



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE  
SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN  
METALURGIA Y MATERIALES

PROGRAMA DE DOCTORADO EN  
CIENCIAS DE METALURGIA Y CIENCIAS DE LOS MATERIALES

EFECTO DE LA EVOLUCIÓN TÉRMICA EN LA  
MICROESTRUCTURA DE Ti6Al4V DEPOSITADO  
POR DED

Tesis que para obtener el Grado de Doctor en Ciencias de  
Metalurgia y Ciencias de los Materiales

Presenta:

M.C. Luis Emmanuel Reyes Gordillo

Director de Tesis  
Dr. Ricardo Morales Estrella

Codirector de Tesis  
Dr. Arturo Gómez Ortega

Morelia, Michoacán; Agosto de 2022

EFFECTO DE LA EVOLUCIÓN TÉRMICA EN LA  
MICROESTRUCTURA DE Ti6Al4V DEPOSITADO  
POR DED



# Índice

<b>Capítulo 1. Introducción</b>	1
<b>1.1. Antecedentes</b>	2
<b>1.2. Alcance, limitaciones y enfoque de la investigación</b>	6
<b>1.3. Estructura de la tesis</b>	7
<b>Capítulo 2. Marco teórico</b>	8
<b>2.1. Manufactura Aditiva (MA)</b>	8
2.1.1. Generalidades de la Manufactura Aditiva (MA)	8
2.1.2. Clasificación de la MA	8
<b>2.2. Técnicas de Depósitos de Energía Dirigida (DED)</b>	10
2.2.1. Manufactura Aditiva Arco Alambre (WAAM)	10
2.2.2. Técnica de Transferencia de Metal Frio (CMT)	11
2.2.2.1. Líneas sinérgicas	14
2.2.3. Corrección de parámetros de proceso	15
2.2.3.1. Corrección de la longitud del arco eléctrico (ALC).	15
2.2.3.2. Corrección dinámica (CD)	16
2.2.3.3. Velocidad de alimentación del alambre	17
<b>2.3. Generalidades</b>	17
2.3.1. Ventajas del CMT	17
2.3.2. Desventajas del CMT	18
<b>2.4. Diseño de experimentos y selección de parámetros</b>	18
<b>2.5. Metalurgia Titanio</b>	19
2.5.1. Efecto de los elementos aleantes	20
2.5.2. Aspectos generales de la microestructura del Ti6Al4V	21
<b>2.6. Las transformaciones de fase Ti6Al4V</b>	22
2.6.1. Transformaciones al calentamiento $\beta \rightarrow \alpha + \beta$	22
2.6.2. Mecanismo de transformación completa de $\alpha + \beta \rightarrow \beta$	23
<b>2.7. Consideraciones para la MA de Ti6Al4V</b>	23
2.7.1. Imperfecciones y defectos	23
2.7.2. Porosidad	24
2.7.3. Fusión incompleta	24
2.7.4. Fractura	24
2.7.5. Ciclo térmico durante la MA	25
<b>2.8. Modelo térmico durante MA</b>	26
2.8.1. Refinamiento de malla	27
<b>Capítulo 3. Metodología experimental</b>	29
<b>3.1. Análisis de materiales en condición de llegada</b>	29
3.1.1. Análisis de materiales por difracción de rayos-X (DRX)	30
3.1.2. Análisis por microscopía	30

3.1.2.1. <i>Microscopía óptica (MO)</i>	30
3.1.2.2. <i>Microscopía electrónica de barrido (MEB)</i>	30
3.1.3. Análisis termogravimétrico (TGA) y calorimetría diferencial de barrido (DSC)	31
<b>3.2. Manufactura aditiva de depósitos de capa simple</b>	32
3.2.1. Monitoreo térmico de depósitos de capa simple	33
3.2.2. Definición de características geométricas de depósitos	34
3.2.3. Definición de diseño de experimentos (DoE)	35
3.2.4. Definición de valores objetivo	36
<b>3.3. Manufactura aditiva de depósitos multicapa</b>	38
3.3.1. Estrategia de depósito	39
<b>3.4. Modelo térmico</b>	40
<b>Capítulo 4. Resultados y discusión</b>	42
<b>4.1. Caracterización de materiales precursores</b>	42
4.1.1. Análisis de difracción de rayos X (DRX)	42
4.1.2. Difracción de rayos X en alta temperatura	43
4.1.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB)	44
4.1.3.1. <i>Análisis por electrones secundarios (SE)</i>	44
4.1.4. Análisis termogravimétrico (TGA)	47
4.1.4.1. <i>DRX a productos TGA</i>	48
4.1.4.2. <i>MEB-SE a productos TGA</i>	49
<b>4.2. Manufactura aditiva de depósitos de capa simple</b>	52
4.2.1. Caracterización de depósitos de capa simple	52
4.2.2. Diseño de experimentos (DoE)	54
<b>4.3. Efecto de los parámetros de control sobre el material depositado</b>	57
4.3.1. Masa depositada (MD)	57
4.3.2. Magnitud de la tasa de depósito (DR)	60
4.3.3. Geometría de depósito	61
4.3.3.1. <i>Relación de aspecto (AR)</i>	64
4.3.4. Porcentaje de dilución metalúrgica (%D)	66
4.3.5. Continuidad longitudinal (LC)	68
<b>4.4. Modelación térmica de depósitos de capa simple</b>	73
4.4.1. Validación del modelo térmico	73
4.4.2. Comparación térmico-microestructural	77
<b>4.5. Modelación térmica de depósitos de capa múltiple</b>	81
4.5.1. Definición de estrategia de depósito	81
4.5.2. Validación del modelo térmico	83
<b>4.6. Construcción de muros multicapa</b>	87
4.6.1. Validación de ciclo térmico completo	89
4.6.2. Caracterización estructural	91
<b>4.7. Influencia de los parámetros de proceso</b>	95

4.7.1. Sobre el constituyente del depósito	95
4.7.2. Sobre los defectos en muros multicapa	98
4.7.3. Sobre la distribución de elementos aleantes	99
4.7.4. Sobre la microdureza	103
4.7.5. Sobre la relación de aspecto longitudinal promedio (ALAR)	105
4.7.6. Sobre la solidificación	106
<b>Capítulo 5. Conclusiones</b>	<b>114</b>
<b>Perspectivas</b>	<b>116</b>
<b>Referencias</b>	<b>117</b>

## Abstract

This work analyzes the effects of cold metal transfer (CMT) process parameters on wire and arc additive manufacturing (WAAM) of Ti6Al4V. Three stage were integrated as complete procedure for processing multilayer walls. The first stage involved a full factorial  $2^4$  experiments design, the single layer beads additive manufacturing, and the thermal model development. The modeling results demonstrated a greatest fitting to 85% when the experimental thermal cycle and the theoretical data were compared. The second stage established the variables value target process to Ti6Al4V additive manufacturing, which were defined with values of 1.5 for aspect ratio, 20% as metallurgical dilution, and deposit rate of 2Kg/h. Furthermore, a method for longitudinal deviation estimation of layer-bead, which a measurement minor o equal to 0.2, where a 0 value was defined to a total continuity layer, meanwhile that a value bigger or equal that 1 was associated with a no-continuous bead. The obtained data of process variables measurements were grouped and treated with statistical methodologies to stablish three processing maps for Ti6Al4V layer deposits with the target characteristics. From which were selected three parameters sets for the six layers thin walls of Ti6Al4V. Each of them different speed torch displacement (5, 10, and 15 mm/s), feeder and travel ratio (at least 30), and heat input. In third stage, two deposit strategies to thin walls manufacturing were defined and simulated layer by layer employing the thermal model previously proposed before to experimental procedure. After the simulation the multilayer deposits were manufactured and monitored in real time by means of infrared pyrometer to validate the thermal approximation. The results exhibited an important fit between experimental and simulated data from de the layer number two and up, the fit in layer number one was discarded for the assumption in solid state by the emissivity value considered. The thin walls were tested for micro-hardness measurements, and was observed that the thin wall manufactured with biggest thermal input demonstrated no-homogeneity values between layers deposited. Furthermore, the thin layers manufactured with 30s as interpass time were characterized by means of scattering electron microscopy, shown fine structures mixes with prior and secondary  $\alpha+\beta$  phases. Additionally, was documented the alloying elements distribution along the sample and the high oxygen concentration near to wall edge. The oxygen content dismiss when the scanning was oriented to middle wall section. Finally, an aspect ratio of 3.1 was established as the principal indicator of continuity wall complete deposited as the optimal target considering the results

*Keywords: Additive Manufacturing, Ti6Al4V, Cold Metal Transfer, Wire Arc Additive Manufacturing, Design of Experiments, Thermal Model*

## Resumen

Este trabajo analiza los efectos de los parámetros del proceso de transferencia de metal frío (CMT) como técnica de manufactura aditiva arco y alambre (WAAM) de Ti6Al4V. Se integraron tres etapas de procedimiento como ruta integral para de construcciones delgadas multicapa. La primera etapa consistió en el diseño de conjuntos de parámetros desde diseños experimentales del tipo factorial  $2^4$ , la fabricación de depósitos de una sola capa y el desarrollo de un modelo térmico. Los resultados de la modelación demostraron un ajuste superior al 85% con temperatura monitoreada experimentalmente. La segunda etapa estableció las condiciones objetivo para la manufactura aditiva de Ti6Al4V, los cuales fueron definidos con valores de relación de aspecto de 1.5, dilución metalúrgica de 20% y tasa de depósito de 2Kg/h. Además, fue establecido un método para calcular la desviación longitudinal del cordón obteniendo cuyo objetivo es obtener un valor menor o igual que 0.2, para el cual 0 es para una capa continua y un valor mayor o igual que 1 fue relacionado con un cordón no continuo completamente. Los resultados de los valores de las variables definidas fueron tratados estadísticamente para establecer tres mapas de procesamiento de depósitos de Ti6Al4V con las características objetivo y altamente repetibles. Desde los cuales fueron seleccionados parámetros óptimos para la fabricación de paredes de seis capas con velocidades de desplazamiento de la antorcha de (5, 10 y 15 mm/s) con diferentes aportes de calor. En la tercera etapa, se desarrollaron dos estrategias de fabricación aditiva las cuales fueron simuladas empleando el modelo térmico capa por capa. Después de la simulación, los depósitos multicapa fueron fabricados y monitoreados en tiempo real mediante un pirómetro infrarrojo y validar el ciclo térmico aproximado. Los resultados exhibieron un importante ajuste entre los datos experimentales y los simulados desde la capa 2 en adelante, el ajuste de la capa número 1 fue descartado por la consideración del valor de emisividad en estado sólido considerado. Los depósitos multicapa, con mayor aporte térmico, generaron la mayor heterogeneidad de valores en mediciones de microdureza de las capas depositadas. Las paredes multicapa se caracterizaron mediante microscopía electrónica de barrido, mostrando una microestructura fina mixta de fases alfa+betha. Adicionalmente, fue documentada la distribución de elementos aleantes que resaltó la alta saturación de oxígeno en el borde de las secciones transversales de las paredes y una baja concentración en la sección media del muro. Finalmente, se estableció una relación de aspecto considerando la extensión total del muro construido de 3.1 fue establecido como el principal indicador de continuidad del muro completo como indicador de una construcción multicapa.

*Palabras clave: Manufactura Aditiva, Ti6Al4V, Transferencia de Metal Frío, Manufactura Aditiva de Arco y Alambre, Diseño de experimentos, Modelación Térmica*

# Índice de Figuras

## Capítulo 2

Figura 2.1. Desarrollo de las técnicas WAAM durante los últimos 100 años.

Figura 2.2. Comportamiento simultáneo de velocidad de alimentación ( $V_D$ ), corriente (I) y voltaje (U) en función del tiempo, durante el ciclo CMT tradicional.

Figura 2.3. Esquema de una línea sinérgica del procesamiento CMT

Figura 2.4. Ciclo de temperatura observado durante un procesamiento multicapa base DED.

[59]

## Capítulo 3

Figura 3.1. Dibujo de diseño y corte de probetas para análisis. a) Corte sección transversal de barra. b) Corte sección transversal de placa

Figura 3.2. Diseño de ciclo térmico para análisis TGA

Figura 3.3. Esquema de procedimiento experimental. a) Disposición especial de termopares b) Interfaz de aplicación de monitoreo en tiempo real c) Configuración de procesamiento y monitoreo

Figura 3.4. Esquema de sección transversal de un cordón CMT-WAAM

Figura 3.5. Esquema de la estrategia de depósito para la manufactura de muros multicapa con trayectoria alternada, tiempo intercapas ( $t_w$ ) variable e incremento en altura en la construcción capa por capa ( $\Delta HB$ )

Figura 3.6. Esquema de la configuración de monitoreo empleando pirómetro durante la construcción de muros multicapa

Figura 3.7. Propiedades físicas termo-dependientes para el Ti6Al4V en estado sólido [63],[66],[82-83]

Figura 3.8. Diseño de volumen de control con tamaño de elemento uniforme. Son mostradas las caras sobre las cuales se escriben las condiciones de frontera de la tabla 7

## Capítulo 4

Figura 4.1. Espectro por DRX del sustrato de Ti6Al4V

Figura 4.2. Análisis muestra Ti6Al4V por DRX en temperatura variable desde temperatura ambiente y hasta 1100°C

Figura 4.3. Micrografía de la condición de llegada de la placa sustrato (a) y el alambre ErTi5 (b)

Figura 4.4. a) Micrografía BSE Ti6Al4V a 3300X. b) Mapa de fases en eje Z del Ti6Al4V. c) Patrón base + mapeo de fases en eje Z del Ti6Al4V. d) Figura de polo inverso (IPF) en eje Z del Ti6Al4V

Figura 4.5. Resultados de TGA de las muestras de Ti6Al4V sometidas en diferentes atmósferas para definir el correcto procesamiento

Figura 4.6. Gráfica de resultados para el análisis de DRX a las muestras de Ti6Al4V producto de TGA en diferentes atmósferas

Figura 4.7. Cordones preliminares depositados con diferentes parámetros CMT. El grado de oxidación superficial no fue constante en todas las condiciones.

Figura 4.8. Diagrama de equilibrio Ti-O desarrollado por personal del CONMAD

Figura 4.9. a) Micrografía Ti6Al4V analizada en Ar. b) Micrografía Ti6Al4V analizada en He. c) Micrografía Ti6Al4V analizada en la mezcla Ar-He (70-30 %)

Figura 4.10. Macrografía de depósitos unidireccionales de Ti6Al4V por WAAM-CMT. a) Ti64-B01 y b) Ti64-B02

Figura 4.11. Micrografías depósito Ti6Al4V WAAM-CMT. Izquierda Ti64-B01 y derecha Ti64-B02

Figura 4.12. Validación de modelos empíricos para MD en cada región experimental explorada.

Figura 4.13. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la masa depositada de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

Figura 4.14. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la tasa de depósito de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

Figura 4.15. Comparativa entre los resultados experimentales y matemáticos obtenidos para la respuesta DR

Figura 4.16. Mapas de contorno que indican la tendencia al crecimiento de la altura y ancho de depósito para cada episodio experimental.

Figura 4.17. Definición experimental de valores objetivo para HB (a) y WB (b)

Figura 4.18. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la relación de aspecto de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

Figura 4.19. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la relación de aspecto de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

Figura 4.20. Definición experimental de valores objetivo de %D

Figura 4.21. Mapa de tendencia (izquierda) mapa de superficie (derecha) para el %D considerando factores combinados

Figura 4.22. Reconstrucción de la totalidad de los depósitos manufacturados

Figura 4.23. Perfil longitudinal de todos los depósitos manufacturados

Figura 4.24. Discretización de norma para la medida de H<sub>s</sub> en cada depósito

Figura 4.25. Valores obtenidos para LC por cada región experimental (s), y relacionado con la densidad de calor de entrada respecto a la relación de velocidades WFS/TS

Figura 4.26. Comparativa entre el ciclo térmico experimental, la solución de Rosenthal y la primera aproximación del modelo propuesto

Figura 4.27. Comparación de ciclos térmicos teóricos vs experimental de depósito de Ti6Al4V, con modelo ajustado

Figura 4.28. Simulación del proceso WAAM-CMT de Ti6Al4V. Es resaltada la sección sobrecalentada y la pileta fundida, cuya temperatura supera los 2500°C

- Figura 4.29. Comparativa de la sección transversal para los conjuntos de parámetros seleccionados. De lado derecho experimental y de izquierdo los resultados del modelo térmico
- Figura 4.30. Evolución microestructural y análisis DRX durante el aporte térmico en el procesamiento CMT-WAAM de Ti6Al4V. Difractogramas a diferentes temperaturas del Ti6Al4V a) 1200 °C, b) 1000 °C, c) 750 °C, d) 500 °C
- Figura 4.31. Comparativa de la predicción térmica y efecto de la temperatura durante el depósito CMT-WAAM de Ti6Al4V en función del factor TS
- Figura 4.32. Gráfica de Temperatura vs  $\mu\text{V/s}$  para identificar las temperaturas de transformación en estado sólido para Ti6Al4V manufacturado por laminación y por CMT-WAAM
- Figura 4.33. Evolución de la temperatura de procesamiento para depósitos multicapa de Ti6Al4V por CMT-WAAM
- Figura 4.34. Evolución de la temperatura de procesamiento para depósitos multicapa de Ti6Al4V por CMT-WAAM segunda estrategia
- Figura 4.35. Análisis numérico de la historia térmica durante el seguimiento capa a capa (ejes coordenados  $x=12,5$ ,  $y=50$  y  $z=0$  unidades en milímetros) de la capa depositada (LM) en un punto fijo con  $t_w$  de 100 s.
- Figura 4.36. Mapas de procesamiento obtenidos a partir de los parámetros más influyentes frente a las variables evaluadas. a) Mapa de procesamiento obtenido a partir de  $Ep_{01}$  para la pared  $W_1$ , b) mapa de procesamiento de  $Ep_{02}$  para la pared  $W_2$ , c) mapa de procesamiento de  $Ep_{02}$  para la pared  $W_3$ , y d) mapa de procesamiento no útil de  $Ep_{03}$
- Figura 4.37. Comparación de los valores experimentales y simulados, en un punto de medición fijo, de las capas posteriores al depósito; a) Historia térmica. b) Velocidad de enfriamiento
- Figura 4.38. Regiones de la ZAC del depósito CMT-WAAM de Ti6Al4V
- Figura 4.39. ZRF con una concentración de grano equiaxiales en toda la sección, con la formación de martensita acicular al interior de los granos por la alta tasa de enfriamiento
- Figura 4.40. ZRG granos de tamaño mayor con formaciones de martensita y pequeñas colonias de  $\alpha+\beta$
- Figura 4.41. Micrografía del borde del muro construido hacia el centro del depósito

- Figura 4.42. Macrografía de muros construidos con  $t_w = 100s$ , con los diferentes parámetros con análisis de la sección ZRG (morado) y de depósito (verde) para Ep<sub>01-06</sub> (a), Ep<sub>03-06</sub> (b) y Ep<sub>03-16</sub> (c)
- Figura 4.43. Defectos microgrietas (a), poros (b) y falta de fusión (c) observados en los depósitos multicapa de Ti6Al4V empleando CMT-WAAM
- Figura 4.44. Caracterización y cuantificación de la distribución de elementos de aleación en paredes multicapa impresas con diferentes potencias de entrada
- Figura 4.45. Análisis de concentración de elementos aleantes desde el borde de los muros con dirección al centro para cada uno de los muros fabricados
- Figura 4.46. Análisis químico al centro de los muros depositados desde el sustrato y hasta el borde de la última capa depositada
- Figura 4.47. Resultados del ensayo de microdureza. (a) Esquema de la sección de pared ensayada y gráfico de dispersión de las mediciones de microdureza. (b) Valores de microdureza de múltiples estrategias de depósito
- Figura 4.48. Reconstrucción virtual de muros multicapa. Las líneas negras representan las secciones utilizadas para evaluar los muros. a) Altura media, b) Anchura media y, c) Perfil transversal obtenido
- Figura 4.49. Mapa de solidificación que muestra el efecto del gradiente de temperatura  $G$ , y la tasa de crecimiento  $R$  en la morfología y el tamaño de la microestructura resultante [104]
- Figura 4.50. Gráfica de resultados de  $G \times R$  calculado para cada sección de los muros construidos a 5, 10 y 15 mm/s
- Figura 4.51. Datos graficados obtenidos por el cálculo de  $G$  (a) y  $R$  (b)
- Figura 4.52. Acople de valores de  $G \times R$  y  $G/R$  de muros construídos con TS de 5, 10 y 15 mm/s de Ti6Al4V mediante CMT-WAAM
- Figura 4.53. Tasas de enfriamiento durante manufactura de muros capa por capa (a) acopladas en diagrama CCT reportado [27] para rápida caracterización de depósitos de Ti6Al4V (b)
- Figura 4.54. Caracterización de la morfología de los depósitos en los límites de grano
- Figura 4.55. Caracterización de la morfología de la parte central del muro de Ti6Al4V
- Figura 4.56. Caracterización de la fase  $\alpha'$  al interior de los muros depositados

## Índice de tablas

- Tabla 1. Composición química del Ti6Al4V (% peso) [37] (template2). <sup>(1)</sup> Composición química de barra rolada, <sup>(2)</sup> Composición química de placa sustrato, <sup>(3)</sup> Composición química de alambre ErTi5
- Tabla 2. Atmósferas de procesamiento para análisis TGA
- Tabla 3. Parámetros finales de evaluación para el depósito WAAM-CMT de Ti6Al4V
- Tabla 4. Regiones de parámetros experimentales y niveles de operación para cada conjunto diseñado.
- Tabla 5. Valores propuestos para variables medibles del proceso CMT-WAAM de cordones unicapa de Ti6Al4V
- Tabla 6. Puntos sinérgicos seleccionados para la construcción de muros multicapa
- Tabla 7. Condiciones de frontera aplicadas en el volumen de control del modelo térmico
- Tabla 8. Datos cristalográficos para identificación de fases
- Tabla 9. Comparativa de la relación WFS/TS para cada configuración experimental de las regiones exploradas
- Tabla 10. Comparativo entre las tasas de calentamiento y enfriamiento experimentales y simuladas
- Tabla 11. Resultados de la comparación del tamaño de grano con diferentes métodos de manufactura
- Tabla 12. Resultados de tasas de enfriamiento por capa depositada
- Tabla 13. Parámetros y dimensión de los muros para las construcciones multicapa. El ALAR se calculó como la relación media entre la anchura y la altura
- Tabla 14. Tabla de datos de tasa de enfriamiento capa por capa en una construcción de W1 con  $t_w$  de 30s

# Capítulo 1. Introducción

La manufactura aditiva (MA) es una serie de procedimientos de fabricación que integra el diseño, la fabricación y el acabado de la pieza final acorde con las características requeridas. Las tecnologías de MA brindan libertad en la elaboración de componentes con geometrías complejas, hibridación de materiales y altas tasas de transferencia de materia, contrastando con las técnicas de manufactura convencional cuyo principio de conformado es subtractivo. Producto de las múltiples ventajas económicas, velocidades de procesamiento y métodos de fabricación descentralizados integra una parte fundamental de la denominada Industria 4.0 [1,2]T. Estas características potencializan su aplicación para la fabricación de componentes con alto valor para la industria metal-mecánica, aeronáutica y aeroespacial.

De acuerdo a la norma ASTM F2792-12a, la MA es definida como una familia de procesos para la fabricación de componentes tridimensionales mediante la adición sucesiva de material, normalmente capa a capa a partir de un diseño asistido por computadora. La clasificación de la MA se clasifica en siete categorías: Inyección de aglutinante, extrusión de material, inyección de material, fusión de cama de polvo, laminación de hojas, fotolimerización en tina y depósito de energía dirigida [4] A. Adicionalmente, los componentes aditivamente manufacturados generan morfologías cercanas a la forma final, disminuyendo el costo por maquinados complejos [2]T.

En los últimos años, se ha sugerido la AM de aleaciones basadas en el titanio para la fabricación de productos de alto valor en las industrias aeroespacial, mecánica y médica debido al bajo costo de producción, la reducción de los residuos de material y el menor tiempo de procesamiento, en comparación con los métodos de fabricación convencionales [3]A. Es para esta aplicación en la que las técnicas de depósito por energía dirigida (DED) han mostrado mayor desarrollo. Los procesos DED contemplan un flujo constante de alambre o polvo metálico como materia prima y una fuente de calor como un rayo láser [4]A, un rayo de electrones o un arco eléctrico [5]A. Estas tecnologías ofrecen la mayor tasa de transferencia de material, siendo las basadas en arco eléctrico y alimentadas por alambre metálico (WAAM) las de mayor capacidad y eficiencias para la fabricación a gran escala, sin la necesidad de

sofisticados sistemas de seguridad.

Aunque el principio GMAW es bastante simple, Fronius de Austria en 2004 desarrolló un sistema de soldadura por transferencia de metal en frío (CMT) como alternativa al sistema convencional. El CMT transfiere las gotas fundidas mediante un sistema de retracción mecánica del alambre de alimentación generando desprendimiento secuencial, y no por el efecto electromagnético que deriva en la transferencia durante los procesos de soldadura convencional. El desprendimiento mecánico, que permite mayor control sobre tamaño y energía de la gota fundida, al tiempo que disminuye la cantidad de salpicaduras por exceso de calor en la pileta fundida [14]A.

Los requerimientos para el éxito de las para la aplicación de estas técnicas requieren de elementos ligeros particularmente apreciados como el titanio y predominantemente la aleación Ti6Al4V producto de la combinación de propiedades como su baja densidad y buena relación resistencia/peso. No obstante, tanto la microestructura como las propiedades mecánicas de esta aleación son altamente dependientes de los ciclos térmicos experimentados durante la manufactura. De esta manera, es importante el entender la evolución y distribución del calor durante el procesamiento desde la selección de parámetros de fabricación si se desea fabricar componentes terminados. Esta tesis presenta un análisis de los efectos de la carga térmica y su distribución en la manufactura aditiva de muros multicapa base Ti6Al4V. Fue propuesto un modelo por elemento finito (FEM) para emular el ciclo térmico experimentado durante el procesamiento, además de una serie de modelos empíricos para la predicción morfológica y geométrica de cada capa. Además, son definidas tres regiones de depósito efectivo de Ti6Al4V definidas, validadas y presentadas con alto grado de reproducibilidad.

## **1.1. Antecedentes**

La manufactura aditiva (MA) son un conjunto de técnicas que han cobrado importancia para la construcción de piezas metálicas con geometrías muy cercanas a la forma final [5]. Durante los últimos años, las aleaciones basadas en titanio han sido sugeridas para el procesamiento de productos de alto valor en la industria aeroespacial, mecánica y médica, debido al costo y la reducción de tiempo de procesamiento en comparación con los métodos de fabricación convencionales [6]. Este tipo de manufactura ha obtenido una atención particular

de la industria aeroespacial en los últimos años, pues está orientada a reducir el desperdicio de materias primas de alto valor, reducir el costo de producción y los tiempos de procesamiento.

La MA es un proceso que fabrica componentes estructurados de dimensiones múltiples generalmente conformados capa por capa. Este concepto es opuesto a los procesos de fabricación convencionales donde de la naturaleza de conformado es sustractiva. De acuerdo con la norma ASTM la MA se refiere a todos los procedimientos de impresión metálica y de otros materiales, incluso una hibridación entre ellos a partir de un diseño asistido por computadora. Es clasificada en tres categorías: depósitos de energía dirigida (DED), sinterizado de láminas (SLM) y fusión en lecho de polvo (PBF) [4].

