración efectiva del láser	$OpenFOAM$	Open field operation and manipulation
$\bar{\rho}$	Densidad promedio de la aleación	P	Potencia de láser
ρ_e	Densidad del metal puro	p	Presión
ρ_g	Densidad del argón	PBF	Fusión de cama de polvo
ρ_{pwd}	Densidad de la cama de polvo	$PERP$	Proceso de electrodo por rotación por plasma
ρ_r	Reflectividad hemisférica	Q	Calor disipado o generado
ρ_s	Densidad de las partículas metálicas	q_e	Carga eléctrica del electrón
		R	Coefficiente de reflexión del material

r	Distancia desde cualquier punto al centro del láser	W	Ancho de alberca de fusión
$r(T)$	Resistividad eléctrica en función de la temperatura	w	Parte imaginaria del índice de refracción compleja
R_p	Componente paralelo del coeficiente de reflexión	Z	Número de electrones libres por átomo
R_s	Componente perpendicular del coeficiente de reflexión	α	Fracción de volumen de fluido
S	Desviación estándar	β	Coefficiente de extinción, Ángulo de refracción
SLS	Sinterización selectiva por láser	Γ	Elementos presentes en la aleación
SS	Acero inoxidable	γ	Fracción de líquido
STL	Archivo de estereolitografía	ε	Porosidad de la cama de polvo
T	Temperatura	ϵ	Radiación por emisividad térmica
t	Tiempo	θ	Ángulo de incidencia del láser
T_{ref}	Temperatura de referencia	λ	Longitud de onda
u	Campo de velocidades del fluido	μ	Viscosidad dinámica
V	Velocidad del láser	ρ	Densidad
VOF	Método de volumen de fluido	τ	Constante de tiempo
		φ	Propiedad de la aleación metálica

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

Dentro de las diferentes técnicas de manufactura aditiva (MA) en metales, se encuentra una categoría denominada fusión de cama de polvos la cual reúne diferentes técnicas de fabricación aditiva cuyo principio de operación se caracteriza por poseer una fuente de energía encargada de fusionar las partículas de polvo metálica capa por capa. La técnica de Fusión Selectiva por Láser (FSL) es precisamente una de las técnicas de fusión de cama de polvos donde su fuente de calor es proporcionada por el láser. El proceso FSL aplica una cama de polvo de espesor entre 20 μm a 1 mm [1], ya sea metálica o cerámica, sobre un sustrato/placa que sirve de soporte. Posteriormente, un láser de alta potencia derrite de manera selectiva ciertas regiones de la cama de polvo acorde a las trayectorias definidas comúnmente extraídas un modelo de CAD (*Computer-Aided Design*) de la pieza. Una vez que el láser haya completado sus trayectorias, una cama de polvo se deposita nuevamente y el ciclo se repite hasta que la pieza se manufactura completamente [1].

Muchos de los defectos asociados con el proceso FSL ocurren durante la fusión de la cama de polvo. Por tanto, entender los mecanismos de consolidación de partículas metálicas que ocurren dentro del proceso FSL permite conocer y controlar la manera en que se generan defectos inherentes al proceso tales como porosidades, partículas no-consolidadas, altos niveles de esfuerzos residuales y capas no conectadas (delaminación) [2]. Además, debido a la naturaleza aditiva del proceso FSL, las mediciones experimentales de la temperatura en la pieza de trabajo son solamente posible en superficies de fácil acceso [3]. Sin embargo, mediante herramientas computacionales es posible calcular la respuesta térmica de una pieza y posteriormente establecer factores que alteran la calidad metalúrgica del producto final. Estos factores incluyen velocidades de calentamiento y enfriamiento, parámetros de solidificación, predicción de microestructura, esfuerzos residuales y cambios geométricos (principalmente contracción) [4]. También, se ha demostrado que el modelado y simulación es un sustituto eficiente para investigaciones experimentales, permitiendo comprender los efectos de los parámetros de procesamiento en el proceso FSL [5].

En general, el proceso FSL involucra diversos fenómenos complejos tales como transferencia de calor, flujo de masa, transición y cambios de fase, evaporación, efectos Marangoni, entre otros [6], [7], [8]; los cuales se desarrollan a niveles del diámetro del láser y durante periodos muy cortos [8], siendo la medición experimental relativamente difícil [3], [9]. Por lo que, en los últimos años muchas investigaciones se han enfocado en el desarrollo de modelos multi-físicos. Dentro de las investigaciones llevadas a cabo sobre el comportamiento de la alberca de fusión (AF) se destaca la conducida por Weirather et

al. [10] quienes describieron los cambios geométricos que sufre la AF durante el proceso FSL mediante el método hidrodinámica de partículas suavizadas, reportando cambios dimensionales (ancho y profundidad) de la AF y un comportamiento transitorio al inicio de la trayectoria del láser. Asimismo, en el trabajo reportado por Bruna-Rosso et al. [2] se indica un tamaño reducido de la AF en las primeras trayectorias observadas en el modelo de elemento finito (MEF) y constatadas con lo obtenido experimentalmente. Lo cual llegaron a la conclusión que con la herramienta desarrollada es posible modelar defectos por carencia de fusión que pueden aparecer cuando la entrada de calor (energía del láser), en una cierta zona, no es suficiente y el polvo permanece sin consolidarse. Además, el modelo tridimensional por MEF desarrollado por Li et al. [11] indicó que el ancho, profundidad y longitud de la AF son inversamente proporcionales a la velocidad del láser.

Más aún, el desarrollo de modelos que imitan el proceso FSL mediante Dinámica de Fluido Computacional (DFC), acoplado con el Método de Elementos Discretos (MED), ha sido foco de estudio debido a las siguientes razones: (1) el DFC modela la interacción del flujo dentro de la AF, lo cual afecta la difusividad [6], y es posible agregar fuentes de momentos adicionales tales como la resistencia a la región de ablandamiento (fuerza de arrastre) [12], tensión superficial y cambios de fase cuyos efectos moldea la AF [8] y modelos multifase; (2) el DEM se encarga de crear las geometrías de una cama de polvo con dimensiones que obedecen según la distribución de tamaño de partícula [13], para posteriormente acoplarse al modelo DFC. Sin embargo, a pesar de los estudios previamente presentados, la caracterización de la dinámica de la AF ha sido limitada a observaciones y comentarios; mas no hay un enfoque matemático actual que caracterice la dinámica de la alberca de fusión y geometrías desarrolladas durante el proceso FSL.

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

La comprensión de los mecanismos de consolidación que suceden durante el proceso de fabricación es fundamental cuando se trabaja con polvos metálicos comúnmente utilizados en la técnica FSL. En particular, los fenómenos de fusión y solidificación los cuales desempeñan roles cruciales para consolidar las partículas metálicas cuyo objetivo es fabricar componentes densos y funcionales. Los defectos más habituales asociados con el proceso FSL incluyen la presencia de porosidades, partículas no consolidadas, niveles elevados de esfuerzos residuales, capas no conectadas entre sí, entre otros [14].

En el marco académico y científico acerca de la optimización de parámetros procesos de FSL, se destaca que una cantidad considerable de recursos se destinan en la realización iterativa de impresiones, las cuales pueden ser costosas, con el objetivo de desarrollar parámetros adecuados que se ajusten a cada nueva configuración geométrica y/o tipo de aleación metálica y, de esta manera, producir un componente que cumpla con los

estándares de calidad. Adicionalmente, este procedimiento iterativo puede implicar una inversión de tiempo considerable debido a que los procedimientos de construcción y pruebas exigen un periodo de horas hasta incluso varios días [15]. Por lo tanto, se evidencia la importancia de adquirir un entendimiento riguroso y comprensivo de cómo las variables de proceso se correlacionan con la calidad del producto final.

El proceso FSL engloba diversos fenómenos físicos [16] que incluyen la absorción del láser por el polvo metálico, los procesos de fusión y solidificación en la alberca de fusión, adherencia de partículas de polvo con el líquido fundido, transferencia de calor difusivo y convectivo en la alberca de fusión, efectos de capilaridad, gravedad, entre otros [17]. Es importante destacar que, el material sometido a fusión y luego enfriamiento en el proceso FSL, atraviesa una secuencia de temperaturas notablemente distinta a la de aquellos materiales procesados por forja y fundición [18]. De manera adicional, la velocidad a la que se enfría el material juega un papel fundamental en definir el tamaño y la composición metalúrgica de la microestructura, siendo esta última un factor clave en la determinación de las propiedades mecánicas del componente producido por FSL, como su rigidez, elasticidad y resistencia al flujo, entre otros [18].

Durante el proceso FSL, una serie de eventos suceden tan rápidos como el calentamiento, fusión y solidificación de los polvos metálicos, causados por fuentes de calor móviles tales como el láser o el rayo de electrones, provocando que diversas regiones de la pieza en fabricación experimenten ciclos repetitivos de calentamiento y enfriamiento. Estos fenómenos inciden directamente en las características microestructurales y propiedades finales de la pieza. Además, debido a la naturaleza intrínsecamente aditiva de este proceso, las mediciones experimentales de temperatura en el interior de la pieza son limitadas, restringiéndose principalmente a las superficies de fácil acceso, sin posibilidad de medición en las regiones internas [3]. Por ende, la obtención de campos e historiales de temperatura transitorios resulta esencial para entender los parámetros del proceso que afectan la calidad metalúrgica del producto final. Entre estos parámetros de estudio se incluyen las tasas de enfriamiento, los parámetros de solidificación, la microestructura, los esfuerzos residuales y la distorsión geométrica [19].

Adicionalmente, la implementación del proceso FSL está acompañada con grandes desafíos donde el más importantes es el control de calidad mecánico de los componentes fabricados. Los procesos de calentamiento y enfriamientos cíclicos que sufre el material procesado, con un estado inicial de polvo hasta consolidarse como sólido, hace que el proceso FSL sea intrínsecamente un proceso termodinámico de no equilibrio. Lo anterior se explica a la inevitable microestructura no-uniforme, plasticidad térmica no uniforme y la plasticidad por cambio de fase que coexistirían dentro del componente. Macroscópicamente hablando, siempre habrá relativamente grandes esfuerzos residuales que podrían conducir a deformaciones y agrietamientos, el cual es contraproducente para el control de calidad de partes fabricadas por FSL [20].

Por otra parte, la libertad de diseño ofrecido por FSL y otros procesos de MA, no se han explotado por completo debido a que los estándares y procedimientos actuales de diseño están dirigidos para aprovechar las fortalezas y limitaciones de las formas de fabricación tradicionales [21]. Adicionalmente, existe cierto grado de desconocimiento para los ingenieros de diseño quienes necesitan producir componentes dentro de ciertas tolerancias con propiedades fiables finales para el uso y buen servicio de dicho componente.

A pesar de que la MA ha encontrado gran aceptación hacia aplicaciones de grandes exigencias en diversos sectores y campos, con una excelente habilidad para producir formas complejas; existen algunas diferencias metalúrgicas entre aquellos componentes fabricados por métodos tradicionales y MA tales como anisotropía mecánica, esfuerzo residual, y defectos exclusivos en el proceso de MA que deben examinarse más a fondo y así garantizar componentes certificados encaminados hacia aplicaciones aeroespaciales, particularmente aquellas piezas donde las exigencias de resistencia a la fatiga a temperaturas críticas son altas.

Por lo tanto, el desarrollo de modelos que recrean el proceso FSL mediante dinámica de fluido computacional y el método de elemento finito, han sido focos de estudio debido a las siguientes razones: (1) modelación de la interacción del flujo dentro de la AF, lo cual afecta la difusividad [6]; (2) es posible agregar fuentes de momentos adicionales tales como la resistencia a la región de ablandamiento (fuerza de arrastre) [12], tensión superficial; (3) cambios de fase cuyos efectos moldea la AF [8] y modelos multiespecie; (4) adicionalmente, el método de elemento discreto se encarga de crear las geometrías de una cama de polvo con dimensiones que obedecen según la distribución de tamaño de partícula [13], para posteriormente acoplarse al modelo de dinámica de fluido computacional. Por tanto, a pesar de los estudios previamente presentados, la caracterización de la dinámica de la AF ha sido limitada a observaciones y comentarios; mas no hay un enfoque matemático actual que caracterice la dinámica de la alberca de fusión y geometrías desarrolladas durante el proceso FSL.

1.2 HIPÓTESIS

El desarrollo de metodologías computacionales mediante el método de elemento finito y dinámica de fluido computacional, acopladas a modelos ópticos de absorción de rayo láser, simulan el proceso de fusión selectiva por láser considerando parámetros del proceso, características del láser y propiedades físicas del material; que permiten describir la morfología de la alberca de fusión y formación de defectos en ella en aleaciones metálicas.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo general

Desarrollar herramientas de simulación para describir los mecanismos de calentamiento, enfriamiento, formación y topología de la alberca de fusión durante el proceso de fusión selectiva por láser en aleaciones metálicas, considerando parámetros del proceso, características del láser y propiedades físicas del material.

1.3.2 Objetivos específicos

1. Definir fenómenos de transporte (flujo de fluido, transferencia de calor y masa) más relevantes que ocurren en un proceso de fusión selectiva por láser.
2. Implementar los fenómenos producidos durante el proceso de fusión selectiva por láser mediante técnicas de simulación numérica (método de elemento finito y dinámica de fluido computacional).
3. Simular el proceso de fusión selectiva por láser para un acero inoxidable 316L capaz de describir la cama de polvo, procesos de fusión, solidificación y fuerzas tales como tensión superficial, presión de retroceso y fuerzas boyantes.
4. Validar la simulación numérica mediante resultados experimentales.

Para demostrar cómo se alcanzó el objetivo general de esta investigación, la **Figura 1.1** muestra un diagrama de flujo. Este diagrama detalla los diferentes objetivos específicos propuestos en el estudio y cómo estos contribuyen al logro del objetivo principal. Este estudio se estructura en tres secciones principales. La primera se centra en la modelación y simulación del proceso de FSL utilizando MEF y DFC. La segunda sección comprende procedimientos experimentales destinados a obtener dimensiones de la AF de muestras fabricadas por el proceso de FSL, para así poder realizar una comparación y validación con los resultados obtenidos de las simulaciones. En la sección final, se llevó a cabo un análisis exhaustivo de la evolución de la forma y dimensiones de las AF's durante el proceso de FSL.

1.4 ALCANCE

Este estudio aspira a proporcionar una comprensión más profunda de los fenómenos inherentes a la fabricación de piezas de aleaciones metálicas mediante la manufactura aditiva. Se investigarán específicamente los procesos que se dan al utilizar la técnica de fusión selectiva por láser en aleaciones metálicas, con especial énfasis en los fenómenos

termo-fluidos que se producen en la alberca de fusión. La intención es trascender los conocimientos convencionales, aportando así a la optimización y mejora de estas técnicas de manufactura.

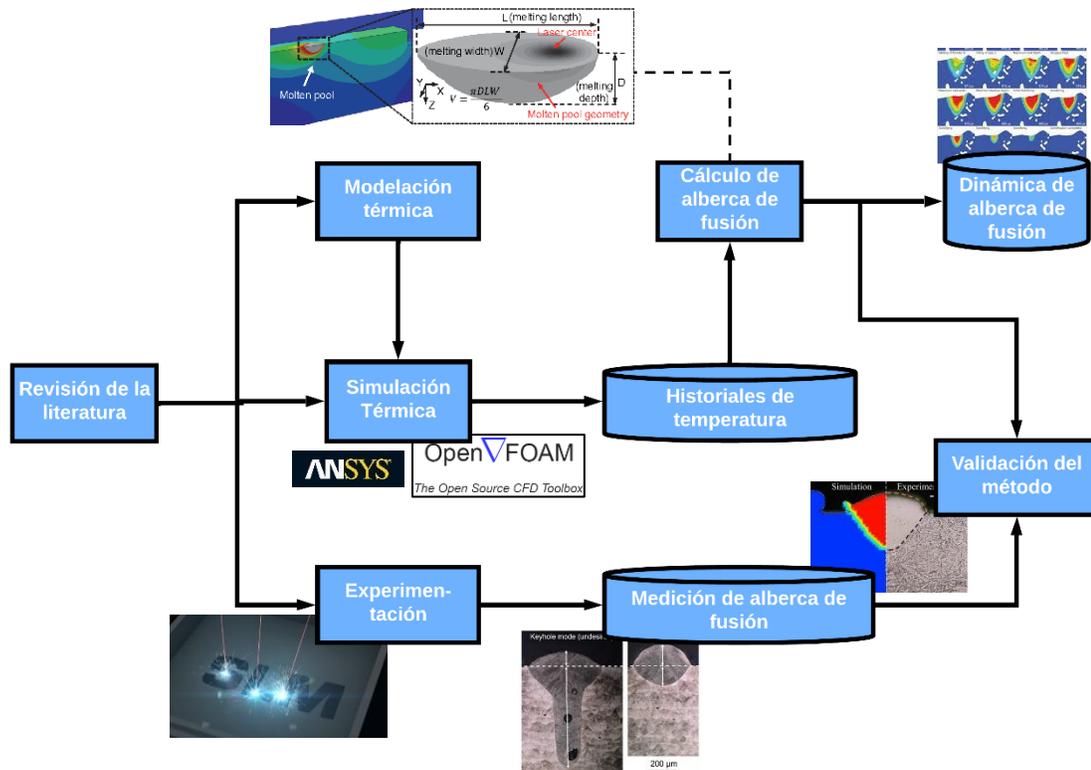


Figura 1.1. Diagrama de flujo de los diferentes objetivos requeridos para el cumplimiento del objetivo principal.

1.5 ESTRUCTURA DE TESIS

En el capítulo 1 se presenta una introducción al tema.

El capítulo 2 comienza con consideraciones básicas sobre la manufactura aditiva en general para componentes metálicos. Luego se centra en el proceso de FSL, su importancia y futuro en el sector industrial. A continuación, se describen los principales fenómenos, factores y parámetros presentes en el proceso de FSL. Para finalizar, se ofrece un análisis profundo del estado actual de las investigaciones relacionadas con la modelación del proceso de FSL, con un enfoque particular en los casos donde se ha empleado acero inoxidable 316L. El objetivo es identificar tanto las fortalezas como las limitaciones presentes en las simulaciones numéricas de estas características.

El capítulo 3 establece las bases requeridas para modelar y simular un sistema térmico de esta clase (FSL). Se inicia con una exploración minuciosa sobre las propiedades termo-físicas del material y su dinámica durante el proceso FSL (propiedades no lineales).

Después, se exponen los modelos térmicos más adecuados para la descripción del comportamiento térmico que sufre el material durante su procesamiento, exponiendo con mayor detalle los modelos para el láser. Seguido de la descripción de la geometría de los modelos y la estrategia de adición de material debido a la naturaleza aditiva del proceso FSL. Una explicación general de la arquitectura de programación, desarrollada para este estudio, es presentada.

El capítulo 4 se presenta la experimentación realizada para la caracterización dimensional de muestras fabricadas por FSL cuyo fin es obtener valores de referencia para la validación de los métodos de este estudio.

El capítulo 5 expone los resultados obtenidos durante la experimentación, descrita en el capítulo 4, y los resultados numéricos de los modelos desarrollados (detallado en el capítulo 3) los cuales predicen los perfiles de temperatura del proceso FSL. También, se desarrolla una comparación de los datos simulados frente a aquellos medidos experimentalmente con el fin de validar los modelos del proceso FSL.

Finalmente, el capítulo 6 se muestra las conclusiones obtenidas del presente estudio y recomendaciones deducidas para trabajos futuros en esta área de investigación.

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

Para realizar una simulación numérica de manera satisfactoria, inicialmente se debe proceder con una búsqueda exhaustiva del conocimiento necesario para entender el proceso de manufactura FSL. Esto incluye los fenómenos que ocurren y estén involucrados dentro de la técnica FSL descritos mediante modelos matemáticos, métodos numéricos, condiciones de frontera, propiedades termo-físicas del material a tratar y principalmente el modelamiento del láser como una fuente de calor móvil de alta potencia.

Por tal motivo, en este capítulo presenta de carácter informativo una explicación sobre el proceso FSL, su rol en la manufactura industrial y ejemplos exitosos, los factores que influye en su proceso y los modelamientos termo-mecánicos que se han llevado a cabo hasta el momento. Finalmente, se profundiza en las características del acero inoxidable 316L, desde su composición y características microestructurales y composición, hasta describir sus propiedades termo-físicas.

2.1 CONSIDERACIONES DEL PROCESO FSL

El estándar ISO/ASTM52900 – 15 define las tecnologías de Manufactura Aditiva (MA) como el “proceso de agregar o unir materiales para fabricar objetos a partir de modelos de cómputo tridimensionales (3D), generalmente capa por capa, a diferencia de las metodologías de fabricación sustractiva” [22]. Algunos sinónimos de MA son impresión 3D, fabricación aditiva, proceso aditivo, técnica aditiva, manufactura por capas aditivas, manufactura por capas y fabricación de formas libres.

Con base en estudios recientes presentado por *Wohlers Report 2024* [23], reconocidos a nivel mundial como expertos preeminentes en impresión 3D. Reportaron un crecimiento de los materiales para impresión 3D en el 2018; especialmente en el sector de los metales: los ingresos generados presentaron un crecimiento del 41.9 %, con 5 años consecutivos de más de 40 % de crecimiento cada año. Adicionalmente, compañías notables tales como Airbus, Boeing, Honeywell Aerospace, United Technologies Corp, BMW, Deutsche Bahn, FIT, Jabil, Oerlikon, UPS, the U.S. Marine Corps, junto a otras 98 compañías, han iniciado inversiones en etapa inicial valoradas en casi US\$1.3 Billones [23].

El reporte de *Wohlers Associates* [23] asegura que la industria manufacturera está tomando conciencia de los beneficios de producir piezas metálicas por fabricación aditiva, lo que resulta atractivo para cualquier sector de producción y científico conocer a fondo estas nuevas técnicas de manufactura para componentes metálicos. La **Figura 2.1** se visualizan las ventas de sistemas de MA en la última década, resaltando las ventas en el

2023 con un total de \$ 3793 millones USD frente a los \$ 3049 millones de USD del 2022, consolidando un crecimiento del 24.4 % en el año 2023.

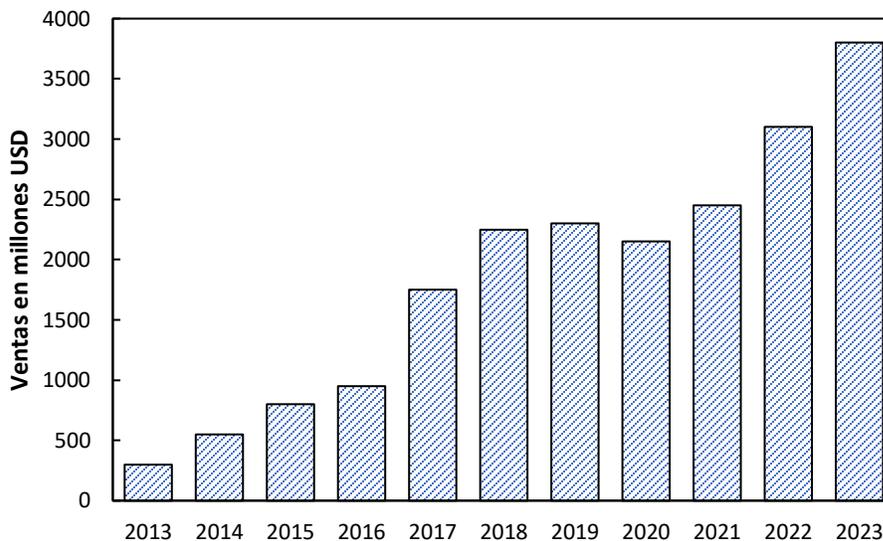


Figura 2.1. Ventas de sistemas de MA en millones USD en cada año [23].

La tecnología de MA, también ampliamente conocida como prototipado rápido o manufactura rápida, tiene más de 20 años de desarrollo y ha comenzado una etapa de madurez y crecimiento. Actualmente, la MA se ha convertido en competencia frente a técnicas de manufactura tradicional en términos de costo, velocidad, confiabilidad y exactitud. La **Figura 2.2** presenta en resumen el estado de desarrollo y aplicaciones de la tecnología MA para metales que se ha implementado hasta el momento.

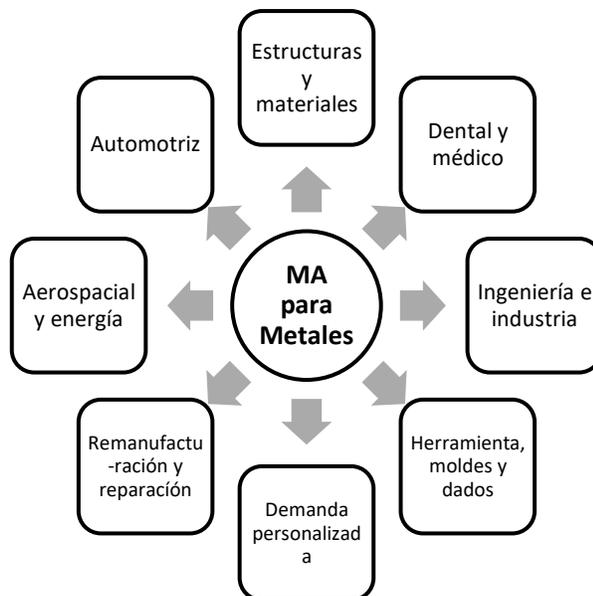


Figura 2.2. Aplicaciones y sectores de la manufactura aditiva para metales [24].

A pesar de que los procesos de manufactura aditiva por láser comparten la misma filosofía de fabricación, cada proceso de MA tiene sus características específicas y es por esto existen diferentes mecanismos de interacción láser/polvo. Es decir, existen mecanismos cuyo proceso distribuye inicialmente polvo sobre la cama antes del escaneo del láser, así como mecanismos donde se suministra coaxialmente polvo mediante una boquilla que se encuentra sincronizada con el láser. Las tecnologías de MA más predominantes en la fabricación de piezas metálicas poseen básicamente los siguientes procesos: sinterización por láser, fusión por láser y deposición de metal por láser. En la **Figura 2.3** se sintetizan diferentes mecanismos de interacción láser/polvo para la fabricación de componentes metálicos.



Figura 2.3. Clasificación de los procesos de MA basados en diferentes mecanismos de interacción láser/material [25].

El proceso de FSL es un desarrollo tecnológico relativamente reciente a partir de técnicas establecidas por el proceso de Sinterización Selectiva por láser (SLS, por sus siglas en inglés), en el cual la sinterización o fusión parcial es el único mecanismo causante de una consolidación rápida de polvos metálicos. A diferencia del proceso SLS, FSL utiliza un láser de alta energía con una emisión de luz caracterizada por tener una longitud de onda corta para fusionar delgadas capas de polvo metálico. En las **Figuras 2.4 y 2.5** se puede comprobar una diferencia significativa en la morfología superficial que se detectan cuando se usa tecnología FSL frente a SLS en la elaboración de piezas metálicas.

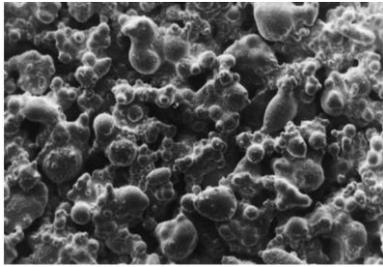


Figura 2.4. Imagen MEB en la superficie de una pieza elaborada por SLS [26].

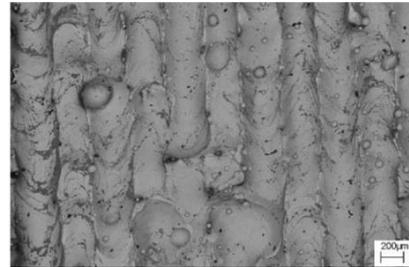


Figura 2.5. Imagen MEB en la superficie de una pieza elaborada por FSL [27].

Existen variedades de tecnologías de fusión de cama de polvo (PBF, por sus siglas en inglés), los cuales se incluyen las técnicas SLS y FSL y aunque la capacidad de sus procesos, condiciones y características de la pieza pueden variar entre ellos, todas estas variaciones comparten el mismo principio de funcionamiento.

En la **Figura 2.6** se muestra esquemáticamente un proceso basado en la tecnología PBF para la elaboración de una pieza metálica. El sistema suministra y esparce una capa de polvo metálico (el diámetro de estas partículas metálicas varía desde unas pocas decenas de micrómetro hasta unos cientos de micras) sobre una placa o sustrato que sirve como soporte. Posteriormente, un láser es direccionado mediante un sistema de escaneo sobre el polvo con un patrón deseado y el polvo puede ser parcialmente (para el caso del proceso SLS) o totalmente fundido (FSL).

En la Figura 2.6 se presenta un esquema del proceso basado en la tecnología PBF utilizado para la fabricación de piezas metálicas. En este proceso, el sistema dispersa y nivela una capa de polvo metálico sobre una placa o sustrato que actúa como soporte. Las partículas de polvo de la aleación metálica, cuyo diámetro varía entre unas pocas decenas y varios cientos de micrómetros, se distribuyen uniformemente. A continuación, un láser es dirigido sobre el polvo mediante un sistema de escaneo, siguiendo un patrón predefinido. Dependiendo del proceso específico, el polvo puede ser parcialmente fundido (como en el caso del proceso SLS) o completamente fundido (como en la tecnología FSL).

Como el láser funde selectivamente las partículas, éstas se fusionan y se consolida como un material denso. El espacio entre la superficie de la placa base o una capa terminada y la base del mecanismo de esparcimiento se mueve a través del área de construcción la cual define la altura o espesor de capa de polvo. Una vez que la capa sea completada, el proceso de cama de polvo se repite nuevamente suministrando otra capa y así sucesivamente hasta obtener una pieza metálica completa.

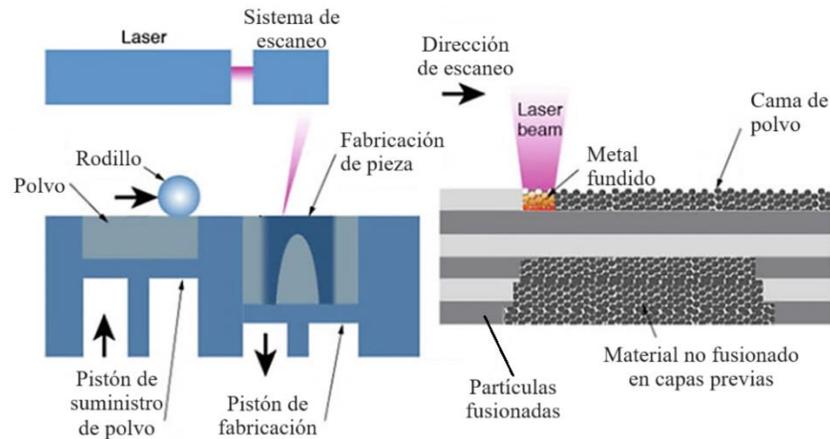


Figura 2.6. Tecnologías basadas en PBF [16].

La fabricación de partes por MA, incluyendo FSL, inicia con el modelamiento de la pieza mediante un programa de CAD, el cual posteriormente es convertido a un archivo de estereolitografía (STL) como se observa en la **Figura 2.7**; para que una vez seleccionado los parámetros adecuados de construcción en el software CAM (*Computer-Aided Manufacturing*), se elabora en la máquina de MA.

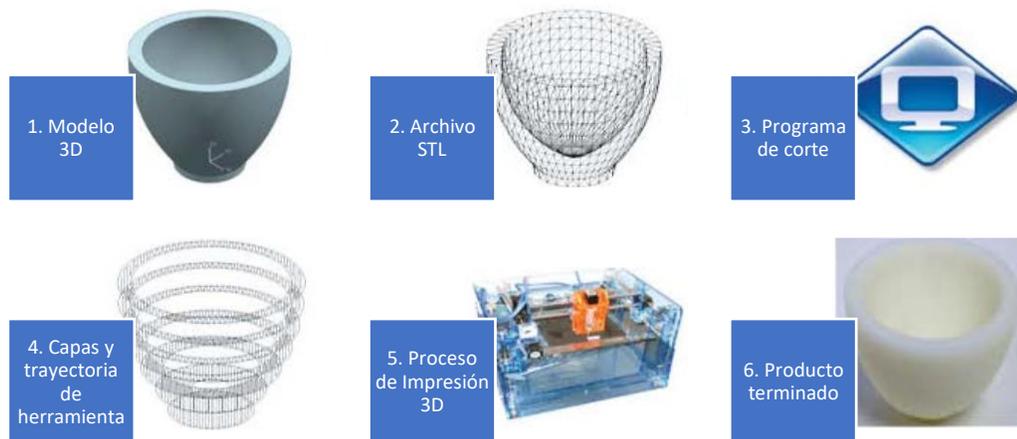


Figura 2.7. Flujo de un proceso general para obtener una pieza por MA [28].

2.2 MANUFACTURA ADITIVA EN LA INDUSTRIA

Como se ha mencionado, una de las grandes ventajas de MA es la apertura de nuevas formas de diseño y aplicaciones de componentes que promueven su implementación en la industria en diferentes sectores. Dicho esto, históricamente la tecnología MA ha sido impulsada por el prototipado rápido que se ofrece para aplicaciones de ingeniería y el sector aeronáutico no es la excepción. Ejemplos de aplicaciones se incluye también el procesamiento de productos funcionales, así como su certificación para el uso en el sector aeroespacial o aeronáutico, los cuales se presentarán a continuación.

En la **Figura 2.8** se aprecia un componente ampliamente publicado como ejemplo de éxito logrado por las tecnologías de MA en el sector aeronáutico. Se trata de una boquilla de suministro de combustible fabricado por aleaciones de cromo-cobalto. Su éxito radica que inicialmente su diseño se encontraba compuesta por 18 componentes para ser elaborada por medios tradicionales, pero gracias a la MA, fue posible elaborarse en un solo componente adicionando a su vez una mayor eficiencia, durabilidad, menor peso y costo. Esta nueva propuesta de boquilla ha superado las diversas pruebas para motores y ha sido certificado por la Administración Federal de Aviación (FAA, por sus siglas en inglés) para uso en aeronaves civiles [29].



Figura 2.8. Boquilla Aero LEAP de la General Electric [29].

La **Figura 2.9** se aprecia la optimización de un soporte de antena para el satélite *Sentinel* donde inicialmente se había obtenido un diseño preliminar el cual estaba destinado a construirse con técnicas convencionales. Pero mediante una optimización realizada usando herramientas de simulación lograron rediseñar una estructura con mejor desempeño y más liviano para ser fabricado mediante MA [30].

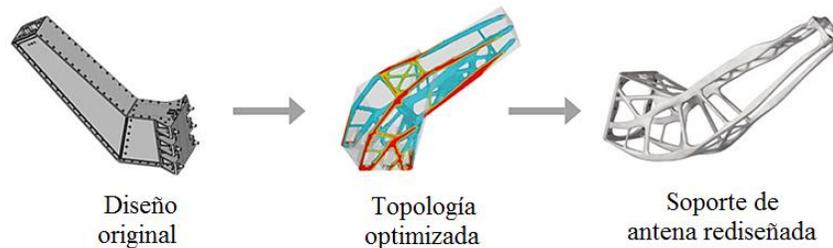


Figura 2.9. Estructura optimizada y altamente estable de aluminio AlSi10Mg para satélites *Sentinel* [30].

Para el sector aeroespacial, se presenta un componente de un motor de cohete elaborado de aleación de cobre como puede observarse en la **Figura 2.10**. Durante su desarrollo, los ingenieros de la NASA utilizaron la impresión 3D para hacer la primera parte del motor de cobre a gran escala, un revestimiento de la cámara de combustión que funciona a temperaturas y presiones extremas. El escaneo de luz estructurado, visto en la pantalla de la computadora, ayudó a verificar que la pieza se construyó tal como fue diseñada [31].



Figura 2.10. Componente a escala completa para un motor de cohete elaborado y analizado por la NASA [31].

2.3 PARÁMETROS RELEVANTES EN EL PROCESO TÉRMICO FSL

FSL involucra procesos de calentamiento y fusión de polvo metálico con el láser, presentando una rápida solidificación del material fundido para conformar el componente deseado. Existen varios fenómenos físicos que son importantes en el proceso, tales como la capacidad del material para absorber radiación, potencia del láser y su velocidad de escaneo, tamaño de partícula de polvo y sus propiedades termo-físicas del material a tratar, por mencionar algunas. A continuación, se describe detalladamente aquellos parámetros y factores, dentro del proceso FSL, que son considerados claves para la presente investigación.

2.3.1 Interacción del láser

Para fundir el material durante el proceso FSL, se requiere de una fuente de calor proveniente de un láser, el cual no solo hace posible el proceso de fusión, sino que produce inmensos gradientes térmicos que conducen a deformaciones térmicas, esfuerzos residuales y distorsión [17], [28], [32]. Durante el proceso de MA, la energía del láser es absorbida por el polvo metálico lo cual afecta los perfiles de temperatura, geometría de la alberca de fusión, velocidad de solidificación y propiedades de la pieza que se esté fabricando.

La palabra LASER es un acrónimo que significa *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, simplemente quiere decir que la luz o cualquier radiación electromagnética se magnifica por un proceso de emisión estimulada de radiación [33]. Por sus propiedades únicas del láser, su alta direccionalidad y diámetro del haz (*spot*) en resoluciones tan pequeñas que permiten un procesamiento exitoso en MA sin causar alguna alteración significativa alrededor de las propiedades del material [34]. En cualquier caso, el material a procesar y la interacción del láser de cierta manera depende de un número de factores como longitud de onda, potencia, tamaño de interacción, etc.

La longitud de onda tiene una gran influencia sobre la asunción de que la energía del láser en los materiales depende del tipo del material y el comportamiento de algunos láseres en varios materiales acorde a la longitud de onda del láser pueden observarse en la **Figura 2.11**. Aquellos procedimientos que utilizan rayos láser, el material iluminado

absorbe una parte de la energía del láser, una segunda parte es reflejada y una tercera parte, conocida como transmitancia, penetra la pieza de trabajo sin alguna interacción.

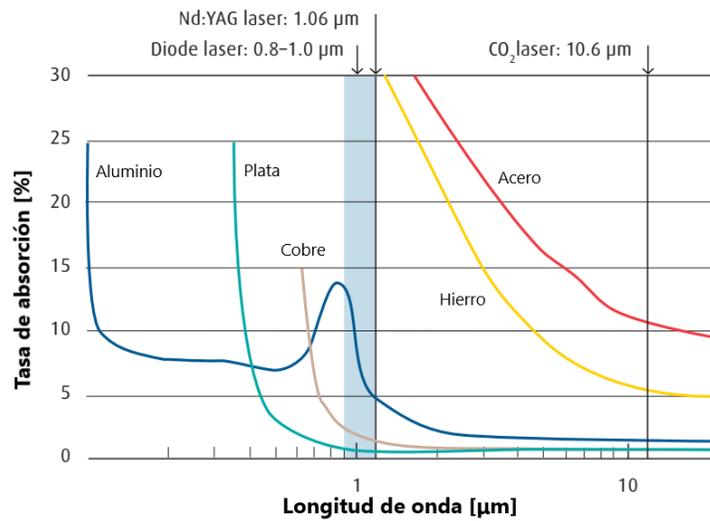


Figura 2.11. Tasa de absorción de radiaciones de láser en metal frío [34].

FSL es similar al proceso de soldadura por láser, el cual se caracteriza por ser un proceso complejo determinado por la interacción de varios factores tales como la dinámica de intercambio calor y masa entre las fases de vapor, líquido y sólido dentro de una alberca de fusión generado por fenómenos ópticos y de plasma como puede observarse esquemáticamente en la **Figura 2.12**.



Figura 2.12. Dinámica de una alberca de fusión durante un proceso FSL [24].