El proceso DED basa su funcionamiento donde flujo constante de alambre o polvo metálico y su interacción con una fuente de calor (láser [7], haz de electrones [8] o un arco eléctrico [9]). Las técnicas que emplean el arco eléctrico y alimentación continua de alambre son denominadas WAAM por sus siglas en inglés (Wire-Arc Additive Manufacturing) [10]. El proceso WAAM permite una alta tasa de depósito (DR), buena eficiencia energética ( $\eta$ ), bajo costo de la materia prima, alta robustez y un sistema operativo muy simple [11-13]. La clasificación de las técnicas WAAM es dada en función del sistema de arco eléctrico empleado. De esta manera, son halladas técnicas basadas en arco eléctrico por plasma (PAW) [10], por arco de gas tungsteno (GTAW) [14] y la soldadura de arco de gas metal (GMAW) [15]. La maquinaria WAAM debe incluir un control robótico para el desplazamiento de los brazos, un generador de soldadura convencional, una antorcha de soldadura y un sistema de alimentación de hilo coaxial o externo [16]. La alimentación de alambre constante proporciona una mayor tasa de depósito para reducir el costo que ofrecen los procesos de MA.

Las ventajas económicas y ambientales de las técnicas de WAAM son producto de la velocidad de procesamiento y de la tasa de depósito [17]. Fronius de Austria desarrolló en 2004 un proceso de soldadura por transferencia de metal en frío (CMT) como alternativa a las tecnologías convencionales de soldadura por arco [18]. La CMT transfiere, de forma controlada, las gotas fundidas mediante un sistema de retracción mecánica del alambre y no por desprendimiento electromagnético, lo que da como resultado un mejor control del transporte de masa y energía, y la disminución de la cantidad de salpicaduras [19]. Cada ciclo de CMT contiene tres etapas principales. La fase de ignición, en la que se alcanza la máxima corriente eléctrica ( $I_{\max}$ ) y permanece durante un corto período de tiempo cuando la gota fundida

comienza a crecer ( $t_{I_{max}}$ ). La fase de espera, durante la cual la intensidad de la corriente eléctrica se reduce a un valor menor ( $I_w$ ) justo antes del desprendimiento, esto reduce la carga térmica en la gota fundida. Por último, la fase de cortocircuito, en la que la punta del alambre toca el sustrato y promueve la liberación de la gota fundida. El ciclo completo se reinicia inmediatamente y se repite 100 veces por segundo para el proceso estándar de CMT [19–21]. Aunque la tecnología CMT ofrece ventajas sobre otras técnicas de soldadura utilizadas en el proceso WAAM, el desarrollo del proceso y el campo de aplicación de los componentes de gran escala de Ti6Al4V todavía no se ha investigado completamente.

La importancia de los parámetros de sinergia (conjunto de configuraciones experimentales específicas) fue comunicada por Gómez et al. [22]. Describieron el efecto del  $I_w$  sobre el crecimiento gota fundida justo antes del cortocircuito. A medida que el contenido de calor incrementa con el aumento del  $I_w$ , mayor cantidad de proyecciones fueron observadas. La velocidad de alimentación del alambre (WFS) durante la fase de espera depende del nivel de fusión en la punta del alambre, así como de la duración de la fase de espera y la continuidad del depósito en la liberación de las gotas fundidas. Así pues, la selección de los parámetros del proceso es característica para cada composición, dimensión del alambre y resultado deseado.

En trabajos anteriores fueron desarrolladas diferentes metodologías experimentales centradas en la demostración de las relaciones entre los factores (relacionados con TS y WFS) y las respuestas geométricas como la anchura y la altura de la cuenta, así como en el asesoramiento de una serie de valores para la optimización del proceso de CMT pulsado [23]. Además, la metodología de DoE ofrece ventajas sobre los métodos no estadísticos en la posible disminución de toda la cantidad de experimentos necesarios para demostrar la relación entre las entradas (factores) del proceso y las variables de salida (respuestas) [24]–[26]. Suthakar et al. [27], analizaron la relación entre los factores de un proceso de soldadura láser (potencia, densidad de energía, velocidad de alimentación del ángulo del haz, flujo de gas protector) y las características morfológicas del cordón monocapa depositado. Derringer et al. [28], combinaron la metodología del DoE con un enfoque multivariable del proceso para ofrecer una respuesta eficiente y realista para resolver los problemas de optimización. Martina et al. [29] demostraron un enfoque experimental sistemático mediante el análisis de regresión para obtener las condiciones de deposición óptimas para un proceso CMT de Ti6Al4V, y relacionaron los factores del proceso (WFS y WFS/TS) con la entrada de calor de un modelo térmico y las características geométricas del talón para los depósitos de una sola capa y de varias capas. La

carga energética neta del proceso se considera una variable dependiente de los factores de proceso, por lo que el análisis de la distribución de la temperatura. En varios trabajos se han propuesto modelos térmicos de análisis de elementos finitos (AEF) para diferentes técnicas de DED.

El propósito de los modelos térmicos es comprender el efecto de la carga térmica a lo largo del sustrato y la fluctuación de la tasa de enfriamiento en el depósito. Los modelos se ajustan de acuerdo con las características químicas del material y las condiciones intrínsecas de cada caso. La interacción volumétrica de la fuente de calor en movimiento y los efectos del sobrecalentamiento durante el proceso de CMT han sido reportados anteriormente. Los modelos térmicos han sido validados ofreciendo ser un medio eficaz de vigilar la evolución de la geometría y la temperatura de la zona de afectación por el calor. En todos los modelos se considera una fuente de calor móvil y una fuente de calor de proceso constante [30–33].

Una de las aleaciones de titanio más utilizadas por la industria aeroespacial debido al equilibrio entre sus propiedades físicas y mecánicas es el Ti6Al4V. Esta aleación de titanio fue desarrollada en 1950 en el Instituto de Tecnología de Illinois, en los Estados Unidos [34-35]. Sin embargo, para el componente de gran escala AM no es posible ofrecer una atmósfera protectora eficiente debido a la alta sensibilidad del Ti6Al4V a la oxidación [36].

No obstante, debido a la alta reactividad del Ti6Al4V frente al oxígeno, es frecuente observar oxidación durante los procesamientos WAAM. La oxidación en los depósitos manufacturados promueve un grado de coloración debido a formación de una capa de superficial de óxido metálico. A medida que el grado de oxidación incrementa es formada una película de óxido crece y favorece la formación de una capa rica en oxígeno con la formación de un bloque constituido de fase  $\alpha$  crecidas en el interior de la matriz del componente muy cercanas a la superficie [37]. La saturación de oxígeno en la matriz del material puede modificar las propiedades mecánicas y superficiales de partes manufacturadas por WAAM [38,39].

Múltiples trabajos han sido enfocados en entender el efecto de la temperatura sobre el Ti6Al4V en una atmósfera oxidante de barras roladas y placas de condición comercial durante tiempos prolongados de exposición [39,40]. Además de la atmósfera oxidante el efecto de los elementos aleantes sobre la resistencia a la oxidación ha sido estudiado con anterioridad [41]. No obstante, la información disponible para entender el mecanismo de la oxidación de

productos fabricados por MA es limitada. J. M. Alvarado et al, [42] emplearon una metodología para el estudio de la cinética de reacción de oxidación durante las primeras etapas de aleaciones ligeras desarrolladas por MA de aplicación aeronáutica en atmósfera con  $pO_2$  reducida con valores similares al gas de protección comúnmente empleado para depósitos WAAM de Ti6Al4V.

De esta manera sería posible conocer el efecto de los ciclos térmicos no uniformes durante los procesos WAAM, adicional al grado de protección al oxígeno durante la manufactura de Ti6Al4V durante las primeras etapas de la reacción oxidación. Entender la cinética de oxidación de las partes manufacturadas es de gran interés para visualizar la tasa de oxidación y relacionarlo las propiedades mecánicas y estructurales superficiales de los depósitos.

## **1.2. Alcance, limitaciones y enfoque de la investigación**

El objetivo de este trabajo fue estudiar el efecto de los parámetros de procesamiento sobre la evolución térmica de muros multicapa de Ti6Al4V durante un proceso WAAM-CMT. Es propuesta una metodología que acopla la selección de factores experimentales, la distribución de la carga térmica y el resultado en aspectos geométricos y morfología de las capas depositadas. El efecto del calor debe ser evaluado con un modelo térmico alimentado con valores de parámetros de mayor significancia del ciclo CMT y validado de manera experimental en depósitos de una y múltiples capas. La descripción de las regiones de procesamiento y carga térmica inicial deben ser lo suficientemente detalladas para proporcionar información útil para la manufactura efectiva de muros desde la selección de parámetros. Toda la información obtenida debe ser relacionada con la microestructura final para definir la integridad de la construcción depositada de acuerdo con la resistencia de unión entre capas, micro dureza y la presencia o no de oxidación.

Producto del argumento previamente expuesto, fueron formuladas las siguientes las preguntas de investigación:

- i) ¿Cuáles son los factores de proceso que permiten el depósito eficiente de Ti6Al4V?

- ii) ¿Cómo desarrollar una herramienta de modelado de temperatura que permita simular la carga térmica durante el proceso alimentada por los factores de proceso definidos y validarlo?
- iii) ¿Cuál es el efecto de los factores de proceso sobre las características mecánicas de tamaño de grano, microdureza y distribución de elementos aleantes en la microestructura de los muros multicapa?

Con la finalidad de dar respuesta a las preguntas de investigación planteadas con anterioridad, han sido desarrolladas tres diferentes etapas durante el trabajo. En primer lugar, fue realizado una extensa revisión bibliográfica, para adquirir los puntos base para establecer las combinaciones de parámetros por medio de diseños de experimentos para el depósito efectivo de Ti6Al4V, debido a la nula disponibilidad de los parámetros probados. La segunda parte del trabajo consistió en el desarrollo y validación del modelo térmico para el proceso retroalimentado por los valores considerados. La tercera parte consistió en la manufactura de los muros multicapa y su evaluación de características con base en la configuración de parámetros empleados en la manufactura.

### **1.3. Estructura de la Tesis**

Esta tesis está compuesta de cuatro etapas de investigación conformadas por una etapa de introducción, donde son brevemente descritos los antecedentes de y una descripción general, además de la motivación del trabajo. Las siguientes tres etapas describen la metodología empleada para resolver las preguntas de investigación definidas desde el inicio del proyecto, cada una de ellas incluye la revisión documental necesaria para el desarrollo esa sección, la descripción del procedimiento experimental, el análisis y discusión de resultados, además de una serie de conclusiones para cada etapa. Las etapas siguientes describen la elección y definición funcional de parámetros de procesamiento CMT para la manufactura de depósitos de capa simple de Ti6Al4V, el establecimiento y validación del modelo térmico con base al monitoreo en tiempo real y comparación de la huella térmica inducida en la manufactura, por último, el análisis del efecto de los parámetros de proceso sobre los muros multicapa comparando la distribución de elementos aleantes, microdureza por capa y morfología de grano final.

# Capítulo 2. Marco teórico

## 2.1. Manufactura Aditiva (MA)

### 2.1.1. Generalidades de la Manufactura Aditiva (MA)

La manufactura aditiva (MA) es el proceso de adicionar, unir y reparar materiales, usualmente con depósito de capas subsecuentes para la fabricación de componentes tridimensionales, a partir de un diseño asistido por computadora [4]. El desarrollo tecnológico en esta área ha permitido la manufactura de piezas y componentes con distintos materiales como polímeros, cerámicos y metales, además de la hibridación entre ellos empleando la técnica adecuada.

Los procesos de fabricación aditiva fueron diseñados inicialmente como un método de fabricación rápido de prototipos. Los componentes se fabricaron sin considerar las propiedades mecánicas del producto. De manera conjunta diseñadores e ingenieros dedicaron recursos y herramientas para ajustar la función de los sistemas de fabricación y proyectar una manufactura en volúmenes pequeños. Con el desarrollo de las técnicas de MA ciertas industrias han adoptado alguna de las técnicas para producir piezas nuevas o realizar reparaciones en piezas existentes. La MA ha reducido el costo de producción de piezas únicas que requieran control de propiedades mecánicas a un precio considerablemente menor. Además, es posible reparar partes costosas y fabricarlas localmente para evitar traslados de cualquier parte del mundo.

### 2.1.2. Clasificación de la MA

Las tecnologías de MA empleadas para la fabricación de piezas capa por capa poseen gran versatilidad y continuamente están en desarrollo de mejoras para ampliar el espectro de aplicación. En la búsqueda de adaptar la funcionalidad han sido desarrolladas y clasificadas diferentes técnicas de MA que brindan ventajas en tiempos y formas de construcción, resistencia de los componentes y geometrías cada vez más complejas. Algunas de estas alternativas de manufactura están disponibles actualmente para el rápido prototipado, otras son promovidas de manera rápida en alternativas viables de fabricación con un desarrollo constante. Las técnicas de MA son clasificadas de acuerdo al tipo de material y forma de procesamiento.

A continuación, se presenta la clasificación de las siete familias agrupadas en dos secciones de acuerdo a la naturaleza de la alimentación empleada [43]:

Tecnologías para depósito de polímeros:

- i) Sistema de estereolitografía (SLA): Un depósito líquido de resina polimérica sensible a la exposición selectiva de luz láser o luz selectiva, que origina la fotopolimerización, dando inicio a la solidificación de las áreas expuestas.
- ii) Inyección de aglutinante (3DP): Son inyectados selectivamente al sistema aglutinantes líquidos en forma de pequeñas capas y adhieren partículas de material en polvo para construir piezas capa por capa. Existen variantes de esta técnica que permiten el procesamiento para piezas metálicas o cerámicas y son fraguadas regularmente en hornos.
- iii) Impresión de suave curvatura (SCP): Es fundido el extremo del polímero de aporte y son depositadas gotas de material capa por capa. Algunas modificaciones incluyen la adhesión de resina susceptible a luz ultravioleta que solidifican a ser expuestas al ambiente.
- iv) Modelado por depósito fundido (FDM): El material es extruido con ayuda de una boquilla con calor a través de un cabezal, para formar modelos de múltiples capas.

Tecnologías para depósito de metales:

- i) Laminación por depósito selectivo (SDL): Son apiladas láminas del material y van siendo unidas hasta conformar la pieza. La unión se da por adhesión física, química, o soldadura empleando ultrasonido o intercapas de materiales de bajos puntos de fusión.
- ii) Sinterización selectiva por calor (SHS): El material de aporte es polvo y es selectivamente consolidado al fundirlos o sinterizarlo empleando una fuente de calor, como láser o un haz de electrones. En esta técnica son empleadas estrategias de manufactura de andamiaje para dar soporte a componentes con geometrías internas.
- iii) Depósitos de energía dirigida (DED): El material de aporte es alimentado en forma de polvo o alambre es alimentado e ingresado en una zona de material fundido parcialmente por la fuente de calor con naturaleza de arco eléctrico, haz de electrones o láser.

## 2.2. Técnicas de Depósitos de Energía Dirigida (DED)

### 2.2.1. Manufactura Aditiva Arco Alambre (WAAM)

Las técnicas WAAM han tomado un papel fundamental en el sector de manufactura industrial debido a la capacidad única grandes volúmenes de fabricación de componentes metálicos con un elevado rendimiento económico, operacional y de materiales, y el consiguiente respeto del medio ambiente. El origen de la tecnología WAAM es remontado a la década de 1920 con la aplicación de un arco eléctrico como fuente de calor y alimentación de varillas para la fabricación de productos metálicos de ornato. Con el desarrollo de sistemas de soldadura de mayor autonomía fueron mejorando hasta ser empatado con el diseño asistido por computadora y la automatización de seis ejes para el movimiento que los últimos años ha permitido el salto tecnológico que ahora demuestra.

Empleando la revisión detallada de Derekar et al. [44] en la figura 2.1, se muestra un esquema del desarrollo temporal del WAAM durante los últimos 100 años. Actualmente, la tecnología WAAM se ha sido considerado como el proceso de MA con mayor proyección y crecimiento en la fabricación de componentes de gran tamaño a base materiales de importantes para la ingeniería como el titanio, el aluminio, el níquel y el acero, además de todas sus aleaciones, siempre y cuando puedan ser manufacturados alambres de ellas

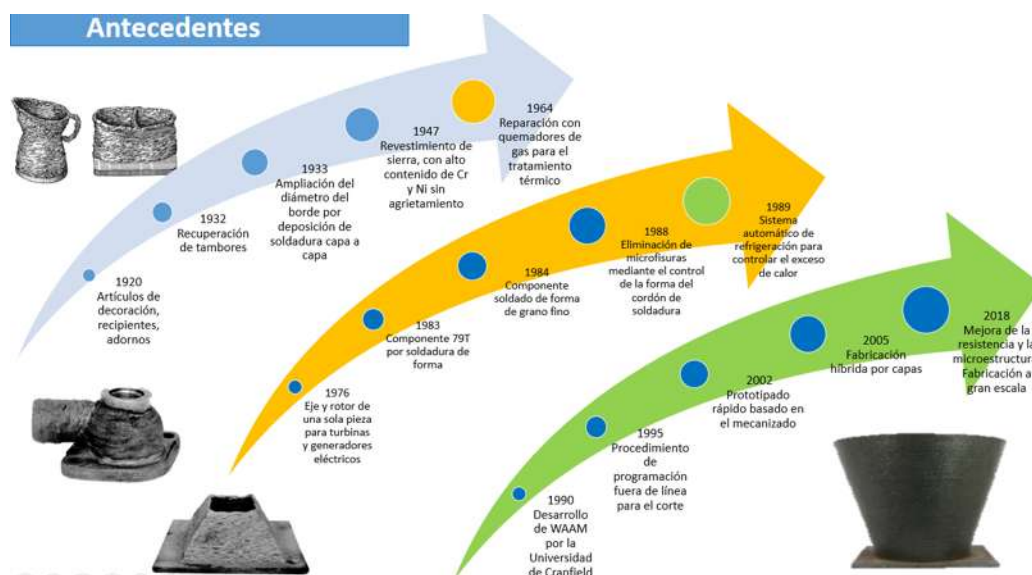


Figura 2.1. Desarrollo de las técnicas WAAM durante los últimos 100 años.

Con respecto a las ventajas sobre la manufactura convencional, la tecnología WAAM oferta una reducción de entre el 40 y el 60 % en el tiempo de fabricación y alrededor del 20 % en operaciones de acabado por mecanizado en función de la geometría y tamaño de la pieza [45].

### 2.2.2. Técnica de Transferencia de Metal Frio (CMT)

Los procesos que requieren de un arco eléctrico como fuente de calor involucran la presencia simultánea de fenómenos metalúrgicos como la fusión concentrada, solidificación fuera del equilibrio, transformaciones de fase, y mecánicos como la deformación y esfuerzos residuales generados por la dilatación y contracción cíclica durante el procesamiento. La presencia de estos fenómenos deriva en afectaciones prácticas que requieren ser mitigadas aplicando múltiples herramientas que permitan el control del efecto metalúrgico de los parámetros de procesamiento, las estrategias de fabricación y la morfología misma del trabajo requerido.

Las operaciones de MA que emplean un arco eléctrico, al igual que en la soldadura y en una mayor escala la fundición de metales, requieren de alcanzar elevadas temperaturas con la finalidad de obtener la fusión deseada. Estas técnicas son principalmente empleadas para la construcción, reparación, recuperación y recubrimiento de piezas desgastadas con metales similares o no [44].

Previo a adoptar una tecnología WAAM, es necesario conocer las limitaciones y alcances del principio a emplear. La selección de una adecuada forma de procesamiento es influida por diversos factores, dentro de los que resaltan los costos de operación, mantenimiento del equipo y calidad del producto terminado. El ciclo térmico experimentado durante el proceso origina las transformaciones que influyen las características del depósito, estas características son determinantes sobre la geometría, temperatura de precalentamiento, espesor de la pieza, calor del arco eléctrico y a tasa de enfriamiento que influyen sobre las propiedades mecánicas, es estructura final y el acabado superficial.

El conocimiento de la entrada de calor aportada, así como su distribución y velocidad de extracción permiten adoptar estrategias con la finalidad de disminuir la severidad de efectos perjudiciales como: gran cantidad de esfuerzos residuales que derivan en la distorsión

geométrica de la pieza, reducción en la ductilidad en las zonas de afectación por el calor (ZAC) promoviendo la presencia de fisuras por el grado de fragilización alcanzado y heterogeneidad de propiedades mecánicas en cada una de las zonas de depósito [46].

Como una forma de mitigar los efectos de elevada carga térmica durante los procesamientos WAAM han sido adoptadas metodologías de soldadura convencional desarrolladas con la búsqueda de versatilidad, velocidades y calidad con una menor cantidad de calor inducido al sistema. Tal es caso de proceso de Transferencia de Metal Frío o CMT por sus siglas en inglés (Cold Metal Transfer). Esta tecnología basa su funcionamiento en el principio de Gas Metal Arc Welding (GMAW) con una alimentación coaxial y protección inerte constante. Se caracteriza por el reducido aporte térmico, disminución en la distorsión geométrica del depósito y elevada precisión en el depósito de material.

El proceso CMT promueve un ciclo simultáneo de control para intensidad de corriente eléctrica ( $I$ ), el voltaje ( $V$ ) y la velocidad de alimentación del alambre metálico ( $V_D$ ) como se muestra en la figura 2.2. Al no poseer un ciclo continuo se promueve una deliberada y sistemática discontinuidad del arco eléctrico generando una secuencia de calentamiento-enfriamiento-calentamiento que disminuye la entrada de calor característica de un arco sobrecargado. Esta propiedad permite el trabajo con aleaciones con un muy bajo punto de fusión que no soportan el calor constante de un proceso de arco eléctrico convencional, y que al depositarse generan una piscina fundida con alta temperatura y producen “chisporroteo”. Este fenómeno es disminuido por la reducción de calor inducido, mitigando la presencia de proyecciones en el proceso, incrementando la tasa de depósito y reduciendo defectos por falta de material en la pileta fundida. Además, el sistema corrige de manera automática la distancia de trabajo y la longitud de arco programada aún y cuando el sistema de movimiento automatizado sea abruptamente reorientado, lo que deriva en depósitos continuos y nulos fallos por ruptura de arco [47].

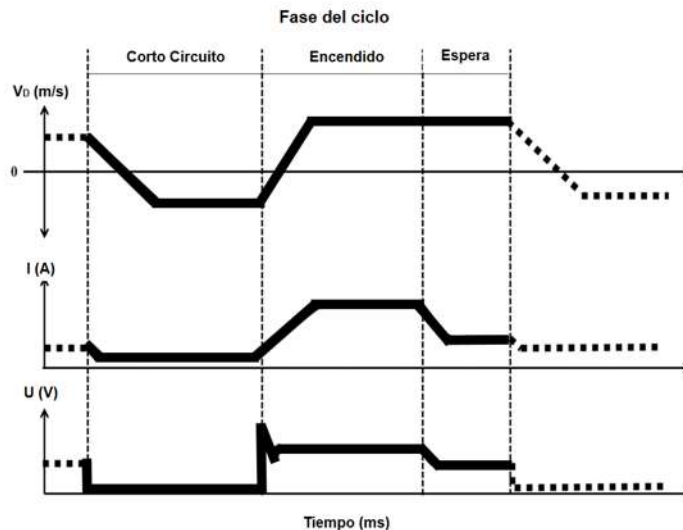


Figura 2.2. Comportamiento simultáneo de velocidad de alimentación (VD), corriente (I) y voltaje (U) en función del tiempo, durante el ciclo CMT tradicional.

La formación de la gota en el extremo del material de aporte inicia y crece durante la etapa máxima corriente eléctrica del ciclo ( $I_{max}$ ). El tiempo de aplicación de esta corriente eléctrica máxima regula el tamaño de la gota fundida ( $I_{max}$ ). La corriente de la fase inmediata a la máxima denominada de espera ( $I_w$ ), en la cual la intensidad es reducida, tiene como propósito reducir la carga térmica de la gota fundida previa a la etapa de corto circuito donde ocurre la transferencia de material de aporte con la temperatura más baja de todo el ciclo disminuyendo casi en la totalidad la cantidad de proyecciones. La velocidad de alimentación justo antes de la inmersión en la pileta fundida (WFS) para mantener estabilidad en el arco eléctrico al momento de fundir el material alimentado [44–46].

El desarrollo de la técnica CMT tiene su origen a partir de la necesidad comercial de una serie de clientes para optimizar el proceso de soldadura de láminas delgadas con el menor número de gotas posible, con la búsqueda de reducir el aporte térmico total del procesamiento [48].

Este proceso trabaja bajo el principio de corto circuito, donde el principio de transferencia requiere de un principio de inmersión propiciado por un bajo valor de corriente y voltaje reduciendo la carga térmica total. El emplear este método de transferencia promueve efectos positivos durante el procesamiento, como la reducción de proyecciones durante el arco eléctrico, el desprendimiento de la gota fundida, estabilidad del arco eléctrico por el voltaje reducido, aun cuando la velocidad de la velocidad de la antorcha sea rápida.

Los procesos CMT han sido empleados para diversas aplicaciones como la unión de materiales disimiles, procesamiento y reparación de aleaciones con bajo punto de fusión base aluminio, o magnesio y actualmente como técnica para recubrimientos y manufactura aditiva[52–55], Las ventajas como aplicación en MA incluyen bajo porcentaje de dilución además de una penetración controlada, cuando el método de corto circuito mantuvo en valores bajos del rango de parámetros [47]. Esta propiedad fue aprovechada por Ola [47] durante la manufactura aditiva de una super-aleación base níquel reportando resultados favorables en el depósito de capas completas y libres de defectos.

#### *2.2.2.1. Líneas sinérgicas*

De acuerdo a las necesidades del cliente son diseñadas diferentes configuraciones de parámetros para las especies químicas requeridas y los diámetros de alambre empleados. Estos conjuntos de parámetros son denominados líneas sinérgicas de acuerdo con Fronius. Las líneas sinérgicas son en esencia la parte más importante del procesamiento CMT, debido a que de manera automática brindan los parámetros requeridos para la manufactura de calidad de un tipo de material de aporte en específico dentro de un programa estructurado. Sin embargo, se requiere del ajuste y control de los parámetros de movimiento y disposición coordinada cuando es soportado por un brazo robótico o un sistema automatizado para el desplazamiento de la antorcha.

Los datos que integran la línea sinérgica son agrupados en un número finito de puntos (figura 3), los que a su vez están conformados por una configuración de parámetros en específico. Los datos de cada punto deben ser alimentados al interior del control del transformador y ser elegidos de acuerdo se necesite previo a la operación. Debido a la complejidad para el diseño de los conjuntos de parámetros la cantidad de puntos dentro de la sinergia, así como la cantidad misma de sinergias es limitada.