Dentro de las tecnologías láser utilizadas en los procesos FSL se pueden distinguir dos tipos: láser continuo, considera como un láser con diámetro constante que emite continuamente luz electromagnética mientras se desplaza linealmente con una velocidad constante programada a través de la cama de polvo, como se puede apreciar en la **Figura 2.13a**. Mientras que aquellos láseres pulsados/modulados emiten luz en forma de pulsos ópticos, utilizando pequeñas ráfagas de energía a fin de derretir el material hasta cierta profundidad. Como se puede apreciar en la **Figura 2.13b**, el láser pulsado/modulado superpone múltiples *spots* a fin de lograr el escaneo en línea recta, donde aquellas zonas

derretidas se evidencia en el material solidificado superpuesto en los componentes fabricados con estos tipos de láseres [35].

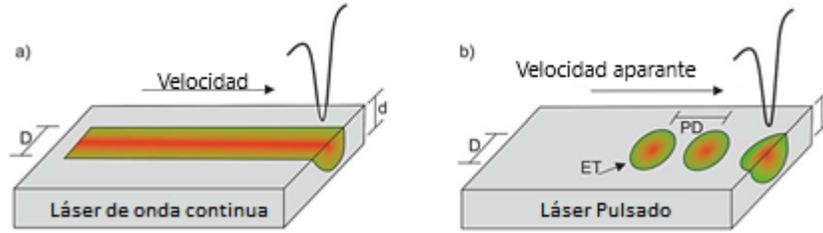


Figura 2.13. Representación esquemática de un láser de onda continua (a) y un láser pulsada (b) [35].

En resumen, el láser es una fuente de calor que se requiere en el proceso FSL para hacer posible el proceso de consolidación del polvo metálico pero también su uso hace susceptible a fenómenos no deseados en la pieza final como producto de inmensos gradientes térmicos que conducen a deformaciones, esfuerzos residuales y distorsión [32], [34], [36], [37]. Varios estudios han llegado a la conclusión de que uno de los grandes desafíos en la simulación numérica del proceso MA para metales es que la modelación del láser como una fuente de calor móvil sea más realista y capaz de capturar el tamaño y forma del volumen de energía de entrada que se suministra sobre la cama de polvo [32], [38], [39], [40].

Dentro de los modelos del láser como fuente de calor móvil en simulaciones numéricas, una de las primeras aproximaciones de su tratamiento como una fuente de calor fue asumirlo de carácter superficial y constante en dicha superficie [38], [41], [42]. Sin embargo, en realidad el suministro de intensidad de luz del láser no es uniforme a través de su diámetro y la modelación más aceptada es aquella cuya distribución de potencia se aproxime a una normal o también llamada distribución Gaussiana a través del diámetro efectivo del láser. Para fuentes de calor de diferente naturaleza (haz de electrón, láser y arco de plasma) el radio y la intensidad son propiedades importantes para modelar la fuente de calor. Las distribuciones de la intensidad de luz de estas fuentes de calor por lo general siguen un perfil Gaussiano con simetría axial descrito en la Ecuación (2.1).

$$Q_0 = \frac{fP}{\pi r_b^2} \exp\left(-f \frac{r^2}{r_b^2}\right) \quad (2.1)$$

Donde f es el factor de distribución, P es la potencia total de la fuente de calor, que para la presente investigación se trata de la potencia del láser, r_b es el radio de la fuente de calor y r es la distancia radial de cualquier punto desde el eje de la fuente de calor. La Ecuación (2.1) indica la distribución de la densidad de la potencia de la fuente de calor (láser) sobre la superficie y sus unidades corresponden W/m^2 .

En la **Figura 2.14** se representa como una función de posición horizontal relativo al eje de la fuente de calor para valores diferentes de factor de distribución. También, en la

Figura 2.14 se observa que, con el incremento del factor de distribución, la energía se concentra más en el centro del láser produciendo picos de temperaturas muy altos.

A pesar de la implementación de esta distribución superficial de la potencia según Ecuación (2.1), en diferentes investigaciones se ha observado que las temperaturas pico predichas por las simulaciones no son las adecuadas ya que superan drásticamente la temperatura de evaporación en ciertos materiales [43], [44], [45].

Posteriormente, diversos estudios optaron por asumir una fuente de calor volumétrica que incluya la condición del material a tratar como polvo metálico y una profundidad efectiva y óptica del láser que interactúe por debajo de la superficie de la cama de polvo debido a sus múltiples reflexiones que sufre [43], [46], [47], [48], [49], [50], [51]. Una forma generalizada de la fuente de calor volumétrica con una distribución Gaussiana se describe en la Ecuación (2.2).

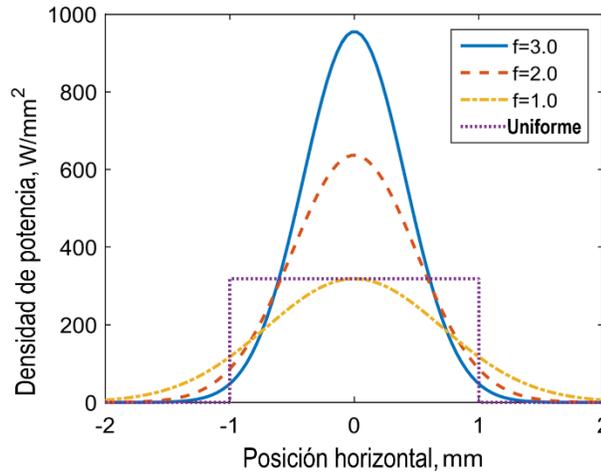


Figura 2.14. Distribución de densidad de potencia con una fuente de potencia de 1000 W y radio de 1 mm, como una función de posición horizontal relativo al eje de la fuente de calor para diferentes valores de factor de distribución de potencia [17].

$$P_s = \frac{fP}{\pi r_b^2 L} \exp\left(-f\left(\frac{r}{r_b}\right)^2\right) \quad (2.2)$$

Siendo L el espesor de la cama de polvo. La Ecuación (2.2) calcula la distribución espacial de la fuente de calor del láser y sus unidades corresponden a W/m^3 . Con esta aproximación, diferentes investigadores han mejorado la respuesta de dichas simulaciones y principalmente mejorando la predicción de la profundidad de la alberca de fusión.

Sin embargo, estudios actuales se basan sobre la asunción anterior y proponer nuevos métodos y más realistas para modelar la fuente de calor volumétrica en el proceso FSL es un desafío que actualmente se está abordando [47], [48], [49]. Cuando el láser irradia la superficie de la cama de polvo, la energía suministrada consiste en dos partes: la radiación

incidente absorbida por la superficie de la cama de polvo y la radiación incidente que penetra a través de los espacios inter-polvo (poros) que se ubican por debajo de la superficie de la cama de polvo [52].

Considerando que la cama de polvo es iluminada por el láser con una densidad de potencia con distribución Gaussiana superficial (Ecuación (2.1)), la energía incidente se dispersa dentro del polvo metálico y da lugar a la propagación de la radiación en todas las direcciones (ver **Figura 2.15**), pudiéndose proponer una aproximación de una penetración energética efectiva del láser en dirección del espesor de la capa de polvo.

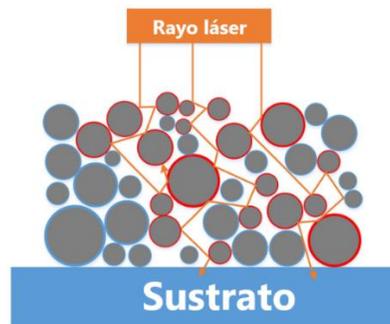


Figura 2.15. Ilustración esquemática de fenómenos de reflexión y dispersión dentro de la cama de polvo [53].

Durante el proceso FSL, el polvo depositado no es mecánicamente comprimido a fin de no destruir la parte consolidada subyacente y esto conlleva a que la cama de polvo posea una alta porosidad, la cual se estima que está entre 40 – 60 % para los polvos metálicos más comunes empleados en el proceso FSL [36]. Por lo tanto, la radiación proporcionada por el láser entra a través de los poros hasta una profundidad de varios diámetros de partícula del polvo metálico causado por múltiples reflexiones (ver **Figura 2.15**). Así, la energía proporcionada por el láser se deposita no sólo sobre la superficie de la cama de polvo sino también sobre el sustrato o metal consolidado de la anterior capa ya procesada.

A. V. Gusarov et al. [54] propusieron un modelo para acoplar fenómenos por transferencia de calor por radiación y difusión térmica (interacción láser/materia) para proveer una solución del campo local de temperatura que se desarrolla y como resultado obtuvieron un nuevo modelo de fuente de calor volumétrica que toma en cuenta la dispersión del láser a través del polvo metálico y su absorción. Esta aproximación logró unas condiciones de alberca de fusión más estable sin superar la temperatura de evaporación lo cual evidenciaron mediante construcción de piezas con los mismos parámetros de simulación libre de defectos.

Mientras que el estudio presentado por McVey et al. [55], al igual que Gusarov et al. [56], relacionaron analíticamente la cantidad de energía absorbida por el material durante el proceso de deposición láser. Esta investigación dio como resultado una relación descrita

mediante un decaimiento exponencial de Beer-Lambert para definir la absorción interna ocasionado por la dispersión de la energía con respecto a la forma de la distribución de potencia del láser; tal como se muestra en la **Figura 2.16**.

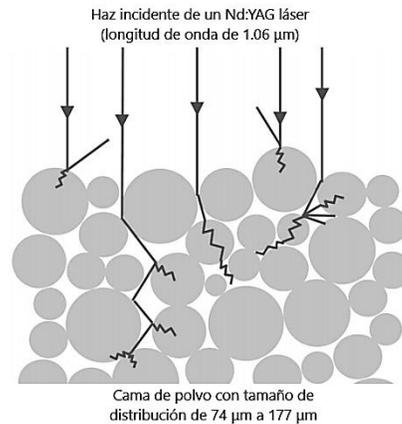


Figura 2.16. Representación esquemática de la irradiación del láser sobre una cama de polvo el cual se muestra dispersión dentro del polvo poroso [55].

Los anteriores autores han sugerido el láser como un flujo de calor espacialmente variable donde generalmente posee una distribución Gaussiana en su sección transversal y aplicable para aquellas modelaciones cuya cama de polvo se describe como un medio continuo. Por lo tanto, es necesario establecer un enfoque para las propiedades del material considerando el factor poroso de la cama de polvo (se discutirá con más detalle en la sección 2.3.2), la energía absorbida del material mediante una función polar (que describe la forma del láser según Ecuación (2.1) y una función de decaimiento para el perfil de la energía a través del espesor de capa de polvo.

Sin embargo, las modelaciones numéricas de diferentes procesos de MA en los últimos años han cambiado drásticamente al tratar la cama de polvo como un medio continuo para resolver como partículas individuales. Lo anterior supone que no es necesario introducir una modelación del láser que considere un perfil energético en función de la profundidad debido a que las partículas del polvo metálico se encuentran explícitamente en el dominio geométrico. La **Figura 2.17** ilustra esquemáticamente la cama de polvo mediante esferas metálicas de un mismo diámetro.

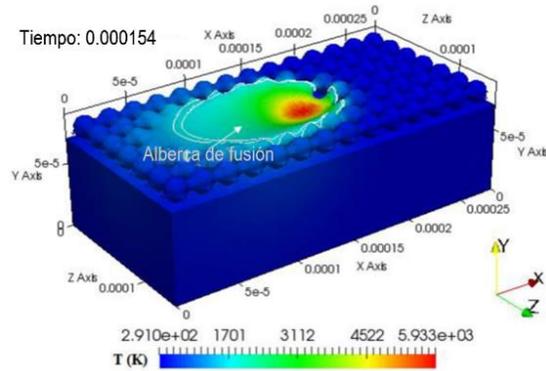


Figura 2.17. Distribución de temperatura en el dominio computacional [57].

Tran y Lo [58] propusieron una nueva fuente de calor volumétrica que toma en cuenta el efecto de la distribución de tamaño de polvo en la propagación de la energía del láser a través de la profundidad de la cama de polvo metálica. Un instante de simulación es mostrada en la **Figura 2.18** el cual se muestra claramente el dominio de las partículas metálicas, el sustrato metálico y la interacción del láser. Este último, se asumió como una discretización de rayos trazados mediante Monte Carlo para estudiar fenómenos de absorptividad y reflexión dentro de la cama de polvo.

Luo y Zhao [59] realizaron un análisis numérico y térmico transitorio de una pieza fabricada por FSL, adaptando el modelo del láser con una distribución Gaussiana y una malla dinámicamente adaptativa en función del movimiento del láser donde continuamente refina o engruesa éste se moviliza. Para reducir el costo computacional, ellos desarrollaron una fuente de calor híbrido que combina una línea de la fuente de calor Gaussiana de tiempo de paso largo con la tradicional fuente de calor Gaussiana puntual, tal como se muestra en la **Figura 2.19**. Los resultados demostraron que el esquema de simulación tiene la habilidad de predecir los campos de temperatura de forma eficiente y exacta.

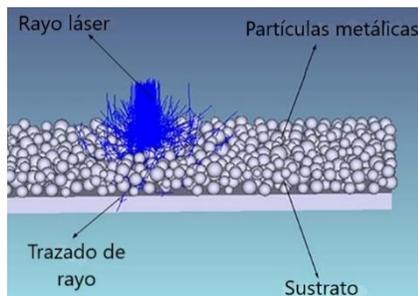


Figura 2.18. Instante de simulación con trayectorias de rayos a través de la cama de polvo [58].

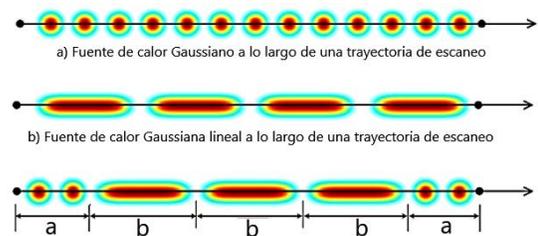


Figura 2.19. Fuente de calor híbrida a lo largo de una trayectoria de escaneo [59].

2.3.2 Material

Una gran cantidad de polvos metálicos aleados se han aplicado en las tecnologías de MA y numerosas investigaciones se han enfocado en aleaciones a base de titanio, níquel e hierro [17]. Además, la tecnología de MA ofrece la posibilidad de mezclas múltiples de polvos de aleación en una relación establecida para la construcción de componentes con gradientes de composición/propiedad que son difícil de obtener por procesos convencionales.

La calidad de la pieza es significativamente influenciada por las características del material a procesar y dentro de las características del polvo metálico, con mayor influencia, se considera la forma, tamaño promedio y distribución de la partícula metálica, morfología superficial y propiedades termo-físicas. Generalmente el rango de tamaño de partícula para los procesos FSL se encuentra entre 10 μm y 60 μm y son sometidas a diversas micrografías mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), rayos X y tomografías computarizadas para examinar la forma, morfología superficial y distribución de tamaño de partícula [60].

El acero inoxidable 316L es uno de los materiales más ampliamente utilizados e investigados para la fabricación de componentes mediante FSL y su éxito se debe a su amplia gama de aplicaciones tales como la aeronáutica, naval, equipos biomédicos y celdas de combustible [61]. El 316L es un acero austenítico de alto contenido de cromo con excelente procesabilidad en máquinas FSL, exhiben mayor resistencia a la fluencia, resistencia última a tensión y ductilidad más baja si se comparan a sus contrapartes procesados tradicionalmente (ver **Tabla 2.1**). Adicionalmente, su composición química nominal se presenta en la

Tabla 2.2.

Tabla 2.1. Comparación de las propiedades mecánicas del acero inoxidable 316L fabricado mediante MA frente a sus contrapartes procesadas de manera tradicional [17]. Donde P es potencia del láser, v es velocidad del láser, ρ es densidad, E es módulo elástico, σ_y y σ_{UTS} es esfuerzo de fluencia y último, respectivamente.

P (W)	v (mm/s)	ρ (%)	Orientación	E (GPa)	σ_y (MPa)	σ_{uts} (MPa)	Elongación (%)
<i>Fusión de cama de polvo</i>							
200	hasta 1000	99.9	Longitudinal	165	602 \pm 47	664 \pm 7	30 \pm 0
			Transversal	-	557 \pm 14	591 \pm 12	42 \pm 2
100	400	97.2 \pm 1.2	Longitudinal	166	438 \pm 28	528 \pm 23	10 \pm 2
			Transversal	-	435 \pm 2	504 \pm 12	16 \pm 3
	591	98.5 \pm 1.4	Longitudinal	164	379 \pm 17	489 \pm 28	23 \pm 6
			Transversal	-	287 \pm 6	317 \pm 11	7 \pm 4
	600	98 \pm 1.0	Longitudinal	-	399 \pm 29	486 \pm 40	9 \pm 3
			Transversal	-	316 \pm 6	367 \pm 6	7 \pm 1
175	700	97.5 \pm 1	Longitudinal	-	534 \pm 5.7	653 \pm 3.4	16.2 \pm 0.8
		93.8 \pm 2.6	Transversal	-	444 \pm 26.5	567 \pm 18.6	8 \pm 2.9
380	635 – 3000	>99	-	-	-	-	-
100	300	98.6	-	151 \pm 13.1	-	501.1 \pm 8.3	-
103	425	-	Transversal	-	640	760	30

<i>Procesados tradicionalmente</i>							
Fundición				200	365 ± 22	596 ± 16	69 ± 9
Recocido				-	241	586	50

Tabla 2.2. Composición química nominal del polvo de acero 316L (% masa) [62].

C	Cr	Cu	Mn	M	Ni	P	S	Si	Fe
≤ 0.03	17.5-18	≤ 0.5	≤ 2	2.25-2.5	12.5-13	≤ 0.025	≤ 0.01	≤ 0.75	Bal.

La dispersión de los valores presentados en la **Tabla 2.1** puede ser atribuida al hecho de que se utilizan diferentes tipos de láser en las tecnologías de MA. Es bien sabido que las propiedades mecánicas de las piezas FSL, así como las piezas manufacturadas tradicionalmente, dependen no solamente de la microestructura sino también de cualquier defecto de poros y su morfología el cual son controlados por parámetros de procesamiento iniciales. Por lo tanto, entender los efectos de los parámetros de procesamiento sobre la evolución microestructural en la FSL se ha convertido en un foco de investigación [63].

Las calidades de las piezas fabricadas por FSL son fuertemente influenciada por las características del material de suministro (polvo metálico). Estas características se incluye la forma, distribución de tamaño, morfología superficial, composición y cantidad de poros internos [64]. Existe una variedad de técnicas de atomización para producir polvo metálico y cada una de estas produce diferentes calidades de polvo. Las técnicas más comunes se encuentra Atomización por Gas (AG), Atomización por Rotación (AR), proceso de electrodo rotación por plasma (PERP), Atomización por Plasma (AP), entre otros.

Algunas técnicas producen formas irregulares como la AR, mientras que otras generan una gran cantidad de satélites como la AG y algunas son altamente esféricos y lisos como es el caso de PERP y AP. La **Figura 2.20** muestra diferentes morfologías superficiales y formas, así como secciones transversales para analizar porosidades internas. La porosidad de polvos metálicos, característicos de aquellos que son procesados mediante AG, se debe a que el gas inerte queda atrapado durante la producción, transfiriendo este defecto tipo poro hacia los componentes hechos por MA. Aquellos polvos de más alta calidad producidos mediante PERP no se contaminan de poros y han sido usados para eliminar la porosidad inducida por el polvo para diferentes sistemas de MA [64].

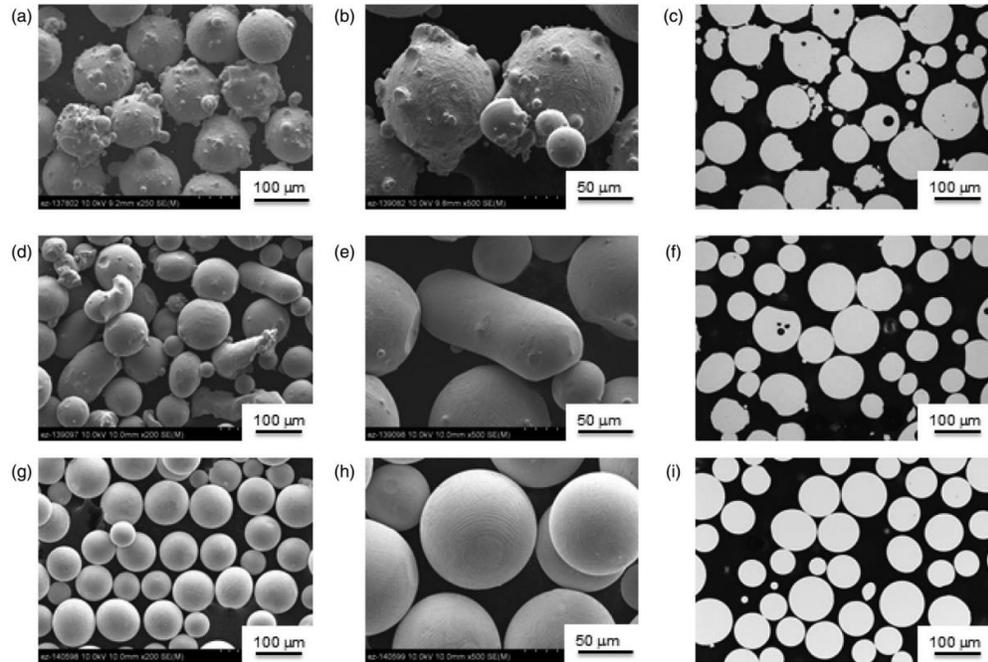


Figura 2.20. Comparación de diferentes calidades de polvos: a) MEB 250x de AG, b) MEB 500x de AG, c) Microscopía Óptica de Luz (MOL) de AG, d) MEB 200x de AR, e) MEB 500x de AR, f) MOL de AR, g) MEB 200x de PERP, h) MEB 500x de PERP y i) MOL de PERP [64].

La naturaleza del láser tiene gran influencia en la absorptividad del material a procesar y dentro de los tipos de láseres más utilizados en máquinas MA se encuentra láser Nd:YAG y CO₂. Mientras la absorptividad de un láser CO₂ (longitud de onda: $\lambda = 10.6 \mu\text{m}$) en aleaciones de Fe es de 0.12 (a temperatura ambiente) el cual es más bajo que para el caso de un láser Nd:YAG ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$) donde la absorptividad es de 0.25 – 0.62 a temperatura ambiente [17], [54], [56], [65].

Asimismo, conocer las características y propiedades del material a tratar en el proceso FSL es de gran importancia debido a la influencia de éstos en las características finales del componente manufacturado aditivamente. La capacidad de absorción y las relaciones de absorción/reflexión/transmisión dependen del tipo y naturaleza del material (aunque la transmitancia en metales es casi nula debido a su alta opacidad). Una vez que el material haya absorbido la energía térmica dada por el láser, el fenómeno consecuente es la conducción de calor de esta energía a través del material y por tal razón la conductividad térmica del material juega un rol tan importante como determinante en las geometrías de la alberca de fusión.

Conocer a fondo la variabilidad y no-linealidad de la conductividad térmica del material ofrece la posibilidad de estudiar los historiales de temperatura que se desarrollan en el interior de la cama de polvo. Esto se fundamenta debido a que, como consecuencia de suministro de energía de alta densidad por parte del láser, se ha detectado que una aproximación adecuada de la difusión térmica (relación conductividad térmica/capacidad

calorífica) conlleva a conocer con exactitud las temperaturas que se presentan. Esto permite a su vez conocer potencias permisibles del láser para dichos materiales y otros parámetros del proceso, procurando evitar fenómenos no deseados tales como la evaporación del material, *keyhole* y *balling*.

El efecto *balling* se refiere a una clase de defecto que se presenta en componentes manufacturadas por técnicas de PBF donde el polvo metálico forma esferas metálicas aisladas entre sí, generada por diferentes fenómenos tales como la acción de la tensión superficial, gravedad y el medio circundante después de la irradiación del láser. La **Figura 2.21** presenta las características del efecto *balling* de diferentes trayectorias de escaneo a una potencia constante (190 W) con su respectiva velocidad de escaneo y es evidente que a medida que aumenta la velocidad de escaneo, el ancho de la AF disminuye gradualmente hasta convertirse en trayectorias discontinuas y separadas por esferas/gotas (*balling*).

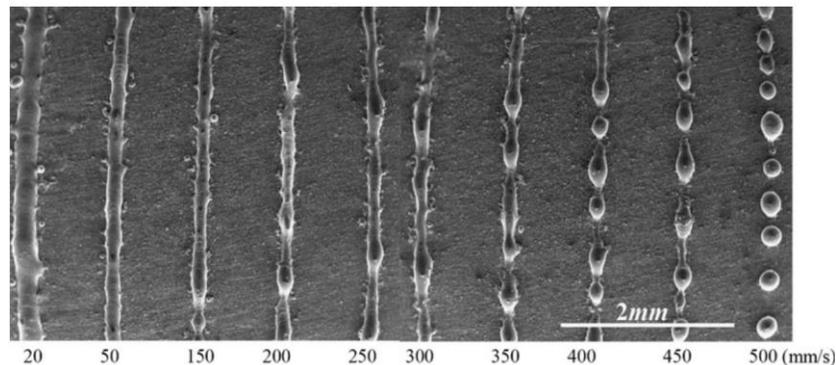


Figura 2.21. Imagen MEB mostrando las características del efecto *balling* de trayectorias de escaneo individuales bajo diferentes velocidades de escaneo con potencia constante de 190 W para un acero inoxidable 316L.

Mientras que el modo *keyhole*, más que un defecto es un régimen que se presenta cuando se usa altas densidades energéticas sobre la cama de polvo, generando un flujo de masa intenso de material evaporado en la región irradiada por el láser. Esta transferencia de masa de estado líquido a gas crea una presión de retroceso en la región irradiada por el láser donde la AF forma una zona de depresión. Algunos científicos han enfocado sus investigaciones en el estudio de este fenómeno mediante técnicas de microtomografías a alta velocidad, como es el caso de Parab et al. [66] donde identificó claramente las interfaces de sólido/líquido (AF) y líquido/gas (modo *keyhole*) mostrada en la **Figura 2.22**.

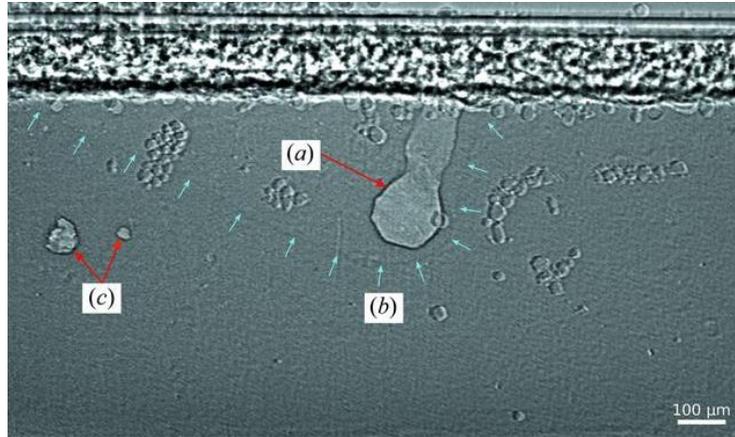


Figura 2.22. Una imagen de rayos x de alta velocidad tomada a partir de un proceso de FSL. (a) Depresión de vapor, (b) AF y (c) burbujas atrapadas por el efecto *keyhole*.

Establecer la dependencia de las propiedades del material con la temperatura es de vital importancia para determinar un historial de temperatura adecuado y a su vez hacer posible una simulación numérica acertada del proceso FSL. Dentro de los desafíos de la modelación numérica del proceso FSL se encuentra la forma de relacionar las propiedades del material con los historiales térmicos para obtener una simulación más precisa. Muchas propiedades físicas y térmicas presentan una fuerte dependencia con la temperatura lo cual debe tenerse en cuenta para asegurar modelos válidos.

La determinación de la dependencia de las propiedades físico-térmicas con la temperatura debe incluir el comportamiento de la conductividad térmica, calor específico, densidad, entalpía y capacidad de absorción. Lo anterior es la fuente de la no-linealidad del proceso térmico y considerando el carácter “poroso” en el material debido a su estado inicial como polvo asegura un mejor estudio termodinámico y de transferencia de calor por conducción y radiación a través del procesamiento de la pieza.

Las propiedades termo-físicas en función de la temperatura de las aleaciones comerciales del sustrato son fáciles de adquirir desde la literatura. Pero dichos valores no son suficientes cuando se desea calcular la transferencia de calor y masa del proceso FSL debido a que el material a procesar es realmente una mezcla compuesta de partículas metálicas y gas inerte que se aloja en los espacios inter-partícula.

Es difícil medir la conductividad térmica de un polvo metálico de cualquier aleación debido a la alta transitoriedad del fenómeno ya que las tasas de calentamiento y enfriamiento pueden llegar al orden de 10^6 K/s y además la cama de polvo se relaciona con el gas inerte y distribución del tamaño de partícula dentro del polvo. Los investigadores Foroozmehr et al. [43] propusieron que para tener una aproximación de la conductividad térmica de la cama de polvo, y considerando que no es un medio continuo, es recomendable suponer el 1 % de la conductividad térmica del sólido basados en otros modelos cuando la temperatura es inferior a la temperatura de fusión.

Sin embargo, se han realizado esfuerzos para medir la conductividad térmica de polvo metálico de diferentes aleaciones. En el caso del estudio de Sih y Barlow [67], reportaron valores de conductividad térmica de polvo metálico de hidroxapatita desde temperatura ambiente hasta 500 °C y propusieron una nueva ecuación para predecir la conductividad térmica de camas de polvo dentro de $\pm 30\%$ de valores reportados en la literatura.

También, Lien et al. [68] realizaron mediciones de conductividad térmica de polvos metálicos utilizados en MA (Inconel 718 y 625, acero inoxidable 17-4 y 316L, Ti-6Al-4V) mediante el método transitorio de cable caliente. En sus mediciones, incluyeron el comportamiento de la conductividad térmica con tres tipos de gases inertes usados en MA (argón, nitrógeno y helio), dentro de un rango de temperatura de 295 K – 470 K (ver **Figura 2.23**), y observaron que esta propiedad térmica varía su comportamiento si se modifica la presión atmosférica (ver **Figura 2.24**). En ambos casos, se puede concluir que existe un decaimiento drástico del comportamiento de la conductividad térmica del polvo en comparación con su estado sólido y es de suma importancia emplear valores de esta propiedad considerando la cama de polvo como una mezcla de partículas metálicas y gas.

Para modelar con exactitud un proceso FSL, es esencial tener presente los efectos de calor latente. Una revisión de la literatura muestra que las técnicas para tener presente los cambios de fase pueden ser agrupadas en dos categorías. La primera establece una ecuación general de la conservación de la energía, con la temperatura como única variable dependiente, se calcula los efectos de calor latente y se incorporan utilizando el método de capacitancia efectiva [69]. Este modelo de capacitancia requiere precisión y control de pasos de tiempo para asegurar cambios de fase. Si un punto nodal no cae dentro del rango de temperatura entre sólido y líquido, y salta por encima de este intervalo, los efectos de calor latente se pierden para aquel nodo produciendo una distribución de temperatura incorrecta [70]. Una segunda categoría se conoce comúnmente como método de la entalpía, esta técnica mantiene su exactitud y no omite los efectos de calor latente sobre un elemento, siendo más robusto que el método de capacitancia efectiva (primera categoría) [70].

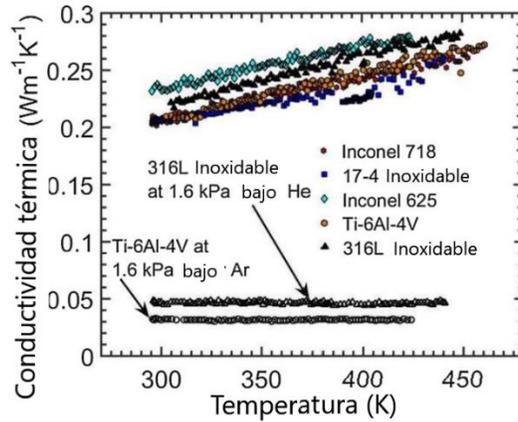


Figura 2.23. Dependencia de la conductividad térmica con la temperatura de polvos de diferentes aleaciones [68].

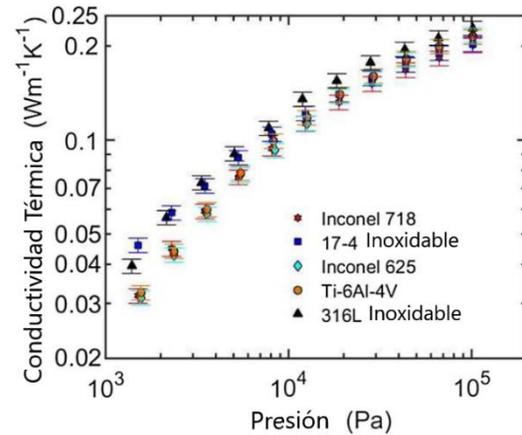


Figura 2.24. Comportamiento de conductividades térmicas de diferentes aleaciones con la Presión bajo Ar [68].

2.3.3 Dinámica de la alberca de fusión

El calentamiento de los polvos metálicos es tal que alcanza temperaturas mayores a su punto de fusión y subsecuentemente sufre un proceso de enfriamiento, lo que da como resultado la consolidación de las partículas metálicas en el proceso. Este mecanismo de consolidación es lo que marca la diferencia entre los procesos FSL y SLS. Durante el proceso FSL, se presentan varios ciclos de fusión y solidificación del componente metálico y se ha mencionado anteriormente algunos fenómenos físicos que se involucran con este proceso como lo son la absorción y reflexión de un cuerpo irradiado, transferencia de calor, etc.

Adicionalmente, se incluyen fenómenos metalúrgicos tales como la transformación de fase, movimiento de la interfaz entre las fases sólido y líquido, flujo de masa causado por los gradientes de tensión superficial [34]. La tasa de enfriamiento y geometría de la alberca de fusión afectan directamente el crecimiento de grano y microestructura del componente que se está fabricando por FSL, generando un gradiente de temperatura entre el centro y el borde de la alberca de fusión para crear gradientes de tensión superficial que induce el material fundido fluir radialmente hacia el centro [28].

Los anteriores fenómenos pueden observarse esquemáticamente en las siguientes figuras: la dinámica de la microestructura que se va desarrollando una vez se fusiona las partículas de polvo metálico se presenta en la **Figura 2.25**, y la **Figura 2.26** ilustra el efecto de la disminución de la velocidad de escaneo sobre la intensidad del flujo Marangoni y la profundidad de transferencia de calor por convección [28].

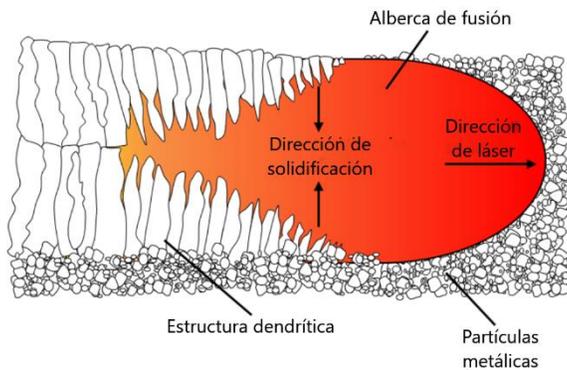


Figura 2.25. Representación esquemática del proceso de solidificación en FSL [28].

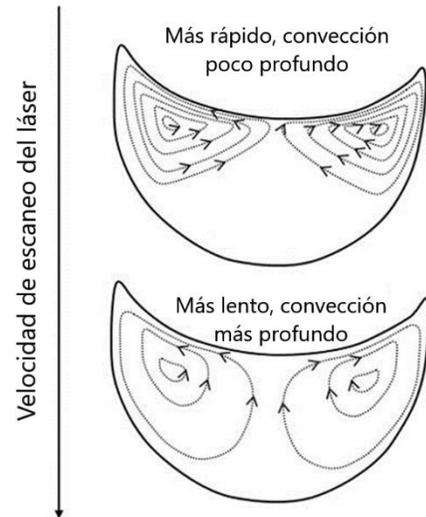


Figura 2.26. Efecto de la velocidad de escaneo del láser sobre la intensidad y profundidad de convección durante el proceso FSL [28].

Cuando se direcciona una fuente de calor concentrada que, para el caso del proceso FSL, se trata de la energía que suministra el láser y con base los principios de transferencia de calor por radiación tratado en 2.3.1. La energía absorbida por la cama de polvo metálico (si es lo suficiente intenso) genera una alberca de fusión. En la mayoría de los casos, la fuente de calor se moviliza a lo largo de una trayectoria prescrita y se puede apreciar esquemáticamente en la **Figura 2.27**.

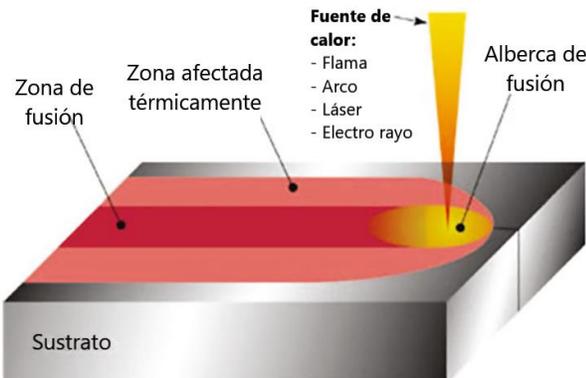


Figura 2.27. Trayectoria de fuente de calor y alberca de fusión [71].

A raíz de las altas tasas con que se desarrollan los procesos de calentamiento, fusión y solidificación de una aleación mediante una fuente de calor móvil, diferentes regiones de la pieza experimentan repetidos ciclos de calentamiento y enfriamiento, los cuales afectan su microestructura local y propiedades. Los ciclos térmicos espacialmente variables dan como resultado una microestructura y propiedades no homogéneas dependientes de la ubicación. Los campos de temperaturas son de carácter transitorio y tridimensional, los cuales son prerequisites para entender los parámetros más importantes

que afecten la calidad metalúrgica de los componentes tales como las tasas de enfriamiento, parámetros de solidificación, microestructura, esfuerzos residuales y distorsión de los componentes.

2.4 SIMULACIONES NUMÉRICAS EN PROCESOS DE FSL

Diversas técnicas se han aplicado para resolver numéricamente las ecuaciones que gobiernan el comportamiento térmico del proceso FSL. Como se mencionó en la sección anterior, es necesario discutir e introducir un método de elementos finitos no lineal para conseguir resultados aproximados. Se han desarrollado simulaciones numéricas del proceso FSL para predecir los historiales térmicos que se producen y pueden ser encontrados en [21], [32], [35], [38], [56], [63], [72] (por mencionar algunos). También, se ha evidenciado una tendencia a superar diversos desafíos de simulación en sus técnicas y modelamientos que se pueden agrupar en los siguientes temas:

1. Modelamiento de la fuente (entrada) de calor.
2. Modelamiento de la adición de material.
3. Precisar las pérdidas de calor durante el proceso MA.
4. Dependencia las propiedades del material con la temperatura y sus comportamientos.
5. Anisotropía en las propiedades térmicas.
6. Efectos de transformación de fase.

Hussein et al. [32] presentaron un modelo tridimensional de simulación por elementos finitos para investigar los campos de temperatura y esfuerzos de fluencia para el acero 316L, y presentaron un modelo transitorio no lineal basado en código de análisis de campo termo-mecánico acoplado secuencialmente. En este estudio consideraron que la conductividad térmica está asociada con el material mismo y la porosidad de la cama de polvo uniforme; resultando una diferencia considerable en la aproximación de esta conductividad térmica con aquellas reportadas experimentalmente [67], [68]. La asunción de un modelo de fuente de calor de carácter volumétrica en coordenadas polares permitió obtener como resultado temperaturas pico promedio de 2600 K para una configuración de parámetros de potencia y velocidad de escaneo de 100 W y 100 mm/s, respectivamente. Adicionalmente, implementaron el calor latente generado durante el proceso de fusión en la alberca de fusión a partir un aumento artificial en el calor específico, relacionando la entalpía, densidad y calor específico.