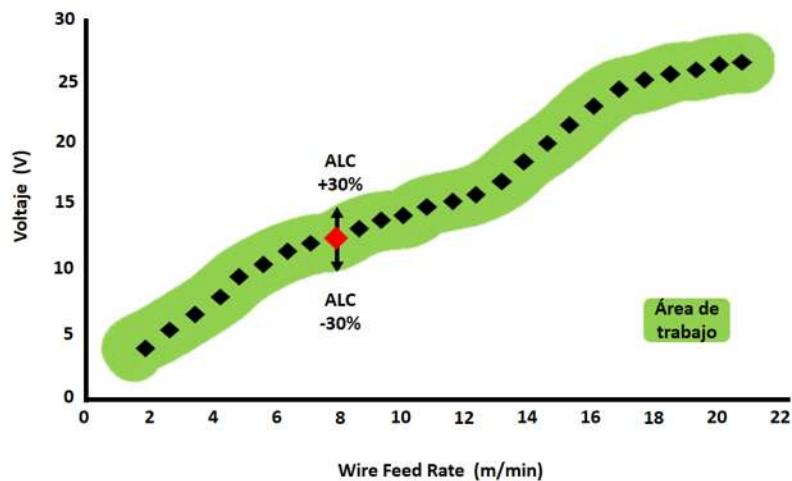


Figura 2.3. Esquema de una línea sinérgica del procesamiento CMT

Las líneas sinérgicas son diseñadas empleando un osciloscopio y una cámara de alta velocidad para optimizar mediante el análisis en tiempo real y a detalle la formación de la gota fundida y la estabilidad del arco eléctrico. La intención de generar nuevas líneas sinérgicas surge siguiendo diversas razones, como complejidad del material base (espesor ligero, susceptibilidad al calentamiento), ajuste del tamaño de la gota y cordón depositado o la integración diferentes especies químicas y diámetros de alambre de aporte no considerados hasta el momento.

### 2.2.3. Corrección de parámetros de proceso

#### 2.2.3.1. Corrección de la longitud del arco eléctrico (ALC)

La selección de la línea sinérgica oportuna para el material y factores adecuados proporcionará el resultado deseado, es posible realizar ajustes sobre ciertos parámetros con la finalidad de optimizar el resultado. Una de las correcciones es el ajuste sobre la longitud del arco eléctrico que es empleada para establecer la extensión espacial de la columna de plasma. La longitud de arco reducida es favorable si requiere control del corto circuito incluso a altas velocidades de la antorcha, mientras que una extensión mayor promueve un incremento en la extensión de la pilerá fundida y del cordón.

Si una reducción es adoptada en la corrección, el tiempo de retracción del alambre disminuye a medida que la frecuencia del proceso incrementa. Un valor negativo de esta corrección incrementa la velocidad de avance del alambre, logrando que sea disminuida la cantidad de aporte térmico por el incremento de la cantidad de alambre aportado. La gota fundida experimenta una reducción en su tamaño, pero incrementan en número.

Si la longitud del arco eléctrico aumenta el tiempo de retracción del alambre incrementa, a medida que la frecuencia de ciclo disminuye. No obstante, aunque el número de gotas experimenta una reducción, el tamaño de ellas considerablemente mayor por la cantidad de calor adicionada. Adicionalmente, la tasa de extracción de calor es mayor debido al incremento de la temperatura alcanzada.

El valor de la corrección de la longitud de arco eléctrico puede ser ajustada en el intervalo comprendido de -30% y hasta +30%. Seleccionar la corrección límite de +30% promueve que el alambre aumente la velocidad de avance a un valor aproximado a 18 m/min, por el contrario, el valor -30% la cantidad de material alcanza una tasa de 30 m/min [47].

#### *2.2.3.2. Corrección dinámica (CD)*

La corrección dinámica tiene como función emular el efecto de la oposición al cambio de corriente (inductancia). Esta corrección permite modificar la duración y las propiedades del corto circuito. También, demuestra influencia sobre la corriente de ignición, donde la presión experimentada durante el arco eléctrico es controlada. Si la corrección dinámica disminuye la fuerza del arco eléctrico, será promovida una alta corriente de ignición.

Los valores disponibles para la corrección dinámica brindan un gradiente sobre la corriente eléctrica de corto circuito dentro del intervalo comprendido entre -5 y +5. Esta corrección también demuestra un efecto importante sobre la gota fundida, la cual desprenderá y será ingresada a la pileta fundida mientras el extremo del alambre se encuentra separada. Entonces, será experimentada la presencia de proyecciones durante el procesamiento.

Cuando se desee incrementar la penetración en conjunto con un ángulo de contacto más grande durante un arco eléctrico estable, entonces se recomienda trabajar en un espectro negativo de esta corrección (-5). Si el valor de la corrección es establecido en +5, un decremento de 60% de la corriente es observado durante el corto circuito. La reducción en la corriente refleja una disminución en el calor de entrada, la penetración y la estabilidad del arco eléctrico. Aunque, permite la reducción casi total de proyecciones. El valor en positivo es el recomendado para las aplicaciones potenciales de manufactura aditiva, a reserva de las características de los materiales empleados [48].

Por otro lado, la corrección dinámica mantiene un efecto sobre la distancia entre el extremo del alambre y hasta la pileta fundida también mantienen influencia sobre las características del material depositado. Una modificación en esta distancia no repercute sobre la estabilidad del arco eléctrico, pero sí sobre la penetración en el sustrato o la capa inmediata anterior. Donde, si es reducida en extensión la penetración dentro del sustrato será también reducida, promoviendo morfologías de mayor sobremonta.

#### *2.2.3.3. Velocidad de alimentación del alambre*

El conjunto de valores de velocidad de alimentación seleccionado controla la potencia del proceso CMT direccionado con la línea sinérgica en operación. Durante el ciclo la dirección de velocidad de alimentación cambia con continuamente dependiendo de la señal del controlador, es decir que la velocidad de alimentación del alambre no tiene que permanecer constante durante todo el ciclo. Esto a pesar de cargar una velocidad de alimentación definida. Las correcciones de longitud de arco y dinámica tienen en conjunto un efecto directo sobre la velocidad de la alimentación del alambre [56].

### **2.3. Generalidades**

#### **2.3.1. Ventajas del CMT**

Emplear el principio de CMT como una tecnología de manufactura aditiva oferta diversos beneficios en el aspecto económico, pues es considerablemente menos costoso que un

equipo basado en láser, con características de proceso DED. En el ámbito de eficiencia energética posee una de las más altas de todas las técnicas de manufactura aditiva, esto le brinda la capacidad de producir depósitos incluso muy pequeños. Al ser un proceso definido como frío, la penetración y la dilución metalúrgica entre capas pueden ser tan fácilmente controladas que conducen a una capa con buenas propiedades y correcta composición. Este proceso posee posiblemente la mayor tasa de depósito de material de todas las familias de procesamiento capa a capa, con valores de hasta 5 Kg/h empleando únicamente una línea de alimentación.

### 2.3.2. Desventajas del CMT

El proceso CMT no posee una alta resolución dimensional, como si pueden demostrar las técnicas láser. El espesor mínimo exhibido durante este proceso para una capa delgada es de entre 1 y 1.5 mm. Las capas con espesores tan pequeños son propensas a defectos como falta de fusión y una muy pobre dilución. Con respecto a la morfología de la capa, el área y la potencia para producirlos es insuficiente y la mayoría de las ocasiones promueve el agrietamiento, fractura y desprendimiento de la capa por efecto de la capa de fusión.

## 2.4. Diseño de experimentos y selección de parámetros

En trabajos previamente reportados han sido reportadas metodologías dinámicas para la selección de parámetros del ciclo CMT con mayor significancia para algunas condiciones geométricas favorables. Entre ellas destacan la implementación de estrategias de diseños de experimentos bien delimitados, con la intención inicial de acotar la cantidad de pruebas preliminares que encarecen el costo de las actividades de desarrollo [18,47]. Además, los datos son tratados con métodos estadísticos como análisis de varianza (ANOVA) para definir gráficos de contorno, mapas de superficie de respuesta y procesamiento. Estas herramientas permiten al usuario visualizar las tendencias requeridas la modificar los valores de ciertos parámetros con una respuesta asociada como de presenta en (1).

$$Y_i = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \varepsilon \quad (1)$$

Los mapas de superficie de respuesta y procesamiento son modelos matemáticos de primer orden empleados para el tratamiento de fenómenos donde la relación lineal entre la respuesta y cada uno de los factores no es del todo conocida. Con el objetivo de optimizar el valor numérico de la variable dependiente a partir de encontrar el valor idóneo de los coeficientes constantes ( $\beta_0$ ), lineales ( $\beta_1$ ,  $\beta_2$  y  $\beta_k$ ) y de ruido experimental ( $\epsilon$ ) es propuesta esta metodología [50]. Diversos trabajos reportan métodos diseños experimentales para el análisis de la transferencia de material de aporte controlando la etapa de corto circuito modificando la intensidad de corriente y el voltaje durante el ciclo CMT con la finalidad de garantizar la continuidad de depósitos y disminuir cantidad de gotas fundidas proyectadas durante el proceso. El análisis y control en las diferentes etapas del ciclo CMT, el uso material de aporte de diferentes características químicas, las condiciones intrínsecas del procesamiento y la evolución de la carga térmica y la variación en las historias térmicas locales pueden tener un impacto significativo sobre las morfologías y geometrías del depósito [51], [52].

## **2.5. Metalurgia Titanio**

La compañía DuPont fue la primera en el mundo desarrollar el procesamiento de titanio para uso comercial en el año 1948. Realmente no es un elemento complicado de encontrar, pues ocupa el noveno lugar en abundancia y el cuarto metal de aplicación estructural en el planeta después del aluminio, el hierro y el magnesio. No obstante, es casi imposible hallarlo en concentraciones económicamente viables y nunca en estado puro por su alta afinidad química al oxígeno. Es en este sentido que la dificultad del procesamiento de afinado del metal se complica y encarece el producto final. Actualmente, sólo existe un procesamiento de reducción de mineral de titanio es empleado para cantidades finitas de carga, y no procesamientos continuos como si los hay para otras especies metálicas.

El titanio es ha sido aprovechado en su forma metálica pura desde hace más de 70 años y ha sido la clave para el desarrollo de la industria aeronáutica y aeroespacial. Cerca del 70 % del titanio obtenido en el mundo es comercializado aplicado para la industria aeroespacial [61], [62].

No solo el titanio puro es de alto valor para la aplicación ingenieril, las aleaciones de titanio poseen excelentes propiedades mecánicas, además de ser ligeras. Esta característica los refiere como una alternativa superior a las aleaciones de aluminio y aceros inoxidable cuando se requiere una alta relación propiedades mecánicas/peso. Dejando de lado el relativo alto costo de las aleaciones, la aplicación en áreas como la biomédica, naval, metal mecánica y aeronáutica es cada vez mayor. Sin embargo, el titanio y sus aleaciones de balance están limitadas dentro del campo de aplicación por la alta afinidad al oxígeno a temperaturas superiores a 500°C. Elementos como el aluminio han sido adicionados con la búsqueda de superar esta susceptibilidad. Las aleaciones basadas en titanio-aluminio son equiparables mecánicamente a temperatura ambiente con aceros de alta aleación y las super-aleaciones de base Ni [53].

En el titanio puro de igual manera que otros metales de transición está integrado por estructuras cristalinas alotrópicas dependientes de la temperatura, para este material la fase alfa ( $\alpha$ ) y beta ( $\beta$ ) con estructura hexagonal compacta (hcp) y cúbica centrada en cuerpo (bcc) respectivamente. La fase alfa es estable en temperaturas bajas, a medida que la temperatura incrementa alrededor de los 885°C la transformación alotrópica denominada  $\beta$ -transus. La fase  $\beta$  es estable a altas temperaturas hasta la temperatura de fusión alrededor de 1668°C.

#### 2.5.1. Efecto de los elementos aleantes

Al adicionar especies químicas en la fabricación es creada una amplia gama de diagramas de fase con base en la aleación formada. Estas especies son disueltas dentro de la matriz de titanio como elementos intersticiales si el radio atómico es considerablemente menor al titanio, o de manera sustitucional o solución sólida si el radio es próximo o incluso mayor al del solvente.

Los elementos de aleación impactan con diferente grado y efecto los diagramas de constitución de fases de acuerdo a la aleación conformada. Algunos elementos influyen la estabilidad de ciertas regiones de fases a concentraciones específicas en función de su efecto estabilizador, por lo tanto, aumentan la temperatura de transformación. De acuerdo a diversos autores [50–52], los estabilizadores promueven cambios en la temperatura de transformación  $\alpha \rightarrow \beta$ . Donde, la fase  $\beta$  tomará comportamiento isomorfo, o el desarrollo de un compuesto intermetálico por la adición de elementos que promueven la reacción eutécticoide. Por último, algunos elementos denominados mejoradores tienen un efecto estructural neutro, pero modifican

propiedades químicas y superficiales como corrosión y mecánicas. Las aleaciones de titanio son clasificadas de acuerdo a la composición de fases en temperatura ambiente, como aleaciones  $\alpha$ , aleaciones  $\beta$  y aleaciones binarias  $\alpha+\beta$ .

Las aleaciones  $\alpha$  son conformadas por casi el 100% de esta fase a temperatura ambiente. La mayoría de estas son constituidas por aluminio, actúa como elemento sustitucional en la celda cristalina y limitan el efecto de estabilizadores  $\beta$ . En general, no son influenciadas por tratamientos térmicos convencionales, puesto que no es posible alcanzar la recristalización completa  $\beta$ . No obstante, debido a la densidad de la celda hcp el complicado conformarlas en frío.

La fase  $\beta$  (metaestable en temperatura ambiente) está presente regularmente en aleaciones ricas en elementos estabilizadores como vanadio y hierro. En contraste con las aleaciones anteriores, demuestran una buena capacidad para el trabajo en caliente. No obstante, al ser una fase metaestable presenta una fuerte tendencia a la transformación parcial a la mezcla binaria  $\alpha + \beta$  durante un calentamiento prolongado o al ser trabajado mecánico en frío. Los cristales finos de  $\alpha$  disueltos en la matriz de  $\beta$  son propensas a adornar los límites de grano.

Por último, las aleaciones que están conformadas por la composición binaria  $\alpha + \beta$  contienen al menos una especie estabilizadora de cada fase constituyente. Estas aleaciones exhiben una mezcla de ambas fases a temperatura ambiente y su microestructura puede ser modificada con tratamientos termo-mecánicos adecuados. Como fue mencionado con anterioridad, el contar con dualidad de fases disminuye la capacidad de efectuar operaciones de sobrecalentamiento como corte y soldadura, al ser altamente propenso a la recristalización. La aleación conformada por titanio (Bal.), aluminio (6 %) y vanadio (4 %) es una de las más ampliamente estudiadas y de aplicación ingenieril.

#### 2.5.2. Aspectos generales de la microestructura del Ti6Al4V

La aleación Ti6Al4V contiene 6% de aluminio y 4% de vanadio como principales formadores disueltos en una matriz de titanio. Esta relación en equilibrio ha permitido la aplicación de la aleación para desempeño ingenieril desde la década de 1950. La integración de

los elementos estabilizadores promueve la presencia de la mezcla binaria  $\alpha+\beta$ . Está compuesta por la fase  $\beta$  que no ha sido estabilizada por el vanadio y no transforma (retenida) en una matriz de  $\alpha$  con mayor estabilidad a temperatura ambiente. La morfología de la microestructura puede ser modificada a múltiples morfologías de acuerdo con el ciclo térmico experimentado durante el procesamiento.

Entonces, el correcto control de la tasa de calentamiento, el tiempo de exposición a la temperatura máxima de trabajo y las velocidades de extracción de calor permite modificar las propiedades mecánicas. La optimización de propiedades mecánicas es producto de la selección de tamaño, morfología y distribución de las estructuras de la fase binaria.

## **2.6. Las transformaciones de fase Ti6Al4V**

### **2.6.1. Transformaciones al calentamiento $\beta \rightarrow \alpha+\beta$**

Durante el enfriamiento de la aleación Ti6Al4V la fase  $\beta$  de mayor estabilidad en altas temperaturas con planos de mayor densidad de empaquetamiento (bcc) comienza a transformar a los planos de menor energía de la fase  $\alpha$  (hcp). La distancia interplanar de la estructura hcp  $\{0001\}$  resulta ser ligeramente mayor a la de la bcc  $\{110\}$ . Por este motivo, la transformación  $\beta \rightarrow \alpha+\beta$  es generada una distorsión atómica produciendo una contracción de los parámetros reticulares  $c$  con respecto al parámetro  $a$  reduciendo la relación  $c/a$  de las estructuras hexagonales idealmente empaquetadas. Esta distorsión refleja una ligera dilatación volumétrica cerca de la temperatura  $\beta_{\text{transus}}$  [54].

Las distorsiones microestructurales limitan la difusión completa de elementos en la matriz, dando origen a constituyentes como la martensita  $\alpha$  ( $\alpha_m$ ). Es característica de materiales cuyo procesamiento requirió la extracción de calor con tasas muy altas desde el campo de totalidad de la fase  $\beta$ . Demuestra una apariencia acicular (formación de granos alargados en forma de agujas). Trabajos anteriores resaltan que la composición química entre  $\alpha_m$  y  $\beta$  es muy similar, pero no así la microestructura que resulta ser muy similar a la de la fase  $\alpha$ . Además, aunque es estable a temperatura ambiente comienza su transformación incluso a temperaturas no tan elevadas.

Para tasas de enfriamiento muy bajas cuando se ha alcanzado la totalidad de la fase  $\beta$  en el material, la formación de la fase  $\alpha$  es controlada por un mecanismo por de nucleación y crecimiento. Si la extracción de calor es súbita, como en los procesos de arco eléctrico, la microestructura es conformada por láminas de  $\alpha$  con tamaños más grandes a medida que la tasa de enfriamiento disminuya. Para estas estructuras cierta cantidad de la fase  $\beta$  se mantiene retenida entre las láminas de  $\alpha$ , y es rica en elementos que la estabilizan, como el vanadio o el hierro. Si la morfología de las láminas es entrelazada a forma de canasta, son nombradas Widmanstätten. La estructura es característica de una disolución-transformación  $\alpha+\beta$  fuera del equilibrio [65].

#### 2.6.2. Mecanismo de transformación completa de $\alpha+\beta \rightarrow \beta$

Al someter al material a un ciclo de calentamiento todo el constituyente de la fase  $\alpha$  transforma gradualmente hasta alcanzar la totalidad de fase  $\beta$  a temperaturas superiores  $\beta$  transus. Corinne [65] explica que, si la tasa de calentamiento es lo suficientemente lenta la transformación  $\alpha+\beta \rightarrow \beta$  mantienen equilibrio termodinámico. Por el contrario, si el calentamiento es súbito la transformación no obedece alguna línea de transformación del diagrama de equilibrio. Este fenómeno es observado durante los procesos que emplean arco eléctrico como fuente de calor, donde la disolución total de  $\alpha$  obedecerá a un desplazamiento a la derecha de la curva de transformación en equilibrio.

Cuando el calentamiento no supera la temperatura de transformación la microestructura se dependerá de la temperatura máxima alcanzada y el tiempo de permanencias, además de la forma y tasa de extracción de calor. De esta manera, formaciones de constituyentes retenidos o con grandes tamaños de grano pueden estar presentes si las condiciones de enfriamiento fueron lentas.

## 2.7. Consideraciones para la MA de Ti6Al4V

### 2.7.1. Imperfecciones y defectos

Los procesos de arco eléctrico son propensos a la presencia de defectos. Cuando el conjunto de parámetros de procesamiento de genere buen aspecto superficial, no implica que

cuenta con integridad estructural o libre de alguna imperfección que puede resultar dañina para alguna potencial aplicación. Algunos autores han resaltado que defectos como la porosidad, el agrietamiento, las inclusiones en la matriz del material, deficiencia en la morfología de la costura con concavidades o convexidad exceso, faltas de continuidad por falta de fusión y microgrietas son característicos de los procesos de arco eléctrico [68-69]. La presencia en mayor medida es asociada con los métodos y parámetros de procesamiento. Adicionalmente, una deficiente atmósfera de protección promueve la formación de defectos, donde la composición y flujo de gas son los factores de mayor interés.

### 2.7.2. Porosidad

La porosidad es asociada de manera directa con el efecto de la interacción gas-pileta fundida durante la solidificación del metal fundido. Donde las burbujas del gas dentro del metal fundido, las reacciones químicas de disociación de gases y el flujo convectivo de fluido producido durante la fusión focalizada. Este defecto es reconocido como una discontinuidad en forma de una cavidad. La porosidad en especies afines a la oxidación como el aluminio es provocada por la mutación de especies no metálicas como el hidrógeno en la transición de la fase líquida a la fase sólida. Algunos autores han resaltado que el emplear alambre de buena calidad, en conjunto con un correcto desarrollo sinérgico reduce la predisposición natural a la formación de poros. La presencia de defectos de este tipo reduce la resistencia a la fatiga del material depositado.

### 2.7.3. Fusión incompleta

La fusión incompleta ocurre cuando el arco eléctrico no genera el calor suficiente para fundir una sección dentro del sustrato o la capa inmediata anterior. Los factores que promueven la falta de fusión son un pobre aporte térmico, una velocidad de avance muy alta, el incorrecto ángulo de depósito, geometrías complejas y limpieza superficial deficiente. Este defecto demuestra ser crítico debido a que las faltas de fusión tienden a ser generadores de fractura.

### 2.7.4. Fractura

Este defecto de acuerdo con Donachie [61] es clasificado como fractura de solidificación, debido a que ocurre mientras el material depositado se encuentra en una región semipastosa en la región de temperaturas entre la temperatura sólidos y líquidos.

Por la composición de la aleación Ti6Al4V, al no incluir una reacción invariante eutéctica es eximido de la fractura en caliente. Por otro lado, la presencia de grietas producidas por una deficiente protección gaseosa durante el procesamiento. La contaminación atmosférica promueve la mayoría de las fracturas en materiales altamente reactivos al oxígeno como el Ti6Al4V cuando la temperatura es de 500 °C.

### 2.7.5. Ciclo térmico durante la MA

Los ciclos en los procesamientos DED producto de la adhesión multicapa de material con el aporte constante de una fuente de calor promueve un desarrollo no homogéneo de la microestructura del depósito. Una demostración de estos ciclos fluctuantes durante una operación DED fue esquematizada por Kelly [68] (figura 2.4). Donde el crecimiento difusional, masivo, martensítico y el crecimiento de granos  $\beta$  experimentado durante la manufactura aditiva del Ti6Al4V.

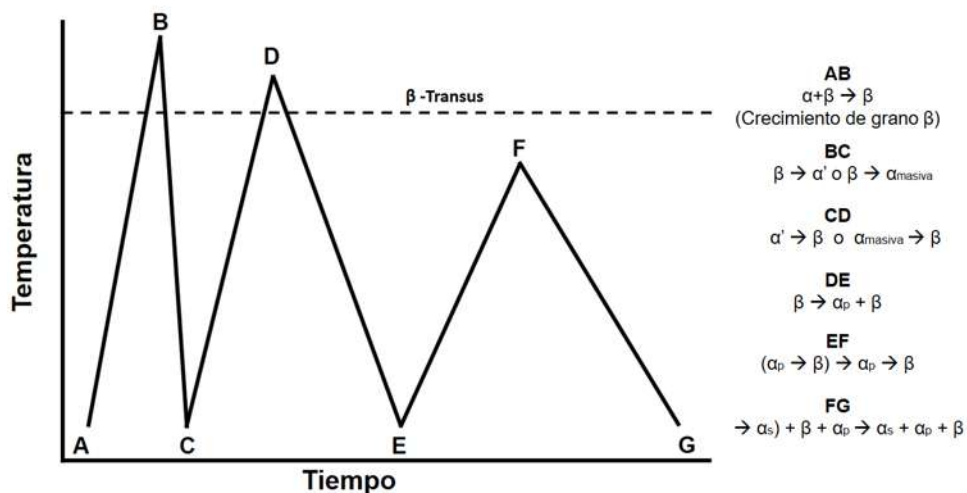


Figura 2.4. Ciclo de temperatura observado durante un procesamiento multicapa base DED. [1]

Durante la construcción de los muros la temperatura las capas iniciales superan fácilmente la temperatura de transformación, y a medida que la construcción avanza comienzan a disminuir en intensidad. Este hecho refleja una menor intensidad en la afectación térmica en las capas anteriores. Los ciclos cuyo alcance supera la magnitud térmica de transformación  $\beta$  son denominados ciclos primarios, por naturaleza, aquellos que no la superan reciben el termino de secundarios. No obstante, ciclos de incremento de temperatura medidos en las capase más

inferiores cuya afectación por el calor es en mucho menor grado son nombrados ciclos de disolución [1].

La temperatura de disolución delimita el límite de la fracción de fase  $\alpha$  y el inicio de la transformación a la fase  $\beta$  en equilibrio. La fracción de conversión inicia en un 91% y 9% para las fases estable en temperatura ambiente, y comienza una inversión en la concentración en función del incremento constante de la temperatura. Kelly [1], [68] presenta el efecto del calentamiento cíclico en un proceso DED basado en una fuente laser. Demostrando que los cambios microestructurales generados por el calentamiento entre la temperatura  $\beta$ -Transus y la temperatura de disolución son evidentes y debe ser evaluado su impacto en las características de los depósitos manufacturados.

## 2.8. Modelo térmico durante la MA

Diferentes metodologías para el modelado de procesos de MA han sido propuestos consideran la interacción fuente de calor-sustrato y la transferencia de calor. Simultáneamente, son incluidas las propiedades físicas de los materiales precursores y de las magnitudes de los factores experimentales ( $I_{max}$ , TS y  $\eta$ ). Las propiedades físicas como la conductividad térmica ( $k$ ) son consideradas isotrópicas, reportando, además, un mecanismo de transferencia de calor producto de colisiones moleculares (transferencia por conducción) descrita por la ecuación Fourier (13) [61], [62]. Donde,  $q'$  es el flujo de calor y  $T$  la temperatura y  $\nabla = (\frac{\partial}{\partial x}, \frac{\partial}{\partial y}, \frac{\partial}{\partial z})$  que es una modificación de la ley de la conservación de la energía. Las propiedades físicas termo dependientes del material como la densidad ( $\rho$ ), la capacidad calorífica a presión constante ( $C_p$ ), fueron consideradas y se reescriben como (1) y (2). También incluyeron la localización ortogonal de la Fuente de calor sobre el eje coordenado ( $x, y, z$ ), un término temporal ( $t$ ) para relacionar la cantidad de calor retenido en función del de la velocidad de avance de la fuente de calor ( $v$ ). De esta manera, (2) es modificada por (3) [55], [63]–[66].

$$q' = -k\nabla T \quad (1)$$

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k\nabla T) + Q \quad (2)$$

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + Q - v \frac{\partial T}{\partial x} \quad (3)$$

La aproximación de doble elipsoide de Goldak para una fuente de calor de movimiento ha sido reportada para procesos de modelado de arco eléctrico [67]. Con base en las consideraciones descritas y de acuerdo a la norma EN 1011-1:2009 es calculada la entrada neta de calor en (4) donde P es la potencia eléctrica del proceso (5), y relaciona parámetros de operación como la velocidad de la antorcha (TS) y las pérdidas de calor por efecto de la transferencia de calor por convección (6), radiación (7) y la evaporación de elementos aleantes por diferencia de presión en la pileta fundida (8).