Además, estudiaron el comportamiento de las dimensiones de alberca de fusión para procesos de una sola capa fijando la potencia a 100 W y variando la velocidad de escaneo en 100 mm/s, 200 mm/s y 300 mm/s para observar el comportamiento. Como resultado, la longitud predicha de la alberca de fusión varía desde 1.4 mm a 300 mm/s hasta 0.9 mm a 100 mm/s, mientras que el ancho varía desde 0.22 mm a 0.38 mm y la profundidad desde

0.4 mm hasta 0.63 mm, respectivamente. Durante la verificación del modelo, la profundidad de la alberca de fusión de la simulación fue comparada con el espesor de las capas producidas experimentalmente utilizando los mismos parámetros de simulación como puede observarse en la **Figura 2.28**.

Manvatkar et al. [73] igualmente desarrollaron un modelo de flujo de fluido tridimensional, transitorio y transferencia de calor para un proceso de deposición de metal por láser (MA) y consideraron el láser como una fuente de calor volumétrica con distribución Gaussiana en coordenadas cilíndricas para facilitar su modelación. Las propiedades del acero inoxidable 316L establecieron una densidad constante de 7800 kg/m³ durante el proceso, mientras que la conductividad térmica y calor específico se encuentran en función de la temperatura mas no incluyeron fenómenos físicos que se presentan por la condición de estado de polvo metálico en el material.

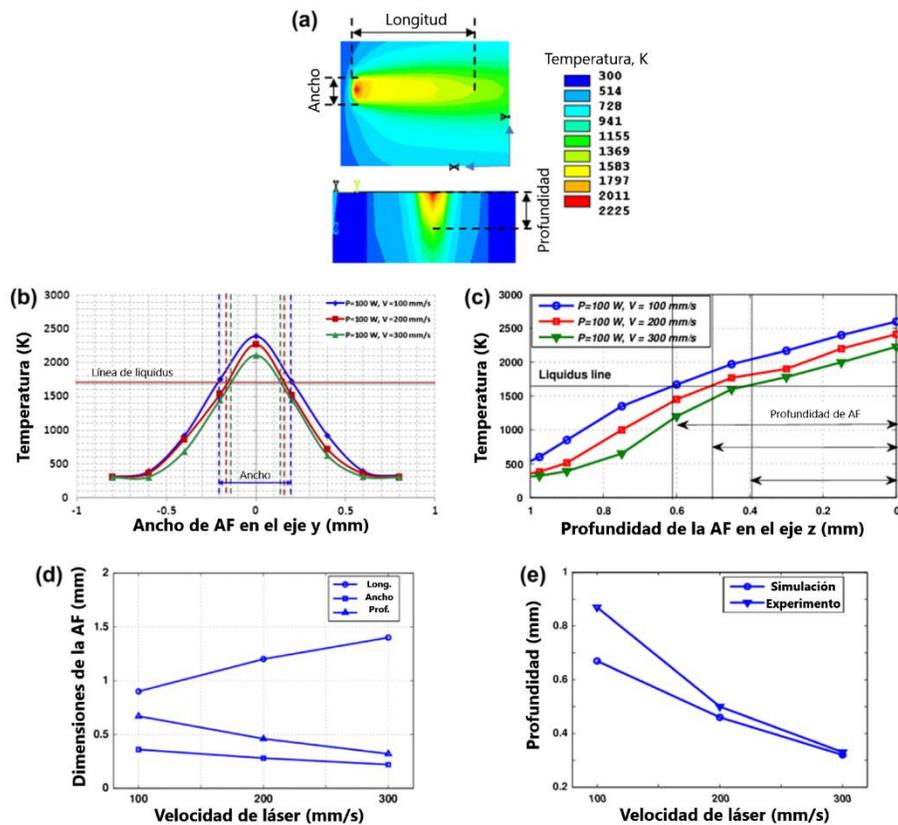


Figura 2.28. a) Contorno de temperatura de la alberca de fusión predicha, b) ancho de alberca de fusión de varias velocidades de escaneo, c) profundidad de alberca de fusión de varias velocidades de escaneo, d) comparación de las dimensiones de alberca de fusión predichas en función de la velocidad de escaneo y e) comparación de la profundidad de alberca de fusión de simulación y experimento [32].

Los resultados de simulación y experimentales de Manvatkar et al. [73], encontraron que las secciones transversales de los perfiles de alberca de fusión calculada en las primeras tres capas se muestra en la **Figura 2.29** para examinar la geometría de la

estructura. Además, realizaron una comparación entre la sección transversal predicha y aquel observado experimentalmente para las tres capas de estructuras.

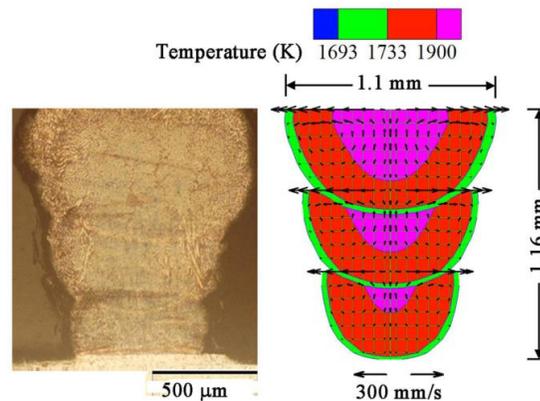


Figura 2.29. Comparación de la sección transversal teórica y experimental de la estructura de tres capas [73].

Sin embargo, Manvatkar et al. [73] estimaron que las tasas de enfriamiento presentes en el proceso de simulación fueron de 6548 K/s, 4245 K/s y 2779 K/s para la primera, segunda y tercera capa, respectivamente. Concluyeron que estos valores no son realistas porque se ignora, en los cálculos de conducción de calor, la mezcla de líquidos calientes y fríos los cuales reducen los gradientes térmicos en la alberca de fusión. Además, en la literatura se señala que las velocidades de enfriamiento fácilmente superan múltiplos de 10^5 K/s [36].

En el estudio presentado por Antony et al. [74] investigaron el proceso FSL para un acero inoxidable grado 316L utilizando un láser de Nd:YAG y establecieron los efectos de los parámetros del proceso tales como potencia de láser, velocidad de escaneo y láser sobre las características de la alberca de fusión. Asimismo, presentaron un modelo térmico donde la intensidad del láser posee una distribución normal (Gaussiana) con un perfil modo TEM₀₀ y su densidad de potencia es superficial (fuente de calor superficial).

Para la conductividad térmica de la cama de polvo, Antony et al. [74] consideraron que, dentro de la cama de polvo, el modo de transferencia de calor es principalmente conducción considerando la distancia inter-partícula y es lo suficientemente pequeña como para permitir transferencia de calor por convección. La cama de polvo consiste en partículas sólidas separadas por un gas, la conductividad térmica del aire a temperatura ambiente es 0.0065 W/(m-K).

Como resultado de investigación, para una configuración de parámetros de láser P , velocidad de láser V y diámetro de láser d , obtuvieron como temperatura pico mayores a 3500 K, superando fácilmente la temperatura de evaporación del acero inoxidable 316L, como se evidencia en la **Figura 2.30**.

En la investigación de Masmoudi et al. [75] consideraron modelar adicionalmente la atmósfera del gas inerte para entender la interacción láser-material-gas, puesto que involucra varios fenómenos físicos complejos que intervienen en la transferencia de calor, incluyendo las fases de sólido, líquido y vapor del material (SS 316L). Igualmente, consideraron el láser como una fuente de calor superficial (2D) y las propiedades termo-físicas del polvo se encuentran en función de la temperatura y porosidad.

Dada la naturaleza de la máquina de MA (láser de fase pulsada) encontraron una relación en la velocidad de avance efectiva para ser introducida en la simulación e interpretación de parámetros con resultados. Reportaron que las dimensiones de la alberca de fusión (ancho y profundidad) disminuía a medida que incrementaba la velocidad efectiva, registrando temperaturas pico de hasta de 3080 K y su validación mostró buen acercamiento de los datos de simulación con los experimentales. Esta investigación presenta una aproximación aceptable para un proceso FSL de baja potencia del láser, lo cual es aceptable aproximar la fuente de calor a nivel superficial.

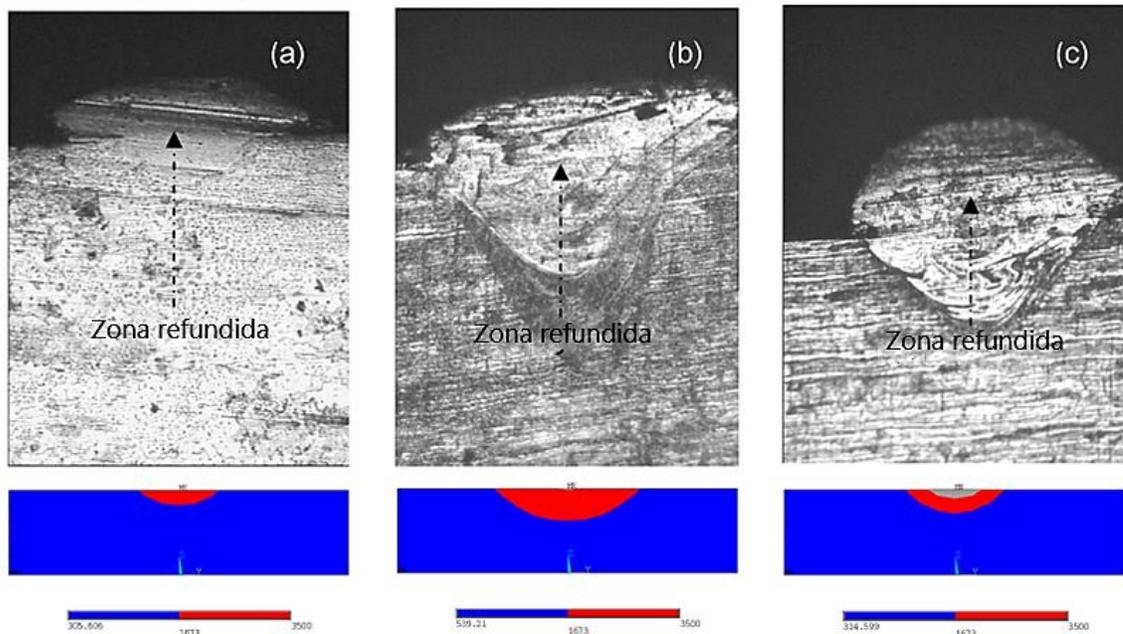


Figura 2.30. Micrografía de la formación de un solo trayecto de acero 316L sobre un sustrato del mismo material. a) $P = 150$ W, $V = 12$ m/min y $d = 300$ μm ; b) $P = 200$ W, $V = 2.4$ m/min y $d = 500$ μm ; y c) $P = 200$ W, $V = 8.4$ m/min y $d = 300$ μm [74].

Cherry et al. [63] investigaron el efecto de la densidad de energía sobre las propiedades de piezas fabricadas de SS 316L mediante FSL. Una serie de parámetros del proceso de fabricación FSL fueron variados para observar y evaluar su impacto en la porosidad, acabado superficial, microestructura, densidad y dureza.

Uno de los mayores aportes en la investigación de Cherry et al. [63] acerca del proceso FSL, para el acero inoxidable en mención, fue hallar los parámetros óptimos para lograr la cantidad mínima de porosidad (0.38 %) cuando se suministra una densidad

energética de 104.5 J/mm^3 , lo cual fue corroborado y empleada como parámetro de diseño en otras investigaciones que llevaron a cabo simulaciones numéricas [61], [62], [76], [77]. A partir de esta optimización, la densidad energética indicada para el polvo de aleación 316L, es posible calcular parámetros adecuados tales como potencia del láser, velocidad de escaneo, distancia entre punto y distancia entre trayectorias del láser.

Foroozmehr et al. [43] presentaron en su trabajo un modelo de elemento finito tridimensional para simular y predecir el tamaño de la alberca de fusión durante el proceso FSL. Lo que resalta en esta investigación fue la introducción de una profundidad óptica efectiva en la modelación del láser (fuente de calor volumétrica) y su dependencia sobre el tamaño de la partícula de polvo para la definición de la fuente de calor. Foroozmehr et al. [43] aproximaron el *spot* del láser a una región cuadrada de forma que sea equivalente al *spot* circular del láser real de acuerdo con la **Figura 2.31**, incluyendo cierta profundidad efectiva (*OPD*) relativo al espesor de la cama de polvo.

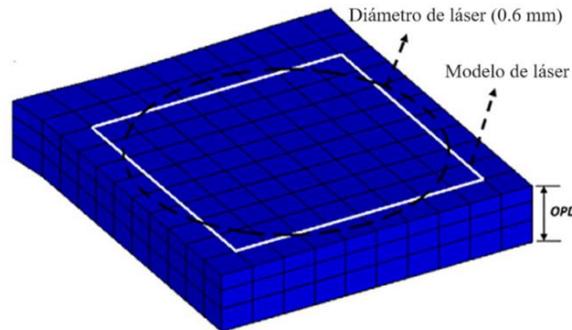


Figura 2.31. Spot modelado del láser según Foroozmehr et al. [43].

Los resultados de la investigación de Foroozmehr et al. [43] se sintetizan en la **Tabla 2.3** donde se calcula la profundidad de la alberca de fusión simulada y es comparada con las obtenidas experimentalmente en las muestras para diferentes velocidades de escaneo del láser. También señalan que las máximas temperaturas predichas fueron 2170 K, 2103 K y 1902 K para las velocidades de escaneo de 80 mm/s, 100 mm/s y 150 mm/s, respectivamente. Sus resultados reflejan la efectividad de asumir una fuente de calor volumétrica cuando se valida experimentalmente, principalmente cuando se predice la profundidad de la alberca de fusión. Sin embargo, en su trabajo no estudiaron el ancho de la alberca de fusión tanto en simulación como en la experimentación.

Tabla 2.3. Comparación entre el espesor de capa promedio de muestras y profundidad de alberca de fusión calculada en diferentes velocidades de escaneo [43].

$v = 80 \text{ mm/s}$			$v = 100 \text{ mm/s}$			$v = 150 \text{ mm/s}$		
Exper.	Simulado	Error	Exper.	Simulado	Error	Exper.	Simulado	Error
230.6 μm	234.3 μm	1.6 %	355 μm	306.3 μm	13.7 %	200.4 μm	178.5 μm	10.8 %

Roy et al. [44] presentaron una nueva formulación para modelar la fusión, consolidación y proceso de solidificación durante el proceso FSL. Lo que resalta de su

trabajo fue la introducción de la transición sólido – líquido, lo que se conoce como zona blanda (*mushy zone*, en inglés), formulando la presencia e interacción de propiedades en ambas fases para el modelamiento térmico del proceso FSL. Sin embargo, los resultados de simulación, los historiales de temperatura obtuvieron picos mayores que la temperatura de evaporación simulando a una potencia de láser relativamente bajas. Lo anterior se refleja en la **Figura 2.32** donde muestra el campo de temperatura en la superficie superior del polvo y las líneas discontinuas hacen referencia al tamaño de interacción del láser.

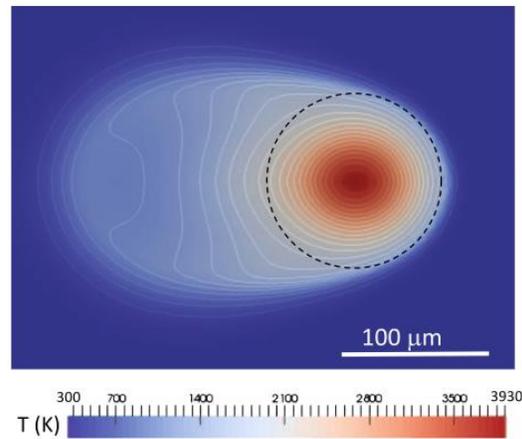


Figura 2.32. Resultado de simulación de Roy et al. [44] para una potencia de láser de 50 W con velocidad de escaneo de 16 cm/s y con radio de 60 μm .

La investigación realizada por Luo et al. [45] tuvo como resultado un modelo de elemento finito acoplado termo-mecánicamente de manera tridimensional, transitorio y no lineal para analizar campos de temperatura y esfuerzos de fluencia durante proceso FSL de un material termoeléctrico denominado telururo de estaño (SnTe). Luo et al. [45] observaron la gran dificultad de medir de forma experimental la conductividad térmica del polvo metálico. Por tanto, introdujeron en su simulación la modelación de la conducción de calor planteada por Sih y Barlow [78] y asumieron una densidad de potencia superficial y con distribución normal. Luo et al. [45] concluyeron que el gradiente de temperatura alcanzó su máximo valor a la mitad de la primera trayectoria del láser y un mínimo se observó a lo largo de eje x (sobre la superficie de la cama de polvo).

Luo et al. [45] evidenciaron que al analizar cierta zonal tal que se ubica en la mitad del proceso de escaneo del láser (denominado P_3), tal como se observa en la **Figura 2.33b**, el proceso SLM simulado desarrolla temperaturas picos por encima de la temperatura de evaporación del material. Esta situación se muestra en la **Figura 2.34** para una gama de velocidades de escaneo del láser y potencia.

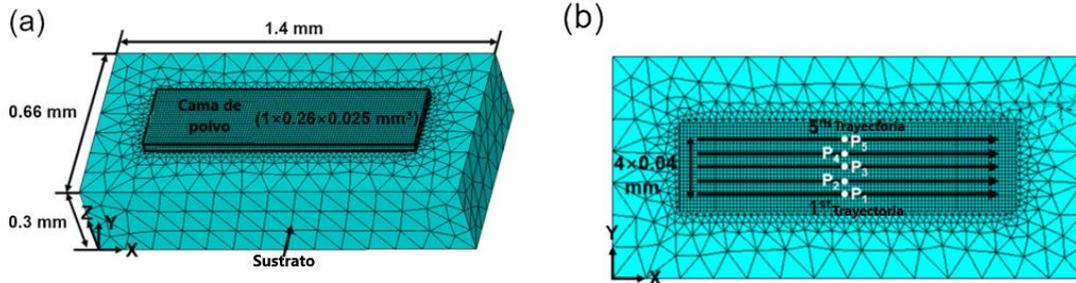


Figura 2.33. (a) Modelo 3D de elemento finito y (b) vista superior del modelo mostrando la estrategia de escaneo durante el proceso SLM [45].

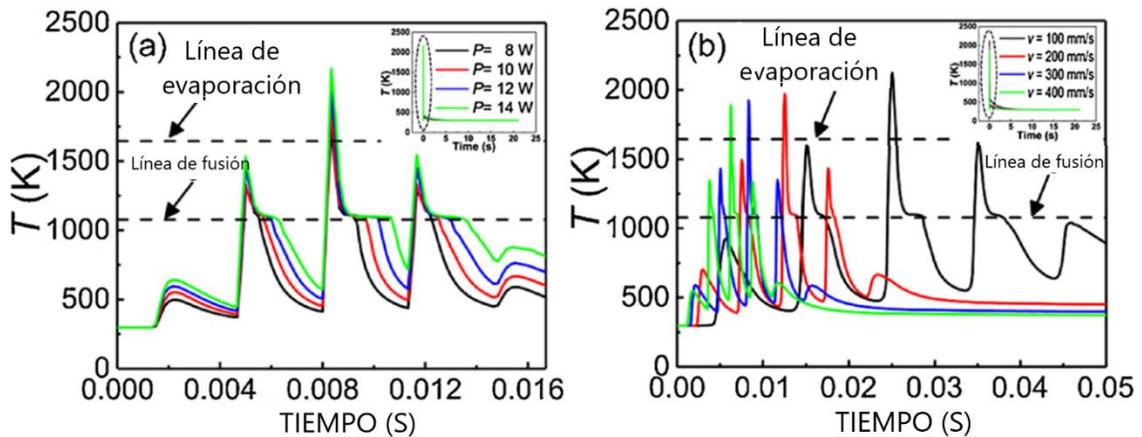


Figura 2.34. Evolución temporal de la distribución de temperatura en la mitad de la tercera trayectoria de escaneo, durante el proceso FLS simulado con (a) $V = 300 \text{ mm/s}$ y diferentes potencias del láser; (b) $P = 10 \text{ W}$ y diferentes velocidades de escaneo [45].

Li et al. [52], [79] investigaron campos de esfuerzo de fluencia y de temperatura en el proceso FSL aplicado a un acero inoxidable 316L. La modelación del láser lo describieron como una fuente de calor volumétrico móvil, propuesto por Gusarov et al. [54]; quienes consideraron la capacidad del láser para penetrar a través de la cama de polvo. Incluyeron también la modelación de fenómenos de contracción y pérdida de material consolidado por fenómenos de evaporización durante el proceso para calcular (mediante simulación) la altura acumulada en cada capa.

Li et al. [52], [79] simularon, una trayectoria de escaneo en una cama de polvo metálico, con las características del párrafo precedente, logrando que las temperaturas pico se desarrollaran ligeramente por debajo de la temperatura de evaporación del material (3200 K); como puede apreciarse en la **Figura 2.35** en tres puntos diferentes de la trayectoria de láser. La validación de su método se presenta en la **Tabla 2.4** para diferentes parámetros de fabricación en el proceso SLM (potencia de láser y velocidad de escaneo). Concluyendo que, bajo las operaciones de procesamiento, la penetración y ancho de la alberca de fusión simulados muestran un buen acuerdo con los resultados experimentales.

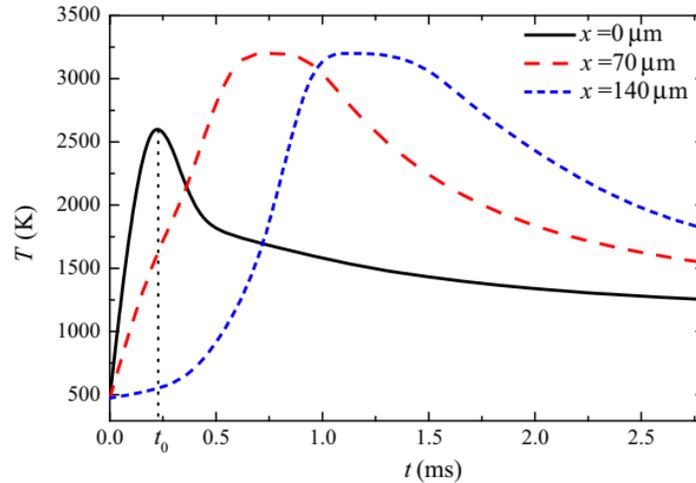


Figura 2.35. Evolución de la temperatura durante el proceso FSL, en la dirección del láser (x) a diferentes longitudes [79].

Tabla 2.4. Comparación del modelamiento del tamaño de la alberca de fusión con los resultados experimentales [79].

		$P=350W$	$V=1.14m/s$	$P=150W$	$V=0.5 m/s$	$P=150W$	$V=1.14 m/s$
Profundidad (μm)	Experimental	43.8		32.1		22.2	
	Simulación	45.6		35.7		24.1	
	Error	3.95 %		10.05 %		7.88 %	
Ancho (μm)	Experimental	140		126		97	
	Simulación	146.1		129.2		99.1	
	Error	4.15 %		2.48 %		2.12 %	

A pesar de los esfuerzos mencionados anteriormente, La descripción de la dinámica de la AF han sido limitadas a observaciones y comentarios en donde no hay una evidencia matemática que caracterice el comportamiento y geometrías que sufre la AF durante el proceso de FSL. Por lo tanto, en el siguiente capítulo se muestra un estudio integral de aquellos modelos y métodos adecuados para describir los fenómenos térmicos que influyen en las dimensiones de la AF.

CAPÍTULO 3

MODELACIÓN DEL PROCESO DE FUSIÓN SELECTIVA POR LÁSER

A continuación, se presentarán las metodologías abordadas para la programación de una herramienta capaz de simular el proceso FSL durante la fabricación de una pieza de acero inoxidable 316L. Las metodologías incluyen el uso de una serie de modelos para imitar cada uno de los fenómenos presentes en proceso FSL. Dentro de los alcances de este estudio, se ha propuesto modelar y simular el proceso FSL mediante técnica de DFC y el MEF con el fin de comparar aproximaciones y asunciones, resultados y validaciones, costo computacional y tamaño de dominio.

También se presentará una descripción detallada del modelo del láser como una fuente de calor móvil con diferentes enfoques según las técnicas de simulación propuestas (MEF o DFC). Para el caso de la simulación mediante MEF, el láser se consideró como una fuente de calor volumétrico el cual tiene como datos de entrada la potencia del láser y rapidez de escaneo. Mientras que para el caso de DFC, el láser se discretiza en haces de luz el cual obedece a las leyes de reflexión y absorción de la luz basados en las propiedades ópticas de la aleación metálica, orientación del láser y parámetros de procesamiento tales como potencia y rapidez del láser.

3.1 MODELADO MEDIANTE MÉTODO DE ELEMENTO FINITO

A fin de modelar el proceso FSL, las ecuaciones de conservación de energía y conducción de calor son consideradas en el MEF, las cuales darán como resultado la ecuación de equilibrio térmico para la transferencia de calor tridimensional en la aleación metálica según Ecuación (3.1)

$$Q(x, y, z, t) - \rho C_p \frac{dT}{dt} + \nabla \cdot [k(T)\Delta T] = 0 \quad (3.1)$$

Donde ρ es la densidad de la aleación (kg/m^3), C_p es el calor específico isotrópico ($\text{J kg}^{-1} \text{K}^{-1}$), T es la temperatura (K), t es tiempo, k es la conductividad térmica ($\text{W m}^{-1} \text{K}^{-1}$) de la aleación en función de la temperatura y Q es el calor disipado o generado por la transferencia de calor.

El proceso FSL cuenta con una atmósfera protectora (gas inerte) el cual se mantiene a una temperatura de 309.15 K mientras que el sustrato es calentado hasta mantenerse a

475 K durante la fabricación. Estos valores son considerados como condiciones de frontera en la simulación según Ecuación (3.2)

$$T(x, y, z)|_{t=0} = \begin{cases} 309.15 \text{ K (36 °C) en el dominio gas} \\ 473.15 \text{ K (200 °C) en el dominio metal} \end{cases} \quad (3.2)$$

El polvo de la aleación metálica es consolidado por la energía térmica suministrada por el láser de alta potencia. Por tanto, las tres formas de transferencia de calor (conducción, convección y radiación) deben de incluirse en el modelo por MEF como condiciones de frontera acorde a la Ecuación (3.3)

$$k \frac{\partial T}{\partial n} + h_{conv}(T - T_0) + \epsilon \sigma_{St}(T^4 - T_0^4) = 0 \quad (3.3)$$

donde ϵ es la radiación por emisividad térmica, h_{conv} es el coeficiente de convección térmica y σ_{St} es la constante de Stefan-Boltzmann ($\text{W m}^{-2} \text{K}^{-4}$).

Se han propuesto numerosos enfoques para modelar el láser como una fuente de calor móvil mediante el MEF [41], [42], [65], [80], [81], [82], [83] para el proceso SLM con la aleación 316L. Sin embargo, considerando el láser como una fuente de calor superficial es adecuado siempre y cuando la potencia del láser es menor a 100 W [32], [84], y fue confirmado en trabajo previo [85]. Por ende, modelando el láser como una fuente de calor volumétrica es adecuado para valores altos de potencia y rapidez [39], [52], [58], [59], [80], [86]. Un análisis propuesto por Gusarov et al. [54], [56] dio como resultado una deducción de un modelo de gradiente de absortividad el cual considera una fuente de calor volumétrico y dos parámetros adicionales. El primer parámetro es el coeficiente de absortividad el cual tiene lugar cuando la energía del láser se absorbe por la superficie de la cama de polvo. El segundo parámetro introduce la radiación reflejada a través de la cama de polvo irradiada, considerando los espacios vacíos entre partículas que se ubican por debajo de la superficie de la cama de polvo.

La absortividad A se especifica como la tasa de densidad neta del flujo de energía de radiación absorbida a través de la cama de polvo iluminada el cual posee un comportamiento a través del espesor de la cama de polvo [56]. Por lo tanto, la radiación del láser viaja a través de los poros de la cama de polvo hasta una profundidad efectiva de varios diámetros de partícula debido a múltiples reflexiones difusas. Consecuentemente, la energía del láser no solamente se suministra sobre la superficie de la cama de polvo sino también a través del espesor de la cama de polvo (dirección z) acorde a la Ecuación (3.4)

$$\begin{aligned}
A(z) = & \frac{\rho_r a}{(4\rho_r - 3)D} \left\{ (1 - \rho_r^2) e^{-\lambda_p} [(1 - a) e^{-2a\beta z} + (1 + a) e^{2a\beta z}] \right. \\
& - (3 + \rho_r e^{-2\lambda_p}) \\
& \times \left\{ [1 + a - \rho_r(1 + a)] e^{2a(\lambda_p - \beta z)} \right. \\
& \left. \left. + [1 - a - \rho_r(1 + a)] e^{2a(\beta z - \lambda_p)} \right\} \right\} \\
& - \frac{3(1 - \rho_r)(e^{-\beta z} - e^{\beta z - 2\lambda_p})}{4\rho_r - 3}
\end{aligned} \tag{3.4}$$

Donde β se define como el coeficiente de extinción, λ_p se define como la penetración efectiva de la energía del láser y es equivalente al espesor de la cama de polvo, y ρ_r es la reflectividad hemisférica del material denso. Las variables D , a , λ_p y β se determinan usando las Ecuaciones (3.5) a (3.8) donde D_p es el diámetro promedio de las partículas de la cama de polvo.

$$D = (1 - a)[1 - a - \rho_r(1 + a)]e^{-2a\lambda_p} - (1 + a)[1 + a - \rho_r(1 - a)]e^{2a\lambda_p} \tag{3.5}$$

$$a = \sqrt{1 - \rho_r} \tag{3.6}$$

$$\lambda_p = \beta L \tag{3.7}$$

$$\beta = \frac{3(1 - \varepsilon)}{2\varepsilon D_p} \tag{3.8}$$

Por lo tanto, el modelo de esta fuente de calor volumétrica tiene como parámetros de entrada el diámetro del láser, la porosidad de la cama de polvo, el espesor de la cama de polvo y la reflectividad hemisférica del material. De esta forma, se calcula el comportamiento del coeficiente de absorptividad en función del espesor de la cama de polvo.

Una vez calculada $A(z)$, la fuente de calor volumétrica se describe como la densidad de potencia superficial, con distribución Gaussiana, por la tasa de cambio del coeficiente de absorptividad a través del espesor de la cama de polvo (dirección z). Lo anterior se describe acorde a la Ecuación (3.9)

$$Q(x, y, z) = -Q_0(x, y) \frac{dA(z)}{dz} \tag{3.9}$$

La **Figura 3.1** muestra los parámetros que incluye el modelo MEF para modelar el proceso FSL a partir de los tres principales mecanismos de transferencia de calor (conducción, convección y radiación), una fuente de calor móvil mediante el modelo Gusarov, condiciones iniciales y de frontera y un enfoque especial para las propiedades termo físicas de la cama de polvo; mientras que el sustrato es tratado como un medio sólido de la aleación.

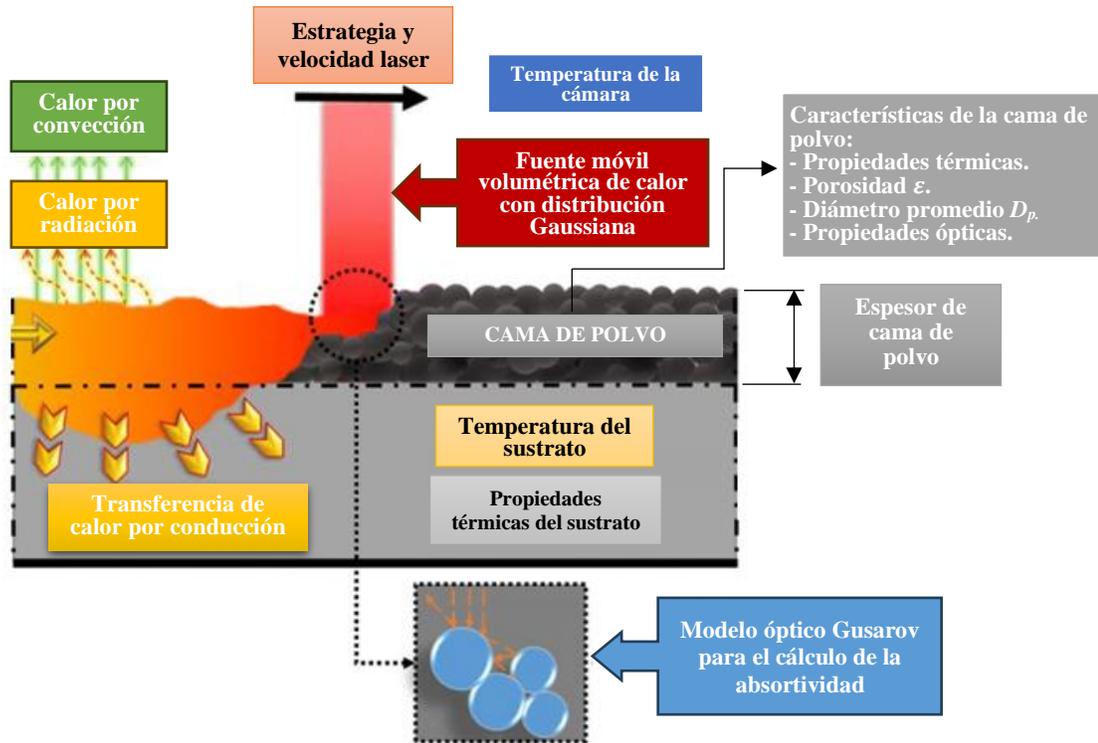


Figura 3.1. Representación esquemática de los principales fenómenos modelados por MEF

3.2 MODELO DE DINÁMICA DE FLUIDO COMPUTACIONAL

En este estudio, el comportamiento del fluido en la región de la alberca de fusión asumen los siguientes fenómenos y aproximaciones [6]:

- La alberca de fusión posee un régimen de flujo laminar.
- El comportamiento líquido es Newtoniano.
- El líquido es incompresible donde la densidad permanece constante.

Las ecuaciones de Navier Stokes son un sistema de ecuaciones diferenciales parciales no lineales los cuales se derivan de las ecuaciones de conservación de masa, momento y energía sobre un flujo de fluido y permiten describir la evolución temporal de éste. Desde un marco de referencia Lagrangiana, el campo de velocidad \mathbf{u} es

$$\nabla \cdot \mathbf{u} = 0 \quad (3.10)$$

La ecuación de momento se puede describir según Ecuación (3.11) [87], [88].

$$\frac{\rho d\mathbf{u}}{dt} + \nabla \cdot (\rho \mathbf{u} \times \mathbf{u}) = -\nabla p + \nabla \cdot (\mu \nabla \mathbf{u}) + \rho \mathbf{g} - \rho \mathbf{g} \beta_t (T - T_{ref}) + \mathbf{S}_m \quad (3.11)$$

Donde ρ es la densidad, p es la presión, μ es la viscosidad dinámica y \mathbf{g} es la aceleración de la gravedad. El líquido es incompresible con una densidad constante ρ y la expansión de volumen del líquido se asume lo suficientemente pequeño para su efecto solo se tendrá presente para agregar una fuerza boyante a la ecuación de momento. El coeficiente de expansión térmica β_t generalmente se toma como constante [6]. El penúltimo término de la Ecuación (3.11) es la fuerza para el cual T es la temperatura local y T_{ref} es una temperatura de referencia, generalmente se evalúa en la temperatura de fusión [6]. Finalmente, el último término denominado \mathbf{S}_m representa fuentes de momentos remanentes que serán discutidos más adelante.

3.2.1 Método de volumen de fluido

Desde que la región de la alberca de fusión tiene una superficie libre, se requiere una ecuación adicional para describir las diferentes fases y especies presentes en el modelo. Dentro de los diferentes enfoques para modelar multifase, se encuentra el método de volumen de fluido (*Volume-Of-Fluid* – VOF) donde la fracción de volumen de fluido α en un punto dado a cierta velocidad \mathbf{u} , obedece la siguiente ecuación de conservación.

$$\frac{d\alpha}{dt} + \mathbf{u} \cdot \nabla \alpha = 0 \quad (3.12)$$

La Ecuación (3.12) permite, a partir del enfoque VOF, capturar la superficie libre (interfaz gas/metal), donde α es la fracción de volumen del fluido ($0 \leq \alpha \leq 1$). Si $\alpha = 0$ indica una celda vacía donde no hay presencia de fluido mientras que $\alpha = 1$ significa que toda la celda contiene fluido. Por lo tanto, la fase metálica y fase gaseosa son determinados por α y $(1 - \alpha)$, respectivamente.

Además, es necesario introducir una variable que dependa de la temperatura denominada γ utilizada para establecer la fracción de sólido o líquido de las celdas, descrito según Ecuación (3.13) [87], [89].

$$\gamma = \begin{cases} 0, & T < T_s \\ \frac{T - T_s}{T_l - T_s}, & T_s \leq T \leq T_l \\ 1, & T > T_l \end{cases} \quad (3.13)$$

donde T_s y T_l son las temperaturas de sólido y líquido de la aleación metálica, respectivamente, y T es la temperatura en el dominio. Por lo tanto, la fracción de volumen de metal sólido f_s y metal líquido f_l son $\alpha_1(1 - \gamma)$ y $\alpha_1\gamma$, respectivamente. De esta forma, es posible calcular las propiedades del material φ (siendo los subíndices s , l y g los estado de sólido, líquido y gas, respectivamente) en cada celda de acuerdo con la Ecuación (3.14) [89].

$$\varphi = \alpha_1(1 - \gamma)\varphi_s + \alpha_1\gamma\varphi_l + (1 - \varphi_g) \quad (3.14)$$

Finalmente, la Ecuación (3.12) se puede reescribir de la siguiente forma [88]

$$\frac{d(\alpha_1)}{dt} + \nabla \cdot (\mathbf{u}\alpha_1) = 0 \quad (3.15)$$

Actualmente existe un aspecto importante con respecto a la evaporación durante el proceso de consolidación de la cama de polvo en el proceso FSL. En equilibrio, la temperatura y la presión dentro del líquido y del vapor deben ser las mismas. Por tanto, mediante la Ecuación de Clausius-Clapeyron es posible describir la relación entre los cambios en la presión de vapor y la temperatura en una transición de fase o cambio de estado acorde a la Ecuación (3.16).

$$\frac{dP_{vap}}{dT} = \frac{H_v}{T \Delta V} \quad (3.16)$$

Donde P_{vap} es la presión de vapor del material, H_v es el calor latente de vaporización y ΔV es el cambio de volumen molar entre líquido y el vapor. Una expresión para la expresión de presión de vapor en equilibrio P_v , como una función de la temperatura, se obtiene mediante la integración de la Ecuación (3.15)

$$P_v = P_0 \exp\left(\frac{H_v M (T - T_b)}{RT T_b}\right) \quad (3.17)$$

Donde P_0 es la presión ambiental, T_b es la temperatura de vaporización del material, M es la masa molar y R es la constante universal de los gases. Debido a los eventos de vaporización, la presión ejercida sobre la superficie de la AF se conoce como presión de retroceso P_r el cual presiona la interfaz líquido/gas y a su vez flujo de masa de vapor

dejando la alberca de fusión. El flujo de evaporización se define según el modelo de Hertz Knudsen el cual se bases en la teoría cinética de los gases acorde a la Ecuación (3.18)

$$f_{vap} = (P_v - P) \sqrt{\frac{M}{2\pi RTT_b}} \quad (3.18)$$

Donde f_{vap} representa la tasa de flujo de masa ($\text{kg s}^{-1}\text{m}^{-2}$). La Ecuación (3.18) describe el flujo de partículas escapando desde la superficie caliente de la AF y se ha demostrado que cerca del 18 % de las partículas evaporadas regresan a la superficie [90], [91], [92], [93]. Por tanto, el enfriamiento por evaporación puede expresarse como

$$q_{vap} = -0.82f_{vap}H_v \quad (3.19)$$

La **Figura 3.2** se muestra una representación esquemática de los principales fenómenos que ocurren durante la consolidación de las partículas de aleación metálica en el proceso FSL. Al igual que el modelo desarrollado por MEF, se incluye los tres principales mecanismos de transferencia de calor. Sin embargo, la técnica DFC incluye adicionalmente la predicción la dinámica del metal líquido (campos de velocidad y presión), la influencia de la evaporación en la presión, morfología y disipación de calor en la AF, el efecto Marangoni (gradiente de tensión superficial) y gradientes de densidad en el flujo de metal líquido. También, la cama de polvo metálica se modela geoméricamente mediante el método de elemento discreto para recrear el dominio de polvo metálica según **Figura 3.2** y que, mediante un modelo óptico, se pretende discutir la interacción cama de polvo y láser la cual se presentará a continuación.