La entrada de calor y las consideraciones de frontera de la tabla 3 fueron alimentadas al módulo para obtener una solución rápida y convergente [68]–[73]

$$Q = \frac{P \cdot 60}{TS} \quad (4)$$

$$P = IV\eta \quad (5)$$

$$P = IV\eta$$

$$q'_{conv} = h_f (T - T_\infty) \quad (6)$$

$$q''_{rad} = \varepsilon \sigma_B (T_\infty^4 - T_0^4) \quad (7)$$

$$q'''_{evap} = L_v \sum_{i=1}^n X_i 44.331 p_i(T_0) \sqrt{\frac{MW_i}{T_\infty}} \quad (8)$$

$$Q = Q_{in} - q'_{conv} - q''_{rad} - q'''_{evap} \quad (9)$$

### 2.8.1. Refinamiento de malla

La malla define el tamaño del volumen de control define el esfuerzo computacional de manera fija para la solución del modelo matemático de solución. El tamaño de la malla debe ser definido de manera aproximada en comparación con la región de incidencia del fenómeno

de solución. De acuerdo con Kelly et al. [1] el tamaño de malla para solución depende del proceso de MA dado, donde para técnicas de cama de polvo debe ser en promedio de 0.05 mm, tamaño considerablemente menor con respecto al de técnicas como de arco eléctrico cuyo tamaño mínimo ronda 1 mm. A medida que el tamaño de la malla es reducido incrementa el número disponible de puntos de cálculo (nodos) para la solución del fenómeno dentro de una capa (conjunto de nodos). Para la solución modelos empleados para MA es ineficiente resolver todo el fenómeno con un tamaño de elemento constante.

La resolución del modelo dependerá del grado de refinamiento de la malla. Por lo tanto, volumen de control deberá ser ajustado entonces, con un menor tamaño en la región que se requiere mayor capacidad de solución donde el material comienza a ser depositado. La variación de tamaño en la malla incrementando el espaciado permite que las ecuaciones de diferencias finitas resuelvan de manera generalizada cada nodo circundante con un menor costo computacional con respecto al nodo central.

# Capítulo 3. Metodología experimental

## 3.1. Análisis de materiales en condición de llegada

Tres presentaciones de Ti6Al4V fueron consideradas para este trabajo, barra rolada de 14 mm de diámetro, placa de 7 mm de espesor y alambre ERTi5 de 1.2 mm de diámetro. LA composición química es descrita en la Tabla 1 y concuerda en concentración elemental descrita en la norma ASTM F2924-14.

Tabla 1. Composición química del Ti6Al4V (% peso) [37] (template2). (1) Composición química de barra rolada, (2) Composición química de placa sustrato, (2) Composición química de alambre ErTi5

Aleación	Al	V	Fe	C	O	N	H	Ti
Ti6Al4V <sup>(1)</sup>	5.5-6.5	3.5-4.5	0.25	0.08	0.13	0.05	0.012	Balance
Ti6Al4V <sup>(2)</sup>	5.5-6.75	3.5-4.5	0.25	0.08	0.2	0.05	0.125	Balance
Ti6Al4V <sup>(3)</sup>	5.5-6.75	3.4-4.5	0.22	0.05	0.12-0.20	0.03	0.015	Balance

Secciones transversales la barra y placa (figura 5), así como una muestra de 15 mm del alambre fueron cortadas para su caracterización. Los cortes fueron realizados empleando una cortadora marca Struers modelo Accutom-100 dotada de un disco de filo de diamante marca BUEHLER modelo IsoMet y refrigeración continua. Las muestras fueron ajustadas y montadas sobre baquelita conductora para el posterior desbaste.

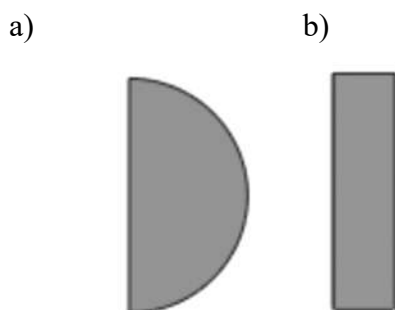


Figura 3.1. Dibujo de diseño y corte de probetas para análisis. a) Corte sección transversal de barra. b) Corte sección transversal de placa

El desbaste abrasivo de grano grueso y pulido fue llevado a cabo de acuerdo con la norma ASTM E3-01. Donde, las muestras son sometidas a desbaste orientado con hoja de lija de SiC de tamaño de grano ASTM 240, 320, 400, 600, 1000. Una vez terminado el desbaste grueso se procedió al desbaste fino (pulido) con paño de cambas y sílica coloidal en pulidora automática hasta obtener una superficie homogénea de acabado espejo.

### 3.1.1. Análisis de materiales por difracción de rayos-X

Las muestras preparadas fueron analizadas por difracción de rayos-X empleando un equipo Rigaku SmartLab en geometría Bragg-Brentano con voltaje de 50kv e intensidad de corriente de 30mA, además de filamento de Cu brinda radiación  $K_{\alpha}$ . El barrido fue desarrollado con un tiempo de paso de 2s durante un rango angular  $2\theta$  de 15-90° con desplazamiento de 0.02°. Adicionalmente la microestructura y su evolución fue evaluada al ser sometida a una carga térmica constante desde temperatura ambiente y hasta 1000 °C con ayuda de un domo de grafito para disminuir el efecto de la oxidación en la muestra.

### 3.1.2. Análisis por microscopía

#### 3.1.2.1. *microscopía por óptica (MO)*

Para el análisis de la microestructura de las muestras de condición de llegada y pos procesamiento fue empleado un microscopio óptico marca Olympus modelo DSX510. Fue desarrollada inspección superficial, análisis metalográfico y construcción de muestras de tamaño mayor a las habitualmente empleadas en esta técnica por medio de corrección superficial.

#### 3.1.2.2. *Microscopía electrónica de barrido (MEB)*

El análisis microestructural fue desarrollado mediante microscopía electrónico de barrido por medio de emisión de campo (FE-SEM) marca JEOL modelo JSM-7600F utilizando una fuente afilada LaB<sub>6</sub>. El voltaje (5 kV) e intensidad de corriente (70  $\mu$ A) fueron regulados ajustados para obtener buena calidad de imágenes y minimiza la acumulación de carga o daños en la muestra. Adicionalmente, se fue desarrollado un análisis de espectroscopía de energía

dispersa (EDS) para el análisis e la distribución de elementos químicos en las zonas de las muestras.

### 3.1.3. Análisis termogravimétrico (TGA) y calorimetría diferencial de barrido (DSC)

La selección de atmósfera de procesamiento fue realizada a partir de un análisis termogravimétrico para conocer la interacción Ti6Al4V-atmósfera. Fue mediante una balanza termogravimétrica de la marca Setaram, modelo Setsys Evolution 16/18 con una precisión de 0.003 mg. Las muestras son suspendidas con ayuda de una canastilla de platino la cual se encuentra suspendida en un extremo en el interior del reactor. El reactor de la termobalanza consiste de un tubo de alúmina con un diámetro interior de 18 mm.

Las atmósferas de procesamiento evaluadas fueron Argón, Helio y una mezcla de ambas (70/30) con las purezas que se describen en la tabla 2. Las tres atmósferas emuladas son encontradas de manera habitual en el mercado. El ciclo de calentamiento fue similar para todas las condiciones y se muestra en la figura 3.2, donde la velocidad de calentamiento fue de 50°C/min, hasta alcanzar una temperatura de 1250°C; dando un tiempo de permanencia de 60 min a la temperatura máxima para posteriormente enfriar a 60°C/min.

Tabla 2. Atmósferas de procesamiento para análisis TGA

<b>Gas</b>	<b>Símbolo</b>	<b>Pureza</b>	<b>pO<sub>2</sub></b>
Argón	Ar	99.998%	3x10 <sup>-3</sup> atm
Helio	He	99.9998%	3x10 <sup>-6</sup> atm
Argón+Helio	Ar+He	70/30 %	3x10 <sup>-3</sup> atm

El análisis de calorimetría diferencial de barrido (DSC) permite el al análisis de transformación en estado sólido en función de la temperatura de muestras situadas en un crisol de alúmina dentro del reactor del mismo equipo. El control y monitoreo de temperatura se lleva a cabo utilizando un termopar Pt-Pt/13 %Rh (tipo-S). El termopar se encuentra justo debajo de la posición final del crisol; de esta manera la temperatura registrada por el termopar es muy aproximada a la temperatura de la muestra.

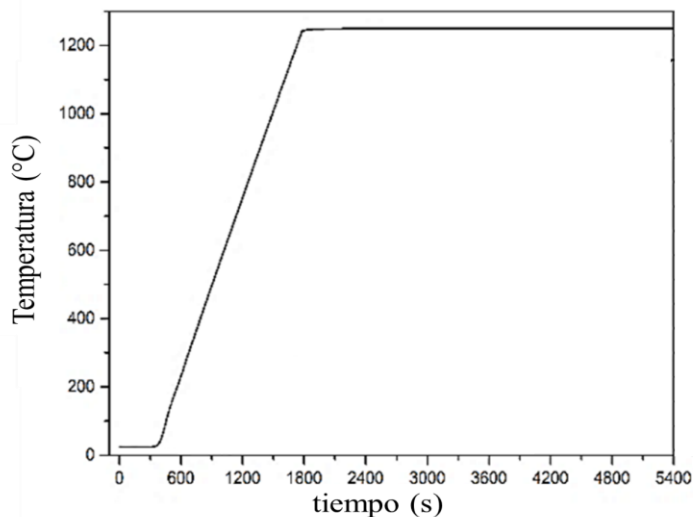


Figura 3.2. Diseño de ciclo térmico para análisis TGA

La termobalanza es controlada por medio de un equipo de cómputo personal a través de una interfaz. Un sistema de inyección de gases alimenta a la cámara de reacción el gas de trabajo necesario utilizando controladores de flujo másico instalados en las entradas de la termobalanza. El calentamiento del reactor interno se realiza por medio de una resistencia de grafito. La variación del peso de la muestra, producto de una reacción, se registra a intervalos comprendidos entre uno y tres segundos.

### 3.2. Manufactura aditiva de depósitos de capa simple

Los depósitos fueron manufacturados sobre sustratos (placa) de Ti6Al4V con dimensiones de 80 mm x 40 mm x 6 mm. El transformador de soldadura convencional de CMT fue posicionado sobre un brazo robótico Fanuc 120i, que dota al sistema de 6 ejes de movimiento. Los parámetros de procesamiento preliminares (P01-02) fueron determinados a partir la modificación de puntos de una sinergia CMT para la soldadura de aluminio puro. De la cual fueron definidas las configuraciones de parámetros que se muestran en la Tabla 3. Durante la manufactura fue suministrada una atmósfera inerte de Ar alimentada con orientación coaxial (99.998%) a la dirección del alambre con un flujo constante de 30 L/min. Todo el procesamiento fue desarrollado en las instalaciones de la Dirección de Ingeniería de Superficies y Manufactura Aditiva (CIDESI).

Tabla 3. Parámetros finales de evaluación para el depósito WAAM-CMT de Ti6Al4V

Matrícula	TS	WFS	$I_w$	$I_{max}$	$t_{I_{max}}$
Muestra	m/s	m/min	A	A	ms
P01	10	25	70	160	10
P02	10	56	150	185	30

### 3.2.1. Monitoreo térmico de depósitos de capa simple

Durante el procesamiento fue implementada una estrategia de monitoreo que consistió en un mapeo de la evolución térmica durante el depósito en tiempo real. Fue desarrollado un sistema de aplicación ejecutable escrito en ambiente LabVIEW. Los datos adquiridos por una tarjeta de conversión de señal analógica a digital National Instruments NI-9212 con una frecuencia de 100 Hz. La configuración y ubicación de termopares se muestra en la figura 3.3. Es descrita la dirección de avance para el análisis de la fuente de calor en movimiento.

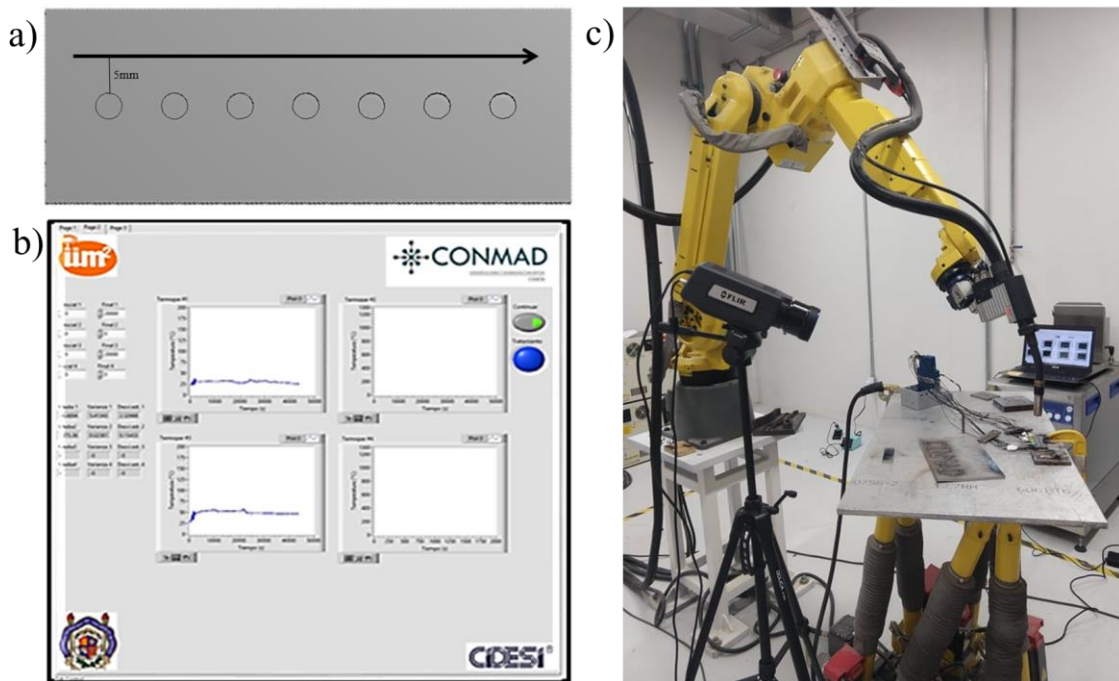


Figura 3.3. Esquema de procedimiento experimental. a) Disposición especial de termopares b) Interfaz de aplicación de monitoreo en tiempo real c) Configuración de procesamiento y monitoreo

### 3.2.2. Definición de características geométricas de depósitos

Una vez realizados los depósitos, los sustratos fueron pesados ( $w_f$ ) y comparados con la masa inicial del sustrato ( $w_i$ ) haciendo uso de una balanza analítica marca OHAUS modelo Pioneer. Los cordones fueron cortados 10 mm después de iniciado el cordón para garantizar una zona de mayor homogeneidad en la extensión del depósito. Fue empleada una cortadora semi automática marca Struers modelo Accutom 100 en su sección transversal y tratados bajo el procedimiento estándar de preparación metalográfica (ASTM E3-11). Las características geométricas y macro estructurales de los cordones fueron analizadas mediante un microscopio Opto Digital Olympus DSX.

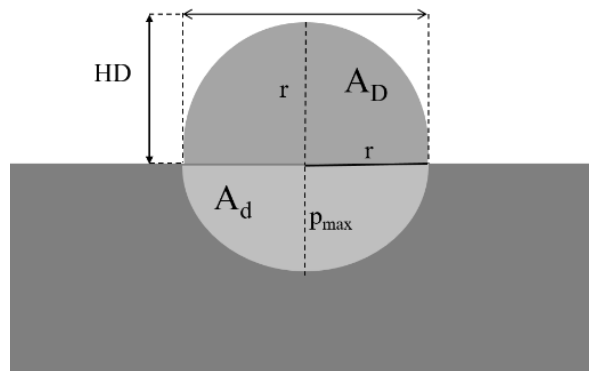


Figura 3.4. Esquema de sección transversal de un cordón CMT-WAAM

La figura 3.4 muestra un esquema transversal de las consideraciones geométricas que fueron evaluadas este trabajo. Las relaciones geométricas del cordón son consideradas respuestas experimentales, y son la altura del cordón (HD), el ancho (WD), el radio de la geometría del cordón ( $r$ ), la penetración máxima ( $p_{max}$ ), así como el área del depósito ( $A_D$ ) y la de la zona de dilución metalúrgica ( $A_d$ ). Además, la relación de las respuestas experimentales y las combinaciones entre ellas como la relación de aspecto (AR), el porcentaje de dilución (%D) y el área total del depósito en su sección transversal (ATD) también fueron cuantificadas experimentalmente como se muestra en (1) y (2). Adicionalmente, es medida la cantidad de masa depositada (MD) y la tasa de depósito (DR) en función del tiempo de procesamiento ( $t_p$ ).

$$\%D = \left( \frac{A_d}{A_D + A_d} \right) \times 100 \quad (1)$$

$$AR = \frac{WD}{HD} \quad (2)$$

$$MD = w_f - w_i \quad (3)$$

$$DR = \frac{MD}{t_p} \quad (4)$$

### 3.2.3. Definición de diseño de experimentos (DoE)

Una estrategia para el diseño de experimentos (DoE) fue empleada para establecer la relación entre los parámetros del proceso CMT (factores o variables independientes) y los parámetros de salida (respuestas o variables dependientes). Para un conjunto de variables independientes medibles y controlables  $x_i$ , la variable dependiente  $Y_i$  puede ser expresada como:

$$Y_i = f(x_1, x_2, x_3, \dots, x_k) \quad (5)$$

El modelo de DoE empleado para este trabajo es del tipo factorial completo. Para éste trabajo, un diseño factorial  $2^k$  donde  $k$  es el número de factores. El diseño experimental consistió de tres regiones operativas de análisis, donde fueron incluidos 4 factores a 2 niveles resultando cada región en 16 corridas prácticas. El indicador de importancia sobre cada factor es el valor del parámetro  $\alpha = 2$ . La tabla 4 contiene los factores TS, WFS,  $I_{\max}$ ,  $t_{I_{\max}}$  e  $I_w$  con los valores máximos y mínimos en cada región explorada.

$$\alpha = \left[ 2^k \right]^{\frac{1}{4}} \quad (6)$$

Tabla 4. Regiones de parámetros experimentales y niveles de operación para cada conjunto diseñado.

<b>Región experimental 01</b>			<b>Región experimental 02</b>			<b>Región experimental 03</b>		
<b>(Ep01)</b>			<b>(Ep02)</b>			<b>(Ep03)</b>		
Parámetro	Min	Max	Parámetro	Min	Max	Parámetro	Min	Max
$I_{\max}$ (A)	160	170	$I_{\max}$ (A)	160	190	$I_{\max}$ (A)	160	190
$tI_{\max}$ (ms)	10	30	$tI_{\max}$ (ms)	10	30	$tI_{\max}$ (ms)	10	30
$I_w$ (A)	70	110	$I_w$ (A)		110	$I_w$ (A)		110 A
WFS (m/min)	25	56	WFS (m/min)	5	10	WFS (m/min)	5	10
TS (mm/s)		10	TS (mm/s)	5	15	TS (mm/s)	5	15

### 3.2.4. Definición de valores objetivo

El proceso de optimización está limitado para las regiones experimentales descritas en la tabla 4. La optimización de respuestas es útil para la rápida identificación de valores empleados en la configuración de factores que, en combinación, mejoran una o múltiples respuestas. Estos métodos son empleados cuando exista la necesidad de evaluar el impacto de múltiples variables en una respuesta.

Antes de desarrollar la optimización de respuestas es necesario especificar si el objetivo es minimizar, maximizar o lograr un valor de respuesta en específico. De esta manera, en la tabla 5 son mostradas las propuestas de valores objetivos y maximizaciones para obtener una respuesta mejorada en cada región experimental. Las respuestas MD y DR son propuestas para maximizar debido a que el garantizar la transferencia másica es un indicador del correcto depósito del proceso CMT-WAAM.

Por otro lado, valores objetivo son propuestos siguiendo dos consideraciones, la primera en función del radio transversal del cordón para (WD y HD) y la segunda a partir de una combinación de respuestas como la AR y la eficiencia geométrica del cordón cuyos valores son 2 y 90 % respectivamente.

Tabla 5. Valores propuestos para variables medibles del proceso CMT-WAAM de cordones unicapa de Ti6Al4V

Respuesta	Propuesta	Objetivo
DR	$\approx 2 \text{ Kg/h}$	Maximizar
MD	$\approx 2 \text{ Kg}$	Maximizar
HD	R	Valor fijo
WD	2r	Valor fijo
$\eta_b$	90%	Valor fijo
AR	2	Valor fijo

Para la optimización de las respuestas fueron desarrollados gráficos empleando una aproximación de la función de deseabilidad. La deseabilidad es un indicador de la eficiencia con la cual una combinación de variables alcanza el valor objetivo definido para la respuesta. La deseabilidad se clasifica en individual ( $d_i$ ) para evaluar el grado de optimización de la configuración de factores sobre una respuesta individual, y en compuesta ( $D_i$ ) para analizar el efecto de la configuración experimental optimiza simultáneamente un grupo de respuestas. La deseabilidad individual es definida para un rango de cero a uno, siendo uno la situación ideal y cero una o más respuestas fuera de los límites aceptables (8). Para fenómenos como el aquí presentado resulta conveniente analizar la deseabilidad compuesta (9) y la respuesta a medida que  $d_i$  incrementa, así como el efecto de esta sobre el número total de las respuestas ( $n$ ) [26].

$$0 \leq d_i \leq 1 \quad (8)$$

$$D = (\prod_{i=1}^n d_i)^{1/n} \quad (9)$$

El valor límite superior ( $M_i$ ) e inferior ( $m_i$ ) de cada factor es utilizado para determinar la optimización de cada variable de respuesta ( $Y_i$ ). La optimización es calculada en formas diferentes de acuerdo a los siguientes tres casos (10, 11, 12) donde de deseabilidad es relacionada con el peso individual de cada función que ha sido reportado con un valor de uno [26]:

Caso de óptimo 1: Cuando se requiere que el valor óptimo de cada  $Y_i$  sea valor máximo posible obtenido por alguna configuración de factores, por lo que el valor del límite superior ( $M_i$ ) y el valor fijo objetivo ( $T_i$ ) son asumidas iguales ( $T_i = M_i$ ):

$$d_i = \begin{cases} 0 & \left[ \frac{Y_i - m_i}{T_i - m_i} \right]^w & Y_i < m_i \\ & & m_i \leq Y_i \leq T_i \\ 1 & & T_i > m_i \end{cases} \quad (10)$$

Caso de óptimo 2: Si es necesario que el valor óptimo de cada  $Y_i$  sea valor mínimo posible obtenido por la configuración de factores experimentales, por lo que el valor del límite inferior de la respuesta ( $m_i$ ) y el valor fijo objetivo ( $T_i$ ) son consideradas iguales ( $T_i = m_i$ ):

$$d_i = \begin{cases} 0 & \left[ \frac{M_i - Y_i}{M_i - T_i} \right]^w & Y_i < L_i \\ & & T_i \leq Y_i \leq M_i \\ 1 & & Y_i > M_i \end{cases} \quad (11)$$

Caso de óptimo 3: Deberá ser empleado cuando se requiere que el valor  $Y_i$  sea tan cercano como sea posible al punto objetivo ( $T_i$ ) que regularmente está ubicado dentro de la región experimental delimitada por los valores de respuesta  $m_i$  y  $M_i$ :

$$d_i = \begin{cases} 0 & \left[ \frac{M_i - Y_i}{M_i - T_i} \right]^w & Y_i < L_i \\ & & m_i \leq Y_i \leq T_i \\ & & T_i \leq Y_i \leq M_i \\ & & Y_i < m_i \end{cases} \quad (12)$$

### 3.3. Manufactura aditiva de depósitos multicapa

Posterior a la evaluación de cada una de las configuraciones de parámetros de capa simple fueron comparadas contra los valores definidos previamente definidos. En este sentido, fueron seleccionadas tres configuraciones de parámetros de características óptimas para la construcción multicapa e muros delgados por el proceso CMT-WAAM y se muestran en la

tabla 6. Los puntos elegidos integran diferentes valores de potencia lineal (Q), WFS y TS, estas condiciones permiten evaluar una diferente carga térmica durante la construcción.

Tabla 6. Puntos sinérgicos seleccionados para la construcción de muros multicapa

Punto Sinérgico	Muro	$I_{AVG}$ (A)	$V_{AVG}$ (V)	WFS (m/min)	TS (mm/s)	$\eta E$ (%)	Q (J/mm)	HB (mm)	Flujo (l/min)
Ep01_07	W1	115	20	55	10	90	207	4.936	30
Ep03_06	W2	125	20	10	5	90	450	4.686	30
Ep03_16	W3	125	20	20	15	90	150	6.671	30

### 3.3.1. Estrategia de depósito

Fueron diseñadas dos diferentes estrategias de depósito multicapa para muros delgados de Ti6Al4V dirigidas con una misma trayectoria en secuencia zig-zag que es común en la manufactura aditiva. En la figura 3.5 se muestra el esquema de la estrategia de depósito diseñada para la construcción de muros delgados. El tiempo de espera entre capas ( $t_w$ ) fue definido como 30 y 100 segundos, los tiempos fueron prolongados con la finalidad de garantizar la solidificación completa y enfriamiento suficiente de la capa inmediata anterior.

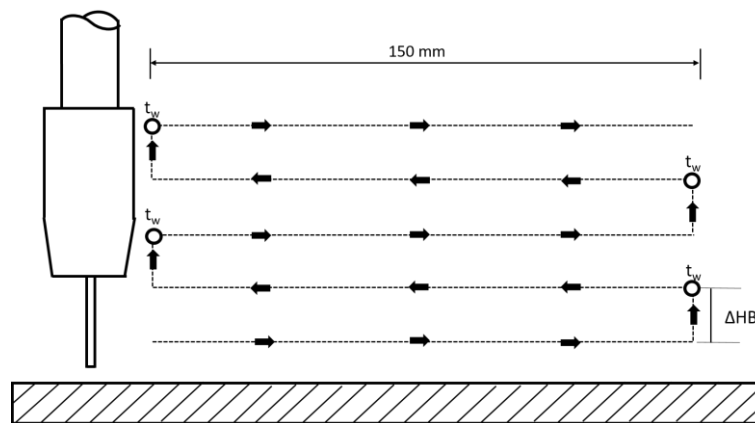


Figura 3.5. Esquema de la estrategia de depósito para la manufactura de muros multicapa con trayectoria alternada, tiempo intercapas ( $t_w$ ) variable e incremento en altura en la construcción capa por capa ( $\Delta HB$ )

Durante la construcción la evolución y distribución de la carga térmica fue monitoreada empleando un pirómetro METIS H322 de doble onda con una tasa de 1000 señales por segundo. Fue configurado un valor de emisividad para el Ti6Al4V en estado sólido de 0.85 de acuerdo a la hoja técnica de fabricante. El punto focal del láser fue ubicado justo en la sección media del muro (8 cm) justo a la altura de la segunda capa para evitar interferencia por el cambio de fase de sólido a líquido de proceso. La fuente de calor en movimiento es seguida por un spot de láser de 2.5 mm de diámetro y fueron ubicados a una distancia segura para no comprometer la integridad del sistema de visión como se muestra en la figura 3.6.

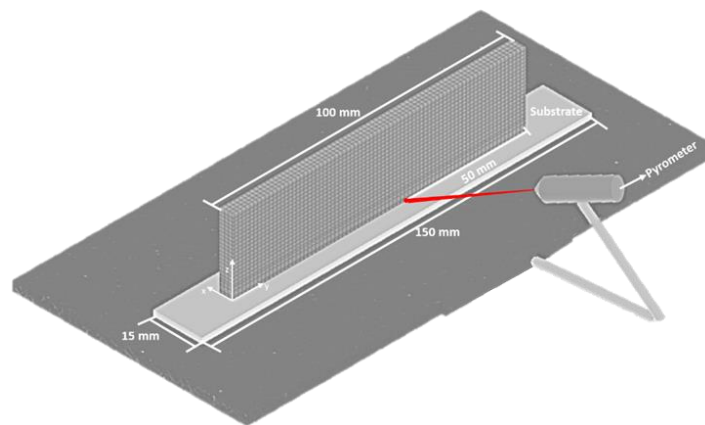


Figura 3.6. Esquema de la configuración de monitoreo empleando pirómetro durante la construcción de muros multicapa

### 3.4. Modelo térmico

La definición teórica descrita en la sección de marco teórico fue empleada para la definición del modelo térmico de solución para este trabajo. Las propiedades termofísicas características para Ti6Al4V empleadas para trabajos previos son mostradas gráficamente en la figura 3.7 [69-70].

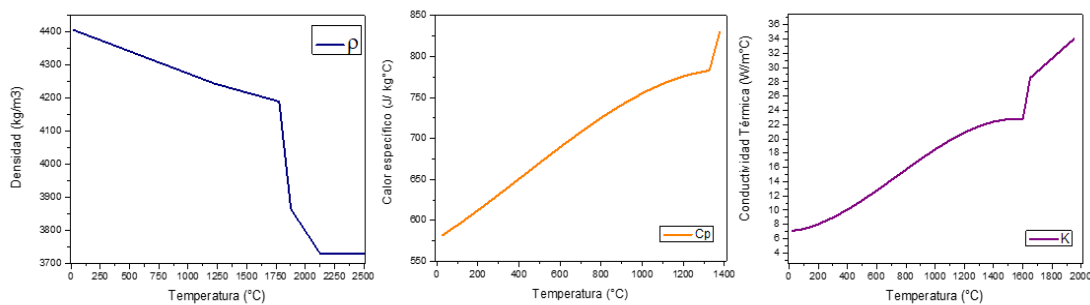


Figura 3.7. Propiedades físicas termodependientes para el Ti6Al4V en estado sólido [64], [67], [82], [83]

La propuesta de dominio de FEA considera elementos de tamaño no uniforme de 1, 0.5 y 0.25 mm, que a medida que se acerca a la zona de interacción con la fuente de calor para reducir el esfuerzo computacional sin disminuir la resolución en la zona de interés. Los elementos agrupan 118497 nodos con un paso de tiempo de 0.03546 segundos en la zona de interacción. El volumen de control (figura 3.8) describió cinco secciones sobre las que fueron diseñadas las condiciones de frontera del tipo III para cada sección (tabla 7).

Tabla 7. Condiciones de frontera aplicadas en el volumen de control del modelo térmico

Área	Condición	Valor	Características de la malla			
1	Tipo III	T=25 °C Convec. 30 W/mm <sup>2</sup> °C	Tamaño de elemento	0.25 mm	0.5 mm	1mm
2	Tipo III	T=25°C Convec. 150 W/mm <sup>2</sup> °C	Nodos	57886		
3	Tipo III	T=25°C Convec. 30 W/mm <sup>2</sup> °C	Paso de tiempo	0.02218	0.08865	0.3546
4,5	Tipo III	T=25°C Convec. 30 W/mm <sup>2</sup> °C	Difusividad	2.82x10 <sup>-6</sup>		
6	Simetría	Frontera Adiabática				

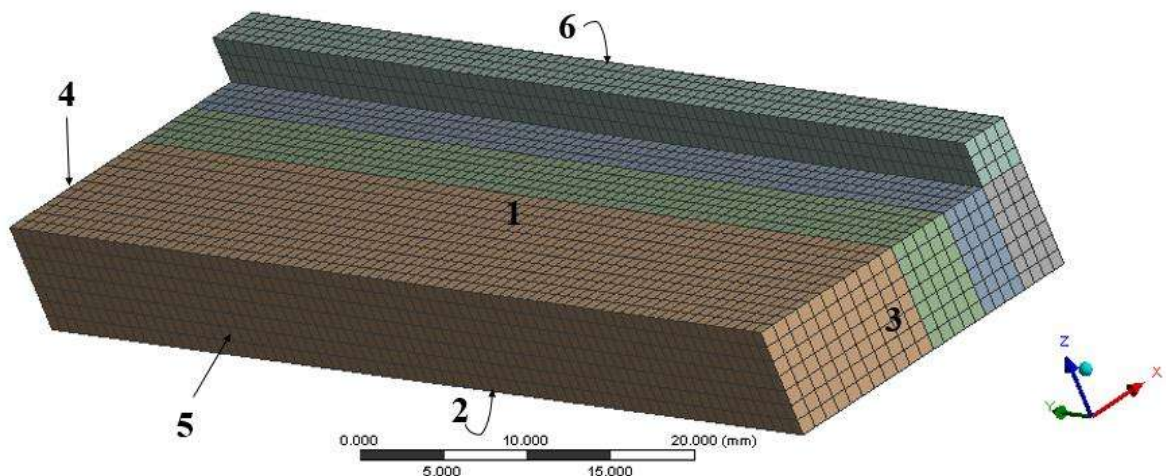


Figura 3.8. Diseño de volumen de control con tamaño de elemento uniforme. Son mostradas las caras sobre las cuales se escriben las condiciones de frontera de la tabla 7

# Capítulo 4. Resultados y discusión

## 4.1. Caracterización de materiales precursores

### 4.1.1. Análisis de difracción de rayos X (DRX)

El patrón de difracción de rayos-X obtenido al analizar la placa concuerda con el espectro reportado por Wysocki, Bartłomiej (figura 4.1). Fue identificada una mezcla de dos fases dentro de la estructura del material ( $\alpha$  y  $\beta$ ). La fase  $\alpha$  fue indexada de acuerdo al PDF 98-007-1742, es la de mayor presencia a temperatura ambiente y el pico principal se encuentra apenas separado del ángulo de  $40^\circ$ . Por otro lado, la fase  $\beta$  indexada con el PDF 98-007-1770 demuestra una presencia menor bajo las condiciones de ensayo.

La mezcla en equilibrio de las fases constituyentes es muy similar al patrón del Ti puro; sin embargo, los elementos de aleación generan saturación en la celda y presentan un corrimiento a la derecha. Los elementos aleantes promueven también la estabilidad de las fases presentes y su concentración

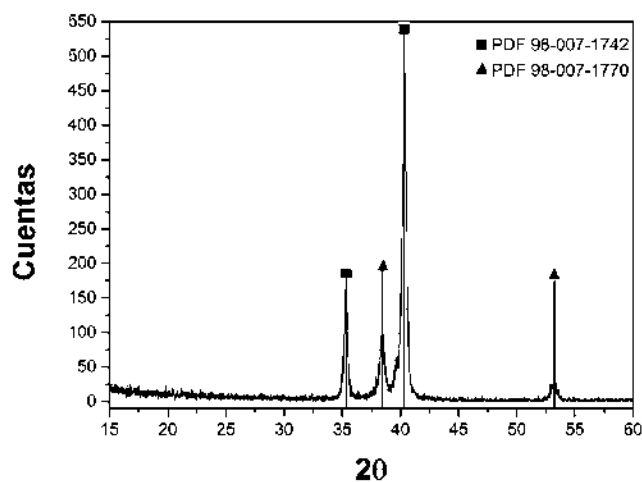


Figura 4.1. Espectro por DRX del sustrato de Ti6Al4V

#### 4.1.2. Difracción de rayos-X en alta temperatura

El análisis de DRX en alta temperatura fue desarrollado para entender el comportamiento de la aleación al ser sometida a incremento de temperatura. Debido a la susceptibilidad del Ti6Al4V al oxígeno el dispositivo porta muestras fue cubierto con un domo de grafito, dentro del cual por medio de un sistema mecánico se generó una atmósfera de vacío.

Los patrones de difracción fueron tomados cada 100°C una vez que la temperatura del domo es estabilizada durante la sección isotérmica de calentamiento. Los resultados del análisis desde temperatura ambiente y hasta 1100°C temperatura suficiente para la transformación completa de  $\beta$  [84]. La muestra seleccionada de morfología redonda con un espesor de 1 mm fue evaluada en temperaturas diferentes y los resultados son comparados con el difractograma inicial del material a 25 °C.

Durante el calentamiento hasta 300°C no fue posible identificar cambio en la cristalografía de la muestra. A partir de los 400°C y hasta los 700°C dio inicio a la formación y desplazamiento de un pico ubicado en  $2\theta = 40^\circ$ . Este pico fue caracterizado como fase  $\beta$  y es claramente visible a durante los 700°C. La presencia de esta fase indica el inicio de transformación sólida de  $\alpha$  a  $\beta$  (figura 4.2).

De acuerdo con los resultados obtenidos fue registrado el espectro de DRX a 750°C demostrando el corrimiento del pico recientemente formado con dirección a la izquierda en el ángulo  $2\theta = 39.4^\circ$ . Además, da inicio una etapa de reducción en la intensidad del pico ubicado en  $2\theta = 38.3^\circ$  y un corrimiento a la izquierda, similar al pico recién formado producto del esfuerzo térmico generado. Con base en esas observaciones fueron obtenidos espectros de DRX a 800, 900, 1000 y 1100°C para documentar la evolución de las fases durante la transformación sólida. El someter a temperaturas superiores a los 700°C promueve la disminución en la intensidad de los picos principales indexados para la fase  $\alpha$ , así como el incremento en la intensidad de las señales definidas para la fase  $\beta$  empleando los datos cristalográficos contenidos en PDF 98-007-1742 y PDF 98-007-1770 respectivamente.

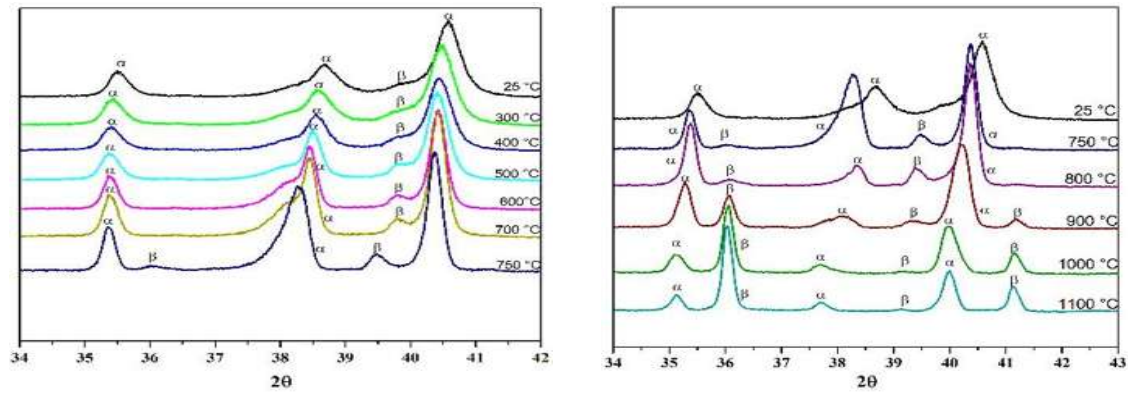


Figura 4.2. Análisis muestra Ti6Al4V por DRX en temperatura variable desde temperatura ambiente y hasta 1100°C

Después de los 500°C incrementa la magnitud de los desplazamientos cristalinicos del Ti6Al4V, de manera que se comprueba la susceptibilidad del material después de esa temperatura presentando una modificación microestructural que facilita la movilidad aniónica al interior de la celda.

#### 4.1.3. Microscopía electrónica de barrido (MEB)

##### 4.1.3.1. Análisis por electrones secundarios (SE)

La técnica de electrones secundarios fue empleada para caracterizar la superficie de los materiales precursores. Durante esta técnica un electrón es introducido cerca del núcleo de los átomos de la muestra proporcionando suficiente energía a uno o varios de los electrones para salir de su orbital. Los electrones salientes son de muy baja energía motivo por el cual la señal adquirida por el detector corresponde a los electrones más cercanos a la superficie.

En la figura 4.3 se muestra la micrografía del sustrato (figura 4.3a) y del alambre (figura 4.3b) de Ti6Al4V con preparación metalográfica estándar (ASTM E3-01) sin ataque químico. Formaciones de granos  $\alpha$  (HCP) son mostradas en la mayor parte de la superficie con un tamaño menor a 10 $\mu$ m. El constituyente  $\beta$  (BCC) está presente en menor concentración y ubicada en los límites de grano  $\alpha$ . Las formaciones de  $\beta$  están distribuidas de manera consistente con lo reportado por Julien et al. [32], la presencia y distribución es mayor para ambas condiciones (placa y alambre).

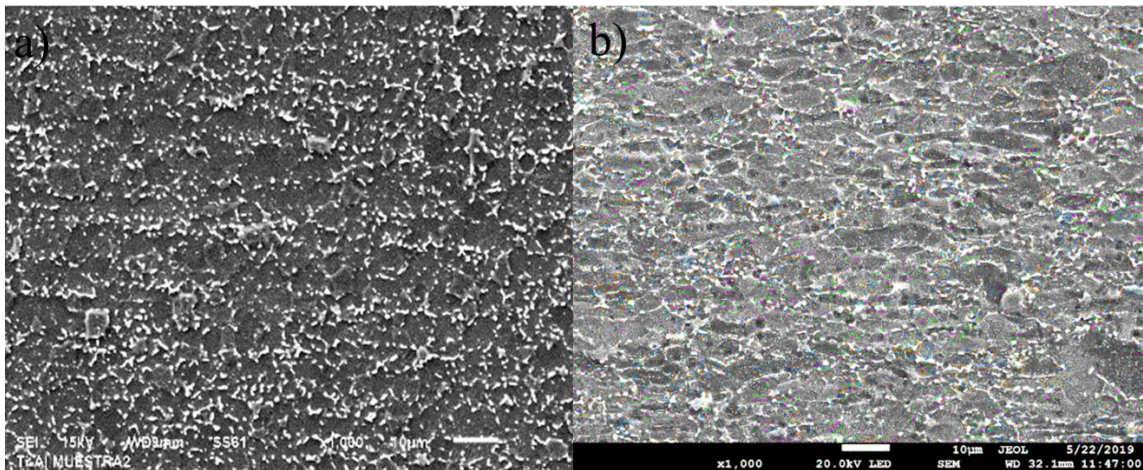




Figura 4.3. Micrografía de la condición de llegada de la placa sustrato (a) y el alambre ErTi5 (b)

#### 4.1.3.2. Análisis por electrones retrodispersados (BSE)

La microscopía electrónica de barrido empleando la técnica de electrones retrodispersados (BSE) al sustrato mostró una superficie con granos de tamaño máximo de 7  $\mu\text{m}$ , aunque la mayoría están distribuidos de manera heterogénea con tamaño más reducido (figura 4.4). La muestra de sustrato fue tratada con la técnica difracción de electrones retrodispersados (EBSD). Esta técnica emplea una comparación de la señal adquirida con las líneas Kikuchi [85], que están estrechamente relacionadas con los parámetros reticulares de la red cristalina específica de cada material. En cada plano de análisis fueron obtenidos patrones de difracción y clasificados de acuerdo con la orientación de cada región.

La segregación del vanadio promueve zonas de enriquecimiento de fase  $\beta$  estable granos con tamaño no mayor a 2  $\mu\text{m}$ . Un mapa de fases sobre el eje z (figura 4.4) fue generado obedeciendo el código de color de la tabla 8. La distribución de fases demostró morfologías de granos completos de la fase  $\beta$  como constituyente integral de del material bifásico, y no como formación limitada a los límites de grano formadas por segregación de soluto enriquecido en V durante la solidificación. En la figura 4.4c son acopladas la imagen del mapeo de fases con la micrografía de la superficie de Ti6Al4V, donde es posible identificar las formaciones granulares de fase  $\beta$  y no como colonias alojadas en límites de grano.

Tabla 8. Datos cristalográficos para identificación de fases

Nombre de fase	Tarjeta cristalográfica (PDF)	Código	% Peso
Titanio $\alpha + \beta$	98-007-1742		53.8%
Titanio $\alpha_2 + \beta$	98-006-2714		5.58%

Además, fue generada una imagen de polo inverso (figura 4.4d) que proporcionó información de la densidad de polos de los planos  $\{hkl\}$  paralelos al eje Z. Los planos con mayor densidad mostraron ser los  $\{001\}$ ,  $\{00\bar{1}\}$  y  $\{200\}$ . También es posible identificar las orientaciones intermedias. La imagen clasifica la señal coincidente con cada orientación base (triada característica con orientaciones cristalinas preferenciales) e ilumina de acuerdo con los patrones definidos para Ti6Al4V.

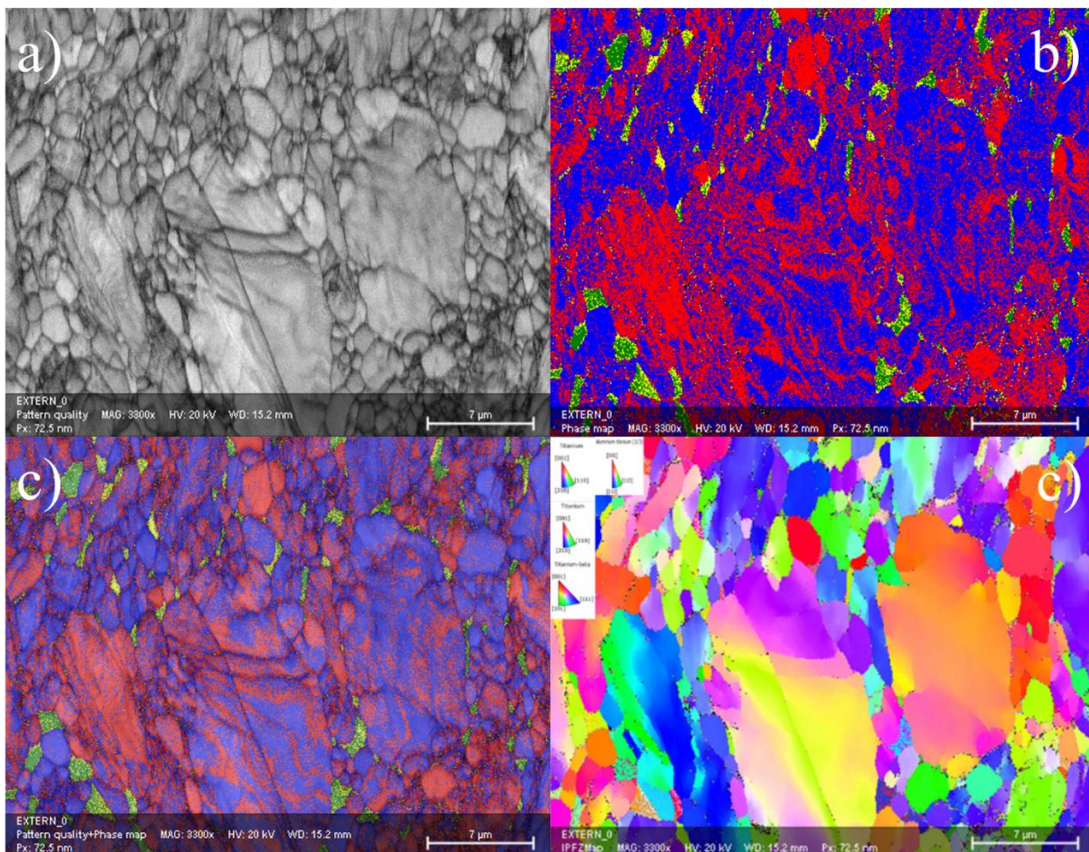


Figura 4.4. a) Micrografía BSE Ti6Al4V a 3300X. b) Mapa de fases en eje Z del Ti6Al4V. c) Patrón base + mapeo de fases en eje Z del Ti6Al4V. d) Figura de polo inverso (IPF) en eje Z del Ti6Al4V

#### 4.1.4. Análisis termogravimétrico (TGA)

El efecto de la atmósfera de procesamiento sobre el sustrato de Ti6Al4V fue analizado mediante un TGA, en el cual se encontró variabilidad en la absorción de oxígeno durante el desarrollo del ciclo térmico. La cantidad de oxígeno absorbido es relacionado directamente con el gradiente de peso (ganancia) exhibido durante la prueba con diferentes atmósferas (Ar, He y Ar+He). En la figura 4.5 se muestra la gráfica comparativa del desempeño del Ti6Al4V durante el calentamiento en las diferentes atmósferas. El desempeño del Ti6Al4V demostró un comportamiento en la curva similar, aunque las pendientes y masas totales absorbidas variaron de acuerdo a la atmósfera empleada.

La muestra evaluada en Ar demostró una mayor cantidad de absorción de oxígeno alcanzando una ganancia del 8% con respecto al peso inicial de muestra. El comportamiento de la curva de ganancia de peso presenta un crecimiento constante hasta la temperatura de 650 °C, posterior a esta es observado un cambio de pendiente en la curva acorde a una disminución en la pendiente. Este suavizado en la curva permanece hasta que la muestra supera los 1000 °C, donde la curva demuestra oreo cambio a una pendiente más pronunciada indicando una mayor cantidad de oxígeno absorbido en función del tiempo.

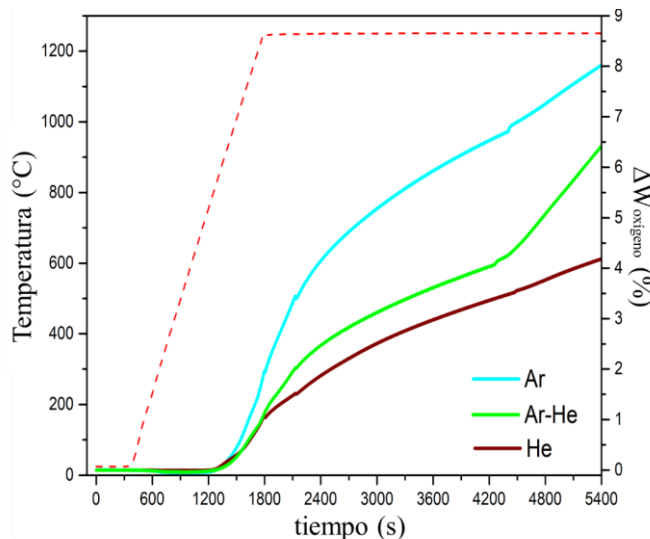


Figura 4.5. Resultados de TGA de las muestras de Ti6Al4V sometidas en diferentes atmósferas para definir el correcto procesamiento

Para la muestra tratada en atmósfera de He, cuyo contenido de oxígeno es el menor de las condiciones evaluadas el comportamiento de la curva no demuestra cambios de pendiente posteriores al presentado alrededor de los 200°C. El comportamiento de la curva demuestra una ganancia de peso constante durante el ciclo, aun superando las velocidades que demostraron ser puntos de críticos de la muestra tratada en Ar. El contenido máximo de oxígeno definido apenas supera el 4% en peso con respecto a la muestra cargada inicialmente.

Para el desempeño del sustrato en la mezcla de gases presentó un comportamiento que gráficamente es ubicado en la región delimitada por la curva obtenida con la muestra de Ar (límite superior) y la de He (límite inferior). La cantidad máxima de peso adquirido fue de 6.5% al terminar el ciclo térmico. El comportamiento de la curva obedece más al definido por la curva con Ar puro; no obstante, las pendientes de ganancia en peso son menos prolongadas hasta el segundo 4200 donde la creciente de ganancia de peso es la mayor en todas las condiciones evaluadas. El tiempo de permanencia a temperatura máxima es el factor de mayor significancia para la saturación superficial y posterior difusión al interior de la matriz.

El comportamiento en la absorción de oxígeno demuestra una saturación del 8% en un tiempo prolongado de exposición a temperatura de 1250°C como condición más crítica. Durante el proceso CMT-WAAM son superadas temperaturas de 2500°C; sin embargo, el tiempo máximo a temperaturas tan elevadas no es mayor a 5 segundos. Para la manufactura consecutiva de capas de Ti6Al4V se propone al Ar como atmósfera de procesamiento a medida que la temperatura de las capas anteriores no supere los 600°C por un tiempo mayor a 100 segundos. Mantener estas condiciones brindaría un máximo aporte másico producto de la absorción de oxígeno del 4%. De esta manera, con un caudal adecuado el costo de procesamiento no será alto por emplear gases de protección con elevado costo de mercado.

#### *4.1.4.1. Difracción de rayos-X a productos TGA*

Un análisis de DRX fue empleado para caracterizar la superficie de las muestras producto del TGA. El grado de modificación superficial fue mayor en la muestra tratada con Ar con desprendimiento de secciones de capa delgada, mientras que la muestra tratada en atmósfera de He no presenta afectación física aparente.

En la figura 4.6 son mostrados los resultados del espectro de difracción obtenido en cada atmósfera evaluada. Las superficies de las muestras difieren en el espectro base de Ti6Al4V. La condición en atmósfera de Ar presentó la condición superficial de mayor modificación. La muestra desprendió secciones de material demostrando una película de óxido continua dentro en la totalidad de la totalidad de la superficie de la pieza. La capa de material superficial de acuerdo con la PDF 04-008-2608 correspondiente al compuesto  $Ti_{0.984}Al_{0.016}O_{1.992}$ . La formación de una mayor concentración de Ti en la cristalografía del óxido formado obedece a la mayor concentración de este elemento en la matriz del sustrato, además de una menor energía libre de formación para la oxidación.

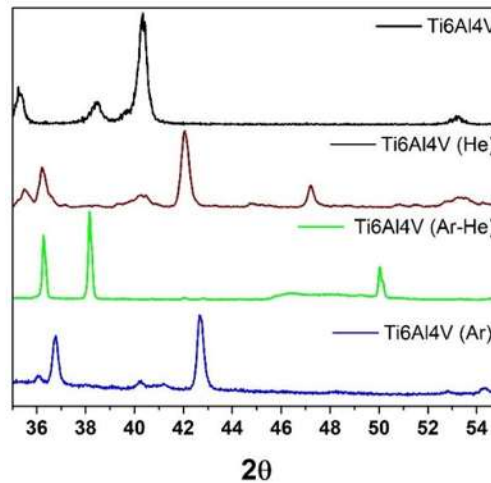


Figura 4.6. Gráfica de resultados para el análisis de DRX a las muestras de Ti6Al4V producto de TGA en diferentes atmósferas

#### 4.1.4.2. MEB-SE a productos TGA

La cantidad de oxígeno en la superficie del sustrato influye en la generación del arco eléctrico. En la figura 4.7 se muestran depósitos preliminares donde el grado desoxidación disminuye la capacidad de formación de arco eléctrico requerido para el procesamiento. Además, como se ha sido descrito con anterioridad el oxígeno es un elemento estabilizador de la fase  $\alpha$ .

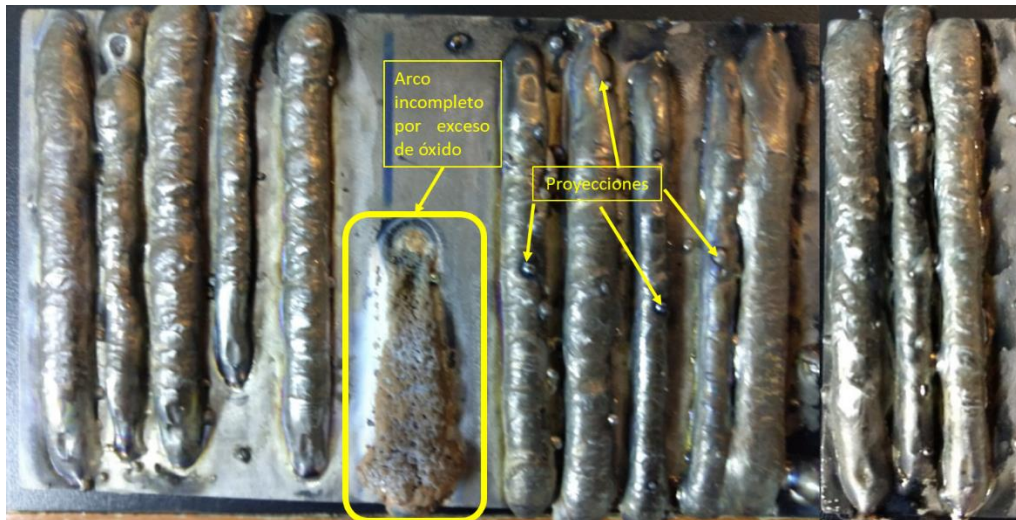


Figura 4.7. Cordones preliminares depositados con diferentes parámetros CMT. El grado de oxidación superficial no fue constante en todas las condiciones.