Figura 3.2. Representación esquemática de los principales fenómenos que ocurren durante el proceso FSL e incluidos en el modelo DFC.

3.2.2 Modelo óptico en aleaciones metálicas a altas temperaturas

A continuación, se describirá el modelo óptico de absorción desde un enfoque numérico y no se considera la profundidad de penetración del haz de luz ya que la aleación metálica asume como un sólido opaco. Este modelo óptico considera un aspecto importante durante la interacción láser/metal y es el hecho de que la cantidad de energía reflejada sobre la superficie se convierte posteriormente como una nueva fuente de calor mediante el método de trazado de rayos la cual será explicado en esta sección.

La **Figura 3.3** muestra como un haz de luz viaja a través de un medio gaseoso a cierto ángulo de incidencia θ hasta chocar con una superficie libre la cual se puede identificar como la interfaz gas/metal. La interacción láser/metal absorbe parcialmente la energía del láser (E_{tot}) en calor sobre la superficie de la aleación metálica (E_A). Mientras que cierta cantidad de energía es reflejada. Por lo tanto, la energía absorbida por el material se describe según Ecuación (3.20) donde R es el coeficiente de reflexión del material.

$$E_A = (1 - R)E_{tot} \quad (3.20)$$

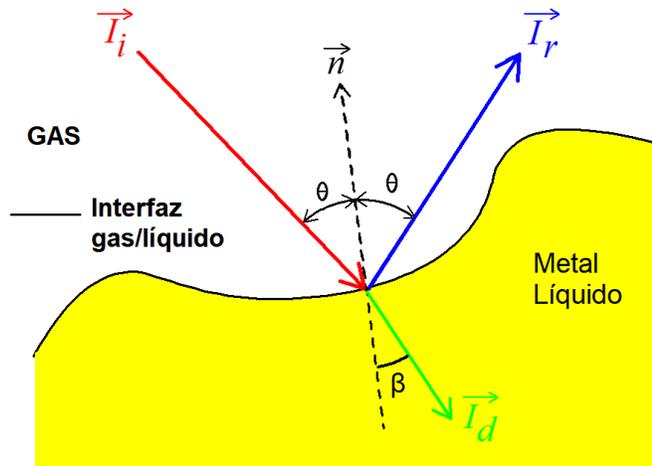


Figura 3.3. Representación esquemática de un haz de láser viajando a través de un medio gaseoso hasta chocar sobre una superficie libre (interfaz gas/metal), donde parte de la energía se absorbe y otra se refleja.

Un haz de láser se caracteriza porque su luz es no polarizada donde, mediante las leyes de Fresnel, su coeficiente de absortividad es el promedio del componente perpendicular R_s y paralelo R_p según Ecuación (3.21)

$$R = \frac{R_s + R_p}{2} \quad (3.21)$$

A través de las ecuaciones de Fresnel, las componentes del coeficiente de reflexión R se pueden expresar según Ecuaciones (3.22) (3.23)

$$R_s = \left| \frac{n_{atm} \cos \beta - n_{met} \cos \theta}{n_{atm} \cos \beta + n_{met} \cos \theta} \right|^2 \quad (3.22)$$

$$R_p = \left| \frac{n_{atm} \cos \theta + n_{met} \cos \beta}{n_{atm} \cos \theta + n_{met} \cos \beta} \right|^2 \quad (3.23)$$

Siendo θ y β los ángulos de incidencia y refracción, respectivamente. Mientras que n_{atm} y n_{met} son los índices de refracción de la atmósfera y metal, respectivamente. La ley de Snell se plantea según Ecuación (3.24)

$$\frac{\sin \theta}{\sin \beta} = \frac{n_{met}}{n_{atm}} \quad (3.24)$$

Mediante la Ecuación (3.24) se puede expresar las Ecuaciones (3.22) y (3.23) en función del ángulo de incidencia θ . Adicionalmente, el índice de refracción de la atmósfera, para el caso del proceso FSL, se trata de una atmósfera de argón la cual se aproxima a la unidad. Mientras que el índice de refracción para el metal tiene en cuenta la velocidad de fase cuando el haz de del láser se refracta a través del metal y la capacidad de absorción de radiación del material (coeficiente de extinción óptico). Lo anterior se conoce como índice de refracción compleja del material n .

Por lo tanto, reescribiendo las Ecuaciones (3.22) y (3.23) da como resultado las siguientes expresiones

$$R_s = \left| \frac{\cos \theta - \sqrt{n^2 - \sin^2 \theta}}{\cos \theta + \sqrt{n^2 - \sin^2 \theta}} \right|^2 \quad (3.25)$$

$$R_p = \left| \frac{n^2 \cos \theta - \sqrt{n^2 - \sin^2 \theta}}{n^2 \cos \theta + \sqrt{n^2 - \sin^2 \theta}} \right|^2 \quad (3.26)$$

Para el caso de una aleación de acero inoxidable 316L, si es iluminada con una longitud de onda $1 \mu\text{m}$ a condiciones normales, su índice de refracción compleja es de $n = 3.27 + 4.48i$ [94]. Con base a las Ecuaciones (3.21), (3.25), (3.26) y su índice de reflexión compleja del 316L, se logra calcular el comportamiento del coeficiente de reflexión en función del ángulo de incidencia se puede observar en la **Figura 3.4** para un superficie totalmente plana, lográndose identificar poca variación en el coeficiente tanto de reflexión como de absorción ($1 - R$) dentro del intervalo $0^\circ - 55^\circ$.

Sin embargo, el comportamiento descrito en la **Figura 3.4** sólo es válida a temperatura normal debido a que el índice de reflexión compleja es fuertemente influenciado por la

temperatura. Por lo tanto, no es adecuado asumir un coeficiente de absorción constante ya que el proceso FSL se desarrolla dentro un gran intervalo de temperatura. Además, existe actualmente una enorme carencia de disponibilidad de propiedades ópticas para aleaciones metálicas y las aquellas disponibles se reportan a temperatura ambiente [95].

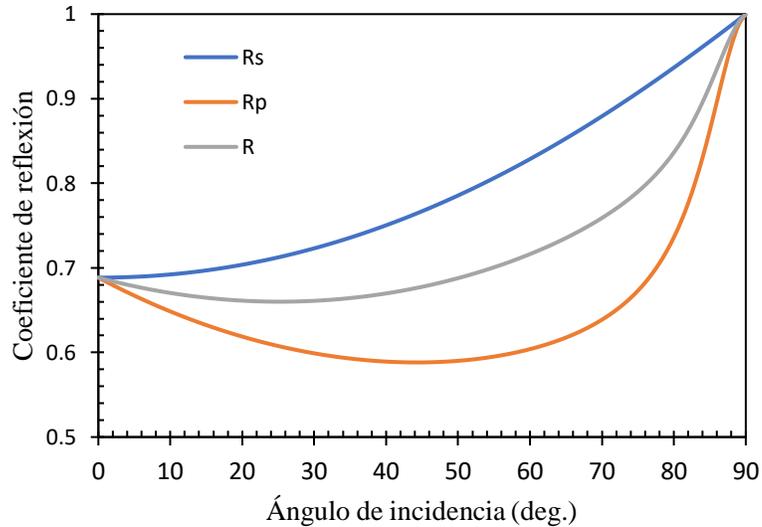


Figura 3.4. Comportamiento del coeficiente de reflexión en función del ángulo de incidencia, temperatura normal y longitud de onda de 1 μm .

Por lo tanto, en la próxima sección se detallará la predicción del índice de refracción compleja en función de la longitud de onda del láser, propiedades óptico/eléctrico de la aleación metálica y la influencia de la temperatura en las propiedades mencionadas.

3.2.3 Índice de refracción compleja en aleaciones metálicas

El índice de refracción compleja n de cierto material está estrechamente relacionado con su permeabilidad magnética relativa μ y su permitividad eléctrica relativa e según Ecuación (3.27) [96].

$$n = \sqrt{\mu e} \tag{3.27}$$

Para aleaciones metálicas, el índice de permeabilidad magnética relativa es igual a la unidad (material no-magnético) [97]. La permitividad eléctrica relativa de cierto material está estrechamente relacionada con su configuración electrónica. Por tanto, a partir de la mecánica clásica y específicamente en el modelo de Lorentz-Drude, la parte real e_r e imaginaria e_i de la permitividad eléctrica relativa se calcula con base a la frecuencia de plasma ω_p , la frecuencia de la fuente de iluminación (láser) f_l y la frecuencia de colisiones γ que ocurre en la nube de electrones libres (portadores de carga), y son presentadas en las Ecuaciones (3.28) y (3.29).

$$e_r = 1 - \frac{\omega_p^2}{f_l^2 + \gamma^2} \quad (3.28)$$

$$e_i = \frac{\gamma}{f_l} \frac{\omega_p^2}{f_l^2 + \gamma^2} \quad (3.29)$$

El índice de refracción compleja se puede calcular con base en la permeabilidad eléctrica compleja ($e = \mathbf{n}^2$) donde n es la parte real y w y la parte imaginaria ($\mathbf{n} = n + wi$) del índice de refracción compleja de la aleación metálica según Ecuaciones (3.30) y (3.31).

$$n = 1/\sqrt{2} \left(\sqrt{e_r^2 + e_i^2} + e_r \right)^{1/2} \quad (3.30)$$

$$w = 1/\sqrt{2} \left(\sqrt{e_r^2 + e_i^2} - e_r \right)^{1/2} \quad (3.31)$$

La frecuencia de plasma ω_p se define como aquella frecuencia de transición en donde el metal pasa ser de dieléctrico a conductor o viceversa. La frecuencia de operación de láseres en MA en metales generalmente es $f_l \ll \omega_p$. Por lo tanto, la permeabilidad eléctrica relativa de la aleación metálica es compleja en estas frecuencias de operación y ω_p se define según Ecuación (3.32) donde N_e es la densidad de electrones libres, q_e y m_e es la carga y masa del electrón, respectivamente; mientras que ϵ_0 es la permitividad en el vacío.

$$\omega_p^2 \equiv \frac{N_e q_e^2}{\epsilon_0 m_e} \quad (3.32)$$

Por un lado, desde un punto de vista microscópico, la ley de Ohm plantea que la densidad de corriente eléctrica por unidad de área J está en función de la velocidad de arrastre de los electrones v_d según Ecuación (3.33)

$$J = N_e q_e v_d \quad (3.33)$$

Por otra parte, la velocidad de arrastre de los electrones se describe según la Ecuación (3.34) donde E es la intensidad del campo eléctrico generado por la fuente de iluminación (láser)

$$v_d = \frac{q_e E}{m_e \gamma} \quad (3.34)$$

Sustituyendo la Ecuación (3.34) en la Ecuación (3.33), se tiene como resultado la Ecuación (3.35)

$$J = N_e q_e \left(\frac{q_e E}{m_e \gamma} \right) = \frac{N_e q_e^2 E}{m_e \gamma} \quad (3.35)$$

Ahora, para relacionar el coeficiente de reflexión con la temperatura, la densidad de corriente eléctrica se plantea desde el punto de vista macroscópico según la ley de Ohm la cual se describe en la Ecuación (3.36) donde $r(T)$ es la resistividad eléctrica de la aleación metálica en función de la temperatura T

$$J = \frac{E}{r(T)} \quad (3.36)$$

Igualando las Ecuaciones (3.35) y (3.36), da como resultado que la frecuencia de colisiones en la nube de electrones libres se describe según Ecuación (3.37)

$$\gamma = \frac{N_e q_e^2}{m_e} r(T) = \omega_p^2 \epsilon_0 r(T) \quad (3.37)$$

Finalmente, mediante las Ecuaciones (3.28), (3.29), (3.30), (3.31), (3.32) y (3.37) es posible calcular el índice de reflexión compleja en función de la temperatura cuyos parámetros de entrada para este modelo se requiere la frecuencia de operación del láser f_l , la resistividad eléctrica de la aleación metálica $r(T)$ y la densidad de electrones libres N_e . Estos parámetros se detallarán a continuación.

La frecuencia del láser f_l es sencillamente calculada mediante la Ecuación (3.38) donde λ es la longitud de onda en que opera el láser y c es la velocidad de la luz en el vacío. Generalmente las máquinas de FSL se encuentran equipadas con láser de fibra Nd:YAG ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$) o láser de CO₂ ($\lambda = 10.6 \mu\text{m}$)

$$f_l = \frac{2\pi c}{\lambda} \quad (3.38)$$

El segundo parámetro es la resistividad eléctrica $r(T)$ del material en función de la temperatura cuya propiedad eléctrica en aleaciones metálicas ha sido ampliamente reportado en la literatura. Una publicación reciente sobre la resistividad eléctrica del acero inoxidable 316L en estado sólido y líquido puede verse en [98].

El siguiente parámetro para tener en cuenta es la densidad de electrones libres N_e del material. Para el caso de aleaciones metálicas, los electrones libres se conocen como “gas”

o “nube” de electrones debido a su tipo de enlace (metálico). Si se tratara de un metal puro, N_e se calcula según Ecuación (3.39)

$$N_e = \frac{N_A \rho_e Z}{m_a} \quad (3.39)$$

Donde N_A es el número de Avogadro, ρ_e es la densidad del metal puro, Z es el número de electrones libres en la capa de valencia por átomo del metal puro de masa atómica m_a . Sin embargo, la Ecuación (3.39) ofrece una ventana de oportunidad para enfocar la densidad de electrones libres promedio N_e en aleaciones metálicas con las siguientes asunciones. La densidad de electrones libres promedio para aleaciones metálicas puede aproximarse como el valor promedio ponderado mediante la fracción atómico descrito por la Ecuación (3.40)

$$N_e = N_A \bar{\rho} \sum_{\psi \in \Gamma} \frac{\chi_{\psi} Z_{\psi}}{m_{\psi}} \quad (3.40)$$

Siendo $\bar{\rho}$ la densidad promedio de la aleación metálica y se asumirá su densidad a altas temperaturas ($T = T_L$), Γ son los elementos presentes en la aleación metálica y χ_{ψ} es la fracción atómica del elemento ψ .

3.3 PROPIEDADES TERMO-FÍSICAS DE LAS ALEACIONES METÁLICAS

En este apartado se expondrá las propiedades termo-físicas del polvo metálico de acero inoxidable 316L requeridas para la implementación de la simulación numérica según sea la técnica de simulación (DFC o MEF). Por tal motivo, las siguientes dos secciones describirán las aproximaciones y asunciones de las propiedades termo-físicas para las técnicas tanto DFC como MEF.

3.3.1 Propiedades y aproximaciones del material para la técnica MEF

Los siguientes modelos de las propiedades del material consideran los cambios de fase que se presentan en el proceso FSL, dependencia de las propiedades con la temperatura y teniendo en cuenta que la cama de polvo se considera como un medio poroso. Por tanto, para efectos de cálculo en los modelos expuestos a continuación, los valores de las propiedades del acero 316L (medio continuo) fueron sustraídos en Mills [99] y se presentan en el Apéndice A1. Mientras que las propiedades del argón fueron tomados de [100].

A raíz de los cambios de fase del material y sus propiedades termo-físicas, es necesario considerar un modelo no-lineal según Ecuación (3.1) [3], [101]. Además, se

presenta un enfoque especial para que las propiedades de las aleaciones metálicas tratadas tales como densidad, conductividad térmica y entalpía; ya que se encuentran en función de si el estado del material es polvo, sólido o líquido.

La cama de polvo se considera como una mezcla compuesta de partículas metálicas y espacios vacíos entre partículas ocupado por el gas protector. Por lo tanto, la densidad del polvo ρ_{pwd} puede aproximarse como una regla de mezcla entre partículas metálicas ρ_s y argón ρ_g acorde a la Ecuación (3.41) donde ε es la porosidad de la cama de polvo y su comportamiento puede observarse en la **Figura 3.5**, dependiendo si se encuentra en polvo metálico o totalmente denso

$$\rho_{pwd} = \varepsilon\rho_g + (1 - \varepsilon)\rho_s \quad (3.41)$$

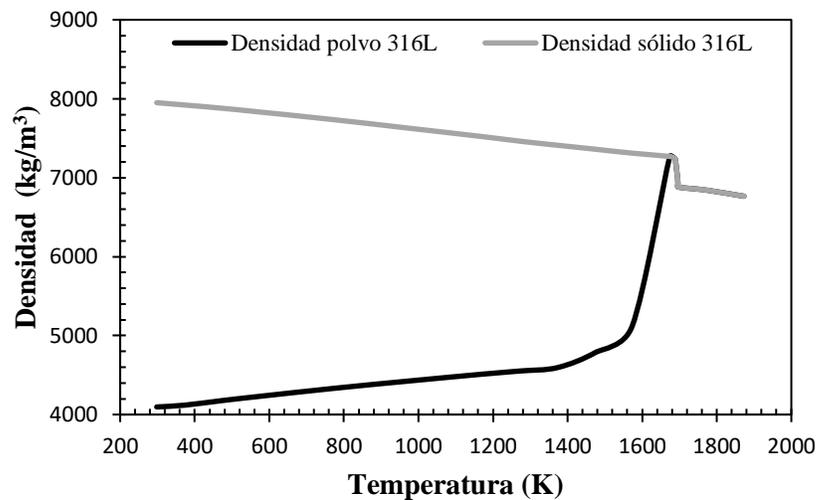


Figura 3.5. Densidad de la aleación 316L en estado polvo y sólido en función de la temperatura

Al igual que el enfoque dado para la densidad de la cama de polvo, es relevante dar una aproximación adecuada para la conductividad térmica. Por lo tanto, se detallará a continuación el modelo deducido y validado por Sih y Barlow [78], [102] para la conductividad térmica de la cama de polvo.

Para calcular la conductividad térmica de la cama de polvo k_p , se asume que las partículas metálicas son totalmente esféricas y poseen un comportamiento acorde a la Ecuación (3.42) donde k_g se define como la conductividad térmica del gas inerte rodeando las partículas tomado de [100], ε es la porosidad de la cama de polvo, k_s es la conductividad térmica del acero 316L en estado sólido. La emisión de la radiación total entre partículas metálicas se calcula con base a la Ecuación (3.43), considerando la fracción de poros sobre la superficie A_H (Ecuación (3.44)), ε_H es la emisividad de las vacancias sobre la superficie del polvo descrita por la Ecuación (3.45), mientras que k_r define la transferencia de calor por radiación que ocurre entre las partículas metálicas de

diámetro promedio D_p acorde a la Ecuación (3.46), donde σ_{St} es la constante de Stefan-Boltzmann. La **Figura 3.6** muestra el comportamiento de la conductividad térmica del acero inoxidable, dependiendo si está en polvo o sólido, en función de la temperatura.

$$k_p = k_g \left\{ (1 - \sqrt{1 - \epsilon}) \left(1 + \epsilon \frac{k_r}{k_g} \right) + \sqrt{1 - \epsilon} \left[\frac{2}{1 - \frac{k_g}{k_s}} \left(\frac{2}{1 - \frac{k_g}{k_s}} \ln \frac{k_s}{k_g} - 1 \right) + \frac{k_r}{k_g} \right] \right\} \quad (3.42)$$

$$\epsilon_p = A_H \epsilon_H + (1 - A_H) \epsilon_s \quad (3.43)$$

$$A_H = \frac{0.908 \epsilon^2}{1.908 \epsilon^2 - 2 \epsilon + 1} \quad (3.44)$$

$$\epsilon_H = \frac{\epsilon_s \left[2 + 3.082 \left(\frac{1 - \epsilon}{\epsilon} \right)^2 \right]}{\epsilon_s \left[1 + 3.082 \left(\frac{1 - \epsilon}{\epsilon} \right)^2 \right] + 1} \quad (3.45)$$

$$k_r = \frac{4 \epsilon_p \sigma_{St} T^3 D_p}{1 - 0.132 \epsilon_p} \quad (3.46)$$

Las simulaciones de transferencia de calor por convección requieren cálculos de campos de flujo de masa (como es el caso de la técnica DFC), el cual son difíciles de calcular y requieren gran costo computacional. Además, hay evidencias que muestran que si esta transferencia de calor acelerada no se tiene en cuenta en la alberca de fusión, podría dar como resultado registros de temperatura inexactas y por ende gradientes térmicos tasas de enfriamiento inadecuadas [3], [103].

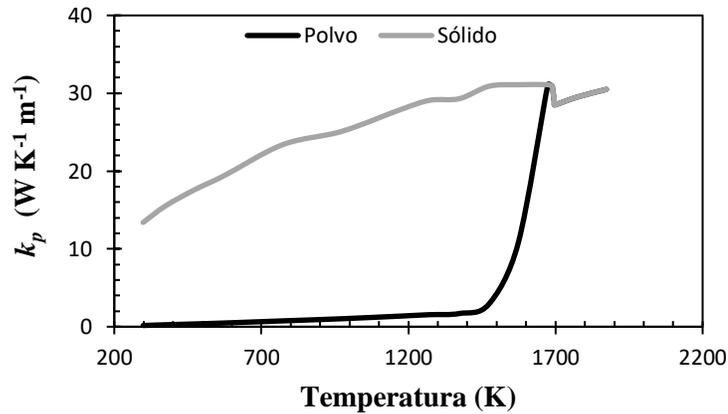


Figura 3.6. Conductividad térmica para el acero inoxidable 316L en estado polvo metálico y sólido.

Por tanto, es posible considerar dos efectos importantes debido a la dependencia térmica de las propiedades de la aleación metálicas durante la interacción láser/aleación. El primer efecto es el fenómeno de convección por capilaridad térmica, también conocida como efecto Marangoni [65], [104]. Mientras que el segundo efecto es la boyante ocasionado por los cambios de densidad. La convección por termocapilaridad ocurre cuando un gradiente de tensión superficial se desarrolla dentro del flujo, como la tensión superficial del metal líquido es mucho más alta comparada con otros fluidos (debido a una combinación de fuerzas de dispersión y enlaces metálicos), el metal líquido tiende a fluir [105].

Debido a la naturaleza del modelo MEF, la transferencia de masa fue despreciada. Sin embargo, algunos investigadores [42], [103], [106] han utilizado un enfoque de conductividad térmica mejorada para incluir la transferencia de calor por convección en la alberca de fusión, el cual logra manipular la distribución térmica y los efectos pueden ser similares a aquellos inducidos por la convección de la AF [103]. Por lo tanto, la ecuación de energía fue determinada mediante la introducción de un factor de conductividad térmica mejorada k''_{ii} acorde a las Ecuaciones (3.47) y (3.48).

$$k''_{ii} = F_{ii} k \quad (3.47)$$

Donde k se define como la conductividad térmica isotrópica relacionada a la temperatura, el subíndice ii se refiere a la coordenada espacial y F_{ii} es el factor anisotrópico mejorado para una coordenada espacial dada el cual se describe por la Ecuación (3.48).

$$F_{ii} = \begin{cases} 1, & \text{si } T < T_L \\ \text{Factor multiplicador,} & \text{si } T > T_L \end{cases} \quad (3.48)$$

Durante el proceso FSL, los cambios de temperatura debido al flujo de calor son atribuidos al calor sensible, mientras la liberación o absorción de energía térmica a temperatura constante se debe a los cambios de fase (calor latente). Ambos fenómenos térmicos se describen mediante el método de entalpía [32] en términos de volumen por la Ecuación (3.49).

$$H = \int \rho(T) C(T) dT \quad (3.49)$$

Donde $C(T)$ es el calor específico del material, la cual se encuentra tabulada en la Tabla A1.1 (Apéndice A1) para el caso del acero inoxidable 316L, en función de la temperatura. Mientras que la densidad de la aleación está fuertemente influenciada si se encuentra en estado polvo (ρ_{pwd}) o estado sólido (ρ_s). El comportamiento del calor específico y entalpía del acero inoxidable se puede apreciar en la **Figura 3.7**.

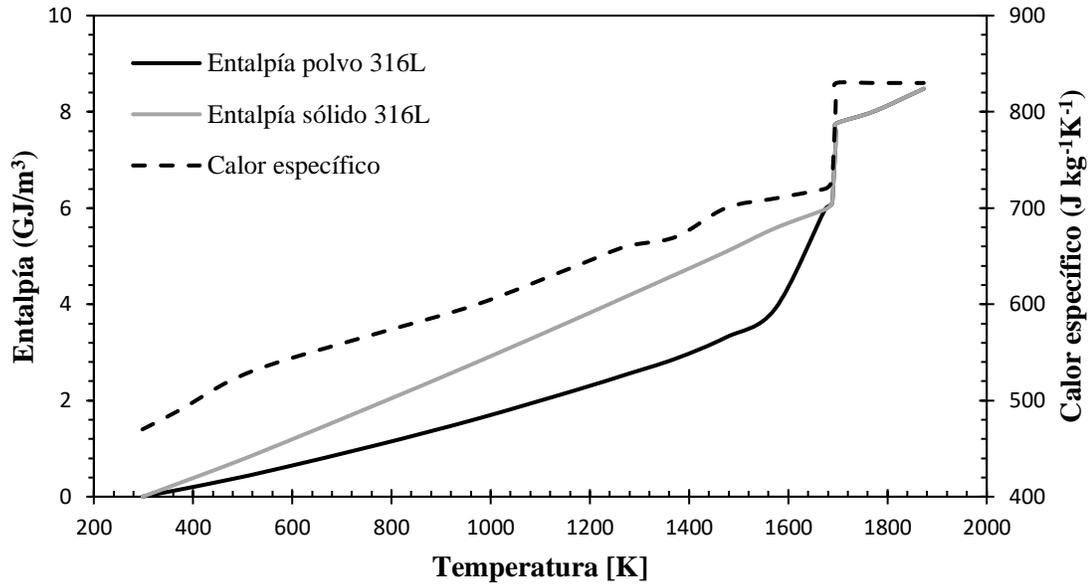


Figura 3.7. Calor específico y entalpía del acero inoxidable 316L en función de la temperatura.

3.3.2 Propiedades y aproximaciones del material para el método DFC.

Con base en la Sección 3.2.1, el flujo multifase se soluciona mediante el método VOF cuyas propiedades de las especies se describe mediante las Ecuaciones (3.13), (3.14) y (3.15) para representar la coexistencia de las diferentes especies. Por tanto, para las fracciones de volumen de la aleación metálica y el gas inerte que lo rodea se representa mediante α_1 y α_2 (Ecuación (3.50)), respectivamente.

$$\alpha_1 + \alpha_2 = 1 \quad (3.50)$$

Al igual que la técnica MEF, las propiedades del acero inoxidable 316L y argón también se muestran en el Apéndice A1.

3.4 DESCRIPCIÓN DE LAS SIMULACIONES NUMÉRICAS

3.4.1 Simulación numérica mediante MEF

Un modelo térmico tridimensional se desarrolló para simular el proceso de FSL con una estrategia de escaneo rectangular y multicapa utilizando el MEF. La geometría utilizada para este estudio se muestra en la **Figura 3.8** cuya representación esquemática indica los tres dominios principales. El primer dominio indica la placa base, también conocida como sustrato, cuya función es soportar la cama de polvo y la parte consolidada durante el proceso FSL. El otro dominio representa el polvo metálico y el último es el metal consolidado por la acción del láser.

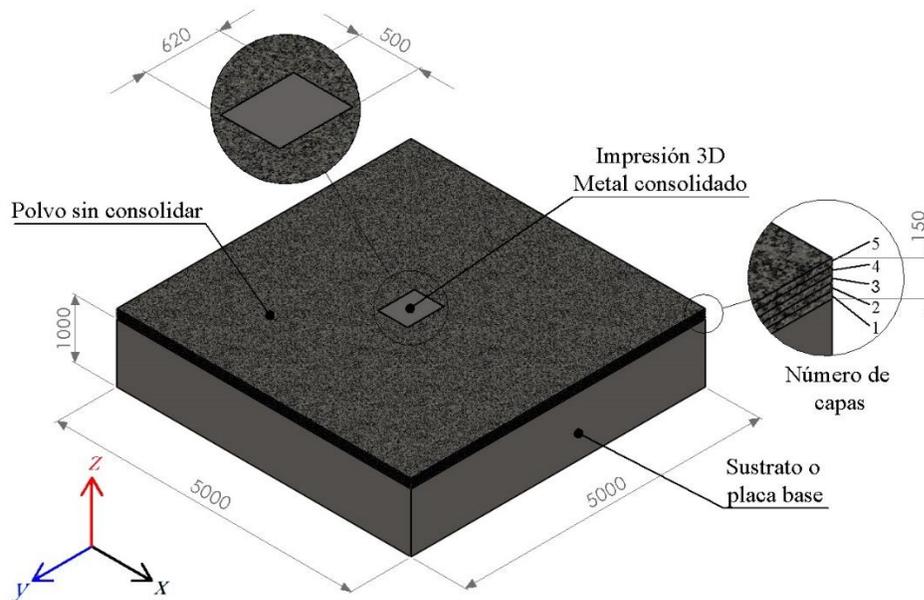


Figura 3.8. Representación esquemática de la geometría del modelo sustrato-polvo-pieza (dimensiones en μm) para un espesor de capa de $30 \mu\text{m}$.

Las dimensiones mostradas en la **Figura 3.8** previenen efectos no deseables debido a las condiciones de frontera adiabática en las caras laterales y garantiza la interacción térmica adecuada entre la cama de polvo y el sólido. El modelo por MEF fue implementado mediante ANSYS MECHANICAL APDL (*Ansys Parametric Design Language*) con un alto refinamiento de malla en el área de interacción entre láser y cama de polvo (región central según **Figura 3.8**) cuyo tamaño de elemento fue $10 \mu\text{m}^3$ y la malla más gruesa fue $196 \times 94.3 \times 33.3 \mu\text{m}^3$. Ambas regiones de malla pueden ser observados en la **Figura 3.9** y todo el modelo geométrico fue definido mediante el tipo de elemento SOLID70 caracterizado por capacidad de conducción térmica en tres dimensiones el cual consiste en 8 nodos y un grado de libertad (temperatura). La función *Element Birth and Death* fue usado para activar las capas durante el proceso de simulación la cual consta de 5 capas en total (ver **Figura 3.8**).

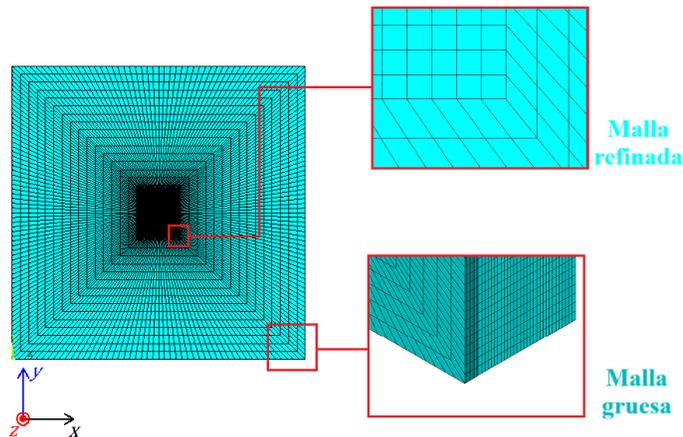


Figura 3.9. Características de malla del modelo por MEF.

Durante el proceso FSL, el sustrato se precalienta a 200 °C. Por tanto, el dominio de simulación del sustrato se fijó a una temperatura inicial de 200 °C (473 K). La base y las caras laterales del modelo geométrico se establecieron adiabáticas. La superficie superior de la cama de polvo y sólido consolidado se encuentran en contacto con flujo de gas inerte (argón) donde ocurre la disipación de calor por radiación y convección, de manera que la condición de frontera se desarrolla acorde a la Ecuación (3.3) con una temperatura de gas de 36 °C (309 K) y el coeficiente de transferencia de calor por convección $h_{conv} = 80 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ tomado de [107].

El solucionador iterativo del gradiente conjugado de Jacobi (JCG) fue seleccionado para determinar los fenómenos térmicos transitorios la cual es eficiente para problemas de campo de transferencia de calor [108]. Los elementos térmicos tienen un solo grado de libertad por nodo y las matrices se encuentran bien condicionadas y su implementación inicial de JCG utiliza un archivo de matriz disperso formado a partir del proceso de ensamblaje frontal [109].

La estrategia de escaneo fue programada con trayectorias en zigzag y se muestra en la **Figura 3.10**, donde se esquematiza seis trayectorias por capa y la zona de interacción láser/material es $500 \times 620 \mu\text{m}^2$. Debido a la naturaleza discreta del modelo, el movimiento del láser fue discretizada de tal manera que avanza cada $20 \mu\text{m}$ en la dirección indicada con un tiempo de iluminación de $86.96 \mu\text{s}$ (calculado desde la rapidez de escaneo).

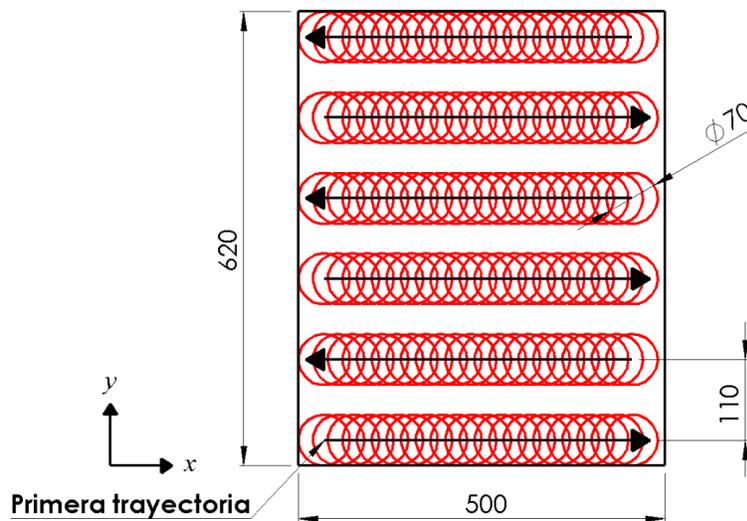


Figura 3.10. Estrategia de escaneo en cada capa (dimensiones en μm).

La **Figura 3.10** muestra una serie de círculos rojos los cuales se encuentran espaciados a $20 \mu\text{m}$ en dirección de la trayectoria del láser (dirección x). Cada trayectoria de escaneo se compone de 22 spots, 132 spots por capa y 660 spots en todo el proceso de simulación (para 5 capas). Los parámetros de procesamiento se establecieron acorde a recomendaciones del fabricante. Un código de subrutina personalizado fue desarrollado en ANSYS APDL para implementar el movimiento de la fuente de calor volumétrico con

estrategia de escaneo rectangular. Una segunda subrutina fue desarrollada para determinar si la temperatura del polvo supera la temperatura de fusión, si es el caso, se transforma a metal líquido y posteriormente se solidifica cuando la fuente de calor (láser) se aleja.

En la sección 3.1, el láser se estableció como una fuente de calor móvil y volumétrico (modelo Gusarov según Ecuación (3.4)) y el componente dA/dz de la Ecuación (3.9) es el gradiente del coeficiente de absorptividad de la cama de polvo a través de su espesor. Por consiguiente, la **Tabla 3.1** provee los parámetros que fueron usados para determinar el coeficiente de absorptividad de la cama de polvo y su gradiente en dirección al espesor de la cama de polvo. El comportamiento del coeficiente de absorptividad de la cama de polvo en función del espesor de la cama de polvo puede observarse en la **Figura 3.11a**. Mientras que el gradiente de la absorptividad se comporta según **Figura 3.11b**.

Tabla 3.1. Parámetros para el cálculo del coeficiente de absorptividad.

Parámetros	Valor	Ref.
Reflectividad hemisférica ρ_r	0.682	[110]
Espesor de cama de polvo L (μm)	30	-
Diámetro de partícula D_p (μm)	25	-
Porosidad de cama de polvo ε	0.48	[110]

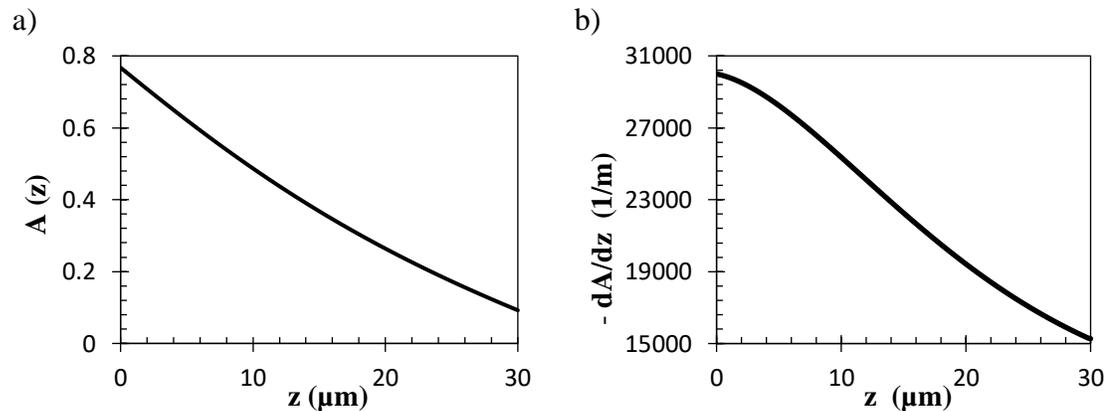


Figura 3.11 a) Absorptividad $A(z)$ a través del espesor de la cama de polvo y b) gradiente de la absorptividad $A(z)/dz$ en dirección del espesor de la cama de polvo.

La **Tabla 3.2** presenta los parámetros de procesamiento usados para la simulación por MEF y en el Apéndice A2 se muestra un diagrama de flujo de la programación del procedimiento de simulación el cual explica los principales pasos involucrados en el análisis térmico.

Tabla 3.2. Parámetros del proceso FSL para las simulaciones numéricas (MEF y DFC) y experimentales

Parámetro	Valores
Potencia láser P (W)	175
Espesor de cama de polvo (μm)	50
Diámetro del láser D (μm)	70
Velocidad del láser (mm/s)	750
Espacio entre trayectorias (μm)	110
Pre calentamiento del sustrato ($^{\circ}\text{C}$)	200

La implementación de una fuente de calor volumétrica dio como resultado una distribución normal de potencia superficial Q_0 acorde a la Ecuación (3.9) y puede observarse en la **Figura 3.12** para una potencia de láser de 175 W y diámetro de 70 μm . Con base en el gradiente del coeficiente de absortividad dA/dz (ver **Figura 3.11b**), se logró calcular la distribución de potencia volumétrica en función del espesor de la cama (ver **Figura 3.13**) para incrementos de 10 μm (tamaño de elemento).

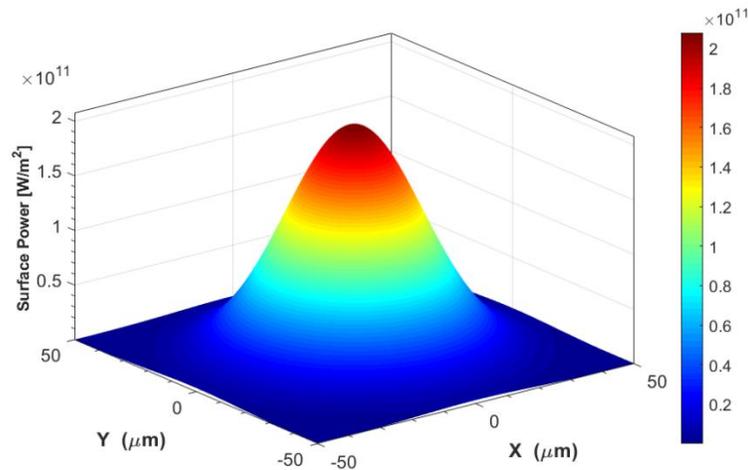


Figura 3.12. Distribución de potencia superficial suministrado por el láser.