La concentración de oxígeno disuelto influye también en las temperaturas de transformación en estado sólido  $\alpha$ - $\beta$  como lo demuestra el diagrama de equilibrio en la figura 4.8, desarrollado por el grupo de modelación CONMAD empleando los módulos especializados de CALPHAD. La saturación de oxígeno en la superficie del Ti6Al4V fue determinada por el análisis de la sección transversal de las muestras ensayadas en diferentes atmósferas. El grado de absorción en las diferentes atmósferas no mostró ser constante.

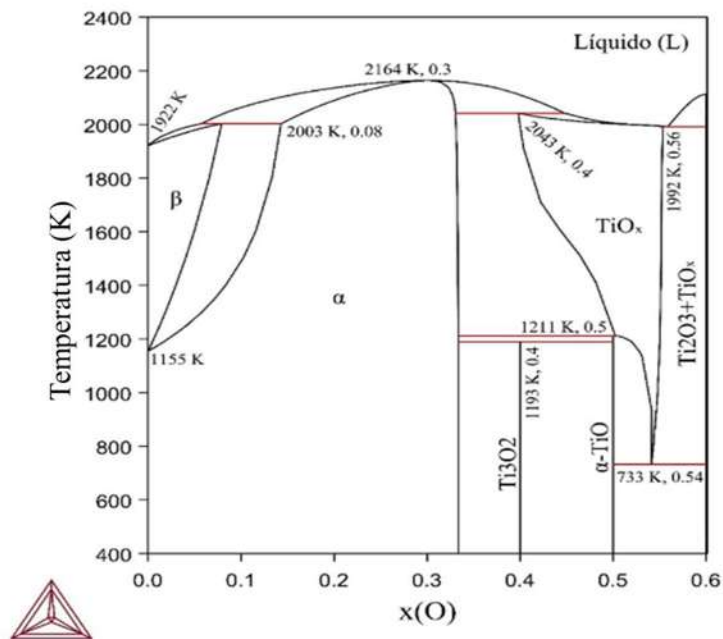


Figura 4.8. Diagrama de equilibrio Ti-O desarrollado por personal del CONMAD

El mayor grado de absorción fue de la muestra tratada en Ar (figura 4.9a) que presentó la una superficie completamente oxidada justo debajo de una delgada capa de material desprendido. El crecimiento de la capa de óxido no fue mayor a 20  $\mu\text{m}$ , e inmediatas son apreciadas morfologías de granos de un tamaño mayor con morfología diferente al resto del material. Esta estructura ha sido relacionada con la denominada  $\alpha$ -case que es una fase de dura elevada y con una alta concentración de oxígeno. Esta concentración de oxígeno es derivada de la difusión del oxígeno a la superficie, a medida que la capa de óxido crece la velocidad de absorción de oxígeno disminuye. El incremento de la capa de óxido reduce la velocidad de difusión atmósfera-superficie, a medida que la difusión de oxígeno superficie-matriz es promovida por la permanencia isotérmica en altas temperaturas por tiempo prolongados.

La muestra tratada en atmósfera de He de la figura 4.9b no presentó una capa continua de óxido. La oxidación fue promovida en secciones específicas a lo largo de la superficie de la muestra, además de un tamaño de grano cercano a la superficie. La superficie demostró un bajo grado de amalgamiento entre las partículas oxidadas, contrario al fenómeno desarrollado en la atmósfera de Ar.

Por último, la muestra examinada en atmósfera Ar+He presentó crecimiento de la capa de óxido superficial de menor severidad a la condición de Ar. En la figura 4.9c se muestra una región de la muestra la capa de óxido en fase de crecimiento rodeando una sección de muestra con apariencia aún no oxidada. Es posible en la sección transversal identificar la delgada formación de una capa de óxido, mientras que la extensión de la de los granos cercanos a la superficie son similares a los de la muestra de tratamiento de He.

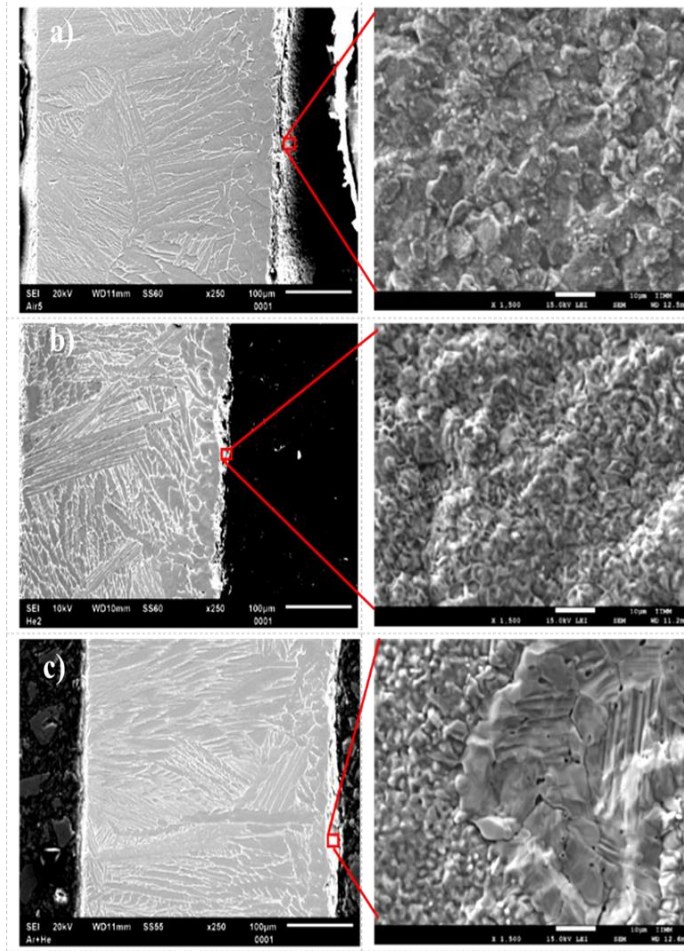


Figura 4.9. a) Micrografía Ti6Al4V analizada en Ar. b) Micrografía Ti6Al4V analizada en He. c) Micrografía Ti6Al4V analizada en la mezcla Ar-He (70-30 %)

## 4.2. Manufactura aditiva de depósitos de capa simple

### 4.2.1. Caracterización de depósitos de capa simple

Fueron definidos dos conjuntos de parámetros definidos a partir de observaciones experimentales y la comparación de documentos diversos. Los criterios de evaluación fueron el grado de salpicadura de metal, reproducibilidad del cordón y transferencia efectiva de material sobre los sustratos.

Los parámetros que integran los puntos Ti64-B01y Ti64-B02 fueron seccionados en su sección transversal y preparados para su análisis, donde ambas condiciones demostraron transferencia y reproducibilidad del depósito.

La microestructura corresponde a la mezcla de constituyente  $\alpha+\beta$  con distribución heterogénea en zonas orientadas a la dirección de extracción de calor (paralelas al eje de altura de trabajo). En ambas condiciones las finas formaciones aciculares fino corresponden a estructuras Widmanstätten comúnmente reportadas para procesamientos con velocidades de enfriamiento altas.

El conjunto de parámetros que conforma Ti64-B01 mostró nula presencia de proyecciones, además de alrededor de 6mm de ancho y una altura de 4 mm aproximadamente (figura 4.10a). Fue observado en la figura 4.10b que un incremento en el valor de la corriente de la fase de encendido ( $I_{max}$ ) genera una mayor extensión del área de dilución metalúrgica, y con ella un incremento en el ancho del cordón.

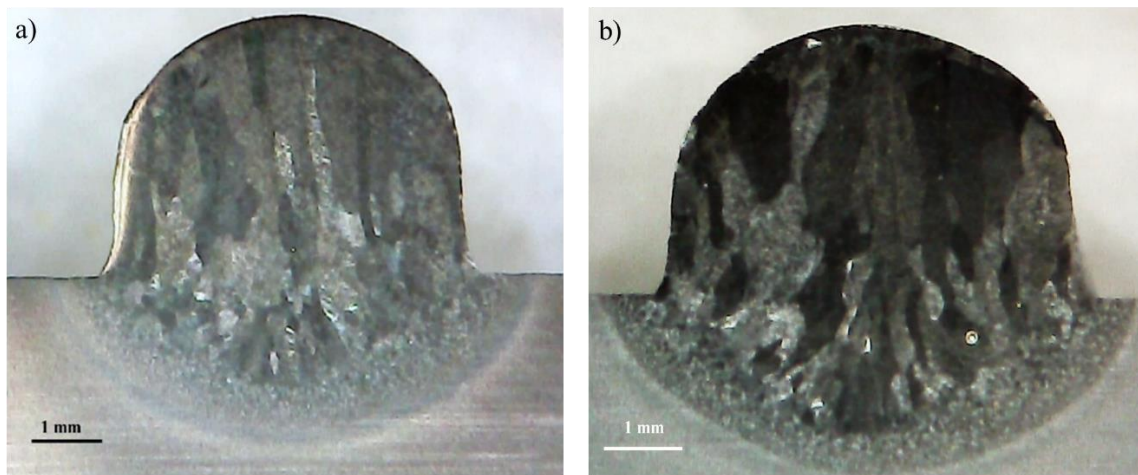


Figura 4.10. Macrografía de depósitos unidireccionales de Ti6Al4V por WAAM-CMT. a) Ti64-B01 y b) Ti64-B02

La microestructura de los depósitos varía en regiones de inspección; no obstante, las morfologías fueron similares ambas muestras evaluadas. Fueron observadas pequeñas colonias de fases ricas en Al dentro de granos de tamaño superior a 50 micras (figura 4.11a). Algunas de las regiones al centro de los cordones mostraron porosidades con tamaños desde 3  $\mu\text{m}$  hasta las 40  $\mu\text{m}$  (figura 4.11b). La selección de parámetros Ti64-B02 demostró ser más propensa a la presencia de porosidades de mayor tamaño. Esta condición ingresó mayor cantidad de calor desde la definición de parámetros. La carga térmica también es presente en la extensión del área de dilución, la cual fue de menor extensión para la condición Ti64-01 (figura 4.11c). Por el contrario, la condición Ti64-B02 es de mayor extensión además de generación de poros en esta sección.

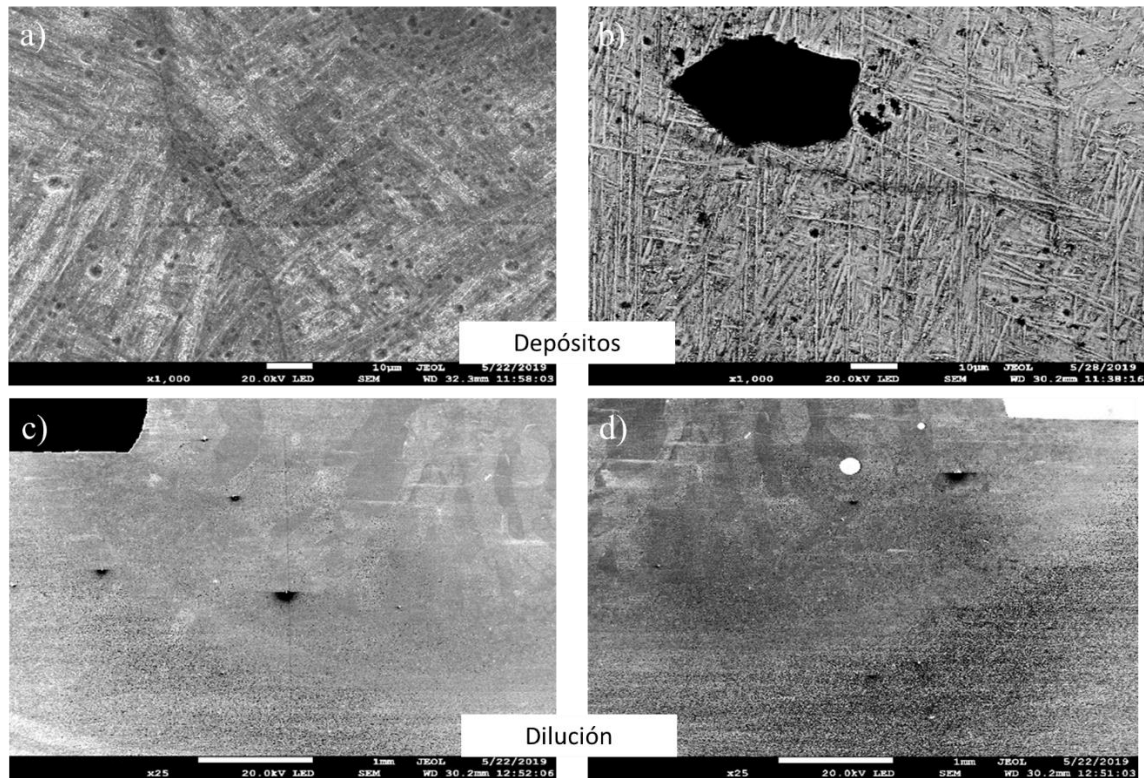


Figura 4.11. Micrografías depósito Ti6Al4V WAAM-CMT. Izquierda Ti64-B01 y derecha Ti64-B02

#### 4.2.2. Diseño de experimentos (DoE)

A partir de los hallazgos de la sección anterior, fue propuesto un modelo factorial completo del tipo  $2^k$  para definir un diseño experimental con cuatro factores experimentales y dos niveles. Durante el desarrollo de la primera región experimental fueron definidos parámetros de interés, así como la expansión de la ventana de procesamiento con dos regiones experimentales adicionales. En la tabla 10 se muestran fotografías superficiales del resultado en primera inspección de los cordones producto.






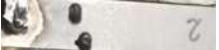




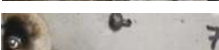





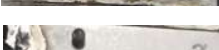






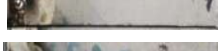
























Puntos experimentales de la región experimental 01 ( $Ep_{01}$ ) presentaron transferencia incompleta de material, generando costura incompleta en el depósito del cordón. Para el depósito incompleto de los parámetros que integran esta región experimental fue asumida como causa raíz el rango alto de WFS (22-56 m/min). Una cantidad excesiva de alambre alimentado con la gota fundida formada desde la fase anterior del ciclo CMT disipan con mayor velocidad la temperatura solidificando de manera prematura e interrumpiendo parcialmente el arco eléctrico.

De acuerdo con lo reportado por Almeida et al. [86] la relación entre la velocidad de alimentación del alambre y la velocidad de avance de la antorcha (WFS/TS) pueden ser un indicador de la continuidad del cordón depositado. En ese sentido fueron calculadas las relaciones WFS/TS para todas pruebas experimentales del Ep<sub>01</sub>, de las cuales las condiciones 02, 05 y 14 produjeron cordones no continuos aún y cuando el valor superó las 20 unidades definidas con anterioridad (Tabla 9). Al definir la cantidad de alambre aportado en la fase wait como un factor significativo para el depósito de un cordón continuo, se definió un segundo episodio experimental (Ep<sub>02</sub>) en el cual fue mantenida la I<sub>w</sub> a 110 A, Los resultados obtenidos fueron menos favorables respecto a Ep<sub>01</sub>. Además, la velocidad TS dejó de ser constante para ser evaluada en velocidades de 5 y 15 mm/s para modificar el espectro de valores obtenidos de WFS/TS.

Para el desarrollo de Ep<sub>02</sub> también fue modificado el rango de WFS de 5 a 10 m/min para incrementar la ventana de procesamiento. Los puntos de parámetros que alcanzaron un valor de WFS/TS superior a 30 demostraron una apariencia de costura completa, mientras que valores alrededor de 11 completaron una costura continua. Por último, WFS/TS de 5.555 no alcanzó transferencia de Ti6Al4V sobre la placa sustrato, estas condiciones combinaron una baja velocidad WFS con un la TS de 15 mm/s. Debido a que la mitad de las configuraciones de parámetros definidas en esta región no lograron la transferencia efectiva para la formación de un cordón, fue propuesta una tercera región experimental (Ep<sub>03</sub>).

Para el tercer episodio el límite superior de 10 y hasta 20 m/min para acercar el espectro experimental a las condiciones depositadas con éxito durante Ep<sub>01</sub>. Durante este episodio valores de WFS/TS menores a 20 no alcanzaron la transferencia de alguna cantidad de material durante el procesamiento. A medida que el Factor WFS/TS incrementó la transferencia de material se hizo presente, para un valor de 16.666 le costura fue irregular y con apariencia interrumpida de cordón. Con respecto a los valores de WFS/TS obtenidos de 66.667 todas las condiciones alcanzaron la transferencia de Ti6Al4V con apariencia continua.

Tabla 10. Comparativa de la relación WFS/TS para cada configuración experimental de las regiones exploradas

Región Experimental 01			Región Experimental 02			Región Experimental 03		
#	WFS/TS	Muestra	#	WFS/TS	Muestra	#	WFS/TS	Muestra
1	41.667		1	5.555		1	22.222	
2	93.750		2	11.111		2	16.666	
3	93.750		3	11.111		3	66.667	
4	41.667		4	5.555		4	66.667	
5	93.75		5	33.333		5	22.222	
6	41.667		6	16.666		6	66.667	
7	93.750		7	33.333		7	5.555	
8	93.750		8	11.111		8	5.555	
9	93.750		9	16.666		9	16.667	
10	93.750		10	5.555		10	22.222	
11	41.667		11	33.333		11	5.555	
12	41.667		12	11.111		12	5.555	
13	41.667		13	5.555		13	66.667	
14	41.667		14	33.333		14	16.666	
15	41.667		15	16.666		15	16.666	
16	93.750		16	16.666		16	22.222	

Derivado de la baja eficiencia de los fueron analizadas dos posibles relaciones entre las velocidades de procesamiento WFS y TS. Las relaciones probadas fueron de WFS·TS y WFS/TS, cuyos resultados se trataron con un análisis de varianza y conocer la relación de mayor influencia sobre la transferencia másica de Ti6Al4V. Para la relación WFS·TS demostró un valor de coeficiente p de 0 y F medio demostrando un grado de significancia aceptable. No obstante, al revisar la relación WFS/TS los resultados de significancia demostraron ser mayormente aceptables. De esta manera, y con base en el valor numérico obtenido se encuentra que un valor de WFS/TS mínimo de 22 para el depósito efectivo de alambre de Ti6Al4V sobre placa sustrato del mismo material.

Por otro lado, las pruebas demostraron que una baja velocidad TS y una mayor velocidad WFS es producido un incremento en la cantidad de material depositado por unidad de longitud (MD) y tiempo (DR). Además, bajo una revisión con mayor detalle establece un valor mínimo para WFS/TS de 30 para garantizar una cantidad de material transferido considerable y una menor cantidad de proyecciones. El valor de la correlación de factores WFS/TS es superior al reportado con anterioridad de 20 [29]; sin embargo, es factible reconocer la correlación de velocidades como un factor fundamental para el análisis de efectos de continuidad, aporte másico y tasa de depósito de cordones de Ti6Al4V.

### **4.3. Efecto de los parámetros de control sobre el material depositado**

#### **4.3.1. Masa depositada (MD)**

De acuerdo con los valores obtenidos de la variable MD fueron definidos modelos empíricos para la generación de pronósticos desde la selección de los parámetros de procesamiento. De esta manera, para la región Ep<sub>01</sub> fueron definidos como factores de mayor influencia y  $t_{I_{max}}$ ,  $I_w$  y una combinación en producto de ambos. El modelo obedece un arreglo de primer orden y es mostrado descrito en la ecuación (13), el cual demostró un 96.17% de ajuste en los datos al realizar un análisis de regresión.

Con respecto a la región Ep<sub>02</sub> y Ep<sub>03</sub> los factores de mayor influencia sobre la MD fueron WFS, una combinación producto entre WFS y  $t_{I_{max}}$ , además de la combinación producto de WFS y TS. Es importante resaltar que para el desarrollo de las regiones Ep<sub>02</sub> y Ep<sub>03</sub> el valor de TS no fue mantenido constante para todas las combinaciones de parámetros. Por otro lado, la corriente  $I_w$  fue constante para todas las configuraciones de parámetros, el efecto de este factor es descartado en los modelos empíricos definidos por las ecuaciones (14) y (15) para Ep<sub>02</sub> y Ep<sub>03</sub> respectivamente. El nivel de ajuste de los modelos obtenidos para ambas regiones supera el 99%, los resultados de estas en conjunto con los de la región Ep<sub>01</sub> son mostrados en la figura 4.12.

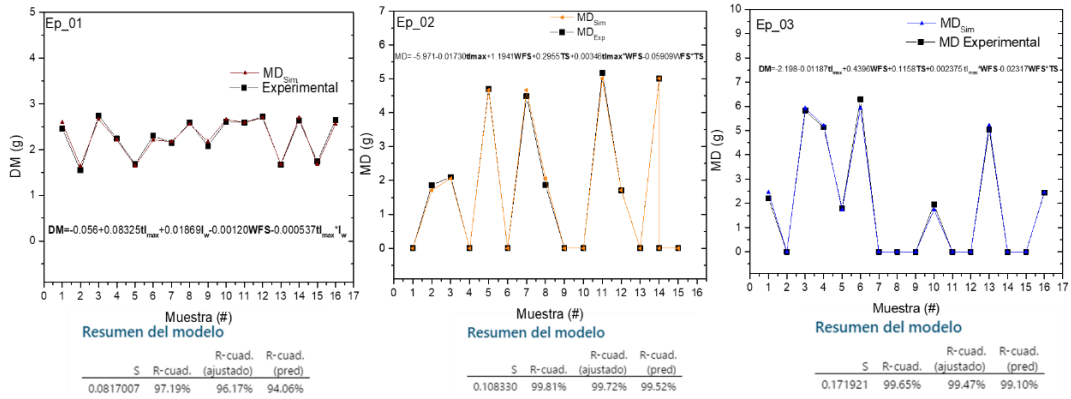


Figura 4.12. Validación de modelos empíricos para MD en cada región experimental explorada.

Ep01

$$MD = -0.056 + 0.08325tI_{max} + 0.01869I_w - 0.00120WFS - 0.000537tI_{max} \cdot I_w \quad (13)$$

Ep02

$$MD = -2.198 - 0.01187tI_{max} + 0.4396WFS + 0.1158TS + 0.002375tI_{max} \cdot WFS - 0.02317WFS \cdot TS \quad (14)$$

Ep03

$$MD = -5.971 - 0.01730tI_{max} + 1.1941WFS + 0.2955TS + 0.00346tI_{max} \cdot WFS - 0.05909WFS \cdot TS \quad (15)$$

Los mapas de contorno representan una sección (corte) de un mapa de procesamiento en tres dimensiones integrados por dos factores de proceso (eje x vs y) desde una perspectiva superior (eje z) para la evaluación de una respuesta para diferentes condiciones de procesamiento. Para el Ep<sub>01</sub> fue obtenido un mapa de contorno del tipo de cresta ascendente, este fenómeno ocurre cuando se tiene un valor máximo de la variable evaluada en este caso MD fuera de la región experimental y lo que se observa entonces es una tendencia de crecimiento en dirección a ese punto máximo.

El mapa construido a partir de los datos obtenidos en el Ep<sub>02</sub> demostró un comportamiento de cresta descendente con crecimiento orientado a un valor mínimo dirigido a una WFS menor que 6 m/min y TS 5 mm/s. Por el contrario, los resultados del Ep<sub>03</sub> exhibieron

un contorno tipo cordillera estacionaria, característica de conjuntos de datos que conforman una superficie que tiene una cantidad importante de valores máximos y mínimos de variable MD.

En la figura 4.13 son mostrados los mapas de contorno y superficie de respuesta para la MD, que corresponden a comportamiento de primer orden para las tres regiones exploradas de primer orden. Además, los valores óptimos calculados para maximizar la cantidad de MD son presentados.

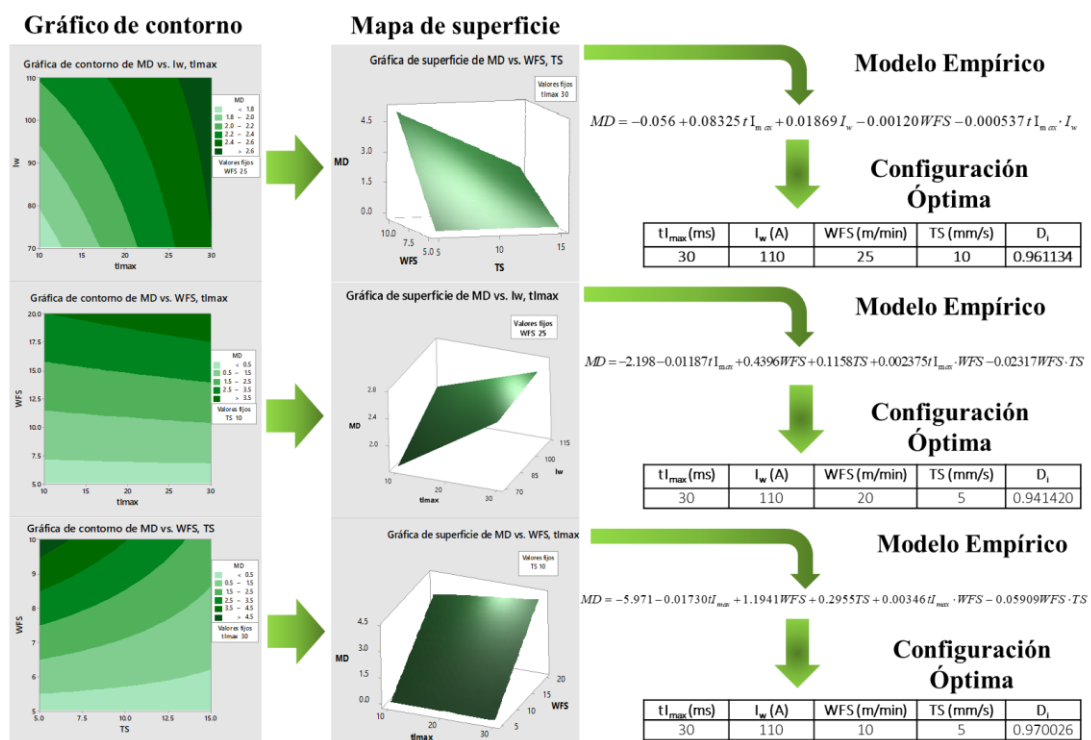


Figura 4.13. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la masa depositada de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

### 4.3.2. Magnitud de la tasa de depósito (DR)

La variable DR fue obtenida relacionando la MD (ecuación 12) con el tiempo total de depósito. Este tiempo presentó una variación entre condiciones de procesamiento. Los resultados de DR (ecuación 13) son mostrados en forma de gráficas de contorno establecidos con los parámetros de mayor influencia de acuerdo a la región experimental explorada. Para el Ep<sub>01</sub> todos los gráficos mostraron un comportamiento tipo cordillera estacionaria originado por los valores aproximados a 0 producto de las combinaciones de factores. Los mapas de superficie para las tres regiones de parámetros confirman la relación directa con los factores de efectos principales que conforman los modelos empíricos definidos en la figura 4.14.