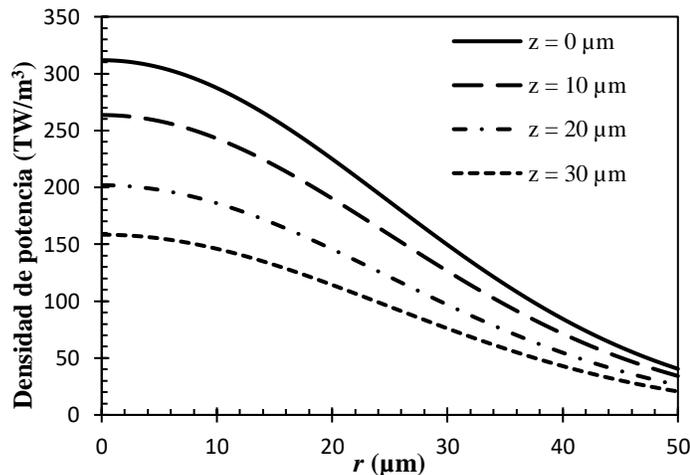


Figura 3.13. Distribución de potencia volumétrica basado en el modelo Gusarov con incrementos de 10 μm en dirección z (espesor de la cama de polvo).

3.4.2 Simulación numérica mediante DFC

La simulación mediante DFC se realizó mediante el software OpenFOAM (*Open Field Operation And Manipulation*) cuya programación se basa en C++ orientada a objetos, es de código abierto y se utiliza principalmente para estudiar el comportamiento de los fluidos. Al igual que el modelo por MEF, se propuso un modelo geométrico tridimensional cuyo tamaño se muestra en la **Figura 3.14** con dimensiones $500 \times 500 \times 1000 \mu\text{m}^3$ y el tamaño de celda cúbica de $4.17 \mu\text{m}$, para un total de 3.456×10^6 celdas. También se desarrolló diferentes dominios, el primer dominio se trata de la placa base indicado de color rojo en la **Figura 3.15** con dimensiones $500 \times 300 \times 1000 \mu\text{m}^3$, la cama de polvo está indicada de color azul la cual tiene un espesor de capa de $50 \mu\text{m}$ el cual se encuentra rodeada de argón en sus alrededores (no indicada en la **Figura 3.15**).

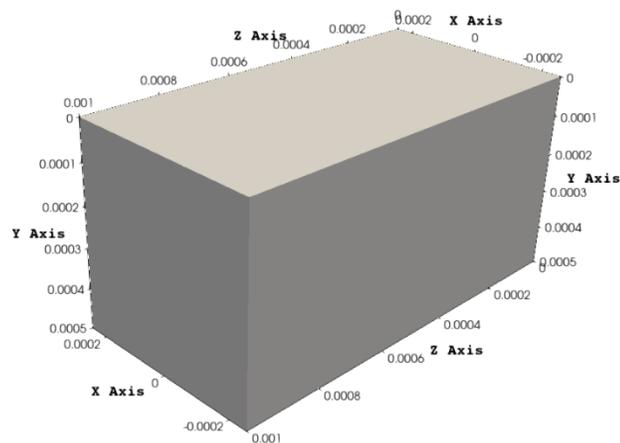


Figura 3.14. Dimensiones del modelo geométrico para la simulación de DFC (unidades en m).

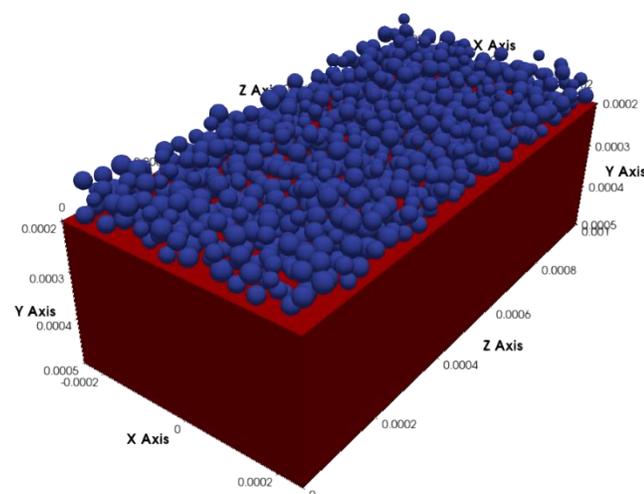


Figura 3.15. Dominios del modelo geométrico indicando la placa base de color rojo, la cama de polvo de color azul la cual se encuentra rodeado de argón (no indicado). Dimensiones en m.

Al igual que la simulación por MEF, el sustrato se estableció a una temperatura inicial de 473 K. Mientras que la cara base se estableció con una temperatura fija de 473 K durante el proceso de simulación. El flujo de argón se estableció constante a 2.5 l/min durante la simulación del proceso FSL.

La distribución de potencia del láser se asume como una fuente de calor superficial la cual sigue un perfil de irradiancia planteado en la **Figura 3.12**. Sin embargo, para implementar el modelo óptico propuesto en la sección 3.2.2, el láser se discretiza en una serie de rayos que, dependiendo de su ubicación, sigue el perfil de irradiancia planteado. Una representación esquemática de la discretización del láser puede observarse en la **Figura 3.16** donde la circunferencia representa el área del láser y aquellos rectángulos de color rojo son aquellas celdas que se aproximan al área del láser en la simulación de DFC; mientras que los puntos negros es el número de rayos discretizados que modelan el láser, la cual está en función del radio del láser, ángulo de incidencia y el nivel de refinamiento de la malla (número de celdas en la región iluminada por el láser).

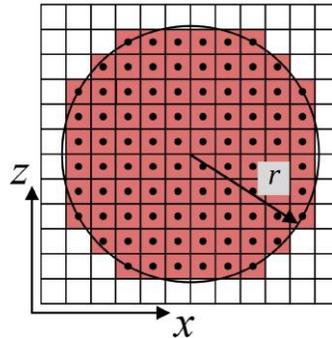


Figura 3.16. Discretización de la sección transversal del láser en función del tamaño de celda y radio del láser.

A modo de ejemplo, la **Figura 3.17** muestra la interacción del láser sobre una placa de superficie plana sin deformación. El láser ilumina a un ángulo de incidencia de $45^\circ \searrow$ con la distribución de potencia (irradiancia) propuesta (distribución normal) y luego refleja a $45^\circ \nearrow$ con una menor densidad de potencia. Sin embargo, los rayos son escritos en la base de datos para registrar las trayectorias que ellos toman, tanto su incidencia como sus reflexiones, con base al orden de su índice de rayo (nomenclatura de los rayos); por tanto, los rayos reflejados con bajo índice pueden ser sobrescritos por aquellos rayos de mayor índice. Por tal razón, en la **Figura 3.17** muestra superposiciones de los rayos tanto incidentes como reflejados. Esta sobrescritura de rayos fue diseñada para maximizar el rendimiento del código, de lo contrario, el costo de memoria sería alto.

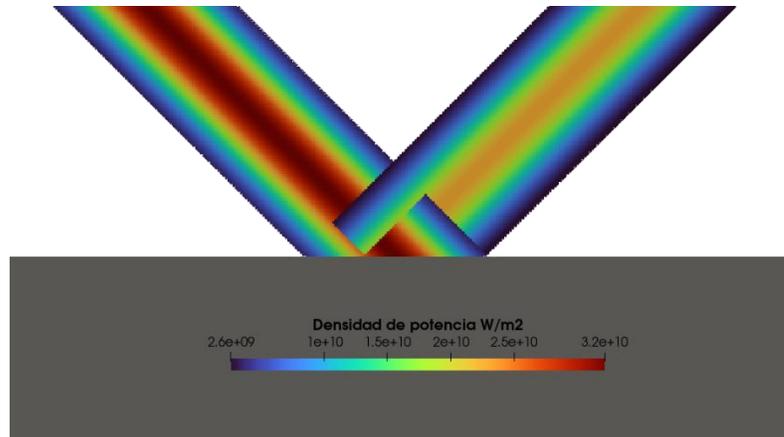


Figura 3.17. Incidencia y reflexión del láser sobre una placa de superficie plana.

En resumen, en este capítulo se presentó dos modelos mediante MEF y DFC los cuales pretende recrear térmicamente el proceso FSL para una pieza de acero inoxidable 316L, dando énfasis especial a los modelos ópticos para simular la energía térmica dada por el láser de alta potencia. A continuación, se describirá el proceso de experimentación por el cual se validarán los datos de simulación frente a datos experimentales y el respectivo análisis de resultados.

CAPÍTULO 4

EXPERIMENTACIÓN

El presente capítulo se describen los experimentos utilizados para validar los modelos numéricos propuestos en esta investigación. La experimentación consiste en la elaboración de probetas en una máquina de FSL, así como la caracterización y medición de parámetros o variables que son utilizadas como referencia para ser comparados con los resultados numéricos.

4.1 FABRICACIÓN Y PREPARACIÓN DE MUESTRAS

Una máquina de FSL para metales SLM Solutions 280 HL se utilizó en esta investigación la cual se encuentra equipada con un sistema de láser de fibra IPG de 400 W de potencia nominal, longitud de onda $\lambda = 1064 \text{ nm}$ y diámetro de láser de $70 \mu\text{m}$ (ver **Figura 4.1**). El polvo metálico fue de acero inoxidable 316L para fabricar muestras cúbicas con dimensiones $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ con una atmósfera de argón y los parámetros de procesamiento se muestran en la **Tabla 3.2** (ver sección 3.4.1). En la **Figura 4.2** se visualizan dos muestras fabricadas por FSL para luego ser cortada a través de un plano paralelo a la dirección de impresión de acuerdo con la representación esquemática de la **Figura 4.3**, para obtener un total de 4 muestras.



Figura 4.1. Máquina de fusión selectiva por láser modelo SLM 280HL.

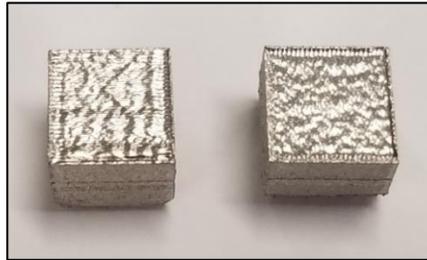


Figura 4.2. Muestras cúbicas de 10 mm elaboradas por la técnica FSL.

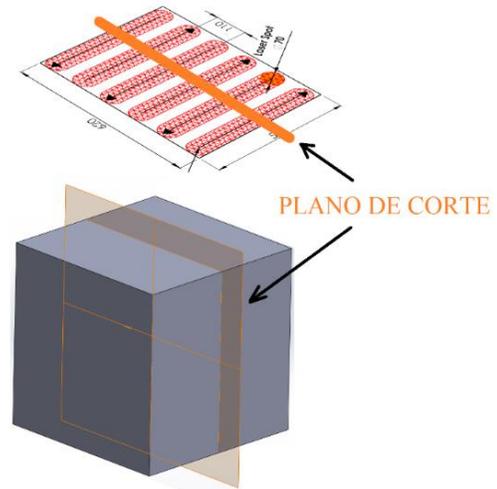


Figura 4.3. Plano de corte para las muestras

4.2 PREPARACIÓN METALGRÁFICA Y MICROGRAFÍAS

Las muestras cortadas fueron preparadas por procedimientos metalográficos estandarizados acorde a la norma ASTM E3-11 [111] y un ataque electroquímico fue realizado para revelar las características microestructurales. El agente revelador utilizado fue una mezcla con una proporción de 10 g de ácido oxálico y 100 ml de agua destilada; luego, una tensión eléctrica de 6 V (corriente directa) fue aplicada durante 60 s para lograr revelar la microestructura. Finalmente, un microscopio óptico Zeiss Axio observer Z1m (ver **Figura 4.4**) fue utilizado para examinar la microestructura de las muestras preparadas metalográficamente.



Figura 4.4. Microscopio Axio observer Z1m usado para examinar la microestructura de las muestras de acero 316L.

Paralelamente, las partículas metálicas de la aleación de acero inoxidable 316L, de la marca *Carpenter Additive*, fueron utilizadas para fabricar las muestras y también fueron examinadas y caracterizadas mediante imágenes de microscopía electrónica de barrido (MEB) del equipo Joel JSM-6510 (ver **Figura 4.5**).

Las imágenes MEB de las partículas metálicas permiten obtener el diámetro promedio y distribución de tamaño de las partículas con el fin de recrear y modelar la cama de polvo en las diferentes técnicas de simulación mencionadas en este trabajo. Para lograr esto, el software de procesamiento de imágenes *Image J* fue utilizado para evaluar el diámetro promedio y distribución de tamaño de partícula cuyos resultados se presentarán en el siguiente capítulo.



Figura 4.5. Microscopio electrónico de barrido modelo equipo Jeol JSM-6510LV.

En fin, este capítulo muestra la metodología experimental llevada a cabo en este estudio. Una serie de muestras de acero 316L fueron fabricadas por la técnica de FSL para su estudio. Posteriormente, las muestras fueron preparadas metalográficamente con el fin de caracterizar la microestructura del acero inoxidable 316L y dimensionar sus AF's mediante microscopía óptica. Adicionalmente, las partículas metálicas de acero 316L, utilizadas para fabricar las muestras, fueron también analizadas mediante MEB para obtener el diámetro promedio de partícula y su distribución de tamaño; cuyos datos fueron comparados posteriormente con aquellos calculados y simulados para la simulación DFC.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y ANÁLISIS

A continuación, se presentará los resultados experimentales con el fin de tener un marco de referencia de datos reales. Luego se presentarán los resultados arrojados por las técnicas de simulación propuestas en esta investigación. Y finalmente una comparación y discusión entre datos calculados y experimentales con el objetivo de validar las simulaciones numéricas.

5.1 MEDICIONES EXPERIMENTALES DE LAS ALBERCAS DE FUSIÓN

En esta sección se presentarán las mediciones adquiridas luego de medir ancho y profundidad de las AF's mediante micrografías tomadas por microscopía óptica. Se procedió a realizar mediciones experimentales de las AF de las muestras de ensayo para estimar sus dimensiones. Las características microestructurales del acero 316L pueden ser observadas en la **Figura 5.1** donde se ilustra las mediciones de la AF a modo de ejemplo.

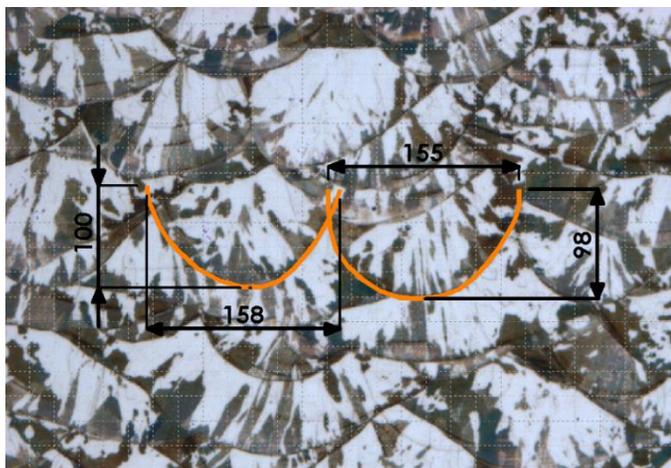


Figura 5.1. Características microestructurales y mediciones de la AF (dimensiones en μm).

La **Figura 5.1** se puede observar ciertos límites con forma elipsoidal los cuales poseen una relación directa con aquellas regiones que superaron la temperatura de fusión ($T \geq T_L$), lo anterior se le conoce como alberca de fusión (AF). Por lo tanto, conocer y dimensionar la AF de manera experimental permite a su vez conocer el perfil de temperatura donde, a modo de ejemplo, la **Figura 5.1** ilustra sólo un par de mediciones del ancho y profundidad de la AF.

La **Tabla 5.1** presenta las dimensiones promedio de la AF para cada muestra. Se observa que las dimensiones tanto ancho como profundidad presentan poca dispersión (desviación estándar S) en cada muestra y se registra una fuerte centralización de los datos cuando se calcula la media y desviación estándar para todas las muestras en una sola (global). Un total de 266 mediciones de ancho y profundidad de AF fueron realizadas

Tabla 5.1. Resultados experimentales de ancho y profundidad de las AF's para cada muestra, tanto la media como la desviación estándar S.

Muestra	No. de mediciones	Ancho (μm)		Profundidad (μm)	
		Media	S	Media	S
1	80	159.55	17.85	95.62	15.05
2	67	159.60	16.96	99.51	13.12
3	62	158.16	15.83	100.64	11.20
4	57	158.38	16.19	100.35	14.36
Global	266	159.07	16.81	98.57	13.59

Como marco de referencia de este estudio, el ancho y profundidad promedio de la AF para un componente fabricado por FSL de acero inoxidable 316L posee $159.07 \mu\text{m} \pm 16.81 \mu\text{m}$ y $98.57 \mu\text{m} \pm 13.59 \mu\text{m}$, respectivamente. Estos valores de referencia serán comparados con los resultados calculados por las técnicas de simulación.

5.2 DISTRIBUCIÓN DE TAMAÑO DE PARTÍCULA

Como se mencionó en el capítulo anterior, el polvo metálico de acero inoxidable 316L (producido por *Carpenter Additive*) fue caracterizado morfológicamente mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) con el objetivo de conocer la distribución de tamaño de partícula ya que es un parámetro clave para recrear y simular la cama de polvo para la técnica de DFC (ver sección 3.4.2). La **Figura 5.2** muestra una imagen MEB de la morfología de las partículas metálicas con una serie de mediciones de diámetro y la **Figura 5.3** exhibe el comportamiento de la distribución de tamaño de partícula del polvo metálico 316L.

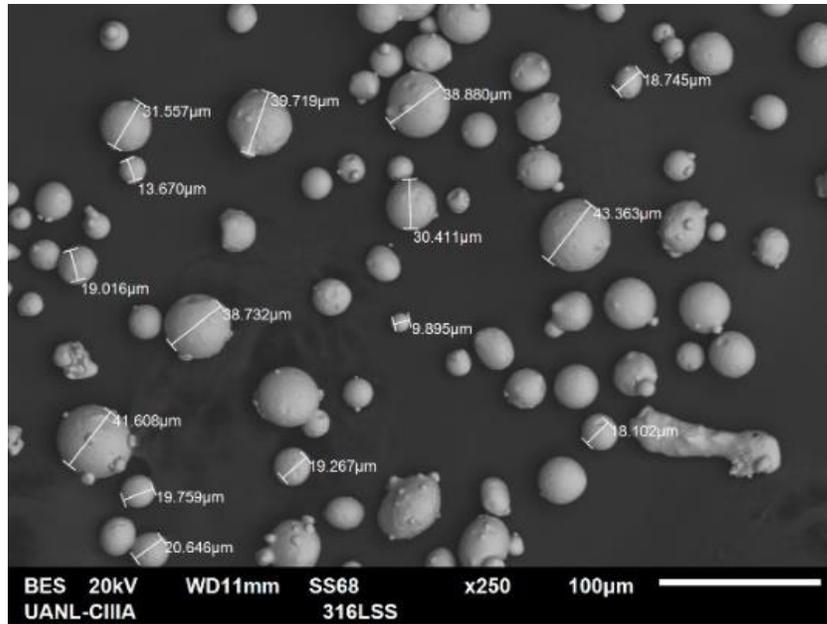


Figura 5.2. Caracterización de la morfología del polvo metálico 316L

De acuerdo con la distribución de tamaño de partícula presentada en la **Figura 5.3**, la dispersión de una distribución puede ser expresadas en términos de un intervalo, es decir, la diferencia entre sus tamaños máximos y mínimos que generalmente se representan en los percentiles 10 y 90 [112]. Por lo tanto, la **Tabla 5.2** sintetiza las características dimensionales y estadísticas de la distribución de tamaño de partícula del polvo metálico de acero inoxidable 316L tratado en este estudio.

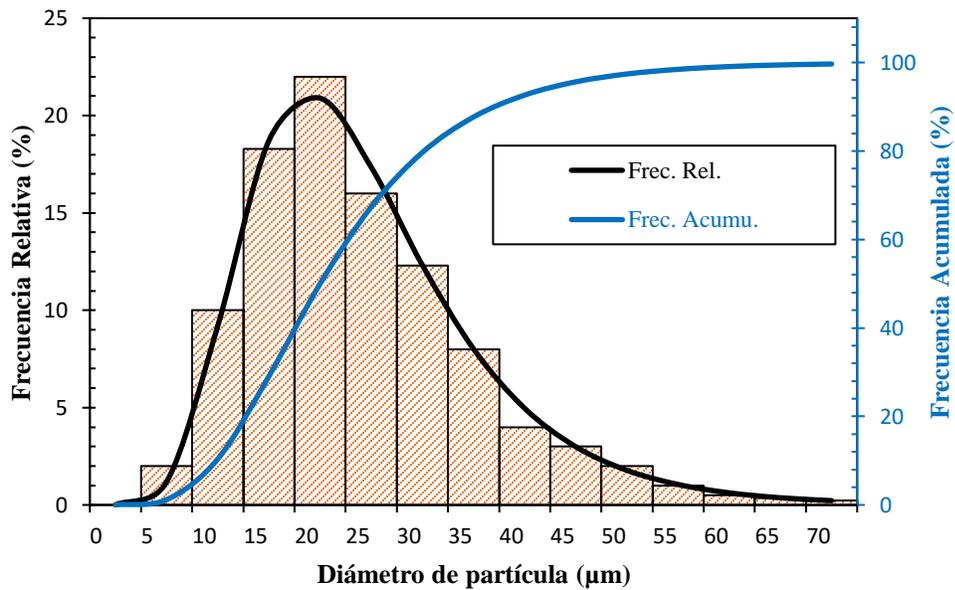


Figura 5.3. Distribución de tamaño de partícula del acero inoxidable 316L.

Tabla 5.2. Características de distribución de tamaño de partícula.

Propiedad de partícula	Valor (μm)
Diámetro promedio	27.21
Percentil 10 – D10	7.41
Percentil 50 – D50	22.37
Percentil 90 – D90	44.14
Desviación estándar	± 7.48

5.3 RESULTADOS DE SIMULACIÓN POR LA TÉCNICA MEF

Una vez los historiales de temperatura sean obtenidos, incluyendo la influencia térmica de capas previas, se analiza la última capa consolidada con base en el estudio realizado por Luo y Zhao [59]. La **Figura 5.4** muestra la distribución de temperatura de la superficie de la cama de polvo correspondientes al final de la primera trayectoria (**Figura 5.4a**) e inicio de la segunda trayectoria (**Figura 5.4b**). Se observa que los historiales de temperatura no registran temperaturas superiores al punto de ebullición del acero inoxidable 316L (3200 K).

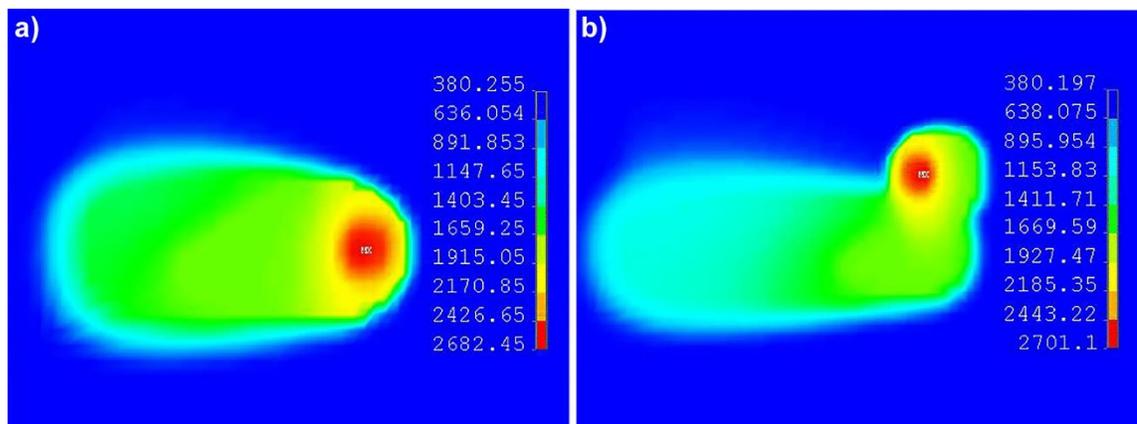


Figura 5.4. Distribución de temperatura en la superficie de la cama de polvo (vista superior) en la última capa a) al final de la primera trayectoria y b) al inicio de la segunda trayectoria. Temperatura en K.

Para la medición de la AF simulada, los nodos con temperatura mayores al punto de fusión ($T \geq 1678$ K) fueron seleccionados y localizados en la región de irradiancia. Lo anterior puede ser visto en la **Figura 5.5**, donde una profundidad de AF considerable se observa. Utilizando esta metodología, fueron calculadas dos dimensiones de la AF (ancho y profundidad) en la última capa, para un total de 132 AF's (ver sección 3.4.1, específicamente en la **Figura 3.10**).

En trabajo previo [85], [113], una fuente de calor superficial fue estudiada para modelar el láser con un coeficiente de absorptividad constante para la aleación e incluyendo diferentes factores de mejoramiento anisotrópico para la conductividad térmica mediante un diseño de experimento para minimizar el error de los resultados calculados y datos

experimentales. Se concluyó que, a pesar de la implementación de los factores de mejoramiento anisotrópico para la conductividad térmica, las geometrías de las AF's simuladas no son comparables con aquellas obtenida experimentalmente cuando se asume el láser como fuente de calor superficial.

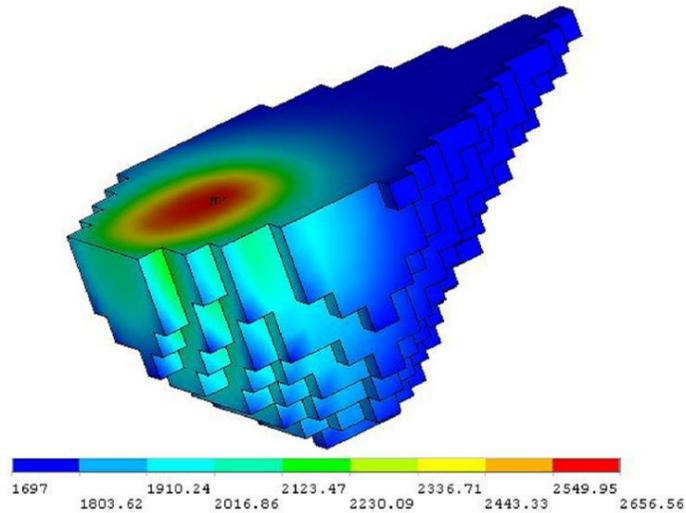


Figura 5.5. Geometría 3D de la AF y distribución de temperatura en su contorno. Temperatura en K.

Mientras que, si se el láser se asume como una fuente de calor volumétrica con gradiente del coeficiente de absortividad a través de la cama de polvo, descrito en la sección 3.1, los datos calculados y simulados son comparables. La **Tabla 5.3** compara las dimensiones de la AF cuando el modelo del láser se asume como una fuente de calor superficial, fuente de calor volumétrico y aquellos adquiridos de forma experimental; resaltando la diferencia tan cerrada cuando se asume la fuente de calor volumétrica de Gusarov con respecto a los datos experimentales (ver trabajo previo en [85], [113]). La **Tabla 5.4** compara sólo la fuente de calor volumétrica (modelo Gusarov) con los datos experimentales mediante el error relativo considerando todas las AF's simuladas en la última capa (132 AF's).

Tabla 5.3. Comparación dimensional de las AF's entre las fuentes de calor superficial, volumétrico y experimental, siendo S la desviación estándar.

	Combinación	Factor de mejoramiento			Respuesta			
					Ancho (μm)		Prof. (μm)	
		F_{xx}	F_{yy}	F_{zz}	Media	S	Media	S
Modelo de calor superficial optimizado	1	1	5	10	109.78	–	57.23	–
	2	1	10	10	126.842	–	49.023	–
Modelo de calor volumétrico de Gusarov	1	1	5	10	167.04	29.99	99.02	10.4
	2	1	10	10	189.98	34.02	90.08	7.15
Datos Experimentales					159.07	16.81	98.57	13.59

Tabla 5.4. Datos numéricos (modelo Gusarov) y experimentales de las dimensiones de la AF en la última capa.

	Ancho (μm)		Prof. (μm)	
	Media	S	Media	S
Todas las AF's consideradas	167.04	29.99	99.02	10.40
Experimental	159.07	16.81	98.57	13.59
Error (%)	5.01	-	0.46	-

Los historiales de temperatura fueron analizados en aquellos nodos ubicados en zonas críticas, donde se observó una acumulación térmica causada por la estrategia de escaneo (zigzag). La **Figura 5.6** muestra las zonas térmicamente críticas resaltados con círculos de color rojo con una nomenclatura desde la A hasta la E. Los historiales de temperatura a través del tiempo pueden ser vistos en la **Figura 5.7** durante el procesamiento de la última capa, donde el segundo dígito corresponde al número de capa.

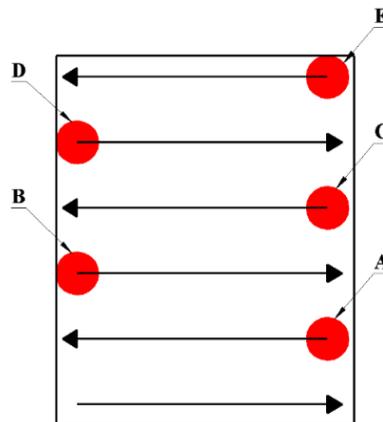


Figura 5.6. Zonas térmicamente críticas durante el escaneo del láser (estrategia zigzag).

Desde la **Figura 5.7** se puede deducir que mientras el láser consolida la cama de polvo en la última capa, una influencia térmica existe en los nodos ubicados en capas previas, obteniendo una profundidad de alberca de fusión que afecta hasta 3 capas previas. A modo de ejemplo, los historiales térmicos de A2 a A5 sobrepasan el punto de fusión en la **Figura 5.7**. Por lo tanto, la porción por encima del punto de fusión indica que el metal se encuentra en fase líquida y su proyección en el eje horizontal (tiempo) corresponde al tiempo de vida del líquido (~ 1 ms).

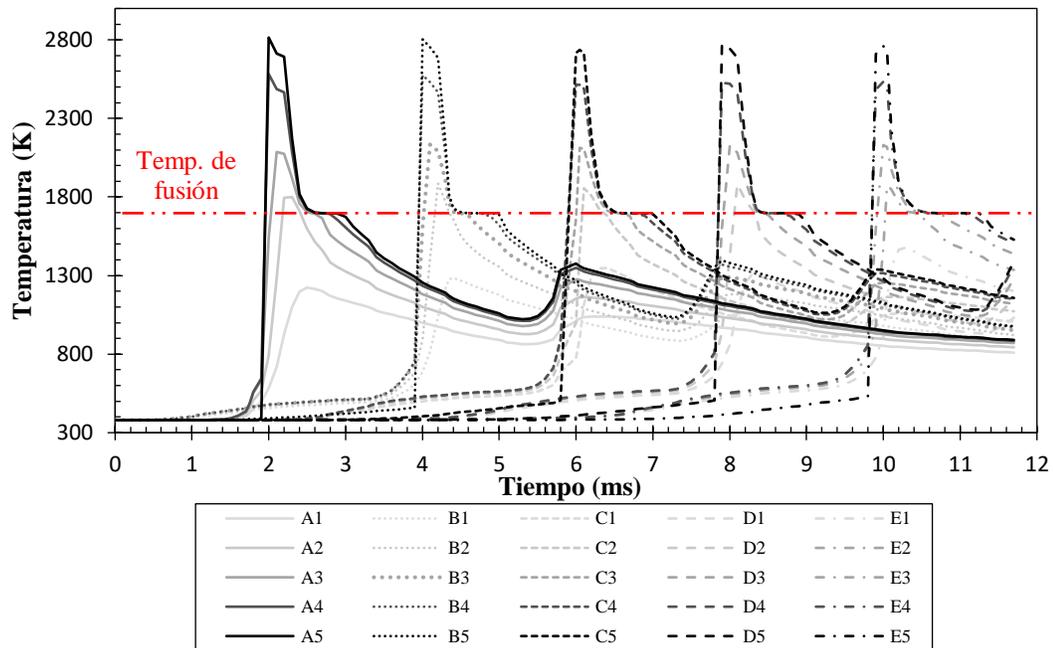


Figura 5.7. Historiales de temperatura en las zonas térmicamente críticas en la última capa.

5.3.1 Análisis dinámico de la alberca de fusión

Siguiendo el fenómeno dinámico mencionado en la sección anterior, se estudió el cambio en las dimensiones de la alberca de fusión a través del proceso de manufactura. El comportamiento del ancho de la alberca de fusión a través de la trayectoria del láser se muestra en la **Figura 5.8** donde el eje horizontal corresponde a la posición absoluta del láser y el eje vertical corresponde al ancho de la AF. La primera trayectoria de escaneo mostró inicialmente un aumento y un comportamiento transitorio del ancho de la AF hasta alcanzar un estado permanente ($\sim 130 \mu\text{m}$) debido al equilibrio térmico que sufre la cama de polvo. Subsecuentemente, una vez la cama de polvo fuera afectada térmicamente por la primera trayectoria de escaneo, las posteriores trayectorias inician con un máximo de ancho de AF causado por la estrategia de escaneo, pero el comportamiento tiende a decrecer hasta alcanzar también un estado estacionario ($\sim 152 \mu\text{m}$). Este comportamiento también fue reportado por Weirather et al. [10] quienes registraron los cambios de dimensiones de la AF a través de la trayectoria del láser.

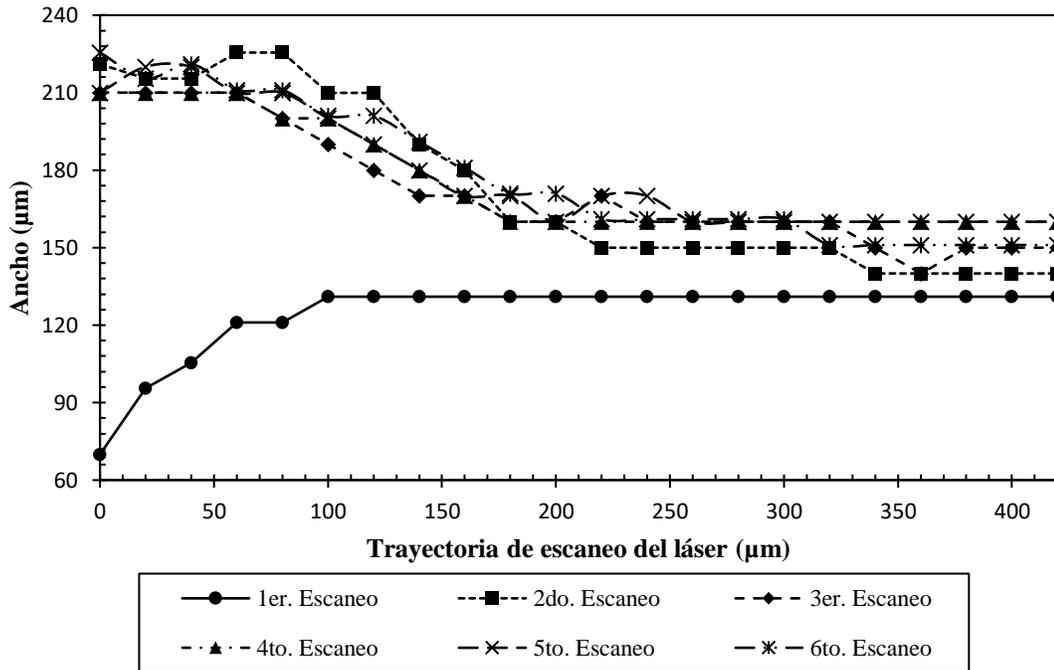


Figura 5.8. Comportamiento del ancho de la AF a través de la trayectoria del láser.

La **Figura 5.9** muestra la evolución del ancho de la AF desde el primero hasta la enésima trayectoria de escaneo. La enésima curva representa el promedio de las curvas desde la segunda hasta la sexta trayectoria de escaneo. La **Figura 5.9** también muestra que una regresión exponencial fue llevada a cabo en ambas curvas considerando el sistema térmico como una respuesta transitoria y estado estacionario. Las ecuaciones mostradas en la **Figura 5.9** se componen de dos términos: el primer término en el lado derecho de la ecuación corresponde a la respuesta transitoria (tiempo exponencial) y el segundo término representa la respuesta en estado estacionario (valor constante). La constante de tiempo τ es una característica de la curva que en $t = \tau$ el ancho de la AF $w(t)$ alcanza $1 - e^{-1}$ de la respuesta del estado estacionario (i. e., 63.2 %) y en $t = 4\tau$ alcanza el 98.2 %. Para propósitos de este estudio, las constantes de tiempo para el primero y enésima trayectoria son 171 μs y 283 μs , respectivamente.

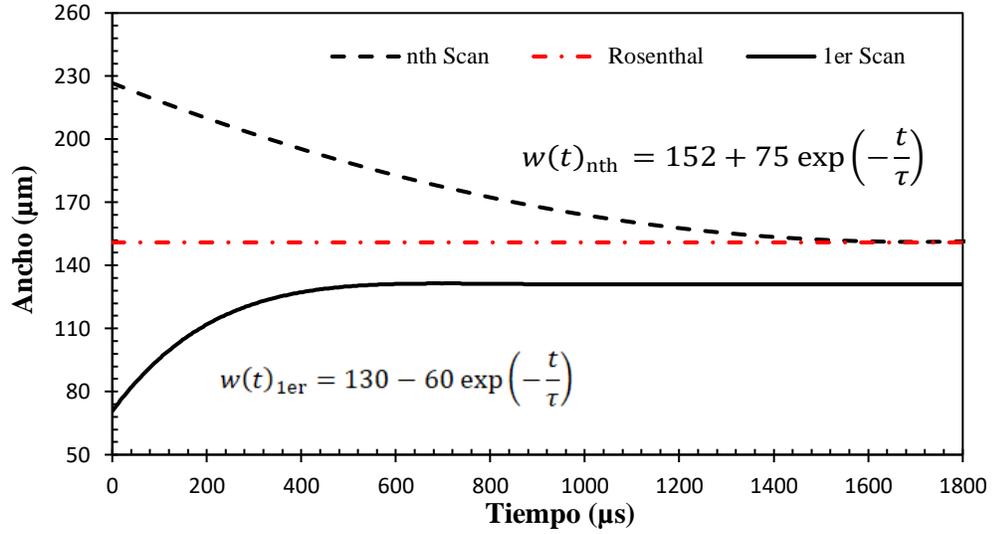


Figura 5.9. Dinámica del ancho de la AF en primera y enésima trayectoria de escaneo.

Para analizar más a fondo la dinámica de la AF, Weirather et al. [10] propuso la siguiente tasa de fusión neta $\frac{dV}{dt}$ en relación a la trayectoria de escaneo la cual se muestra en la Ecuación (5.1)

$$\frac{dV}{dt} = \left(\frac{dV}{dt}\right)_f - \left(\frac{dV}{dt}\right)_s \quad (5.1)$$

Donde el término $\left(\frac{dV}{dt}\right)_f$ define el volumen de partículas transformándose de sólido a líquido en un intervalo de tiempo, mientras que $\left(\frac{dV}{dt}\right)_s$ describe la tasa de volumen con la solidificación del metal líquido. Si $\frac{dV}{dt} > 0$, el tamaño de la AF aumenta. Contrariamente, si $\frac{dV}{dt} < 0$, se relaciona a un tamaño de la AF cada vez menor; mientras que si $\frac{dV}{dt} = 0$, el tamaño de la AF no presenta cambios (estado estacionario). La **Figura 5.10** muestra la tasa neta de fusión soportando la idea de una respuesta transitoria al inicio del escaneo del láser en ambos casos. Sin embargo, la trayectoria enésima de escaneo logró una tasa mayor debido a la influencia térmica causada por el escaneo previo (i.e., enésima - 1).