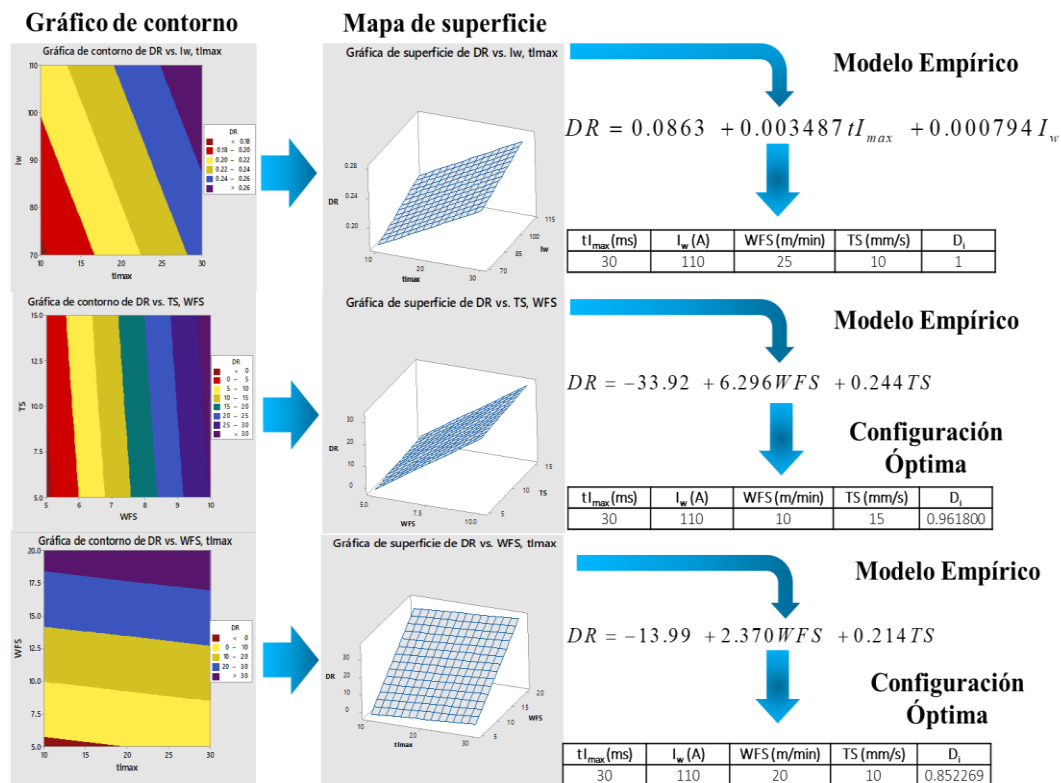


Figura 4.14. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la tasa de depósito de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub>(inferior)

Los modelos empíricos generados para DR obtuvieron un grado de ajuste del 90% para la ventana de parámetros en Ep<sub>01</sub> hasta el 85% para Ep<sub>03</sub>. En la figura 4.15 se muestra la comparación entre los datos modelados para la ventana de parámetros de Ep<sub>02</sub>. Los parámetros de proceso con mayor influencia, así como la validación del resto de regiones experimentales

no son explorados al coincidir con los demostrados en MD. En definición la DR y MD comparten el principio de transferencia másica, con la diferencia que DR es normalizado con el tiempo de procesamiento.

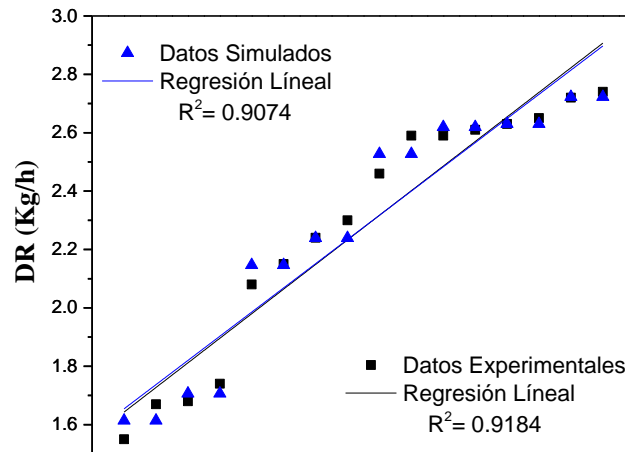


Figura 4.15. Comparativa entre los resultados experimentales y matemáticos obtenidos para la respuesta DR

Sin embargo, el entendimiento del comportamiento de la DR permite la generación de pronósticos de costo y tiempo de procesamiento CMT-WAAM de Ti6Al4V siempre y cuando los requerimientos de operación se encuentren dentro de las zonas exploradas. En el Anexo 1i) se muestra un gráfico de interacción simultánea entre DR y los parámetros que conforman las tres regiones experimentales, donde es demostrado que los factores  $t_{\max}$ , WFS y TS son los de mayor impacto sobre las respuestas de aporte másico.

#### 4.3.3. Geometría del depósito

Además de cantidad de Ti6Al4V durante el proceso CMT-WAAM, es necesario mantener el control de las características morfológicas del depósito para garantizar la integridad de un muro multicapa aditivamente manufacturado. Las dimensiones de altura (HB) y ancho (WB) de una zona del cordón en la sección transversal definen las dimensiones y apariencia de una construcción.

En la figura 4.16 se muestran los mapas de contorno fueron generados para HB y WB a partir de los datos obtenidos durante la medición de la sección transversal de los cordones. La

región experimental  $Ep_{01}$  demostró un contorno del tipo cresta descendente característico de procesos en los que el valor mínimo posible de la variable evaluada cae fuera de la región de análisis experimental. El mínimo de HB fue obtenido con el valor de 30 ms de  $tI_{max}$ , mientras que el mínimo de WB fue alcanzado con el valor de 10 ms en  $tI_{max}$ , este fenómeno comprueba la proporcionalidad inversa entre ambas características.

Durante el desarrollo de la región  $Ep_{02}$  fue observado un comportamiento de contorno del tipo cordillera estacionaria. Algunas de las combinaciones de los parámetros que integran la región no favorecieron la generación de una zona útil para el pronóstico de máximos o mínimos de las respuestas HB y WB.

Los resultados de la región  $Ep_{03}$  presentaron un comportamiento diferente a los presentados con anterioridad, este comportamiento es denominado punto silla, y se presenta cuando el punto estacionario queda al interior de la región y el valor de la respuesta incrementa o disminuye en función de la dirección en la que los parámetros sean modificados. Los parámetros de mayor influencia en esta región sobre HB y WB en ambas condiciones resultaron ser WFS y TS, conjugando los valores máximos cuando TS fue apenas superior a 10 mm/s y WFS entre 10 y 15 m/min. Entonces, del análisis de los resultados experimentales fue demostrado que cuando en una ventana de proceso la velocidad TS es constante debe ser mantenido un control estrecho de  $tI_{max}$  y la velocidad de alimentación WFS para controlar la HB y WB según sea requerido.

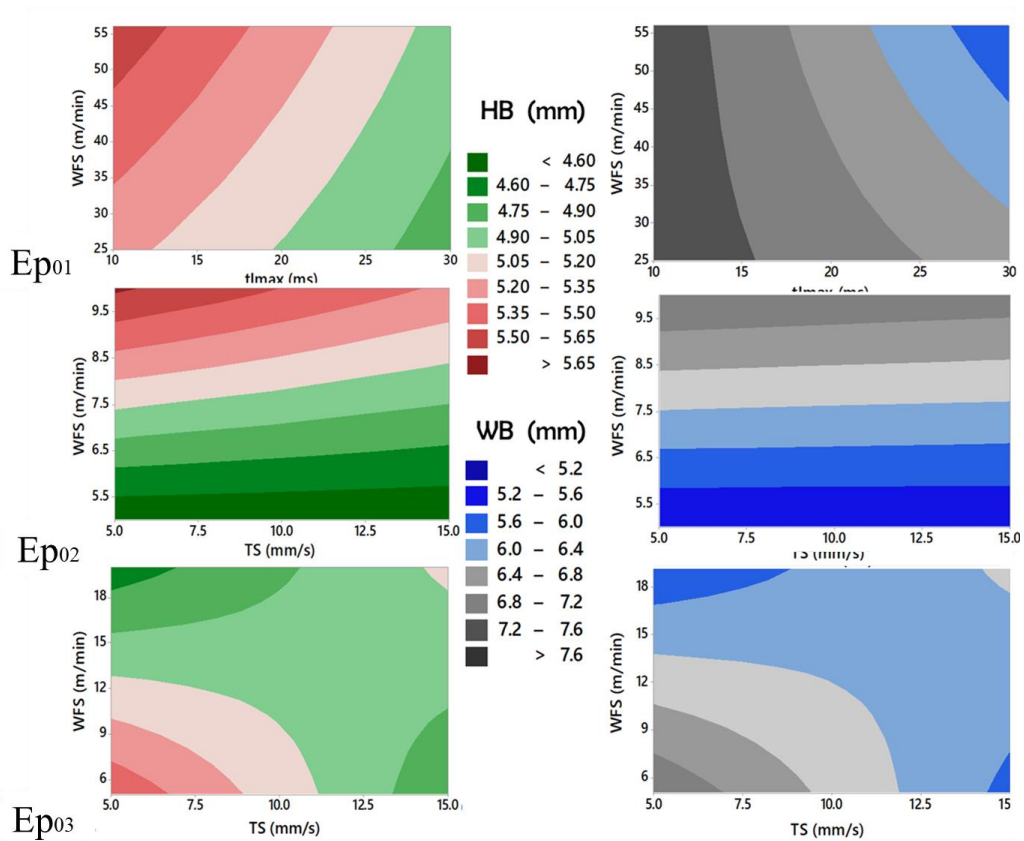


Figura 4.16. Mapas de contorno que indican la tendencia al crecimiento de la altura y ancho de depósito para cada episodio experimental.

Cuando la TS no es fijo, adquiere mayor grado de significancia en conjunto con WFS para el control de las características morfológicas de los cordones de Ti6Al4V depositados mediante CMT-WAAM. Una vez analizados los resultados de HB y WB, es necesario definir los valores que serán empleados en el volumen de control para la simulación del proceso. De esta manera, fueron graficados todos los datos obtenidos de HB y WB de configuraciones de parámetros que lograron la transferencia exitosa de Ti6Al4V durante el proceso.

Los valores objetivo fueron calculados a partir de una regresión lineal aplicada en la gráfica mostrada en la figura 4.16. Para HB (figura 4.17a) fue definido un valor de 5.29 mm como valor idóneo de acuerdo a los resultados experimentales, el ajuste demostró convergencia del 85%. Fue realizado un ajuste lineal y el intercepto de 5mm fue elegido como el valor objetivo. Con respecto al WB el ajuste alcanzó el 82% y un ancho de capa objetivo 6.657 mm (figura 4.17b).

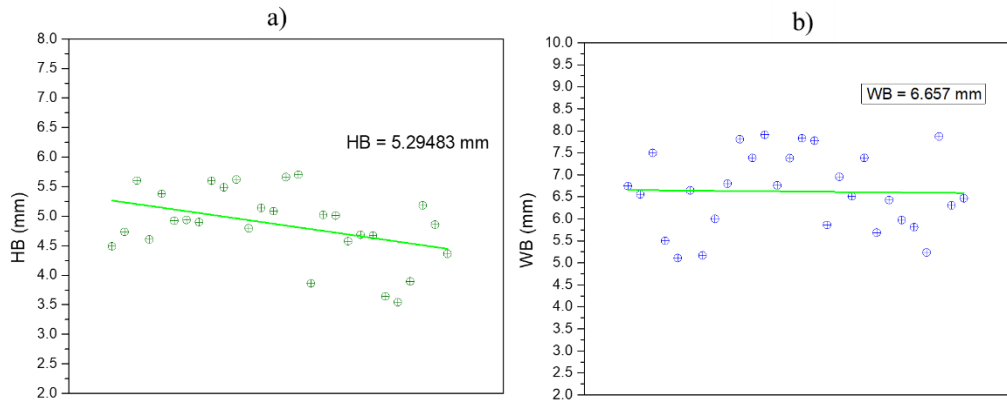


Figura 4.17. Definición experimental de valores objetivo para HB (a) y WB (b)

#### 4.3.3.1. Relación de aspecto (AR)

Uno de los indicadores sobre la morfología de un cordón es la relación de aspecto (AR), esta variable es la proporción entre WB y la HB de un depósito (ecuación 11). La AR es comúnmente empleada como un indicador rápido de esfericidad transversal de un depósito. Esta propiedad es ampliamente utilizada para la definición rápida de la esfericidad de los cordones. El valor de HB, WB y el ángulo de contacto influyen de manera directa la magnitud de la AR. Si la magnitud de la AR es de 2 la forma de la sección transversal asemeja un medio círculo, a medida que el valor disminuye la esfericidad experimenta reducción. Cuando AR acerca su valor a 1, entonces la dilución también es disminuida.

El ángulo de contacto idóneo para la construcción de capas subsecuentes requiere tener valores cercanos a  $90^\circ$ , de tener un valor menor indica una alta mojabilidad y por ende un depósito de morfología esférica. A medida que el valor del ángulo de contacto se aproxima a  $90^\circ$ , el valor de la AR disminuye.

La AR fue calculada como una variable combinada para cada una de las configuraciones de parámetros que integran las tres regiones experimentales. En la figura 4.18 se muestra el resultado de la AR mostrado como gráficos de contorno. Los gráficos de contorno demostraron un comportamiento de cordillera estacionaria debido a que los valores obtenidos no son muy distantes entre máximos y mínimos. Los parámetros de mayor influencia sobre AR demostraron diferencia entre las regiones experimentales. Para la región  $Ep_{01}$  los factores de mayor

influencia resultaron ser WFS y  $t_{l_{max}}$ , mientras que el modelo empírico generado no alcanzó convergencia mayor al 50%. Por el contrario, para las regiones Ep02 y Ep03 los valores de confiabilidad de los modelos empíricos obtenidos rondan el 90% y los factores principales fueron WFS y TS. De acuerdo con este comportamiento es definido el factor TS como el principal para el control de AR. De esta manera, el resultado de la Ep01 fue tan bajo puesto que el valor de TS fue constante.

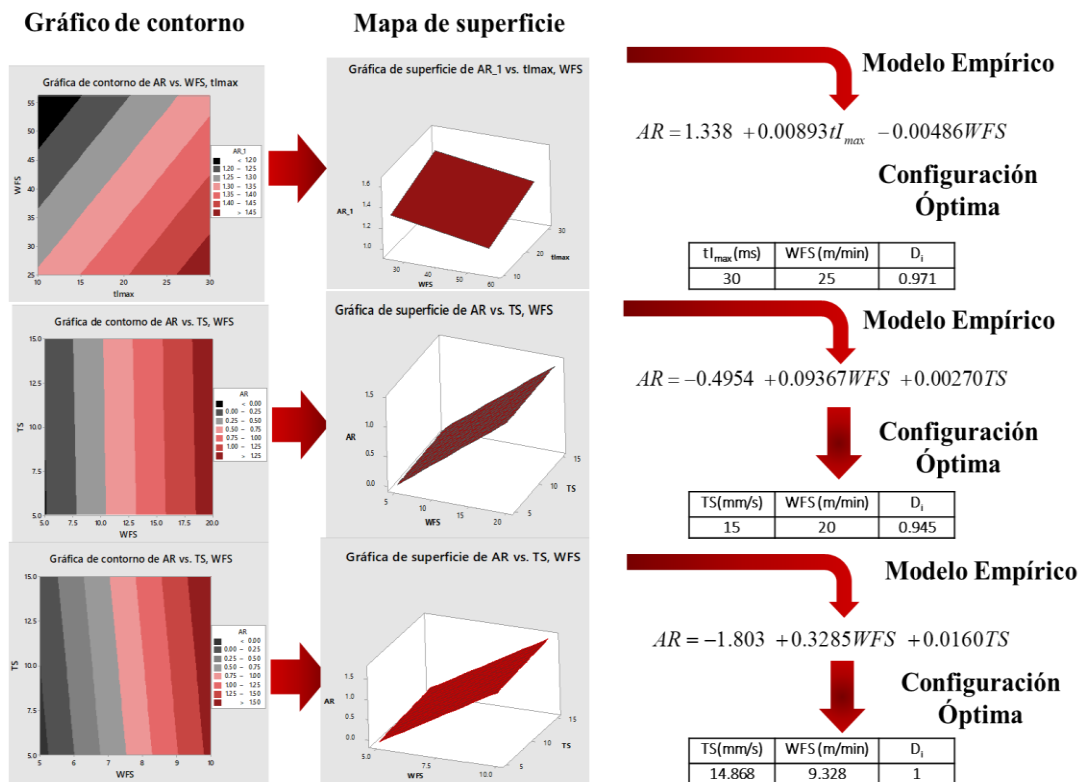


Figura 4.18. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la relación de aspecto de los Ep01 (superior), Ep02 (medio) y Ep03(inferior)

Con respecto a los parámetros de optimización para AR fue definido un valor objetivo de 1.5 como óptimo, debido a que se requiere un cordón con ángulo de mojado y valor de HB útil para disminuir la cantidad de capas subsecuentes en la construcción de muros. Los valores óptimos de parámetros fueron definidos por medio de una relación en simultaneo de los factores de proceso CMT-WAAM sobre AR. Posterior a cribar las relaciones con significancia nula fueron definidos WFS y TS como los factores de control operativo, mientras que sus valores varían de acuerdo con la región de procesamiento que se desee explorar.

#### 4.3.4. Porcentaje de dilución metalúrgica (%D)

La cantidad de calor aportada por cada configuración promueve la presencia de efectos sobre la geometría del muro aditivamente manufacturado, la eficiencia de transferencia de material por la generación de proyecciones, así como los efectos metalúrgicos como penetración y el porcentaje de dilución metalúrgica (%D) de los depósitos. Adicionalmente, los resultados mostrados con anterioridad validan la sensibilidad crítica del Ti6Al4V al oxígeno (tendencia a la oxidación) cuando es sometido a sobrecalentamiento cíclico y/o temperaturas elevadas (superiores a 450°C). En este sentido fue calculado un factor de cantidad de calor de entrada (Q), el cual es una expresión numérica que relaciona los factores descritos en la ecuación (4).

El %D considera la proporción del área de coalescencia sustrato + aporte con respecto depósito total, como fue descrito en ecuación 10. Fue realizado un gráfico contorno de efecto simultáneo para determinar los de mayor influencia sobre %D. En el Anexo 1iii) se muestra el compuesto de contornos donde son identificados los factores WFS y TS como los de mayor influencia sobre la respuesta. Además, el factor combinado de WFS/TS tener un efecto de importante al igual que en el resto con de las variables de respuesta MD, DR y AR. Este efecto combinado ya había sido propuesto por Almeida et al. [12] para una condición experimental bajo condiciones específicas. En este trabajo se valida el alcance del control de este factor y su combinación con Q para el control de las características de los depósitos de Ti6Al4V.

Por otro lado, fue desarrollado un ANOVA para definir los mapas de contorno cribados con los factores de mayor relevancia y definir modelos empíricos para el %D. Los mapas de contorno consideran los factores  $t_{I_{max}}$  e  $I_{max}$  resultaron ser los de mayor significancia para las regiones experimentales Ep01 y Ep02, el comportamiento del contorno obedece a cresta descendente y ascendente respectivamente. En la figura 4.19 son mostrados los gráficos de contorno y superficie, además los modelos empíricos que alcanzaron una confiabilidad del 50, 83 y 87% para las regiones Ep01, Ep02 y Ep-03. Para esta última región, además del factor  $I_{max}$  que demostró significancia sobre %D como las otras dos ventanas de parámetros fue identificada la influencia de WFS, obteniendo la mayor confiabilidad para esta respuesta.

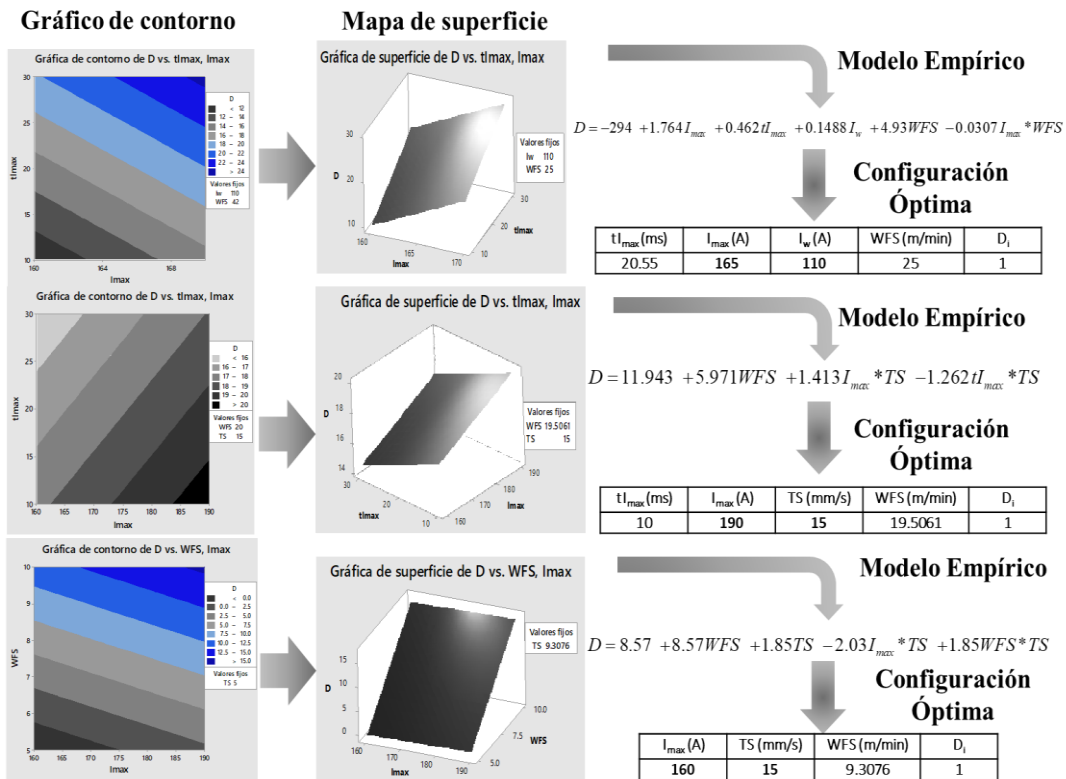


Figura 4.19. Mapas de contorno y superficie de respuesta para la relación de aspecto de los Ep<sub>01</sub> (superior), Ep<sub>02</sub> (medio) y Ep<sub>03</sub> (inferior)

El resultado de Ep<sub>03</sub> demuestra la significancia de WFS sobre %D para obtener un modelo empírico con mayor certidumbre. El menor grado de obtenido en Ep<sub>01</sub> fue producto de la evaluación de TS de 10 mm/s constantes en todos los conjuntos de parámetros. A partir de los valores experimentales obtenidos mostrados en la figura 4.20a. Posterior a un ajuste de regresión lineal fue obtenido el valor de 19.5%D como el valor objetivo para establecer los parámetros óptimos de procesamiento para obtener una dilución metalúrgica de 20%.

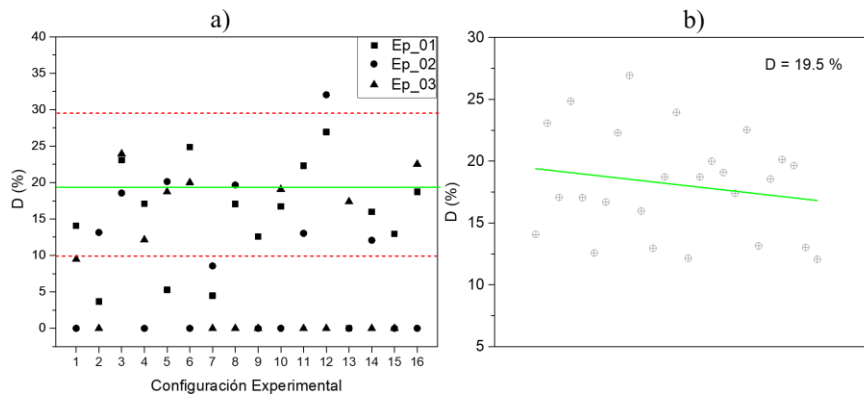


Figura 4.20. Definición experimental de valores objetivo de %D

También, fue desarrollado un mapa en 3D considerando los factores combinados WFS/TS y Q que se muestra en la figura 4.21. El mapa demuestra el %D alrededor del 20% es mostrado en condiciones de las tres regiones experimentales. Además, el mapa de superficie exhibe una caída, aun cuando la Q es superior al límite previamente definido y WFS/TS es superior a 30. Esta depresión en la superficie es atribuida a configuraciones experimentales que incluyeron una corriente  $I_w$  baja, además de cortos tiempos  $t_{I_{max}}$ .

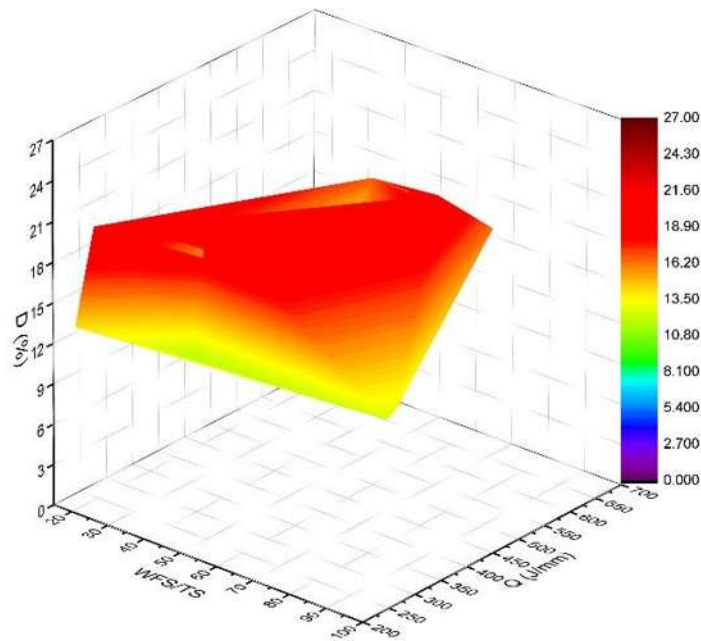


Figura 4.21. Mapa de tendencia (izquierda) mapa de superficie (derecha) para el %D considerando factores combinados

#### 4.3.5. Continuidad longitudinal (LC)

La LC se determinó a partir del procesamiento a una imagen virtual mediante la técnica de escaneo en 3D utilizando un equipo Artec Spider, el resultado de cada reconstrucción puede ser observada en la figura 4.22. Una vez capturada la totalidad del objeto es creada una reconstrucción gráfica y es generado un archivo de extensión .STL, este archivo puede ser tratado en cualquier software de visualización de dibujo asistido por computadora. Para el procesamiento de los archivos .STL (uno para cada depósito). Se empleó el software Geomagic-Studio para la alineación, tratamiento y reparación de los archivos STL generados. Además, fue empleado una rutina (script) de Python que importa los archivos previamente ajustados y genera

nubes de puntos en los ejes coordenados que se requieran. Para este trabajo se generaron perfiles de las secciones longitudinales de la totalidad del cordón depositado.