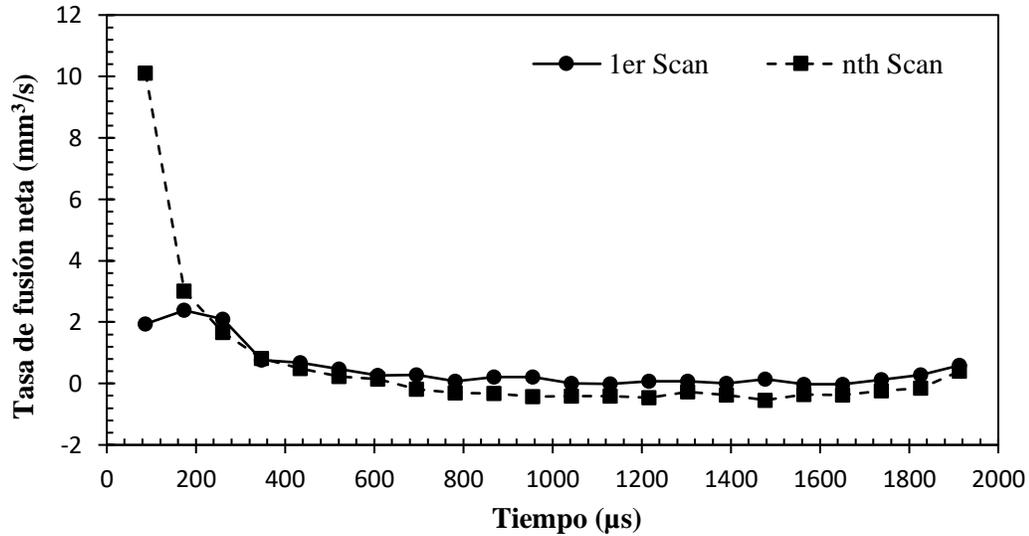


Figura 5.10. Comportamiento de la tasa neta de fusión en la primera y enésima trayectoria de escaneo en la última capa.

5.3.2 Nuevo criterio de ancho efectivo de alberca de fusión

Con base en la respuesta del ancho de la alberca de fusión en estado estacionario discutido anteriormente y el hecho que las mediciones experimentales de los AF's fueron llevadas a cabo en regiones centrales de las muestras, un nuevo criterio de examinación se propone entre resultados experimentales y calculados, considerando sólo los anchos de AF simulados a partir de $t > 4\tau$. La **Tabla 5.5** presenta un ancho de AF promedio considerando todas las AF de la última capa y otro ancho de AF promedio sólo considerando sólo la enésima trayectoria de escaneo y a partir del tiempo $t > 4\tau$ ($t > 4 \times 283$ μs). Se observó que para un criterio de ancho de AF en estado estacionario, la desviación estándar S , según **Tabla 5.5**, de ± 7.21 μm y un error relativo de 2.92 % fueron determinados, reduciendo drásticamente la dispersión de datos frente a aquel criterio considerando todas al AF calculadas en la última capa.

Tabla 5.5. Comparación entre ancho de AF simulada y experimental en la última capa y enésima trayectoria de escaneo, siendo S la desviación estándar.

	Ancho de AF (μm)		
	Media	S	Error (%)
AF medidas experimentalmente	159.07	16.81	Ref. data
Considerando todas las AF	167.04	29.99	5.01
Considerando solo las AF en tiempo $t > 4\tau$	154.42	7.21	2.92

Existe diversos enfoques propuestos para modelar el ancho de la AF; el modelo analítico derivado de la ecuación de Rosenthal y estimado por Tang et al. [114] presentado en la Ecuación (5.2).

$$T_L = T_0 + \frac{Q_{abs}}{2\pi kr} \exp\left(-\frac{V(\xi + r)}{2\alpha}\right) \quad (5.2)$$

Donde T_L es la temperatura de fusión de la aleación, T_0 representa la temperatura de precalentamiento del sustrato, Q_{abs} es la potencia absorbida por la aleación, k indica la conductividad térmica del material, V es la rapidez de escaneo del láser y α es la difusividad térmica. Los términos de r y ξ se refiere al tamaño y forma de la AF, tal como se muestra en la **Figura 5.11**, en el que ξ representa la separación desde la fuente de calor que se determina en la misma trayectoria en la que viaja el láser, mientras que $r = (\xi^2 + y^2)^{0.5}$ indica el espacio desde el centro hasta el borde de la AF. Este último término r , donde el máximo valor del ancho de la AF se ubica, $r = r^*$ de acuerdo con la **Figura 5.11**.

A fin de simplificar las expresiones previas, se usó las constantes M y N las cuales son definidas en las Ecuaciones (5.3) y (5.4).

$$M = \frac{V}{2\alpha} \quad (5.3)$$

$$N = \frac{2\pi k}{Q_{abs}} (T_L - T_0) \quad (5.4)$$

Sustituyendo las Ecuaciones (5.3) y (5.4) en la Ecuación (5.2) y luego de una serie de deducciones matemáticas [114], da como resultado la Ecuación (5.5).

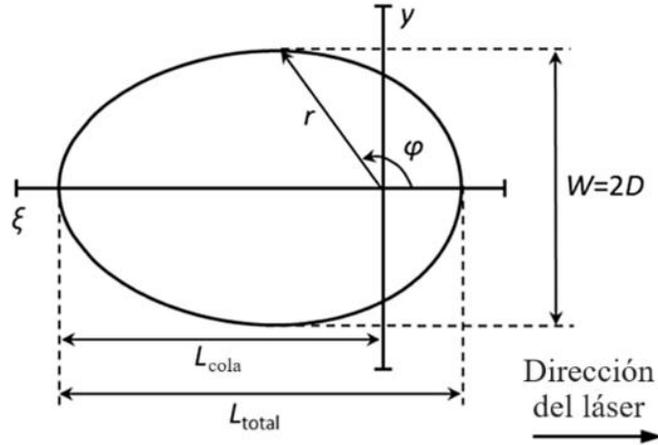


Figura 5.11. Representación esquemática de las dimensiones de la AF (vista superior y el marco de referencia viaja con el láser). El láser se concentra en la intersección de los ejes y y ξ [114].

$$1 + \ln(r^*M) = -\frac{\ln(r^*M)}{r^*M} \quad (5.5)$$

Sin embargo, Tang et al. [114] asumió que el término $\ln(r^*M)/(r^*M) \approx 0$; mientras que, para propósitos de esta investigación, un valor de 0.29 fue estimado de acuerdo con las propiedades térmicas de la aleación 316L y los parámetros de procesamiento sintetizados en la **Tabla 5.6**.

Tabla 5.6. Propiedades térmicas del acero 316L en la temperatura de fusión y algunos parámetros del proceso FSL.

T_L (K)	T_0 (K)	Q_{abs} (W)	V (mm/s)	C_p (J/kg-K)	k (Wm ⁻¹ K ⁻¹)	ρ (kg/m ³)	α (m ² /s)
1697	373	52	230	830	28.5	6881	4.99×10^{-6}

Adicionalmente, una nueva relación fue hallado entre r^* , φ^* y el ancho de la AF según Ecuaciones (5.6) y (5.7).

$$\sin \varphi^* = \frac{\sqrt{2r^*M + 1}}{r^*M + 1} \quad (5.6)$$

$$W = 2r^* \sin \varphi^* \quad (5.7)$$

Resolviendo las Ecuaciones (5.5), (5.6) y (5.7), un ancho de AF estimado de $W = 150.93 \mu\text{m}$ fue determinado, el cual se encuentra graficado en la **Figura 5.9** como una línea discontinua, horizontal y de color rojo. La deducción matemática del ancho de AF estimado de las anteriores ecuaciones se detalla paso a paso en el **APÉNDICE A3**. Finalmente, existe una estrecha relación entre el ancho de AF estimado y la respuesta en estado estacionario $w(t)$ en la enésima trayectoria de escaneo donde este último converge aproximadamente en W y muestra la región permanente de $w(t)$.

5.4 RESULTADOS DE SIMULACIÓN MEDIANTE LA TÉCNICA DE DFC

5.4.1 Discusión de los parámetros del modelo óptico

El primer parámetro que introduce el modelo óptico propuesto en este modelo es efectivamente la frecuencia en que opera el láser de alta potencia, el cual se determina mediante la Ecuación (3.38) vista en la sección 3.2.3. La mayoría de las máquinas de FSL, incluyendo la SLM Solutions 280HL, se encuentran equipadas con un láser de fibra Nd:YAG con una emisión de onda de $1.064 \mu\text{m}$, equivalente a una frecuencia de láser de 1.77035×10^{15} Hz.

El segundo parámetro es la densidad de electrones libres N_e del material. En general, los electrones de valencia en aleaciones metálicas comerciales no se encuentran enlazados al núcleo sino más bien interactúan como una nube de electrones que fluyen libremente. Por lo tanto, mediante la ecuación (3.40) se calcula el N_e del acero inoxidable 316L.

La composición del acero inoxidable 316L se puede simplificar donde su material base es el Fe, 17 wt.% Cr, 12 wt.% Ni, 2.5 wt.% Mo y 2 wt.% Ni mientras que los otros elementos se presentan con menos de 1 wt.%. Por lo tanto, aplicando la Ecuación (3.40), la densidad de electrones libres del acero 316L es de 5.1406×10^{29} electrones/m³. Posteriormente, la frecuencia de plasma discutido en la Ecuación (3.32), el acero 316 posee una $\omega_p = 4.303 \times 10^{16}$ Hz.

El tercer parámetro es la resistividad eléctrica $r(T)$ en función de la temperatura el cual se toma como referencia los resultados de medición realizados por Pichler et al. [98] sobre las propiedades termo-eléctricas del acero inoxidable 316L. Con los parámetros anteriores, se calcula la frecuencia de colisiones en la nube de electrones libres en función de la temperatura según Ecuación (3.37). Luego, se calcula la permitividad eléctrica relativa compleja con las Ecuaciones (3.28) y (3.29). Y finalmente se obtiene los índices de refracción compleja del acero inoxidable 316L en función de la temperatura y de su ángulo de incidencia.

Si se analiza el comportamiento del coeficiente de reflexión R a un ángulo de incidencia $\theta = 0^\circ$, su comportamiento se describe según **Figura 5.12** el cual posee un decaimiento a medida que la temperatura del acero inoxidable aumenta (siempre y cuando el láser incida sobre una placa de superficie plana y libre de deformaciones).

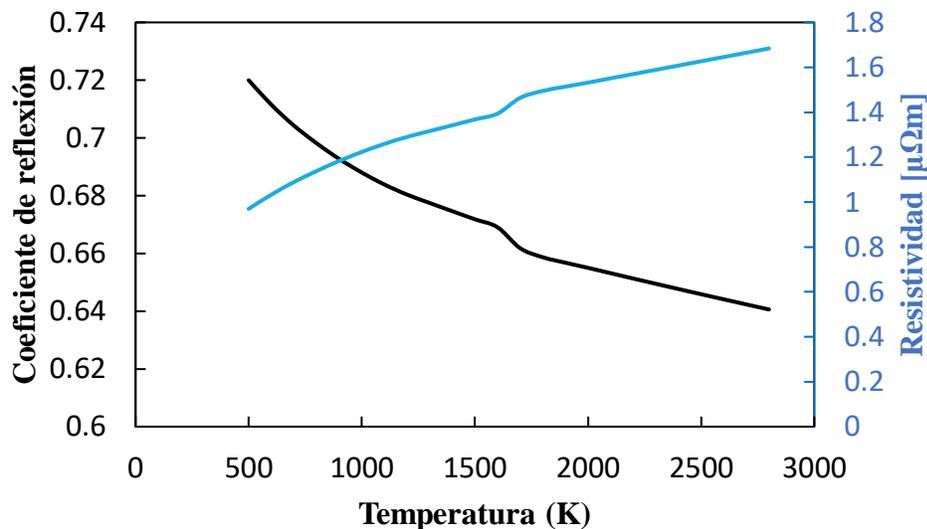


Figura 5.12. Comportamiento del coeficiente de reflexión en función de la temperatura cuando $\theta = 0^\circ$.

Para analizar más a fondo el alcance del modelo óptico propuesto, la **Figura 5.13** muestra el comportamiento del coeficiente de absorptividad a diferentes temperaturas del acero 316L y en función al ángulo de incidencia. Nuevamente se observa que, independientemente de la temperatura, el coeficiente de absorptividad no registra cambios significativos entre los ángulos de incidencia 0° a 55° . Lo anterior se cumple siempre y cuando el láser incida sobre una superficie plana que no se deforma con la temperatura.

Sin embargo, el proceso de FSL se caracteriza por la superficie irregular que posee la cama de polvo y que, bajo la interacción del láser, es eminente la deformación dinámica que sufre la cama de polvo por su transformación a fase líquida y el sometimiento de presión de retroceso la cual se mostrará a continuación.

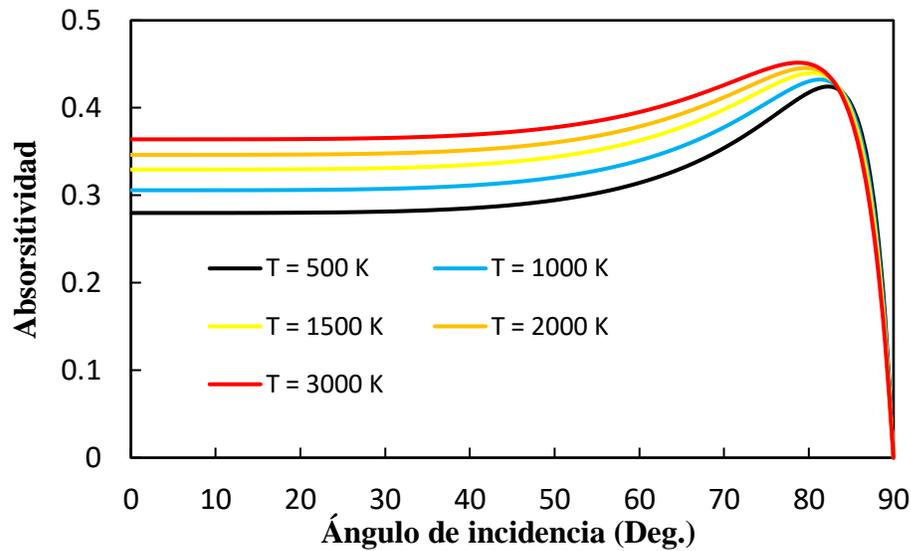


Figura 5.13. Comportamiento del coeficiente de absorptividad a diferentes temperaturas y en función del ángulo de incidencia.

5.4.2 Influencia del modelo óptico en la simulación del proceso FSL

Una simulación 2D fue propuesta para observar la influencia del modelo óptico implementado en la técnica de simulación por DFC del proceso FSL. Esta simulación consta de una placa plana de acero inoxidable precalentada a 473 K inicialmente el cual es afectado por un láser con potencia de 175 W, diámetro de 70 μm y una rapidez de escaneo de 750 mm/s. La **Figura 5.14** muestra el comportamiento de la alberca de fusión cuando el láser ha viajado por $t = 200 \mu\text{s}$ donde la región de color rojo es metal líquido y el azul es metal sólido; se puede señalar la depresión que sufre la alberca de fusión debido a las presiones de retroceso (causado por evaporación del material) la cual la empuja hacia abajo (depresión); creando un escenario donde las múltiples reflexiones del láser siga incidiendo dentro de la alberca de fusión, aprovechando mayor aún la energía del láser.

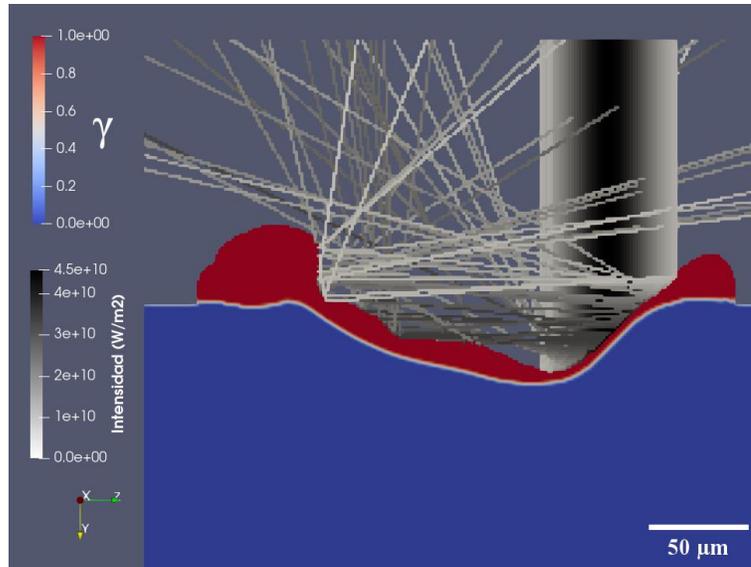


Figura 5.14. Simulación 2D cuando $\theta = 0^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$ donde el dominio de color azul es metal sólido ($\gamma = 0$) y el rojo es metal líquido ($\gamma = 1$).

Un perfil de temperatura de la simulación puede ser observada en la **Figura 5.15** la cual se puede señalar que tanto la incidencia del láser como sus múltiples reflexiones, iluminan regiones a temperaturas mayores a 2500 K. Lo anterior es clave para limitar coeficientes de absorptividad y proponer modelos más eficientes.

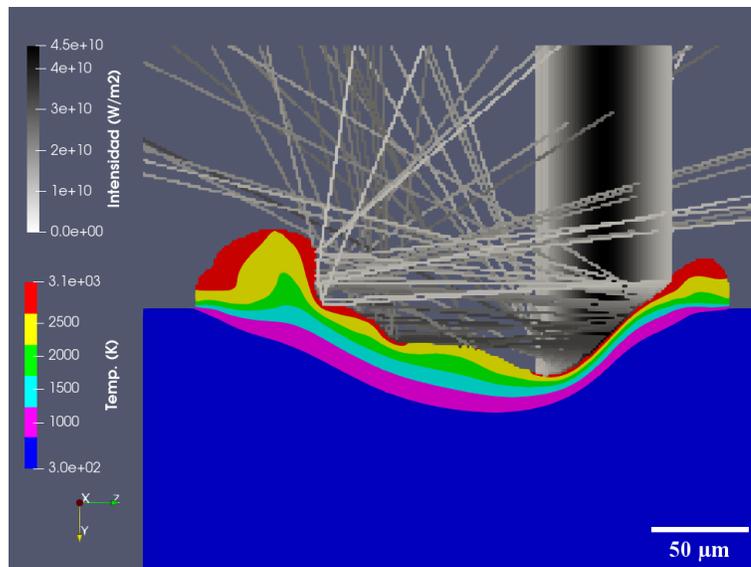


Figura 5.15. Perfil de temperatura de la AF con $\theta = 0^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$.

Sin embargo, el escenario cambia cuando el láser no incide a 0° sino a 45° , presentado en la **Figura 5.15** y **Figura 5.16**. Con los mismos parámetros que la simulación anterior, la **Figura 5.16** registra una AF más violenta por el hecho que hay mayor depresión, creando una cavidad que absorbe mayor energía del láser por sus múltiples reflexiones internas. También, si se compara la **Figura 5.15** y **Figura 5.16**, la penetración total que

provoca el láser aumenta cerca de un 50%. Adicionalmente, ambos escenarios permiten ayudar a aclarar interrogantes complejas; para el caso de $\theta = 45^\circ$, la densidad de energía (con distribución Gaussiana) suministrada por el láser se esparce por un área mayor en comparación al escenario de $\theta = 0^\circ$. Asimismo, el metal líquido juega un papel determinante en cuanto a la dinámica de la alberca de fusión y se encuentra en función del ángulo de incidencia cuando se comparan la **Figura 5.15** y **Figura 5.16**; un escenario cuando el ángulo de incidencia es oblicuo ($\theta = 45^\circ$), es más probable que el material fundido en las paredes laterales del termocapilar regrese al ojo de la cerradura (penetración del láser) para el caso oblicuo.

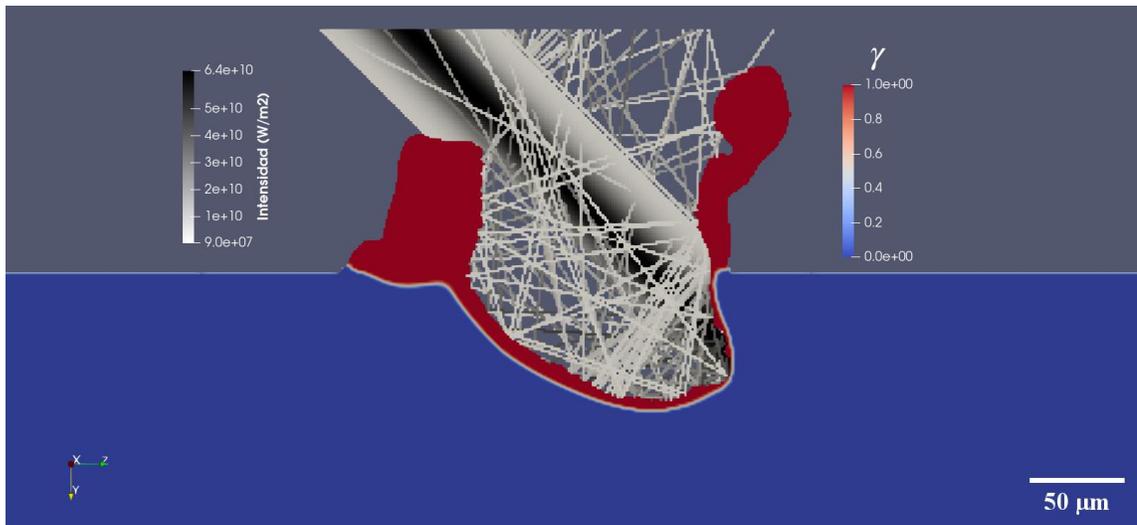


Figura 5.16. Simulación 2D cuando $\theta = 45^\circ$ en $t = 200 \mu s$ donde el dominio de color azul es metal sólido ($\gamma = 0$) y el rojo es metal líquido ($\gamma = 1$).

Un perfil de temperatura cuando el ángulo de incidencia del láser, $\theta = 45^\circ$ y $t = 200 \mu s$, puede ser visto en la **Figura 5.17**, apreciándose que las regiones de iluminación se encuentran a temperaturas mayores a $2200 K$. Con base al modelo óptico discutido en las secciones 3.2.2 y 3.2.3, dio como resultado el comportamiento del coeficiente de la absorptividad en función de la temperatura y ángulo de incidencia según **Figura 5.13** que, para temperaturas $T > 2200 K$, la absorptividad se encuentra en el intervalo de 0.35 y 0.45 (dependiendo del ángulo de incidencia). Por lo tanto, para regímenes de $T > 2200 K$ y $\theta \leq 45^\circ$, el coeficiente de absorptividad es aproximadamente 0.35.

Los anteriores escenarios ocurren cuando el láser incide sobre una placa metálica de acero inoxidable 316L inicialmente plana. Para llegar a unos resultados más cercanos al proceso FSL, se propuso en la sección 3.4.2 una cama de polvo que sigue la distribución de tamaño de partícula de la **Figura 5.3** la cual descansa sobre una placa también de acero inoxidable 316L (ver **Figura 3.15**). A diferencia de las simulaciones 2D en DFC del proceso FSL presentadas antes, no solamente se podrá analizar longitud y profundidad de la AF, sino también el ancho de la AF y cómo estas dimensiones evolucionan a medida que el láser avanza. La **Figura 5.18** muestra el proceso FSL simulado de manera

tridimensional cuando el ángulo de incidencia es $\theta = 0^\circ$ y tiempo $t = 1067 \mu\text{s}$ donde se puede apreciar la topología irregular de la AF a causa de la cama de polvo y de aquellas partículas no consolidadas que la rodean.

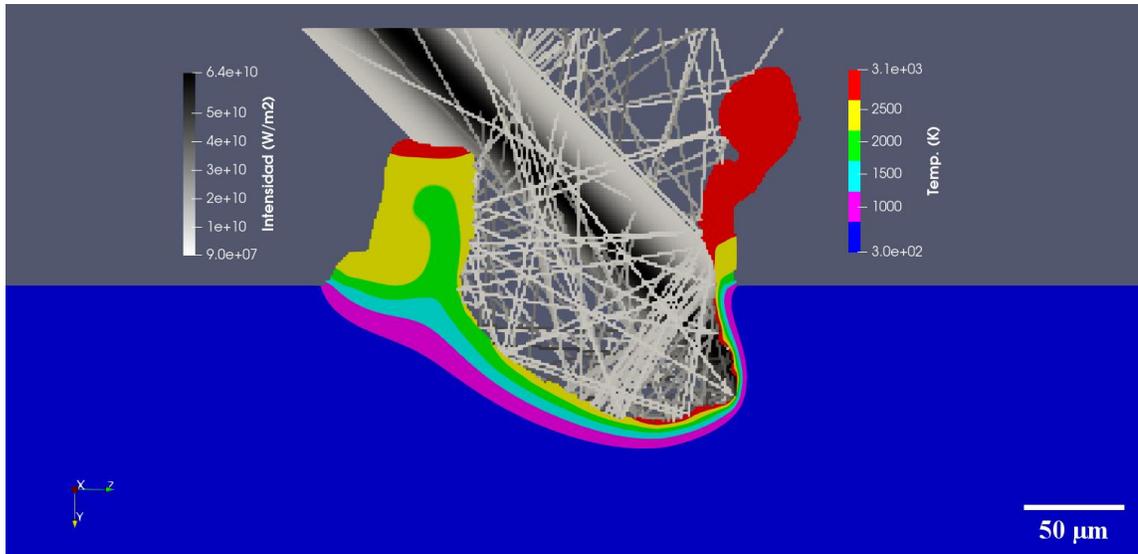


Figura 5.17. Perfil de temperatura de la AF con $\theta = 45^\circ$ en $t = 200 \mu\text{s}$.

Con base en la **Figura 5.18**, se puede apreciar los cambios morfológicos sobre las partículas consolidadas una vez el láser haya recorrido $800 \mu\text{m}$ sobre la cama de polvo. Por lo tanto, se realizó un análisis exhaustivo sobre el comportamiento morfológico temporal de la AF la cual se presentará a continuación.

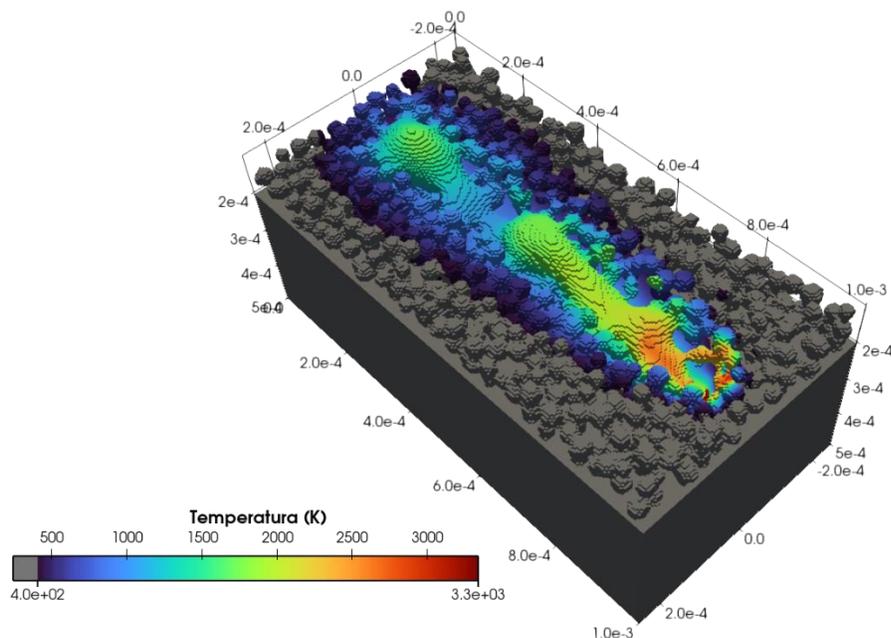


Figura 5.18. Distribución de temperatura cuando el láser ($\theta = 0^\circ$) recorrió $800 \mu\text{m}$ ($t = 1067 \mu\text{s}$) sobre una cama de polvo de acero inoxidable 316L. Dimensiones longitudinales en m.

5.4.3 Evolución morfológica de la AF

Para dar un seguimiento de la evolución morfológica de la AF mientras el láser avanza, se propone una serie de imágenes donde se muestre la AF en diferentes etapas. Para ello, una serie de evidencias serán expuestas en las siguientes figuras con el objetivo de exhibir el comportamiento y evolución morfológica de la AF en la sección longitudinal media, incluyendo su distribución de temperatura, durante el proceso FSL en diferentes etapas para apreciar los cambios morfológicos de la AF a medida que el láser recorre la cama de polvo para una potencia de 175 W, velocidad del láser de 750 mm/s y espesor de capa de 50 μm para una cama de polvo de acero inoxidable 316L. La sección longitudinal media se refiere a aquella vista de corte de sección en dirección a la velocidad de escaneo del láser, La **Figura 5.19** muestra gráficamente el origen de la sección longitudinal media.

a) Plano de corte en dirección del láser.

b) Corte en la sección longitudinal media.

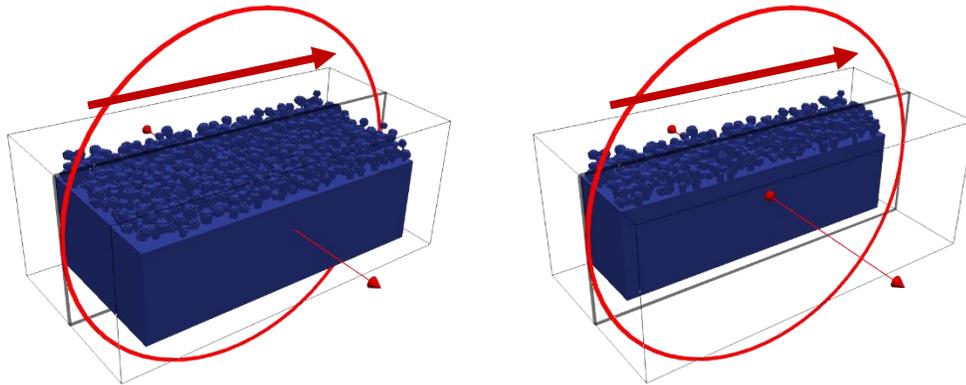


Figura 5.19. Explicación visual de la sección longitudinal media donde a) muestra el plano de corte y b) la sección longitudinal media.

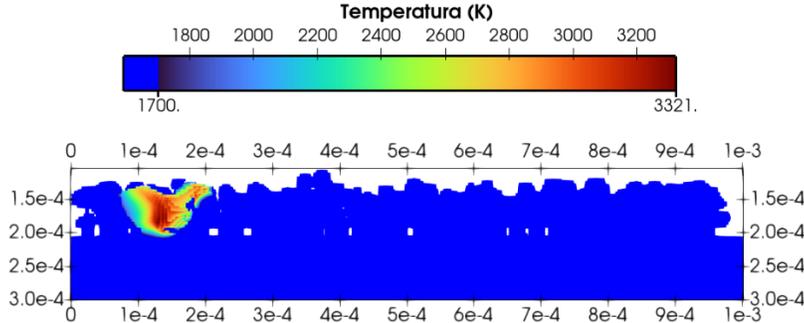
Para una mejor comprensión, el **APÉNDICE A4** presenta la evolución temporal de la AF y su distribución de temperatura con las características expresadas en el anterior párrafo y en series de tiempos consecutivos. A continuación, se mostrará una serie de acontecimientos destacados durante el proceso de FSL los cuales se discutirán a fondo.

La **Figura 5.20** indica un AF con una fuerte depresión topológica en la zona iluminada por el láser en el instante $t = 100 \mu\text{s}$. Esto se debe a la presión de retroceso ocasionada por temperaturas superficiales superiores a la temperatura de evaporación (3200 K). Esta presión de vapor, conocida como presión de retroceso, obliga a que el metal líquido fluya hacia atrás, creando una especie de cola en la parte de atrás de la AF. Con base en la Ecuación (3.17), la presión de retroceso depende exponencialmente de la temperatura y aplica una fuerza exponencial normal a la superficie de la AF.

En $t = 300 \mu\text{s}$, la AF tiene una morfología según **Figura 5.21** la cual posee una geometría similar a la anterior. Excepto que la depresión topológica se extiende hacia atrás del láser debido a que las temperaturas son mayores a la temperatura de evaporación

y aparece una denudación también justo atrás de la depresión. Para una mejor descripción de los mecanismos de formación de la depresión y denudación, se propone analizar los campos de velocidad del metal líquido en la AF.

a) Sección longitudinal media. Dimensiones longitudinales en m.



b) Vista superior.

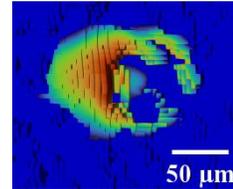


Figura 5.20. Distribución de temperatura de la AF en $t = 100 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

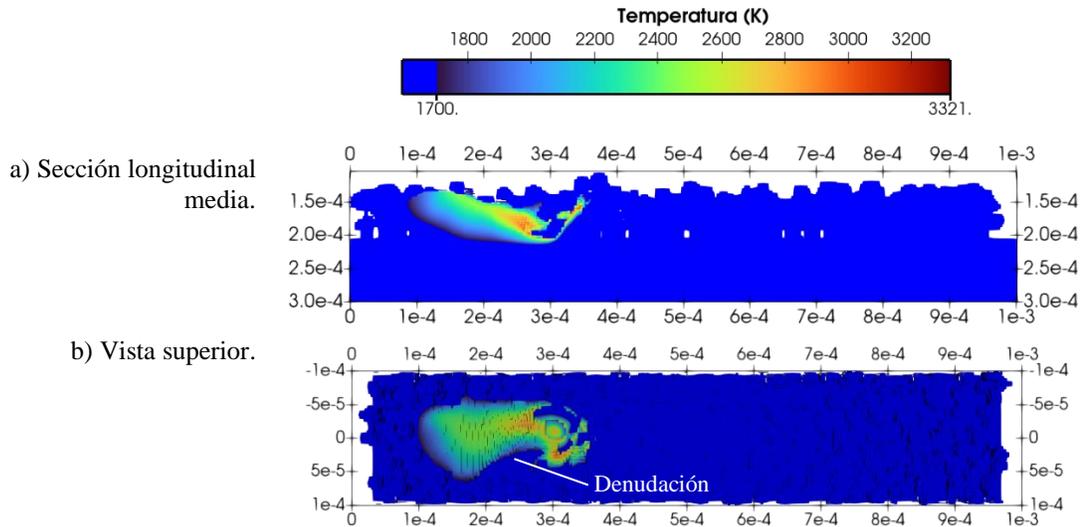


Figura 5.21. Distribución de temperatura de la AF en $t = 300 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

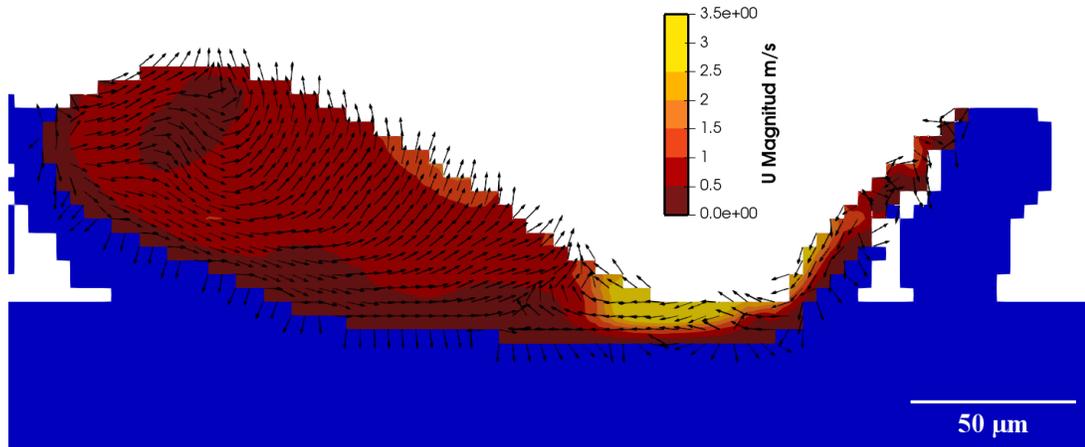


Figura 5.22. Campo de velocidades en la sección longitudinal media de la AF en $t = 300 \mu\text{s}$.

La **Figura 5.22** muestra el campo de velocidades de la AF en su sección longitudinal media en $t = 300 \mu\text{s}$, resaltando las altas velocidades en la superficie de la base de la depresión debido a la presión de retroceso generando un espesor delgado de metal líquido justo debajo de la iluminación del láser e impulsado hacia atrás según el campo de velocidades (zona amarilla). La **Figura 5.23** muestra también el campo de velocidades de la AF vista desde arriba y en el mismo instante, corroborando el flujo de metal líquido opuesto a la trayectoria de escaneo del láser y con mayor rapidez en la depresión por las altas temperaturas. Adicionalmente, la denudación mostrada en la **Figura 5.21b** se debe a la fusión completa de partículas metálicas laterales las cuales fluyeron inicialmente a la depresión para luego ser expulsada hacia atrás de la AF según la **Figura 5.23**.

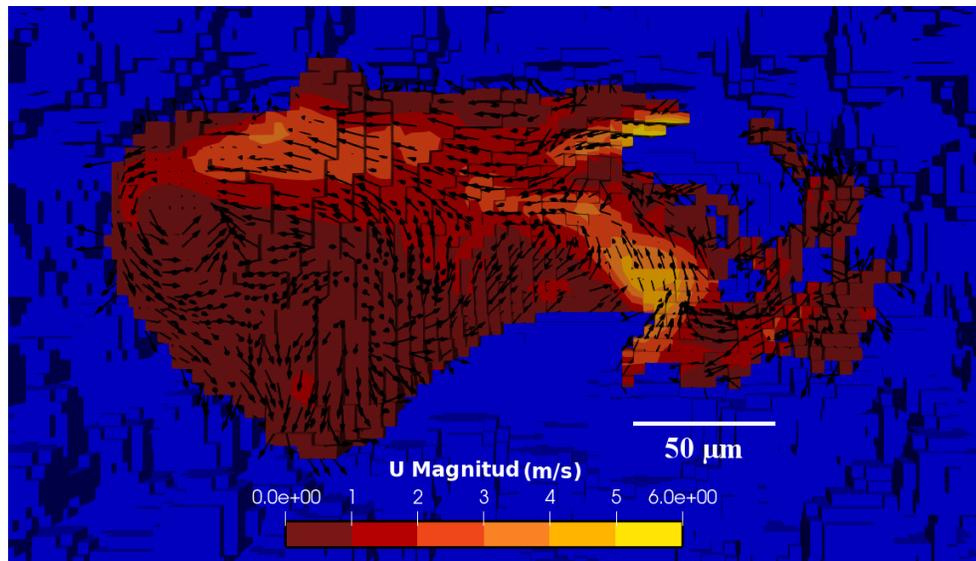


Figura 5.23. Campo de velocidades de la AF vista desde arriba en $t = 300 \mu\text{s}$.

La evolución de la AF alcanza una morfología, en el instante $t = 500 \mu\text{s}$, tal que se puede diferenciar en él tres regiones principales según lo sugerido en la **Figura 5.24**: La región de depresión cuya explicación puede ser encontrada en los párrafos anteriores, el extremo izquierdo denominado cola la cual posee mayor altura respecto a las tres regiones y una región de transición cuya posición se encuentra entre la depresión y la cola de la AF. Se observa tanto en la **Figura 5.25** como en la **Figura 5.26** que la superficie superior de la AF en las regiones de transición y cola, la orientación de la velocidad es principalmente hacia atrás (\leftarrow) con respecto a la velocidad de escaneo del láser (\rightarrow). Sin embargo, La **Figura 5.25** sugiere que el campo de velocidades interno de la AF forma una recirculación, generando así una especie de oleaje de metal líquido lo cual promueve la creación de las regiones de transición y cola de la AF. Adicionalmente, el campo de velocidades en la cola de la AF de la **Figura 5.26** describe una especie de vórtice, promoviendo de esta forma la elevación de metal líquido en esta región con respecto a la otras.

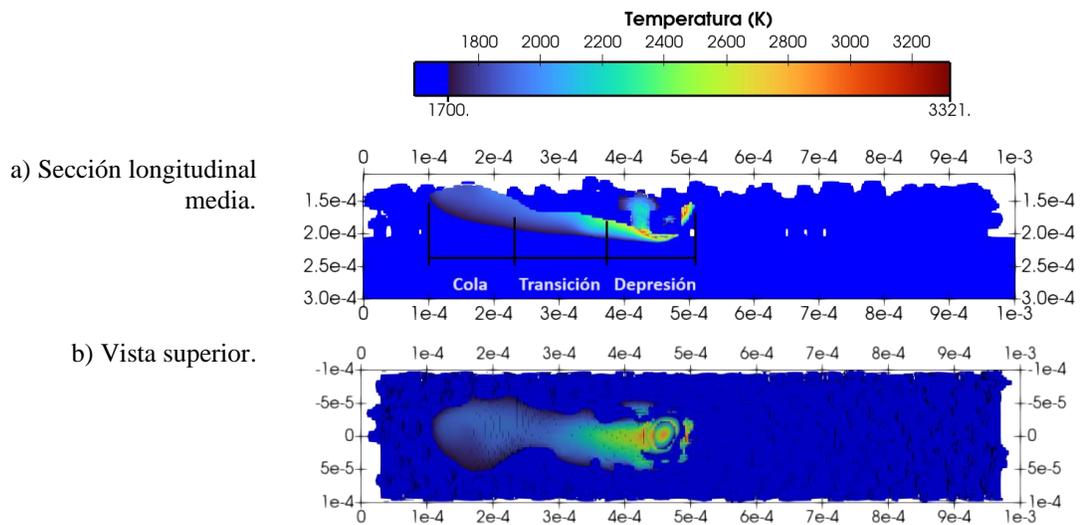


Figura 5.24. Distribución de temperatura de la AF en $t = 500 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

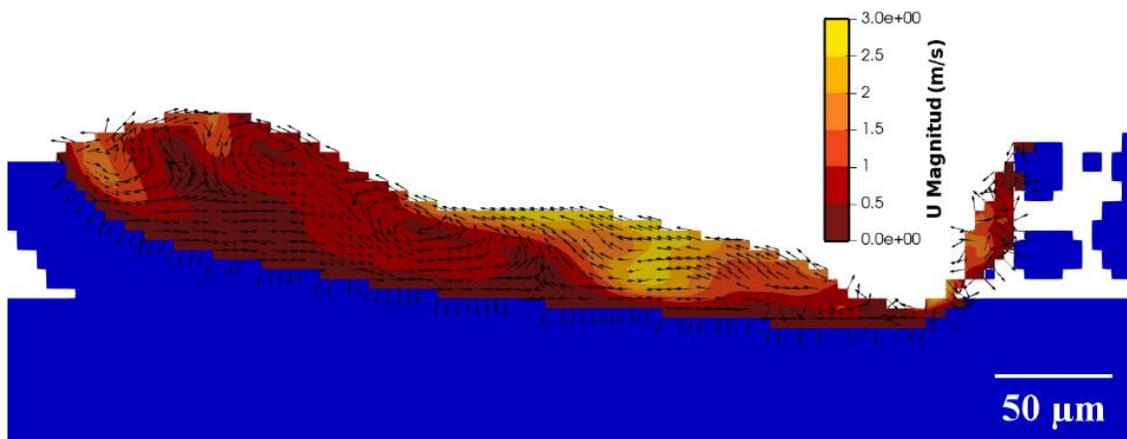


Figura 5.25. Campo de velocidades en la sección longitudinal media de la AF en $t = 500 \mu\text{s}$.

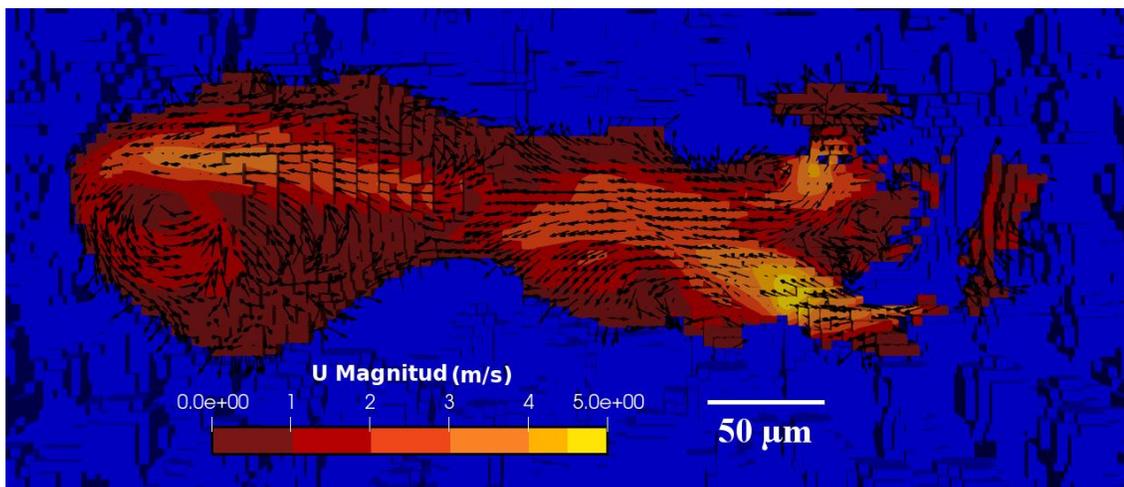


Figura 5.26. Campo de velocidades de la AF vista desde arriba en $t = 500 \mu\text{s}$.

Durante el monitoreo de la morfología de la AF y sus campos de velocidades, se identificó que el comportamiento descrito anteriormente fue una respuesta transitoria porque la AF presentó una nueva región la cual generó una estrangulación de metal líquido en el instante $t = 600 \mu\text{s}$, tal como se indica en la **Figura 5.27b**. Esta estrangulación se debe a una serie de sucesos que ocurren en la AF: una primera observación es el alejamiento del láser con respecto a la cola de la AF, la cual sufre constantemente un proceso de enfriamiento/solidificación y esto se puede observar en la **Figura 5.27a** justo en el interfaz líquido sólido; mientras que la región de transición logra contener una cantidad mínima de metal líquido, exhibiendo un espesor delgado según la **Figura 5.27a**. Finalmente, en el instante $t = 650 \mu\text{s}$, se produce una ruptura de la AF mostrada en la **Figura 5.28**; dando como resultado que las etapas descritas anteriormente se desarrollen de nuevo. Lo anterior se confirma en las series de tiempo exhibidas en el **APÉNDICE A4**.

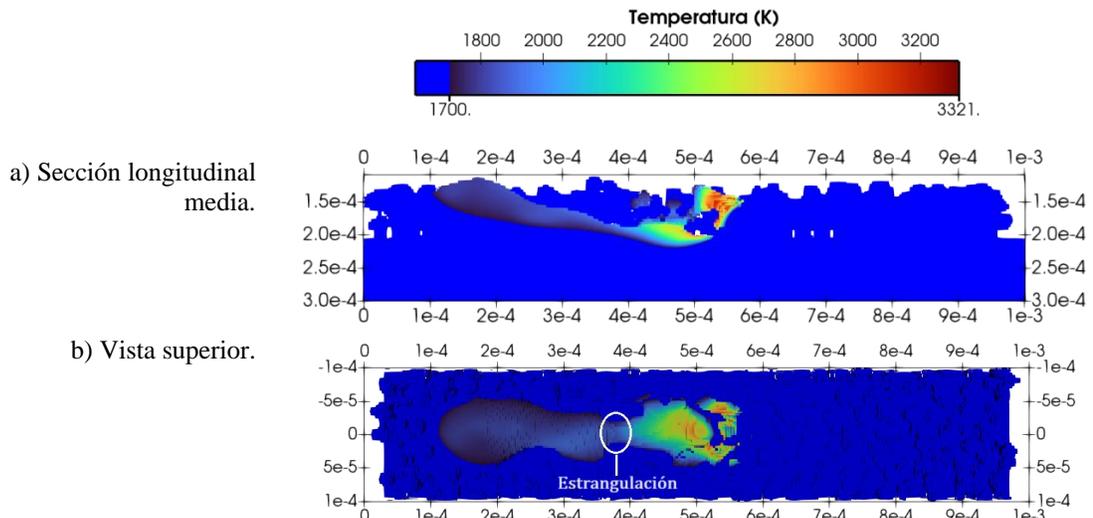


Figura 5.27. Distribución de temperatura de la AF en $t = 600 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

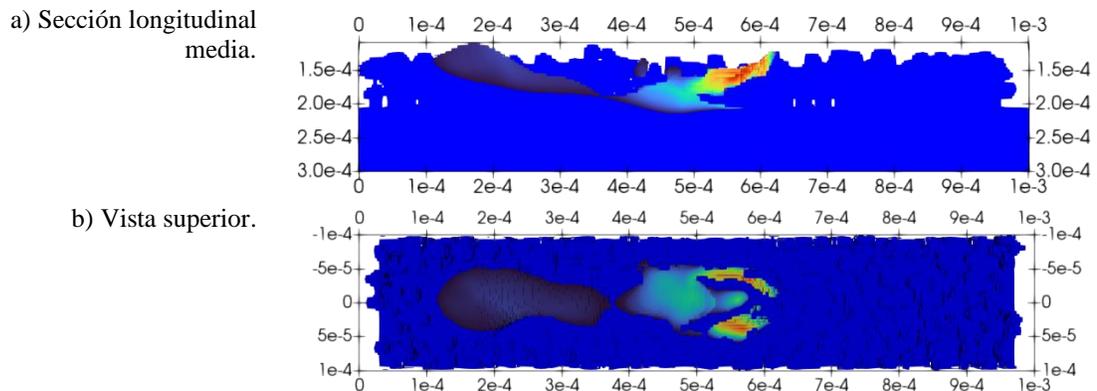


Figura 5.28. Distribución de temperatura de la AF en $t = 650 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

Mediante la técnica de DFC, fue posible simular la dinámica de metal líquido desarrollada dentro de la AF durante el proceso de FSL para una cama de polvo de acero inoxidable 316L. La metodología incluyó varios aspectos del láser tales como potencia, velocidad, diámetro, distribución de potencia (irradiancia), ángulo de incidencia y longitud de onda. Mientras que, para el caso de la interacción láser/material, se implementó un modelo óptico para aleaciones metálicas a altas temperaturas la cual considera varios aspectos tales como propiedades ópticas del material, fenómenos de absorción y reflexión cuando el láser incide sobre el material gracias a la técnica de trazado de rayos. Dando como resultado una serie de comportamientos dinámicos del acero inoxidable 316L durante su procesamiento por FSL, permitiendo describir su morfología a través del tiempo.

En resumen, este capítulo presentó los resultados de la investigación, comenzando con el análisis de las mediciones ancho y profundidad de las AF's de muestras de acero inoxidable 316L fabricadas mediante el proceso de FSL. Luego, se mostraron los resultados de la medición de tamaño de partícula de la aleación metálica en mención con el fin de obtener las características de tamaño (percentiles D10, D50 y D90) para posteriormente recrear y simular la cama de polvo. Posteriormente, se expusieron los historiales térmicos durante el proceso de FSL mediante la técnica MEF, revelando zonas térmicamente críticas en la estrategia de escaneo y se estableció un nuevo criterio de ancho efectivo de AF con base en la respuesta en estado estacionario de la simulación frente a las mediciones experimentales de ancho de AF. Además, los resultados obtenidos por la técnica de DFC permitió observar la influencia del modelo óptico y fluido del metal líquido en la evolución morfológica de la AF, dando como resultado una detallada descripción de los cambios que sufre la AF durante el proceso de FSL.

CONCLUSIONES

Se desarrollaron dos metodologías computacionales las cuales describieron los mecanismos de calentamiento, enfriamiento, formación y evolución topológica de la alberca de fusión durante el proceso de fusión selectiva por láser en aleaciones metálicas. Estas metodologías de simulación dieron como resultado los historiales y comportamiento térmico para la aleación de acero inoxidable 316L. Los modelos implementados en este estudio incluyeron parámetros del proceso de fusión selectiva por láser, tales como potencia y velocidad del láser, espesor de cama de polvo y distancia entre trayectorias de escaneo, características del láser y propiedades ópticas del láser y del material como datos de entrada.

El modelo mediante el método de elemento finito dio como resultado la identificación de zonas térmicamente críticas debido a la estrategia de escaneo zigzag las cuales fueron monitoreadas y analizadas. Este análisis demostró que el material sufre varios ciclos de fusión y solidificación, donde la alberca de fusión afectó hasta 3 capas previamente consolidadas y se observó un tiempo de vida de la alberca de fusión aproximadamente de 1 ms.

Una respuesta térmica dinámica fue identificada y caracterizada en las dimensiones de la alberca de fusión. Este comportamiento dimensional dinámico de la alberca de fusión fue dividido en dos categorías según la trayectoria de escaneo: la primera categoría de alberca de fusión corresponde precisamente a la primera trayectoria de escaneo del láser sobre la cama de polvo metálico la cual tiene una evolución dimensional propia, mientras que la segunda categoría dimensional de la alberca de fusión corresponde a las trayectorias de escaneo posteriores a la primera trayectoria. Ambas categorías de dimensiones de la AF fueron caracterizadas mediante regresiones exponenciales cuyas aproximaciones presentaron una respuesta de ancho de alberca de fusión en estado estacionario y transitorio.

Mediante la comparación de los datos experimentales con los regímenes en estado estacionario de las albercas de fusión simuladas mediante el método de elemento finito, se encontró una relación entre la respuesta en estado estacionario con el ancho de la alberca de fusión estimada por las expresiones derivadas de las ecuaciones de Rosenthal. Por lo tanto, un nuevo criterio de ancho efectivo de la alberca de fusión se estableció a fin de correlacionar con mayor exactitud las dimensiones medidas frente a aquellas estimadas por modelación. Reduciendo el error relativo del modelo de hasta 2.92 % con este nuevo criterio de ancho efectivo y obteniendo una dispersión de datos con una desviación estándar de $\pm 7.21 \mu\text{m}$.

Por otra parte, la metodología desarrollada mediante la dinámica de fluido computacional se incorporaron una descripción del láser a través del método de trazado de rayos y la interacción con la materia a partir de las leyes ópticas de reflexión y refracción, características del láser y propiedades ópticas de la aleación metálica a procesar. También, se incluyó la dinámica del fluido del material fundido mediante un solucionador multifase (sólido, líquido y gas) y multi-especie (metal y gas) las cuales poseen influencia directa sobre las dimensiones de la alberca de fusión.

Mediante la técnica de dinámica de fluido computacional, fue posible simular el proceso de fusión selectiva por láser para observar el comportamiento de la dinámica de la alberca de fusión a través de una cama de polvo de acero inoxidable 316L. Se puede afirmar que las múltiples reflexiones que se producen cuando el láser ilumina las partículas ocurren en un lapso tan pequeño ya que sufren una transformación a fase líquido y la alberca de fusión ya no estaría conformada por partículas metálicas sino material fundido.

Mediante un seguimiento exhaustivo del comportamiento de la alberca de fusión mediante la técnica de dinámica de fluido computacional, fue evidente su evolución morfológica dinámica a medida que el láser avanza y consolida las partículas metálicas. Por lo tanto, se presentó diversas etapas de la alberca de fusión donde su primera etapa consiste en el calentamiento y fusión de partículas, seguido de su segunda etapa la cual desarrolla una depresión topológica en la zona iluminada por el láser debido a las temperaturas iguales o mayores a la temperatura de evaporación, dando como resultado una presión de retroceso. La tercera etapa consistió en que la alberca de fusión alcanzó una topología relativamente estable y de mayor tamaño que las etapas tempranas cuya morfología se dividió en tres regiones: depresión, transición y cola. Estas regiones fueron el resultado del flujo de metal líquido impulsada en dirección opuesta a la trayectoria del láser, como consecuencia de la presión de retroceso y efecto Marangoni, dando como resultado recirculación de metal líquido y vórtices en la alberca de fusión debidamente señalados. Finalmente, la alberca de fusión sufre una estrangulación de metal líquido, dando como resultado dos albercas de fusión donde la primera se somete a un proceso de enfriamiento y solidificación mientras que la segunda alberca de fusión inicia de nuevo las etapas anteriores descritas.

RECOMENDACIONES

A continuación, tras llevarse a cabo este estudio, se presentarán una serie de recomendaciones para futuros trabajos dirigidas a posibles nuevos focos de estudio.

Implementar modelos mejorados por el método de elemento finito.

Este estudio implementó una metodología computacional mediante el método de elemento finito, teniendo como modelo base la ecuación de energía. Sin embargo, existen actualmente enfoques por este método que incluyen nuevos esquemas de corrección de presión y velocidad que permiten solucionar las ecuaciones de Navier-Stokes en la alberca de fusión [115], [116], [117].

Incluir estrategias de escaneo y multicapa por el método de dinámica de fluido computacional.

La metodología presentada por el método de dinámica de fluido computacional fue implementada para una sola trayectoria de escaneo del láser. Para trabajos futuros, se recomienda un enfoque que desarrolle varias trayectorias del láser para observar la influencia de éste en la alberca de fusión; ya sea en una dirección o bidireccional. Además, agregar un enfoque multicapa es posible estudiar la influencia térmica de capas previas en la alberca de fusión.

Mejorar la simulación de la cama de polvo por el método de elemento discreto.

La cama de polvo metálica simulada por el método de elemento discreto en este estudio incluyó parámetros tales como espesor de cama de polvo y distribución de tamaño de partícula. Sin embargo, las partículas simuladas fueron consideradas como rígidas durante el proceso FSL, lo cual no responde a la dinámica real de la cama de polvo. En un estudio del proceso FSL mediante la técnica de imágenes de rayos X de sincrotrón de alta velocidad [66] registró partículas expulsadas y salpicaduras de polvo metálico. Por lo tanto, se recomienda incluir modelos de contacto entre las partículas de polvo simuladas.

REFERENCIAS

- [1] B. AlMangour, *Additive Manufacturing of Emerging Materials*. Springer, 2019.
- [2] C. Bruna-Rosso, A. G. Demir, and B. Previtali, “Selective laser melting finite element modeling: Validation with high-speed imaging and lack of fusion defects prediction,” *Mater. Des.*, vol. 156, pp. 143–153, Oct. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.06.037.
- [3] 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.
- [4] Y. Liu, J. Zhang, and Z. Pang, “Numerical and experimental investigation into the subsequent thermal cycling during selective laser melting of multi-layer 316L stainless steel,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 98, pp. 23–32, Jan. 2018, doi: 10.1016/j.optlastec.2017.07.034.
- [5] S. K. Rauniyar and K. Chou, “Melt Pool Analysis and Mesoscale Simulation of Laser Powder Bed Fusion Process (L-PBF) with Ti-6Al-4V Powder Particles,” *JOM*, vol. 71, no. 3, pp. 938–945, Mar. 2019, doi: 10.1007/s11837-018-3208-2.
- [6] P. S. Cook and A. B. Murphy, “Simulation of melt pool behaviour during additive manufacturing: Underlying physics and progress,” *Addit. Manuf.*, vol. 31, p. 100909, 2020.
- [7] M. Bayat, W. Dong, J. Thorborg, A. C. To, and J. H. Hattel, “A review of multi-scale and multi-physics simulations of metal additive manufacturing processes with focus on modeling strategies,” *Addit. Manuf.*, vol. 47, p. 102278, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102278.
- [8] P. Ninpetch, P. Chalermkarnnon, and P. Kowitwarangkul, “Multiphysics Simulation of Thermal-Fluid Behavior in Laser Powder Bed Fusion of H13 Steel: Influence of Layer Thickness and Energy Input,” *Met. Mater. Int.*, Jun. 2022, doi: 10.1007/s12540-022-01239-z.
- [9] P. Ninpetch, P. Kowitwarangkul, S. Mahathanabodee, P. Chalermkarnnon, and P. Rattanadecho, “Computational investigation of thermal behavior and molten metal flow with moving laser heat source for selective laser melting process,” *Case Stud. Therm. Eng.*, vol. 24, p. 100860, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.csite.2021.100860.
- [10] J. Weirather *et al.*, “A Smoothed Particle Hydrodynamics Model for Laser Beam Melting of Ni-based Alloy 718,” *Comput. Math. Appl.*, vol. 78, no. 7, pp. 2377–2394, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.camwa.2018.10.020.
- [11] J. Li *et al.*, “Finite element analysis of thermal behavior and experimental investigation of Ti6Al4V in selective laser melting,” *Optik*, vol. 207, p. 163760, Apr. 2020, doi: 10.1016/j.ijleo.2019.163760.
- [12] C. Tang, J. L. Tan, and 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, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.06.073.

- [13] T. Yu and J. Zhao, "Semi-coupled resolved CFD–DEM simulation of powder-based selective laser melting for additive manufacturing," *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 377, p. 113707, Apr. 2021, doi: 10.1016/j.cma.2021.113707.
- [14] C. Körner, A. Bauereiß, and E. Attar, "Fundamental consolidation mechanisms during selective beam melting of powders," *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, vol. 21, no. 8, p. 085011, 2013, doi: 10.1088/0965-0393/21/8/085011.
- [15] I. Gibson and D. Shi, "Material properties and fabrication parameters in selective laser sintering process," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 3, no. 4, pp. 129–136, Dec. 1997, doi: 10.1108/13552549710191836.
- [16] L. Yang *et al.*, *Additive Manufacturing of Metals: The Technology, Materials, Design and Production*. in Springer Series in Advanced Manufacturing. Springer International Publishing, 2017.
- [17] 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.
- [18] E. Louvis, P. Fox, and C. J. Sutcliffe, "Selective laser melting of aluminium components," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 2, pp. 275–284, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.09.019.
- [19] A. Raghavan, H. L. Wei, T. A. Palmer, and T. DebRoy, "Heat transfer and fluid flow in additive manufacturing," *J Laser Appl*, vol. 25, no. 5, pp. 1207–1216, 2013.
- [20] Z.-C. Fang, Z.-L. Wu, C.-G. Huang, and C.-W. Wu, "Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts," *Opt. Laser Technol.*, vol. 129, p. 106283, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.optlastec.2020.106283.
- [21] M. Megahed, H.-W. Mindt, N. N'Dri, H. Duan, and O. Desmaison, "Metal additive-manufacturing process and residual stress modeling," *Integrating Mater. Manuf. Innov.*, vol. 5, no. 1, p. 4, Dec. 2016, doi: 10.1186/s40192-016-0047-2.
- [22] A. Standard, "ISO/ASTM 52900: 2015 Additive manufacturing-General principles-terminology," *ASTM F2792-10e1*, 2012.
- [23] A. Welch, "Wohlers Report 2024 - Just Released! Latest 3D Printing Trends," Wohlers Associates. Accessed: Aug. 20, 2024. [Online]. Available: <https://wohlersassociates.com/news/wohlers-report-2024-shows-metal-am-growth-in-new-report/>
- [24] J. O. Milewski, *Additive Manufacturing of Metals: From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry*. Springer, 2017.
- [25] D. Gu, *Laser Additive Manufacturing of High-Performance Materials*. Springer, 2015.
- [26] H. J. Niu and I. T. H. Chang, "Selective laser sintering of gas atomized M2 high speed steel powder," *J. Mater. Sci.*, vol. 35, no. 1, pp. 31–38, Jan. 2000, doi: 10.1023/A:1004720011671.
- [27] A. Simchi, "Direct laser sintering of metal powders: Mechanism, kinetics and microstructural features," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 428, no. 1, pp. 148–158, Jul. 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.04.117.
- [28] B. A. AlMangour, "Additive Manufacturing of High-Performance 316L Stainless Steel Nanocomposites via Selective Laser Melting," UCLA, 2017.
- [29] T. Kellner, "The FAA Cleared the First 3D Printed Part to Fly in a Commercial Jet Engine from GE," GE Reports. Accessed: Jan. 10, 2019. [Online]. Available:

- <https://www.ge.com/reports/post/116402870270/the-faa-cleared-the-first-3d-printed-part-to-fly-2/>
- [30] EOS GmbH, “Additive Manufacturing of antenna bracket for satellite.” Accessed: Jan. 10, 2019. [Online]. Available: https://www.eos.info/case_studies/additive-manufacturing-of-antenna-bracket-for-satellite
- [31] J. Harbaugh, “NASA 3-D Prints First Full-Scale Copper Rocket Engine Part,” NASA. Accessed: Apr. 09, 2018. [Online]. Available: <http://www.nasa.gov/marshall/news/nasa-3-D-prints-first-full-scale-copper-rocket-engine-part.html>
- [32] A. Hussein, L. Hao, C. Yan, and 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, Dec. 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.05.070.
- [33] G. G. Gladush and I. Smurov, *Physics of Laser Materials Processing: Theory and Experiment*. Springer Science & Business Media, 2011.
- [34] R. M. Mahamood, *Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys, and Composite Materials*. in Engineering Materials and Processes. Springer International Publishing, 2018.
- [35] O. E. Lopez Botello, “Simulation of Microstructural Evolution of Selective Laser Melting of Metal Powders,” phd, University of Sheffield, 2016. Accessed: Jan. 14, 2019. [Online]. Available: <http://etheses.whiterose.ac.uk/13675/>
- [36] M. Gouge and P. Michaleris, *Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing*. Butterworth-Heinemann, 2017.
- [37] N. E. Hodge, R. M. Ferencz, and J. M. Solberg, “Implementation of a thermomechanical model for the simulation of selective laser melting,” *Comput. Mech.*, vol. 54, no. 1, pp. 33–51, Jul. 2014, doi: 10.1007/s00466-014-1024-2.
- [38] I. A. Roberts, C. J. Wang, R. Esterlein, M. Stanford, and D. J. Mynors, “A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing,” *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 49, no. 12, pp. 916–923, Oct. 2009, doi: 10.1016/j.ijmactools.2009.07.004.
- [39] Y. Li, K. Zhou, P. Tan, S. B. Tor, C. K. Chua, and K. F. Leong, “Modeling temperature and residual stress fields in selective laser melting,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 136, pp. 24–35, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2017.12.001.
- [40] K. Antony, N. Arivazhagan, and K. Senthilkumaran, “Numerical and experimental investigations on laser melting of stainless steel 316L metal powders,” *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 3, pp. 345–355, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2014.04.001.
- [41] Y. Shi, H. Shen, Z. Yao, and J. Hu, “Temperature gradient mechanism in laser forming of thin plates,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 39, no. 4, pp. 858–863, Jun. 2007, doi: 10.1016/j.optlastec.2005.12.006.
- [42] O. Lopez-Botello, U. Martinez-Hernandez, J. Ramírez, C. Pinna, and K. Mumtaz, “Two-dimensional simulation of grain structure growth within selective laser melted AA-2024,” *Mater. Des.*, vol. 113, pp. 369–376, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.matdes.2016.10.031.
- [43] A. Foroozmehr, M. Badrossamay, E. Foroozmehr, and S. Golabi, “Finite Element Simulation of Selective Laser Melting process considering Optical Penetration Depth of laser in powder bed,” *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 255–263, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.002.

- [44] S. Roy, M. Juha, M. S. Shephard, and A. M. Maniatty, “Heat transfer model and finite element formulation for simulation of selective laser melting,” *Comput. Mech.*, vol. 62, no. 3, pp. 273–284, Sep. 2018, doi: 10.1007/s00466-017-1496-y.
- [45] C. Luo, J. Qiu, Y. Yan, J. Yang, C. Uher, and X. Tang, “Finite element analysis of temperature and stress fields during the selective laser melting process of thermoelectric SnTe,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 261, pp. 74–85, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2018.06.001.
- [46] “Volumetric heat source model for laser-based powder bed fusion process in additive manufacturing,” *Therm. Sci. Eng. Prog.*, vol. 25, p. 101021, Oct. 2021, doi: 10.1016/j.tsep.2021.101021.
- [47] “Avoiding heat source calibration for finite element modeling of the laser powder bed fusion process,” *Addit. Manuf.*, p. 104369, Aug. 2024, doi: 10.1016/j.addma.2024.104369.
- [48] “A Gaussian Process-Based extended Goldak heat source model for finite element simulation of laser powder bed fusion additive manufacturing process,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 244, p. 113185, Sep. 2024, doi: 10.1016/j.commatsci.2024.113185.
- [49] “On the importance of heat source model determination for numerical modeling of selective laser melting of IN625,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 158, p. 108806, Feb. 2023, doi: 10.1016/j.optlastec.2022.108806.
- [50] “Heat transfer simulations of selective laser melting process based on volumetric heat source with powder size consideration,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 255, pp. 411–425, May 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.12.024.
- [51] “A Gaussian Process-Based extended Goldak heat source model for finite element simulation of laser powder bed fusion additive manufacturing process,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 244, p. 113185, Sep. 2024, doi: 10.1016/j.commatsci.2024.113185.
- [52] Y. Li, K. Zhou, S. B. Tor, C. K. Chua, and K. F. Leong, “Heat transfer and phase transition in the selective laser melting process,” *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 108, pp. 2408–2416, May 2017, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2017.01.093.
- [53] Y. H. Zhou *et al.*, “Selective laser melting of typical metallic materials: An effective process prediction model developed by energy absorption and consumption analysis,” *Addit. Manuf.*, vol. 25, pp. 204–217, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.10.046.
- [54] A. V. Gusarov, I. Yadroitsev, P. Bertrand, and I. Smurov, “Model of Radiation and Heat Transfer in Laser-Powder Interaction Zone at Selective Laser Melting,” *J. Heat Transf.*, vol. 131, no. 7, p. 072101, Jul. 2009, doi: 10.1115/1.3109245.
- [55] R. W. McVey, R. M. Melnychuk, J. A. Todd, and R. P. Martukanitz, “Absorption of laser irradiation in a porous powder layer,” *J. Laser Appl.*, vol. 19, no. 4, pp. 214–224, 2007.
- [56] A. V. Gusarov, I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, and I. Smurov, “Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 254, no. 4, pp. 975–979, Dec. 2007, doi: 10.1016/j.apsusc.2007.08.074.
- [57] A. Aggarwal and A. Kumar, “Particle scale modelling of selective laser melting-based additive manufacturing process using open-source CFD code OpenFOAM,” *Trans. Indian Inst. Met.*, vol. 71, no. 11, pp. 2813–2817, 2018.
- [58] H.-C. Tran and Y.-L. Lo, “Heat transfer simulations of selective laser melting process based on volumetric heat source with powder size consideration,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 255, pp. 411–425, 2018.

- [59] Z. Luo and Y. Zhao, “Numerical simulation of part-level temperature fields during selective laser melting of stainless steel 316L,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Jun. 2019, doi: 10.1007/s00170-019-03947-0.
- [60] J. Slotwinski, E. Garboczi, P. Stutzman, C. Ferraris, S. Watson, and M. Peltz, “Characterization of Metal Powders Used for Additive Manufacturing,” *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.*, vol. 119, pp. 460–493, Sep. 2014, doi: 10.6028/jres.119.018.
- [61] Z. Sun, X. Tan, S. B. Tor, and W. Y. Yeong, “Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates,” *Mater. Des.*, vol. 104, pp. 197–204, Aug. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.035.
- [62] E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, and A. Fortunato, “Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 249, pp. 255–263, Nov. 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042.
- [63] J. A. Cherry, H. M. Davies, S. Mehmood, N. P. Lavery, S. G. R. Brown, and J. Sienz, “Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 76, no. 5–8, pp. 869–879, Feb. 2015, doi: 10.1007/s00170-014-6297-2.
- [64] W. J. Sames, F. A. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu, “The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing,” *Int. Mater. Rev.*, vol. 61, no. 5, pp. 315–360, Jul. 2016, doi: 10.1080/09506608.2015.1116649.
- [65] I. A. Roberts, “Investigation of residual stresses in the laser melting of metal powders in additive layer manufacturing,” University of Wolverhampton, 2012. Accessed: Feb. 26, 2019. [Online]. Available: <https://wlv.openrepository.com/handle/2436/254913>
- [66] N. D. Parab *et al.*, “Ultrafast X-ray imaging of laser–metal additive manufacturing processes,” *J. Synchrotron Radiat.*, vol. 25, no. 5, Art. no. 5, Sep. 2018, doi: 10.1107/S1600577518009554.
- [67] S. Sumin Sih and J. W. Barlow, “Measurement and Prediction of the Thermal Conductivity of Powders at High Temperatures,” 1994. doi: 10.15781/T2KH0FJ02.
- [68] L. C. Wei, L. E. Ehrlich, M. J. Powell-Palm, C. Montgomery, J. Beuth, and J. A. Malen, “Thermal conductivity of metal powders for powder bed additive manufacturing,” *Addit. Manuf.*, vol. 21, pp. 201–208, May 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.02.002.
- [69] J. N. Reddy and D. K. Gartling, *The Finite Element Method in Heat Transfer and Fluid Dynamics*. CRC Press, 2010.
- [70] S. Safdar, A. J. Pinkerton, L. Li, M. A. Sheikh, and P. J. Withers, “An anisotropic enhanced thermal conductivity approach for modelling laser melt pools for Ni-base super alloys,” *Appl. Math. Model.*, vol. 37, no. 3, pp. 1187–1195, Feb. 2013, doi: 10.1016/j.apm.2012.03.028.
- [71] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, “Additive manufacturing of metals,” *Acta Mater.*, vol. 117, pp. 371–392, Sep. 2016, doi: 10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [72] T. Mukherjee, W. Zhang, and T. DebRoy, “An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 126, pp. 360–372, Jan. 2017, doi: 10.1016/j.commatsci.2016.10.003.

- [73] V. Manvatkar, A. De, and T. DebRoy, "Heat transfer and material flow during laser assisted multi-layer additive manufacturing," *J. Appl. Phys.*, vol. 116, no. 12, p. 124905, Sep. 2014, doi: 10.1063/1.4896751.
- [74] K. Antony, N. Arivazhagan, and K. Senthilkumaran, "Numerical and experimental investigations on laser melting of stainless steel 316L metal powders," *J. Manuf. Process.*, vol. 16, no. 3, pp. 345–355, Aug. 2014, doi: 10.1016/j.jmapro.2014.04.001.
- [75] A. Masmoudi, R. Bolot, and C. Coddet, "Investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 225, pp. 122–132, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.05.008.
- [76] D. Wang, C. Song, Y. Yang, and Y. Bai, "Investigation of crystal growth mechanism during selective laser melting and mechanical property characterization of 316L stainless steel parts," *Mater. Des.*, vol. 100, pp. 291–299, Jun. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.03.111.
- [77] J. Suryawanshi, K. G. Prashanth, and U. Ramamurty, "Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 696, pp. 113–121, Jun. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.04.058.
- [78] S. S. Sih and J. W. Barlow, "Measurement and prediction of the thermal conductivity of powders at high temperature," *Proc. 5th Annu. SFF Symp.*, pp. 321–329, 1994.
- [79] Y. Li, K. Zhou, P. Tan, S. B. Tor, C. K. Chua, and K. F. Leong, "Modeling temperature and residual stress fields in selective laser melting," *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 136, pp. 24–35, Feb. 2018, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2017.12.001.
- [80] A. Foroozmehr, M. Badrossamay, E. Foroozmehr, and S. Golabi, "Finite Element Simulation of Selective Laser Melting process considering Optical Penetration Depth of laser in powder bed," *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 255–263, Jan. 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.002.
- [81] J. Goldak, A. Chakravarti, and M. Bibby, "A new finite element model for welding heat sources," *Metall. Trans. B*, vol. 15, no. 2, pp. 299–305, Jun. 1984, doi: 10.1007/BF02667333.
- [82] J. A. Goldak and M. Akhlaghi, *Computational Welding Mechanics*. Springer Science & Business Media, 2006.
- [83] A. K. Mishra, A. Aggarwal, A. Kumar, and N. Sinha, "Identification of a suitable volumetric heat source for modelling of selective laser melting of Ti6Al4V powder using numerical and experimental validation approach," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 99, no. 9, pp. 2257–2270, Dec. 2018, doi: 10.1007/s00170-018-2631-4.
- [84] A. Masmoudi, R. Bolot, and C. Coddet, "Investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 225, pp. 122–132, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.05.008.
- [85] J. D. Trejos, L. A. Reyes, C. Garza, O. Lopez, and P. Zambrano, "Numerical modeling of thermal anisotropy on a selective laser melting process," *Rapid Prototyp. J.*, vol. 26, no. 9, pp. 1555–1567, Jan. 2020, doi: 10.1108/RPJ-02-2020-0032.
- [86] T. Heeling, M. Cloots, and K. Wegener, "Melt pool simulation for the evaluation of process parameters in selective laser melting," *Addit. Manuf.*, vol. 14, pp. 116–125, 2017.

- [87] K. Q. Le, C. Tang, and C. H. Wong, “A Study on the Influence of Scanning Strategies on the Levelness of the Melt Track in Selective Laser Melting Process of Stainless Steel Powder,” *JOM*, vol. 70, no. 10, pp. 2082–2087, Oct. 2018, doi: 10.1007/s11837-018-2998-6.
- [88] K. Q. Le, C. Tang, and C. H. Wong, “On the study of keyhole-mode melting in selective laser melting process,” *Int. J. Therm. Sci.*, vol. 145, p. 105992, Nov. 2019, doi: 10.1016/j.ijthermalsci.2019.105992.
- [89] J. L. Tan, C. Tang, and C. H. Wong, “A Computational Study on Porosity Evolution in Parts Produced by Selective Laser Melting,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 49, no. 8, pp. 3663–3673, Aug. 2018, doi: 10.1007/s11661-018-4697-x.
- [90] M. v Allmen and A. Blatter, *Laser-Beam Interactions with Materials: Physical Principles and Applications*. Springer Science & Business Media, 2013.
- [91] J.-H. Cho, D. F. Farson, J. O. Milewski, and K. J. Hollis, “Weld pool flows during initial stages of keyhole formation in laser welding,” *J. Phys. Appl. Phys.*, vol. 42, no. 17, p. 175502, 2009.
- [92] M. Mollamahmutoglu, O. Yilmaz, R. Unal, B. Gumus, and E. Tan, “The effect of evaporation and recoil pressure on energy loss and melt pool profile in selective electron beam melting,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 120, no. 5, pp. 4041–4050, May 2022, doi: 10.1007/s00170-022-09017-2.
- [93] V. Semak and A. Matsunawa, “The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing,” *J. Phys. Appl. Phys.*, vol. 30, no. 18, p. 2541, 1997.
- [94] C. D. Boley, S. A. Khairallah, and A. M. Rubenchik, “Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing,” *Appl. Opt.*, vol. 54, no. 9, pp. 2477–2482, Mar. 2015, doi: 10.1364/AO.54.002477.
- [95] S. A. Khairallah, A. T. Anderson, A. Rubenchik, and 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.
- [96] M. Born and E. Wolf, *Principles of Optics: Electromagnetic Theory of Propagation, Interference and Diffraction of Light*. Elsevier, 2013.
- [97] Z. Yang, A. Bauereiß, M. Markl, and C. Körner, “Modeling laser beam absorption of metal alloys at high temperatures for selective laser melting,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 23, no. 9, p. 2100137, 2021.
- [98] P. Pichler, B. J. Simonds, J. W. Sowards, and G. Pottlacher, “Measurements of thermophysical properties of solid and liquid NIST SRM 316L stainless steel,” *J. Mater. Sci.*, vol. 55, no. 9, pp. 4081–4093, Mar. 2020, doi: 10.1007/s10853-019-04261-6.
- [99] K. C. Mills, *Recommended Values of Thermophysical Properties for Selected Commercial Alloys*. Woodhead Publishing, 2002.
- [100] E. W. Lemmon and R. T. Jacobsen, “Viscosity and Thermal Conductivity Equations for Nitrogen, Oxygen, Argon, and Air,” *Int. J. Thermophys.*, vol. 25, no. 1, pp. 21–69, Jan. 2004, doi: 10.1023/B:IJOT.0000022327.04529.f3.
- [101] E. R. Denlinger, M. Gouge, J. Irwin, and P. Michaleris, “Thermomechanical model development and in situ experimental validation of the Laser Powder-Bed Fusion process,” *Addit. Manuf.*, vol. 16, pp. 73–80, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2017.05.001.

- [102] S. S. Sih and J. W. Barlow, “The Prediction of the Emissivity and Thermal Conductivity of Powder Beds,” *Part. Sci. Technol.*, vol. 22, no. 4, pp. 427–440, Oct. 2004, doi: 10.1080/02726350490501682.
- [103] S. Safdar, A. J. Pinkerton, L. Li, M. A. Sheikh, and P. J. Withers, “An anisotropic enhanced thermal conductivity approach for modelling laser melt pools for Ni-base super alloys,” *Appl. Math. Model.*, vol. 37, no. 3, pp. 1187–1195, Feb. 2013, doi: 10.1016/j.apm.2012.03.028.
- [104] L. Ladani, J. Romano, W. Brindley, and S. Burlatsky, “Effective liquid conductivity for improved simulation of thermal transport in laser beam melting powder bed technology,” *Addit. Manuf.*, vol. 14, pp. 13–23, Mar. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2016.12.004.
- [105] A. Faghri and Y. Zhang, *Transport Phenomena in Multiphase Systems*. Elsevier, 2006.
- [106] S. Liu, H. Zhu, G. Peng, J. Yin, and X. Zeng, “Microstructure prediction of selective laser melting AlSi10Mg using finite element analysis,” *Mater. Des.*, vol. 142, pp. 319–328, 2018.
- [107] J. L. Tan, C. Tang, and 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.
- [108] “Ansys®Mechanical APDL, Release 19.2, Help System, Theory Reference, Section 14.7, Equation Solver, ANSYS, Inc.”
- [109] G. Poole, Y.-C. Liu, and J. Mandel, “Advancing analysis capabilities in ANSYS through solver technology,” *Electron. Trans. Numer. Anal.*, vol. 15, pp. 106–121, 2003.
- [110] H. J. Willy *et al.*, “Model of laser energy absorption adjusted to optical measurements with effective use in finite element simulation of selective laser melting,” *Mater. Des.*, vol. 157, pp. 24–34, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.07.029.
- [111] *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*, ASTM E3-11, 2017.
- [112] T. Allen, *Powder Sampling and Particle Size Determination*. Elsevier, 2003.
- [113] J. D. Trejos Taborda, “Predicción de la distribución de temperatura en el proceso de fusión selectiva por láser de un acero inoxidable 316L,” masters, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2019. Accessed: Sep. 18, 2024. [Online]. Available: <http://eprints.uanl.mx/18014/>
- [114] M. Tang, P. C. Pistorius, and J. L. Beuth, “Prediction of lack-of-fusion porosity for powder bed fusion,” *Addit. Manuf.*, vol. 14, pp. 39–48, Mar. 2017, doi: 10.1016/j.addma.2016.12.001.
- [115] D. Serson, J. R. Meneghini, and S. J. Sherwin, “Velocity-correction schemes for the incompressible Navier–Stokes equations in general coordinate systems,” *J. Comput. Phys.*, vol. 316, pp. 243–254, Jul. 2016, doi: 10.1016/j.jcp.2016.04.026.
- [116] J. L. Guermond and J. Shen, “Velocity-Correction Projection Methods for Incompressible Flows,” *SIAM J. Numer. Anal.*, vol. 41, no. 1, pp. 112–134, Jan. 2003, doi: 10.1137/S0036142901395400.
- [117] G. E. Karniadakis, M. Israeli, and S. A. Orszag, “High-order splitting methods for the incompressible Navier-Stokes equations,” *J. Comput. Phys.*, vol. 97, no. 2, pp. 414–443, Dec. 1991, doi: 10.1016/0021-9991(91)90007-8.

APÉNDICES

APÉNDICE A1

A continuación, se presenta las propiedades termo-físicas del acero inoxidable 316L utilizados para las simulaciones tanto en la técnica MEF como en DFC.

Tabla A1.1 Propiedades termo-físicas del acero 316L sólido [99].

Temperatura (K)	Densidad (kg/m ³)	Conductividad térmica (W m ⁻¹ K ⁻¹)	Calor específico (J kg ⁻¹ K ⁻¹)	Entalpía (J/m ³) x10 ⁹
298	7950	13.4	470	0
373	7921	15.5	490	0.148
473	7880	17.6	520	0.355
573	7833	19.4	540	0.584
773	7735	23.4	570	1.08
973	7628	25.1	600	1.62
1173	7520	27.9	640	2.22
1273	7462	29.1	660	2.54
1373	7411	29.3	670	2.87
1474	7361	30.9	700	3.31
1573	7311	31.1	710	3.9
1674	7269	31.1	720	5.97
1686	7249.6	30.97	725.5	6.06
1689	7230.2	30.84	731	6.16
1690	7191.4	30.58	742	6.35
1691	7152.6	30.32	753	6.53
1692	7113.8	30.06	764	6.71
1693	7075	29.8	775	6.89
1694	7036.2	29.24	786	7.07
1695	6997.4	29.28	797	7.25
1695.5	6958.6	29.02	808	7.42
1696	6919.8	28.76	819	7.59
1697	6881	28.5	830	7.76
1773	6842	29.5	830	8.01
1873	6765	30.5	830	8.48

Tabla A1.2 Propiedades termodinámicas del argón [100].

Temperatura (K)	Densidad (kg/m ³)	Conductividad térmica (W/m-K)	Calor específico (J/kg-K)	Viscosidad (kg/m-s) x10 ⁻⁵
298	1.714	0.01774	521.6	2.262
373	1.368	0.02131	521.1	2.716
473	1.079	0.02563	520.8	3.268
573	0.8905	0.02957	520.6	3.771
773	0.6601	0.03658	520.5	4.67
973	0.5244	0.04279	520.4	5.467
1173	0.435	0.04843	520.4	6.193

1273	0.4008	0.05109	520.4	6.536
1373	0.3717	0.05367	520.4	6.868
1474	0.3462	0.05619	520.4	7.193
1573	0.3244	0.05859	520.4	7.504
1674	0.3048	0.06099	520.4	7.813
1686	0.3027	0.06127	520.4	7.849
1689	0.3021	0.06134	520.4	7.858
1690	0.302	0.06136	520.4	7.861
1691	0.3018	0.06138	520.4	7.864
1692	0.3016	0.06141	520.4	7.867
1693	0.3014	0.06143	520.4	7.87
1694	0.3012	0.06145	520.4	7.873
1695	0.3011	0.06148	520.4	7.877
1695.5	0.301	0.06149	520.4	7.878
1696	0.3009	0.0615	520.4	7.88
1697	0.3007	0.06152	520.4	7.883
1773	0.2878	0.06328	520.4	8.11
1873	0.2725	0.06555	520.3	8.404

APÉNDICE A2

Diagrama de flujo de programación por el método MEF

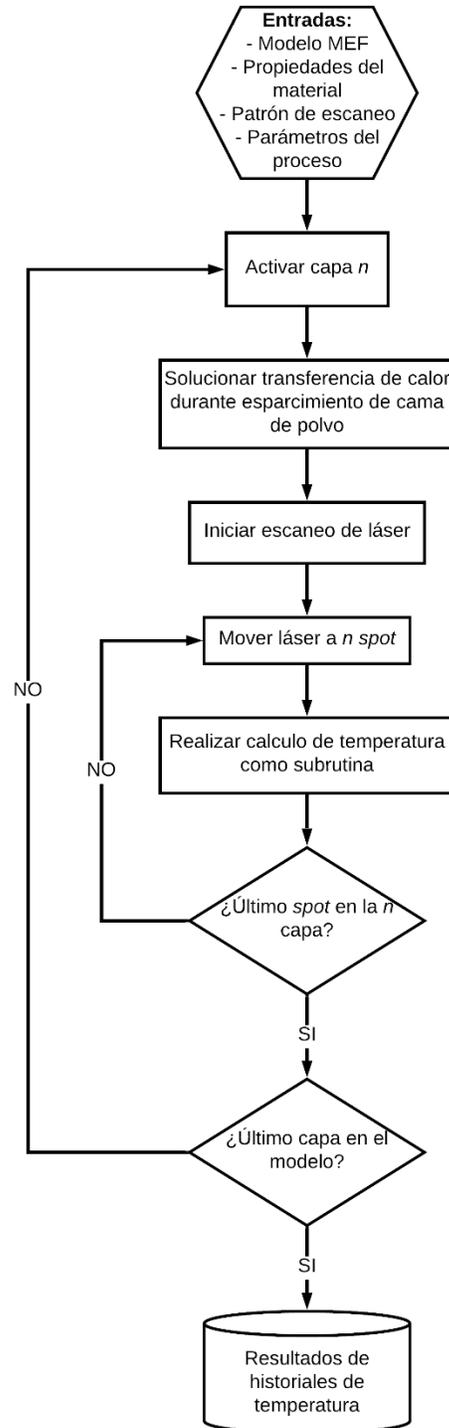


Figura A2. Diagrama de flujo de la programación general para el modelo multi-trayectoria y multi-capa implementado en el MEF.

APÉNDICE A3

Un modelo analítico derivado de la ecuación de Rosenthal y estimado por Tang et al. [114] se presenta en la **Ecuación (A3.1)**.

$$T_L = T_0 + \frac{Q_{abs}}{2\pi kr} \exp\left(-\frac{V(\xi + r)}{2\alpha}\right) \quad (\text{A3.1})$$

Donde T_L es la temperatura de fusión de la aleación, T_0 representa la temperatura de precalentamiento del sustrato, Q_{abs} es la potencia absorbida por la aleación, k indica la conductividad térmica del material, V es la rapidez de escaneo del láser y α es la difusividad térmica. Los términos de r y ξ se refiere al tamaño y forma de la AF, tal como se muestra en la **Figura A3.1**, en el que ξ representa la separación desde la fuente de calor que se determina en la misma trayectoria en la que viaja el láser, mientras que $r = (\xi^2 + y^2)^{0.5}$ indica el espacio desde el centro hasta el borde de la AF. Este último término r , donde el máximo valor del ancho de la AF se ubica, $r = r^*$ de acuerdo con la **Figura A3.1**.

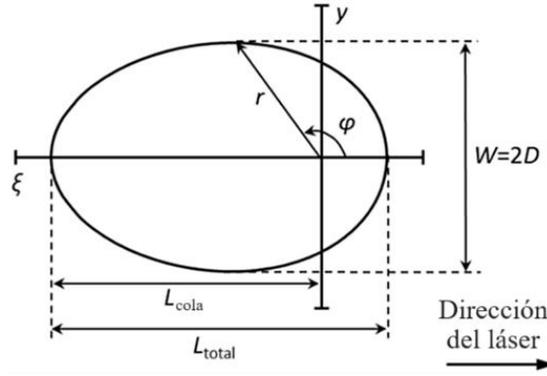


Figura A3.1. Representación esquemática de las dimensiones de la AF (vista superior y el marco de referencia viaja con el láser). El láser se concentra en la intersección de los ejes y y ξ .

A fin de simplificar las expresiones previas, se usó las constantes M y N las cuales son definidas en las **Ecuaciones (A3.2)** y **(A3.3)**.

$$M = \frac{V}{2\alpha} \quad (\text{A3.2})$$

$$N = \frac{2\pi k}{Q_{abs}} (T_L - T_0) \quad (\text{A3.3})$$

La **Ecuación (A3.1)** puede ser reescrita de la siguiente forma:

$$\frac{2\pi kr}{Q_{abs}} T_L = \frac{2\pi kr}{Q_{abs}} T_0 + \exp\left(-\frac{V(\xi + r)}{2\alpha}\right)$$

$$\frac{2\pi kr}{Q_{abs}}(T_L - T_0) = \exp\left(-\frac{V(\xi + r)}{2\alpha}\right) \quad (\text{A3.4})$$

Sustituyendo las **Ecuaciones (A3.2) y (A3.3)** en la Ecuación **(A3.4)** da como resultado

$$Nr = \exp(-M(\xi + r)) \quad (\text{A3.5})$$

Aplicando logaritmo natural a la **Ecuación (A3.5)** e igualando a cero se tiene:

$$\ln(Nr) = \ln(\exp(-M(\xi + r)))$$

$$\ln(Nr) = -M(\xi + r)$$

$$\ln(Nr) + M(\xi + r) = 0 \quad (\text{A3.5})$$

Aplicando una transformación de coordenadas rectangulares a polares se tiene que:

$$\xi = r \cos \varphi \quad (\text{A3.6})$$

$$y = r \sin \varphi \quad (\text{A3.7})$$

$$\ln(Nr) + M(r \cos \varphi + r) = 0$$

$$\ln(Nr) + Mr(\cos \varphi + 1) = 0 \quad (\text{A3.8})$$

El objetivo de esta deducción matemática es precisamente estimar el ancho máximo de la AF. La **Figura A3.2** muestra la mitad de la AF (asumiendo que su forma es ovoidal y simétrica) indicando la mitad del ancho máximo ($W/2$) la cual se presenta a cierto valor $r = r^*$ en coordenadas polares. Según la **Figura A3.2**, el ancho máximo se ubica cuando el límite de la AF (ilustrada con línea roja) posea una tangente con pendiente igual a cero ($d\zeta/dx = 0$). Por consiguiente, se puede establecer que si $d\zeta/dx = 0$, entonces $\zeta = W/2$. Por lo tanto, los diferenciales de ζ e y se pueden calcular a partir las **Ecuaciones A3.6 y A3.7**:

$$d\xi = \cos \varphi dr - r^* \sin \varphi d\varphi \quad (\text{A3.9})$$

$$dy = \sin \varphi dr + r^* \cos \varphi d\varphi \quad (\text{A3.10})$$

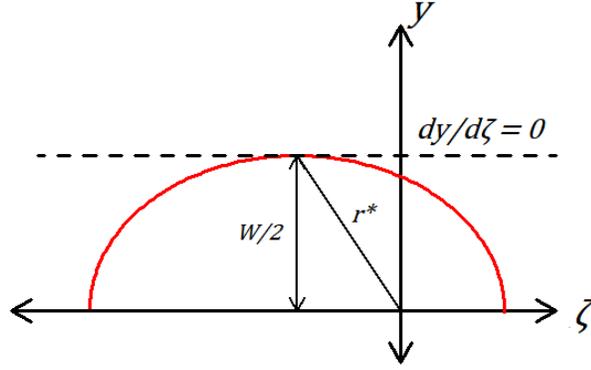


Figura A3.2 Condiciones para estimar la mitad del ancho máximo de la AF asumiendo una forma ovoidal y simétrica.

Dividiendo las **Ecuaciones A3.9** y **A3.10**, se tiene:

$$\frac{dy}{d\xi} = \frac{\sin \varphi dr + r^* \cos \varphi d\varphi}{\cos \varphi dr - r^* \sin \varphi d\varphi} = 0$$

$$\sin \varphi dr + r^* \cos \varphi d\varphi = 0$$

$$\frac{dr}{d\varphi} = -r^* \frac{\cos \varphi}{\sin \varphi} \quad (\text{A3.11})$$

Por otra parte, de la **Ecuación A3.8**, se deduce que:

$$\ln N + \ln r^* + Mr^*(\cos \varphi + 1) = 0 \quad (\text{A3.12})$$

Aplicando derivada implícita en la **Ecuación A3.12**, se tiene:

$$\frac{d}{d\varphi}(\ln N) + \frac{d}{d\varphi}(\ln r^*) + M \frac{d}{d\varphi}(r^* \cos \varphi) + M \frac{d}{d\varphi}(r^*) = 0$$

Siendo N una constante según la **Ecuación A3.3**, entonces $\frac{d}{d\varphi}(\ln N) = 0$. Por tanto:

$$\frac{1}{r} \frac{dr}{d\varphi} + M \left(\cos \varphi \frac{dr}{d\varphi} - r^* \sin \varphi \right) + M \frac{dr}{d\varphi} = 0$$

$$\left(\frac{1}{r^*} + M \cos \varphi + M \right) \frac{dr}{d\varphi} = Mr^* \sin \varphi$$

$$\frac{dr}{d\varphi} = \frac{Mr^* \sin \varphi}{\frac{1}{r^*} + M \cos \varphi + M}$$

$$\frac{dr}{d\varphi} = \frac{r^* \sin \varphi}{\frac{1}{r^*M} + \cos \varphi + 1} \quad (\text{A3.13})$$

Igualando las **Ecuaciones A3.11** y **A3.13**, se obtiene:

$$\begin{aligned} -r^* \frac{\cos \varphi}{\sin \varphi} &= \frac{r^* \sin \varphi}{\frac{1}{r^*M} + \cos \varphi + 1} \\ -\frac{1}{r^*M} \cos \varphi - \cos^2 \varphi - \cos \varphi &= \sin^2 \varphi \\ -\cos \varphi \left(\frac{1}{r^*M} + 1 \right) &= \sin^2 \varphi + \cos^2 \varphi \\ \cos \varphi \left(\frac{1}{r^*M} + 1 \right) &= -1 \\ \cos \varphi &= -\frac{r^*M}{r^*M + 1} \end{aligned} \quad (\text{A3.14})$$

Sustituyendo la **Ecuación A3.14** en la **Ecuación A3.8** se tiene:

$$\ln(Nr^*) + Mr^* \left(-\frac{r^*M}{r^*M + 1} + 1 \right) = 0 \quad (\text{A3.15})$$

$$\ln(Nr^*) + \frac{r^*M}{r^*M + 1} = 0$$

$$\ln(Nr^*) = -\frac{r^*M}{r^*M + 1} \quad (\text{A3.16})$$

Sustituyendo la **Ecuación A3.16** en la **Ecuación A3.15** se tiene:

$$\ln(Nr^*) + Mr^*(\ln(Nr^*) + 1) = 0$$

$$1 + \ln(Nr^*) = -\frac{\ln(Nr^*)}{r^*M} \quad (\text{A3.17})$$

Ahora se empleará las condiciones del ancho máximo de la AF según la **Figura A3.2**, donde se indicó que $\zeta = W/2$ y que, en coordenadas polares, dicho ancho de AF se presenta en $r = r^*$ con cierta orientación $\varphi = \varphi^*$. Por lo tanto, las relaciones trigonométricas donde se ubica la mitad del ancho máximo de la AF se deducen de la **Figura A3.3** a partir de la **Ecuación A3.14**.

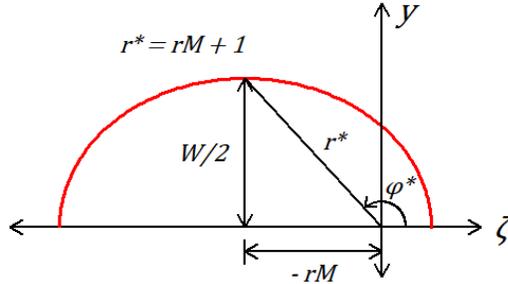


Figura A3.3 Relaciones trigonométricas en la mitad del ancho máximo de la AF.

A partir de la definición del seno del ángulo φ^* presentado en la **Ecuación A3.18** y por teorema de Pitágoras según **Ecuación A3.19**, se puede obtener el valor del ancho máximo de la AF:

$$\sin \varphi^* = \frac{W/2}{r^*M + 1}$$

$$\frac{W}{2} = (r^*M + 1) \sin \varphi^* \quad (\text{A3.18})$$

$$\left(\frac{W}{2}\right)^2 = (r^*M + 1)^2 - (r^*M)^2$$

$$\frac{W}{2} = \sqrt{2Mr^* + 1} \quad (\text{A3.19})$$

Igualando las **Ecuaciones A3.18** y **A3.19**, se logra estimar φ^* :

$$(r^*M + 1) \sin \varphi^* = \sqrt{2Mr^* + 1}$$

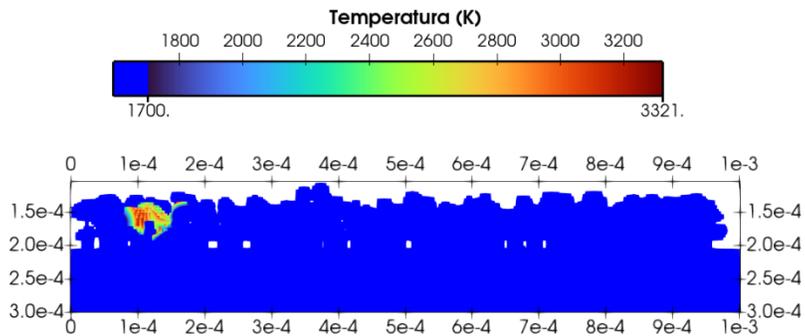
$$\sin \varphi^* = \frac{\sqrt{2Mr^* + 1}}{r^*M + 1} \quad (\text{A3.20})$$

De esta manera, se puede estimar el ancho máximo de la AF mediante las expresiones presentadas en las **Ecuaciones A3.17** y **A3.19**.

APÉNDICE A4

Evolución temporal de la AF para una potencia de láser de 175 W y velocidad de láser de 750 mm/s en una cama de polvo de acero inoxidable 316L, de 50 μm de espesor, vista desde su sección longitudinal media y superior en diferentes instantes.

a) Sección longitudinal media.



b) Vista superior.

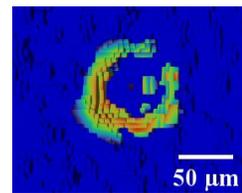
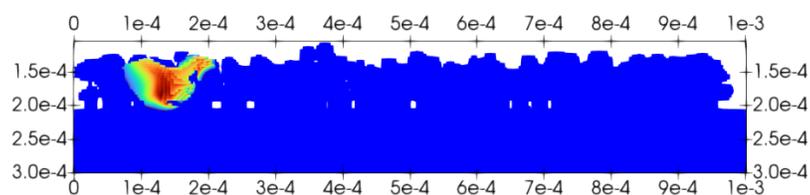


Figura A4.1 Distribución de temperatura de la AF en $t = 50 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

a) Sección longitudinal media. Dimensiones longitudinales en m.



b) Vista superior.

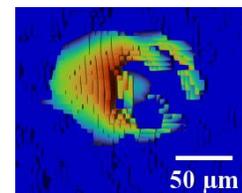
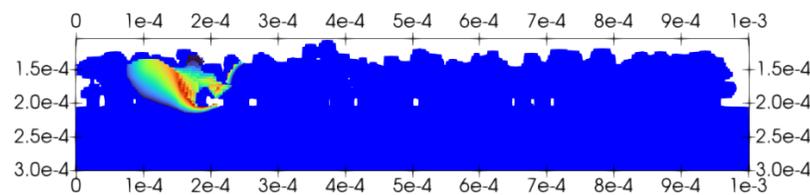


Figura A4.2. Distribución de temperatura de la AF en $t = 100 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

a) Sección longitudinal media. Dimensiones longitudinales en m.



b) Vista superior.

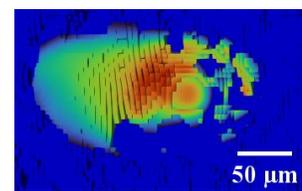


Figura A4.3 Distribución de temperatura de la AF en $t = 200 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

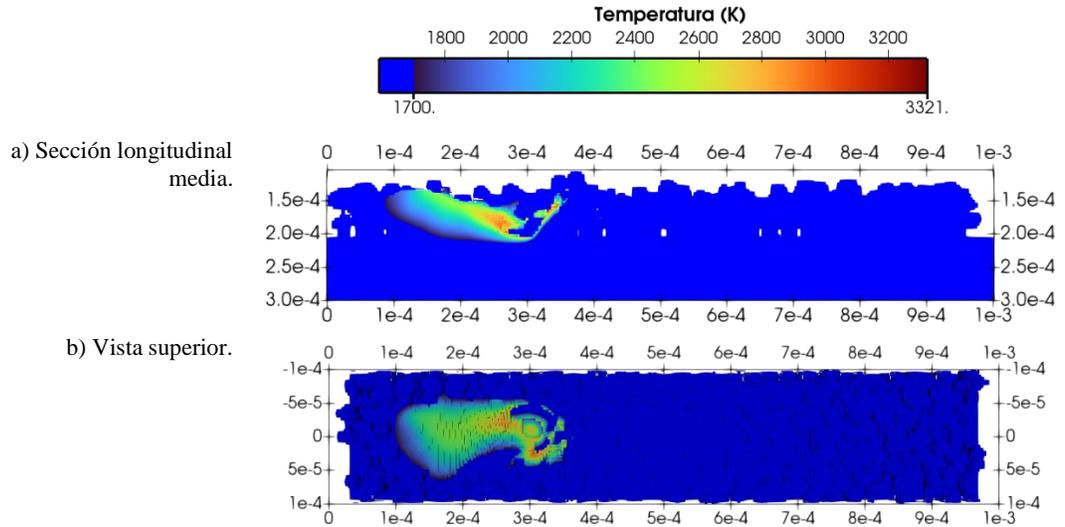


Figura A4.4 Distribución de temperatura de la AF en $t = 300 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

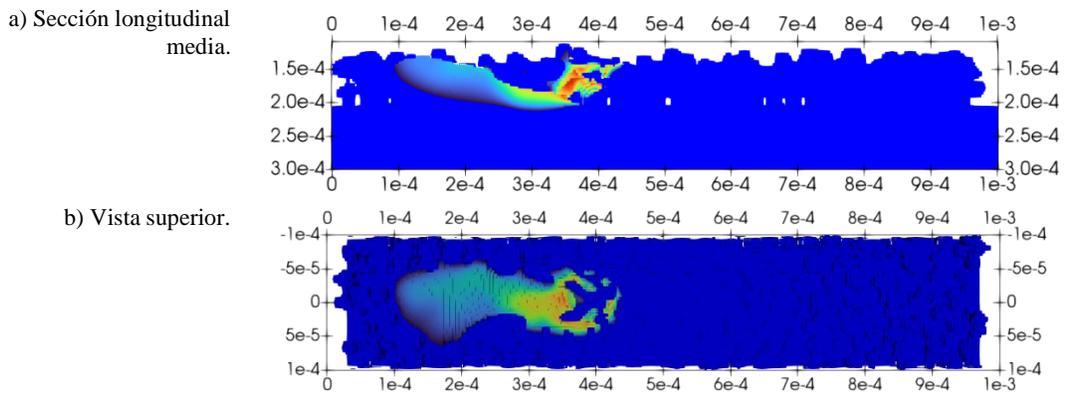


Figura A4.5 Distribución de temperatura de la AF en $t = 400 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

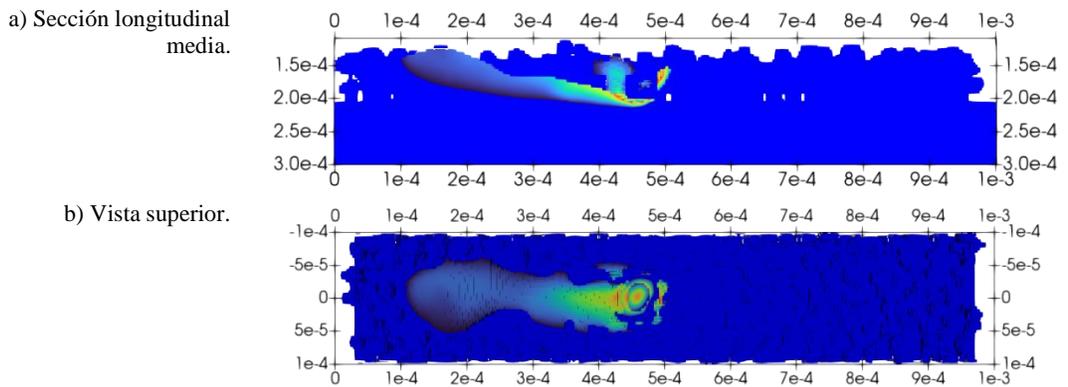


Figura A4.6 Distribución de temperatura de la AF en $t = 500 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

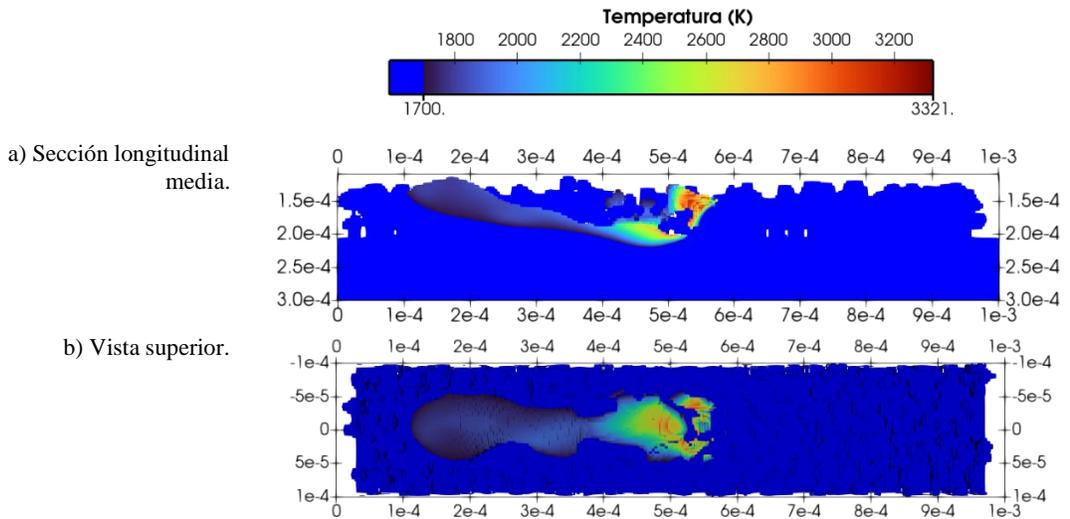


Figura A4.7 Distribución de temperatura de la AF en $t = 600 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

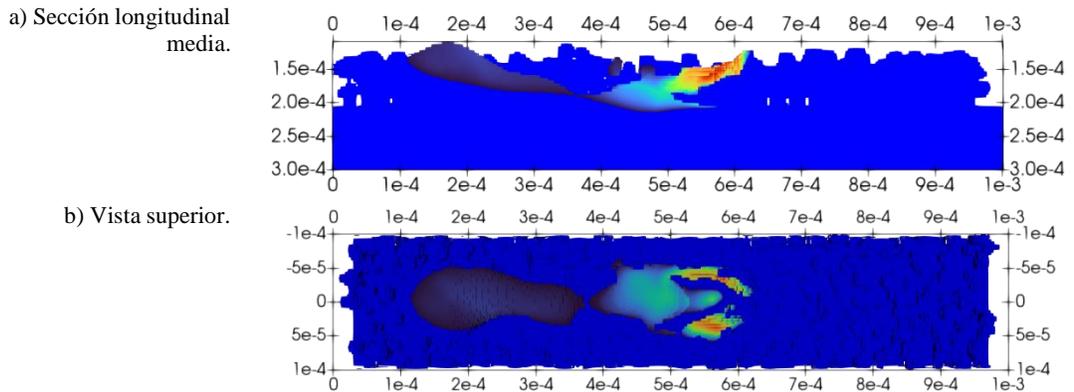


Figura A4.8 Distribución de temperatura de la AF en $t = 650 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

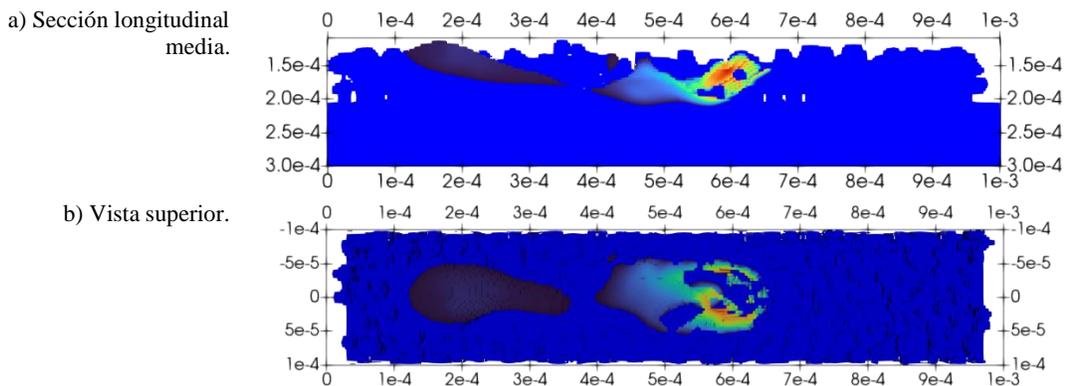


Figura A4.9 Distribución de temperatura de la AF en $t = 700 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

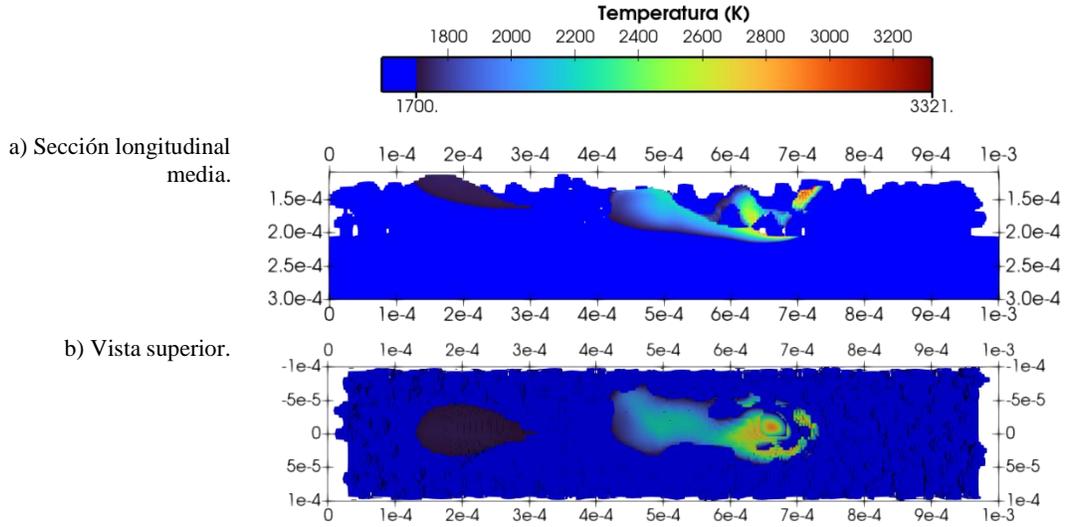


Figura A4.10 Distribución de temperatura de la AF en $t = 800 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

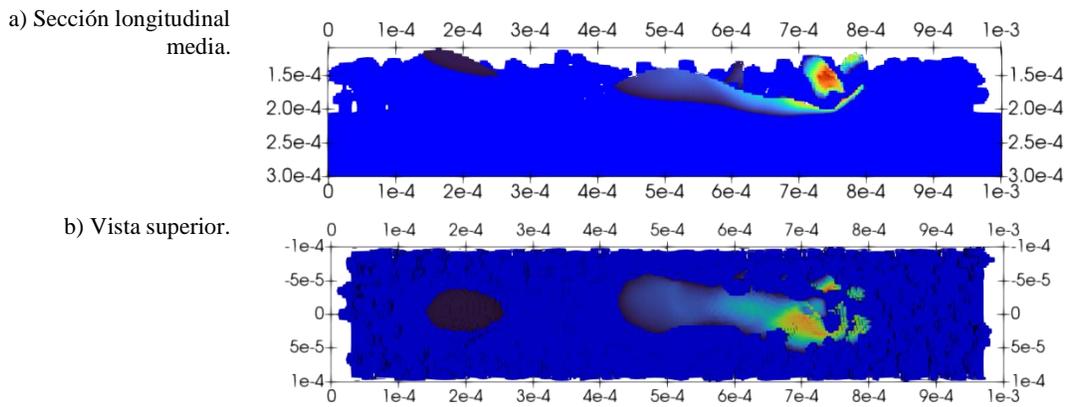


Figura A4.11 Distribución de temperatura de la AF en $t = 900 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

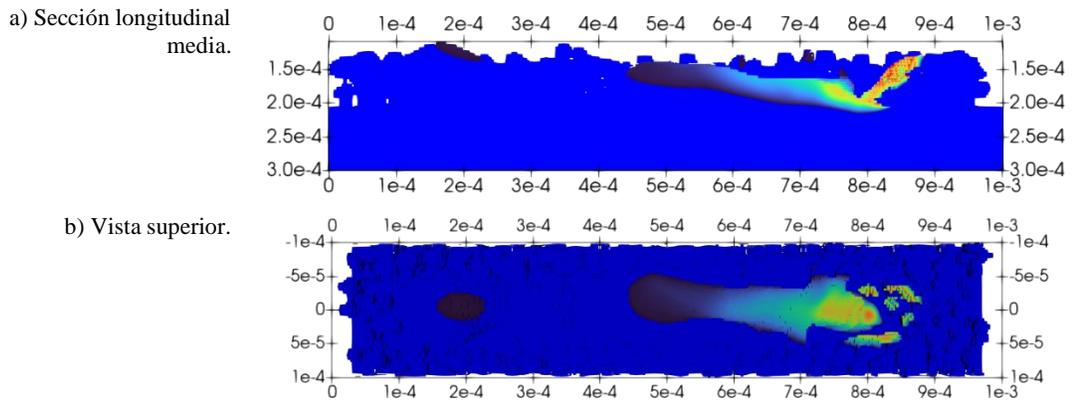


Figura A4.12 Distribución de temperatura de la AF en $t = 1000 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

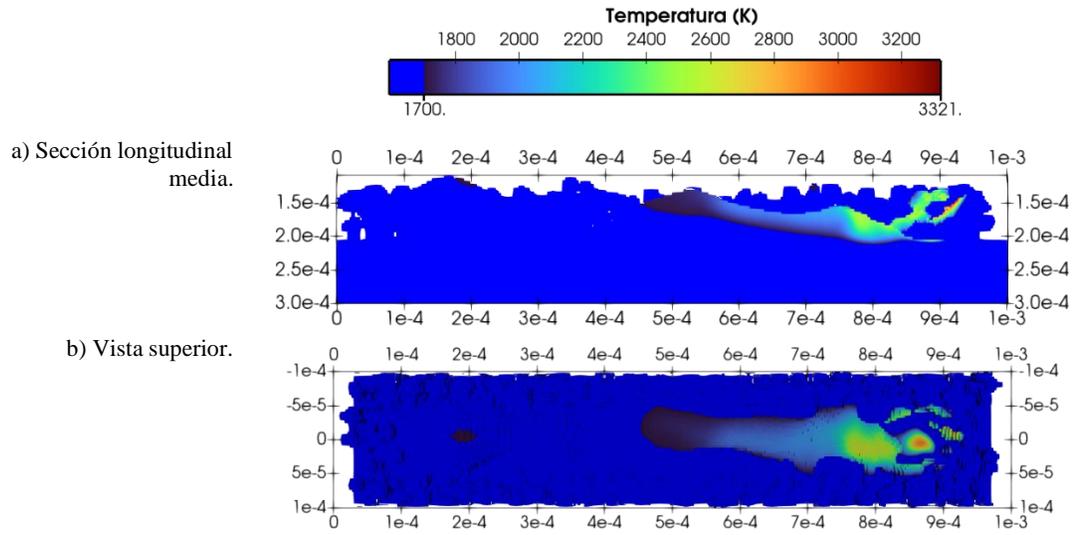


Figura A4.13 Distribución de temperatura de la AF en $t = 1066 \mu\text{s}$. Dimensiones longitudinales en m.

APÉNDICE A5

A continuación, se presentarán las publicaciones derivadas de esta investigación doctoral.

Artículo científico 1

Título: “Numerical modeling of thermal anisotropy on a selective laser melting process”.

Autores: Juan Daniel Trejos, Luis Arturo Reyes, Carlos Garza, Omar Lopez y Patricia Zambrano.

Revista: Rapid Prototyping Journal.

Fecha de publicación: 29 de septiembre de 2020.

DOI: 10.1108/RPJ-02-2020-0032

Artículo científico 2

Título: “Finite element modeling of melt pool dynamics in laser powder bed fusion of 316L stainless steel”.

Autores: Juan Trejos-Taborda, Luis Reyes-Osorio, Carlos Garza, Patricia del Carmen Zambrano-Robledo, Omar Lopez-Botello.

Revista: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.

Fecha de publicación: 11 de marzo de 2022.

DOI: 10.1007/s00170-022-09029-y

Congreso

XXX International Materials Research Congress

Título: “Numerical simulation of molten pool dynamics in selective laser melting of 316l stainless steel”.

Modalidad: Oral.

Fecha: Agosto 2022.

Lugar: Cancún, México.