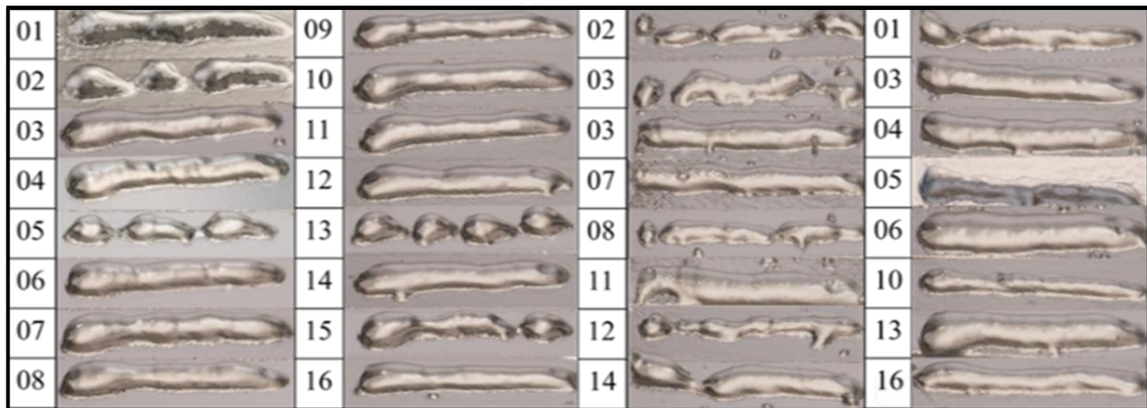


Figura 4.22. Reconstrucción de la totalidad de los depósitos manufacturados

En la figura 4.23 son mostrados los perfiles generados para las configuraciones de parámetros que obtuvieron transferencia de masa. Cada perfil longitudinal ubica un punto cada 1 mm a lo largo de toda la extensión del cordón. Es importante resaltar que la sección inicial y final de cada cordón (color naranja) con una extensión de 10 mm cada una fueron descartadas debido a la geometría irregular. La morfología irregular en la sección inicial es generada por el nulo precalentamiento, el material depositado genera una sobremonta con la mayor altura de todo el cordón. La penetración del depósito en el sustrato es nula al inicio y comienza a incrementar a medida que el arco eléctrico avanza en la trayectoria de depósito. Por el contrario, un fenómeno de sobrecalentamiento se presenta en la sección final del cordón debido a la disminución de calor producto de la conducción (el sustrato termina extensión en la dirección de depósito). Físicamente puede ser observado un incremento en la dilución, además de menor altura en la sobremonta del cordón por efecto de la mojabilidad mayor promovida la temperatura superior del sustrato.

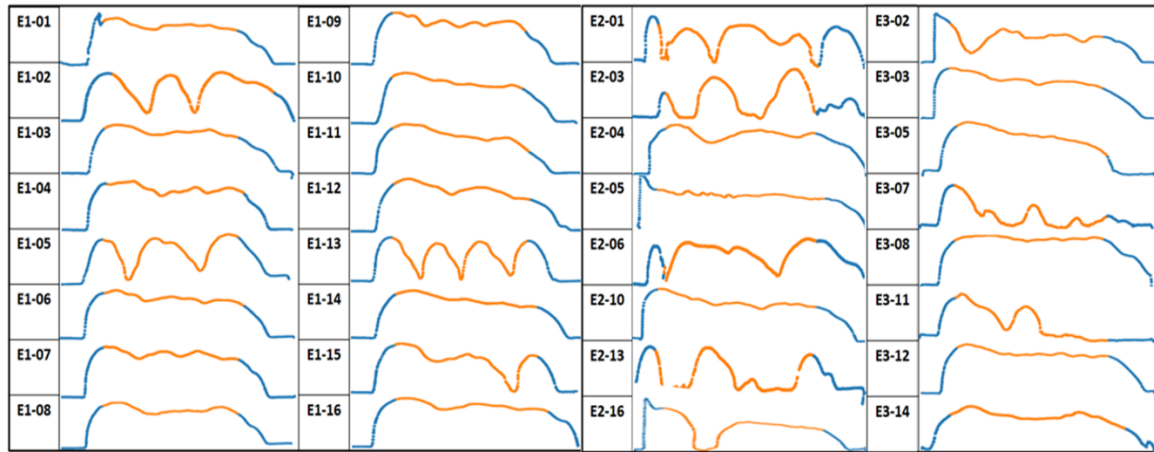


Figura 4.23. Perfil longitudinal de todos los depósitos manufacturados.

La altura efectiva de la sección ( $H_s$ ) marcada con color azul fue considerada desde la base del sustrato y en distanciamiento vertical hasta el punto más alto de la sección transversal. A continuación, se calculó la altura media del cordón (ADH) como se muestra en la figura 4.24, considerando la suma total de las  $H_s$  y con el número total de secciones transversales ( $N_s$ ) generadas como describe la ecuación 15. Además, se calculó la desviación estándar de la ADH respecto a cada  $H_s$  mediante la ecuación 16, valor que se considera como LC para este trabajo. El factor LC es la variabilidad media de las  $H_s$  respecto a las ADS a lo largo del cordón. A partir de estos supuestos, se tomaron las siguientes consideraciones: LC=0 indica una continuidad ideal y un coeficiente LC1 representa que la desviación de la altura del cordón es al menos de la misma magnitud que la ADH. Utilizando esta metodología de medición, se eliminaron las limitaciones de considerar una única sección transversal, comúnmente utilizada en el proceso de soldadura.

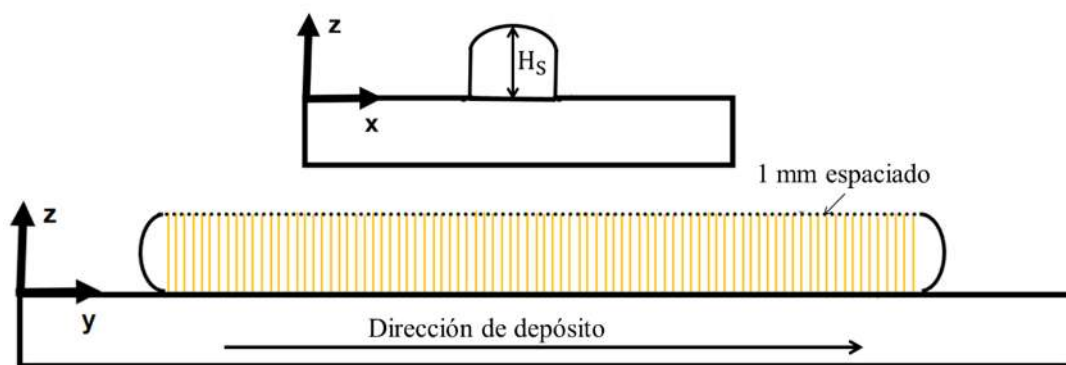


Figura 4.24. Discretización de norma para la medida de  $H_s$  en cada depósito

$$ADH = \frac{\sum_{i=1}^{N_s} H_s}{N_s} \quad (16)$$

$$LC = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{N_s} (H_s + ADH)^2}{N_s}} \quad (17)$$

Un valor alto de LC (mayor o igual que 1) indica continuidad nula del cordón, es decir, con faltas de material, alturas dispersas o formaciones globulares como las observadas en las condiciones Ep01-02 y Ep02-03. Por el contrario, el valor de LC cercano a 0 es exhibido cuando la varianza entre las mediciones de  $H_s$  obtenidas a lo largo del depósito.

Los valores obtenidos de cada configuración de parámetros que logró la transferencia efectiva de material se muestran en la figura 4.25a. Para este trabajo los valores del indicador de continuidad son considerados aceptables para  $0.1 < LC < 0.4$ . Para valores superiores a 0.4 comienza a mostrarse una mayor presencia de altura no uniforme a lo largo de los depósitos. Las condiciones con mayor continuidad fue las muestras etiquetada como Ep03-06 (0.14), Ep01\_07 (0.27) y Ep03\_16 (0.38). En la figura 4.25b, se muestra la relación de velocidades WFS/TS con respecto a la densidad energética en función del volumen depositado, fue remarcada una región donde LC obtuvo valores cercanos al objetivo previamente definido.

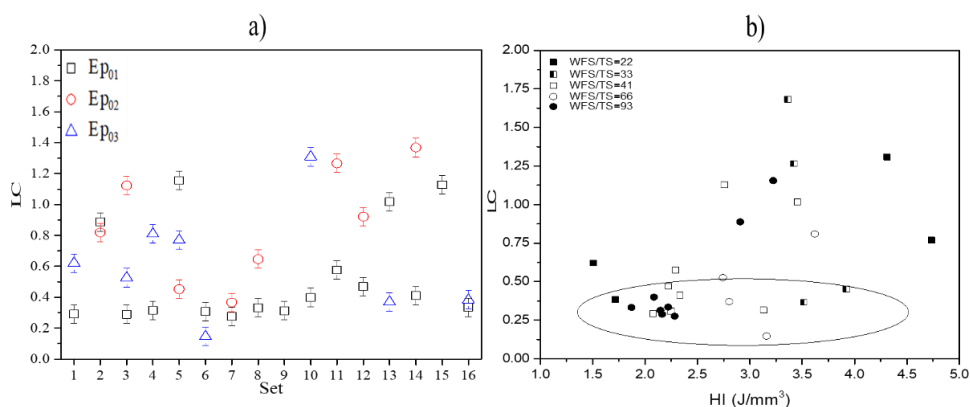


Figura 4.25. Valores obtenidos para LC por cada región experimental (s), y relacionado con la densidad de calor de entrada respecto a la relación de velocidades WFS/TS.

Las velocidades TS y WFS demostraron influir de manera más significativa. Fue encontrado además que valores menores a 0.1 fueron mostrados por las configuraciones de parámetros que no depositaron, mientras que los más altos fueron en su mayoría (superiores a 0.6) fueron depósitos mayormente discontinuos. Adicionalmente, se identificaron tendencias para el depósito efectivo de alambre, es decir, regiones dentro de los mapas de contorno donde el procesamiento CMT-WAAM es efectivo. De igual manera fueron identificados valores límite de alimentación para obtener depósitos de material de 17.5 y 7.5 m/min para los parámetros probados en los episodios 02 y 03 respectivamente.

También, fue identificada una dependencia del tiempo  $t_{I_{max}}$  y la WFS, donde un valor mayor en el tiempo de mayor potencia permite un incremento en la alimentación y alcanza una formación de la gota fundida de mayor tamaño. No obstante, si es disminuido la duración de este período y es alimentada una cantidad de alambre mayor la gota fundida perderá calor de manera drástica dificultando la formación de la gota dificultando su posterior desprendimiento y adhesión. Cabe mencionar que la velocidad WFS determina la duración de la fase de espera del ciclo CMT, donde un valor bajo brinda una menor duración del gradiente de potencia, derivando en una menor pérdida de calor de la gota fundida que al haber sido alimentada con poco material de aporte es de un tamaño reducido. Si, por el contrario, son probados valores de una velocidad muy alta la reducción energética en la gota fundida puede derivar en la solidificación de la gota fundida. Ambas consideraciones fueron probadas demostrando un valor superior  $WFS > 20$  m/min es capaz de generar depósitos efectivos con un valor bajo del indicador LC.

En general, los factores  $t_{I_{max}}$ , WFS y TS resultaron tener un mayor grado de influencia para todas las respuestas evaluadas en este trabajo (AR, D, DR y LC). Sin embargo, se observó que los factores combinados de WFS y TS en una relación adecuada generaron depósitos de capa simple. Para este trabajo la ventana experimental de tres episodios exhibe una correlación entre WFS/TS y el aporte térmico. Los depósitos una mayor continuidad cuando la relación WFS/TS superó un valor de 30 y el aporte de calor mayor que fue de 275 J/min con  $I_w \geq 110$  A.

## 4.4. Modelación térmica de depósitos de capa simple

### 4.4.1. Validación de modelo térmico

De acuerdo con los valores de HB y WB definidos como objetivo, la sección anterior fue generado un volumen de control estructurado para la modelación térmica del proceso CMT-WAAM de Ti6Al4V. Los resultados de la primera aproximación son mostrados en la figura 4.26, donde es graficada la solución del modelo previamente definido y la aproximación matemática de Rosenthal [87][88], además del historial de temperatura obtenido como preliminar. La aproximación de Rosenthal fue ampliamente empleada para modelar fenómenos de transferencia de calor en 2D obteniendo aproximaciones con ajuste aceptable. Por otro lado, el termopar tipo-k fue ubicado a 24 mm en línea recta con respecto la trayectoria de la fuente de calor. Los resultados mostraron una convergencia menor al 40% al comparar el ciclo térmico experimental vs el ciclo simulado por la solución de Rosenthal, mientras que al comparar la curva experimental vs la curva obtenida por la simulación con la primera aproximación se obtiene un ajuste de 90% al calentamiento, no así para el enfriamiento que presenta un estado casi estático con una pérdida de calor nula.

La aproximación de Rosenthal fue descartada debido a la baja convergencia al calentamiento y enfriamiento con base a los datos experimentales obtenidos. Desde este punto todos los ajustes, validaciones y comparaciones fueron centradas en el modelo propuesto para este trabajo. Observaciones experimentales permitieron identificar una extracción de calor elevada por diferencia de conductividad térmica, espesor y extracción asistida (barrenos pasados) de la placa que sobre la que es soportada la placa sustrato. Con esta consideración fue asumido un fenómeno de sumidero térmico en el área de contacto sustrato-placa como causa raíz de la diferencia de enfriamiento durante la validación.

Al analizar el comportamiento de la rampa de enfriamiento fueron ajustadas las condiciones de transferencia de calor por convección de  $30 \text{ W/mm}^2\text{°C}$  a  $150 \text{ W/mm}^2\text{°C}$  en la cara 2 del volumen de control. Este ajuste fue realizado para compensar la diferencia de espesores y conductividad térmica entre el sustrato 7 mm (Ti6Al4V) y la placa de la mesa de trabajo de 38 mm (Aluminio barrenado).

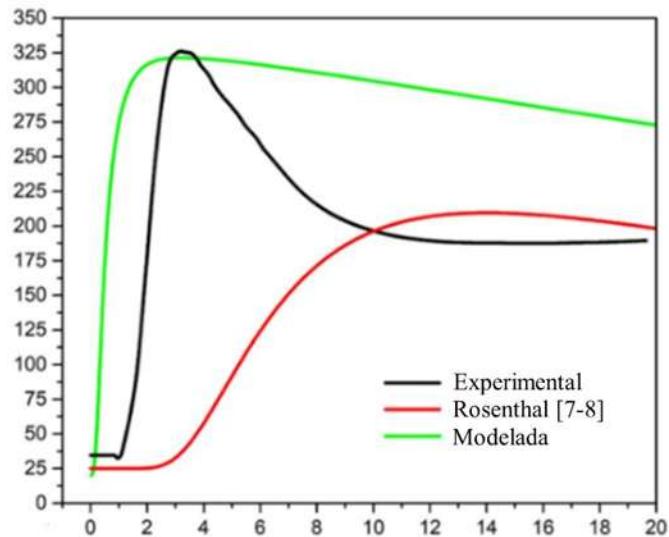


Figura 4.26. Comparativa entre el ciclo térmico experimental, la solución de Rosenthal y la primera aproximación del modelo propuesto

En la figura 4.27 es mostrado el ciclo térmico una vez ajustada la consideración de sumidero térmico demostrando convergencia y repetibilidad de ajuste para mediciones experimentales ubicadas en puntos a 12 y 18 mm (nodos 8312 y 12501) de la fuente de calor vs lecturas modeladas obtenidas en nodos a distancias lineales similares. El criterio para la ubicación y distancia fue similar para validar la simulación. Las curvas del historial térmico presentan cierto grado de divergencia en el inicio del ciclo con una tasa de calentamiento ligeramente superior para la comparativa realizada a 12 mm y menor para la de 18 mm.

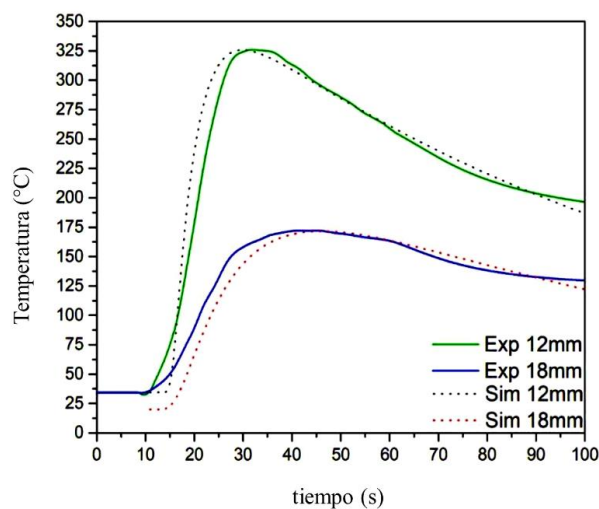


Figura 4.27. Comparación de ciclos térmicos teóricos vs experimental de depósito deTi6Al4V, con modelo ajustado

Es posible, que dicha divergencia se ocurra durante la solución matemática en la cual, los valores de las propiedades termofísicas cambian al presentarse un cambio de fase de la aleación. Sin embargo, aun cuando existe cierto grado de varianza entre los historiales térmicos de inicio, la pendiente característica entre las curvas de ciclo es parecida para las tasas de calentamiento y enfriamiento como se muestra en la tabla 11. El gráfico permite comprender el comportamiento y ajuste de ambos puntos de análisis y la validación de suposición de sumidero térmico durante el enfriamiento para el proceso CMT-WAAM de Ti6Al4V.

Tabla 11. Comparativo entre las tasas de calentamiento y enfriamiento experimentales y simuladas

Análisis a distancia de 12 mm de la fuente de calor			
	<b>Experimental (°C/s)</b>	<b>Simulado (°C/s)</b>	<b>Diferencia (%)</b>
Calentamiento	18.038	19.172	6.915
Enfriamiento	-2.728	-2.531	7.184

Análisis a distancia de 18 mm de la fuente de calor			
	<b>Experimental (°C/s)</b>	<b>Simulado (°C/s)</b>	<b>Diferencia (%)</b>
Calentamiento	6.213	6.553	5.180
Enfriamiento	-0.870	-0.896	2.901

En la figura 4.28 se muestra de manera esquemática una visualización de la modelación térmica del proceso, que considera la placa sustrato y el volumen adicional de material. La distribución de temperatura instantes después de la formación de la pileta fundida puede verse en la figura 4.28a, a medida que la antorcha avanza el tanto el perfil de la distribución como la forma de pileta fundida presentan cambios como lo muestra la figura 4.28b. También, fue documentado un fenómeno de mayor concentración de calor en la sección final del depósito (figura 4.28c). De acuerdo con los resultados numéricos y gráficos son asumidas como definitivas las condiciones de frontera definidas en la sección anterior (Tabla 7), así como las ecuaciones gobernantes del modelo resultan ser efectivas para resolver los puntos de solución definidos en el programa con las propiedades termo-dependientes consideradas.

De acuerdo con los resultados de la simulación la temperatura máxima alcanzada en la pileta fundida es de 2600°C. Esta fracción volumétrica fundida de metal fundido cuyo cuerpo obedece una morfología doble elipsoidal (figura 4.28a) fue ajustada en extensión de acuerdo

a los coeficientes obtenidos por la simulación. Además, fueron identificados tres diferentes fenómenos durante el modelado:

- La temperatura más baja en el arco eléctrico es obtenida al inicio del arco eléctrico, justo cuando el proceso da comienzo. De manera experimental este fenómeno se presenta como una excesiva cantidad de material en la sobremonta del cordón, es decir apariencia de mayor altura en el depósito con dilución pobre.
- La pileta fundida demuestra una sección abertura (cono) con orientación dirigida la antorcha, mientras que la mayor concentración de calor siempre se ubicada en el elipsoide frontal (figura 4.28b).
- La concentración de temperatura de mayor magnitud es ubicada en la sección final del depósito, el tiempo de disipación de calor y la extensión de la pileta fundida es la mayor de todo el procesamiento. La saturación térmica deriva en una ZAC de mayor extensión, así como una mayor mojabilidad del depósito sobre el sustrato disminuyendo la altura del cordón.

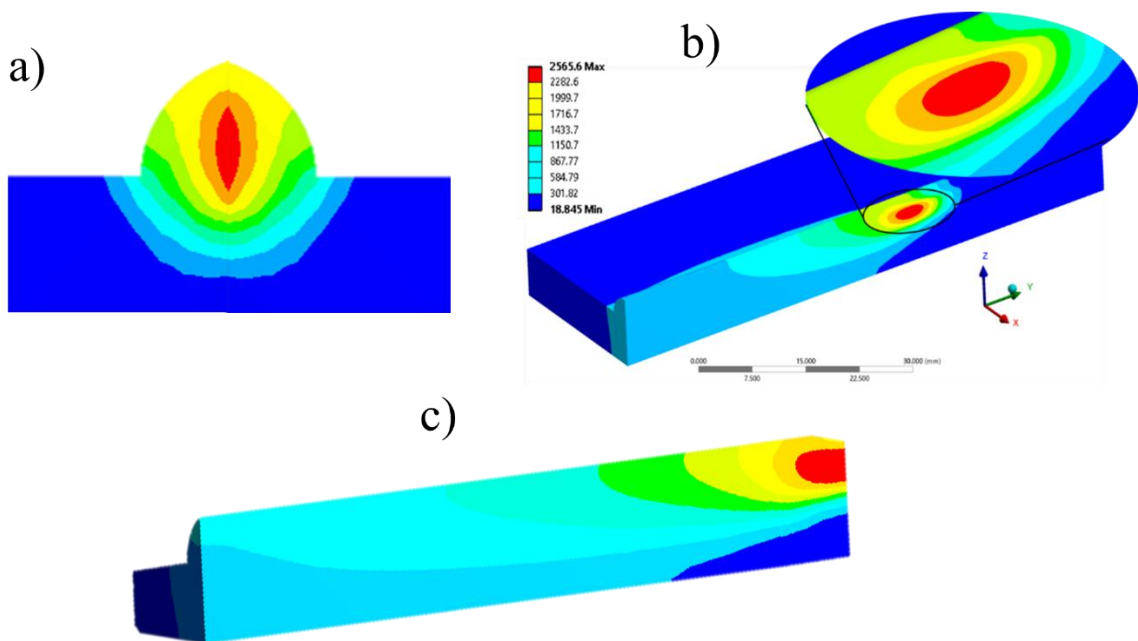


Figura 4.28. Simulación del proceso WAAM-CMT de Ti6Al4V. Es resaltada la sección sobrecalentada y la pileta fundida, cuya temperatura supera los 2500°C.

A partir de estas observaciones fueron asumidos fenómenos de transferencia de calor que inicialmente no habían sido planteados como evaporación de elementos aleantes. El principio de evaporación de elementos aleantes considera temperaturas de altas en un sistema de fusión como la pileta fundida los cuales alcanzan la temperatura de ebullición durante el proceso. Además, es considerada la interacción de la presión hacia la zona de fusión parcial ejercida por el flujo constante de gas Ar en conjunto con la atmósfera y la presión ejercida por los gases generados propios del proceso y por la ebullición de una pequeña fracción de aluminio disuelto. Algunos autores han resaltado la importancia de estas condiciones para la convergencia de simulación de procedimientos como soldadura láser [81], [89].

#### 4.2.1. Comparación térmico-microestructural

De acuerdo con las evaluaciones preliminares de los diferentes conjuntos de parámetros y el depósito resultante, fueron descartadas condiciones no favorables mientras que condiciones de cordón completo y sin oxidación superficial aparente desempeño aproximado a los descritos en la Tabla 12 con base en los criterios definidos fueron simuladas. En este sentido las configuraciones Ti64-B01 y Ti64-B02 fueron analizados mediante un procedimiento de micro-difracción de rayos-X con la finalidad de ubicar la microestructura por zonas del depósito, comparar con los resultados de la simulación empleando el modelo propuesto y por último hacer un cruce con las microestructuras obtenidas por DRX en alta temperatura.

Para realizar el acople microestructural fue realizada una simulación del proceso con los parámetros de ciclo CMT similares a los empleados experimentalmente, el volumen de control con dimensiones similares y todas las consideraciones descritas con anterioridad. De manera virtual se extrae un corte a 10 mm de haber iniciado el depósito y es generada una imagen de la sección transversal del depósito. Una vez seccionada es comparada con la imagen obtenida a la misma longitud de corte de la condición Ti64-01 (Respetando la cota referencia) y son medidas las dimensiones de las secciones de las zonas que conforman la ZAC. La zona de recristalización fina alcanza una temperatura de superior a 720°C cuando la última fracción de metal fundido se encuentra al centro del depósito.

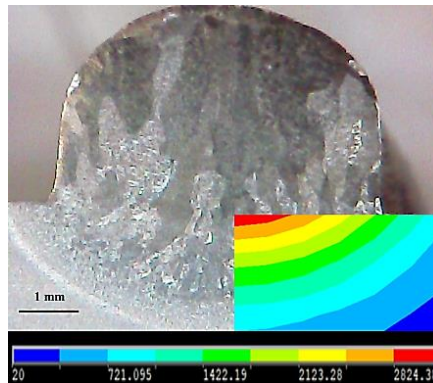


Figura 4.29. Comparativa de la sección transversal para los conjuntos de parámetros seleccionados. De lado derecho experimental y de izquierdo los resultados del modelo térmico.

Con la finalidad de validar la aproximación generada por el modelo térmico bajo diferentes condiciones fue simulado el depósito empleando los parámetros de Ti64-02. Fue tomada una imagen de la sección transversal a 10 mm de iniciado el cordón, como fue desarrollada para la comparativa de Ti64-01. La comparación de la huella de calor con el resultado de la simulación es mostrada en la figura 4.29, donde la morfología y extensión de las partes que conforman la ZAC coincide tal y como sucedió para Ti64-01.

Adicionalmente, la probeta seccionada fue analizada mediante micro-difracción de rayos-X en las zonas marcadas delimitadas por las diferentes huellas térmicas observadas. De acuerdo con los resultados modelados y experimentales, el ciclo térmico experimentado durante el proceso CMT-WAAM de Ti6Al4V no obedece con las tres etapas del calentamiento (sobrecarga térmica, calentamiento casi estacionaria y nivelación de temperatura) al no cumplir con un calentamiento casi estacionario.

Los resultados de la interacción temperatura fueron comparados con la sección simulada para facilitar la comparación con el espectro en condiciones ambientales. Los espectros analizados previos a alcanzar  $\beta_{\text{transus}}$ , en los cuales es observada la evolución e un pico característico de la fase  $\beta$  y el corrimiento al lateral izquierdo de los picos característicos de la fase  $\alpha$  inicial en la matriz del sistema. Los espectros correspondientes a las temperaturas superiores a  $\beta_{\text{transus}}$ , en las cuales después de superar la temperatura de 750 °C, se detecta una continua disminución de presencia cristalográfica de la fase  $\alpha$  y una mayor presencia de la fase  $\beta$  casi en la totalidad del espectro de análisis. Esta microestructura fue observada en el rango comprendido entre 750 y 900°C. Las temperaturas de la simulación máximas en las zonas coinciden con las microestructuras finales observadas. La microestructura obtenida en el

depósito coincide con la observada en el material sin tratamiento en todas las condiciones de llegada del Ti6Al4V como se muestra en la figura 4.30.

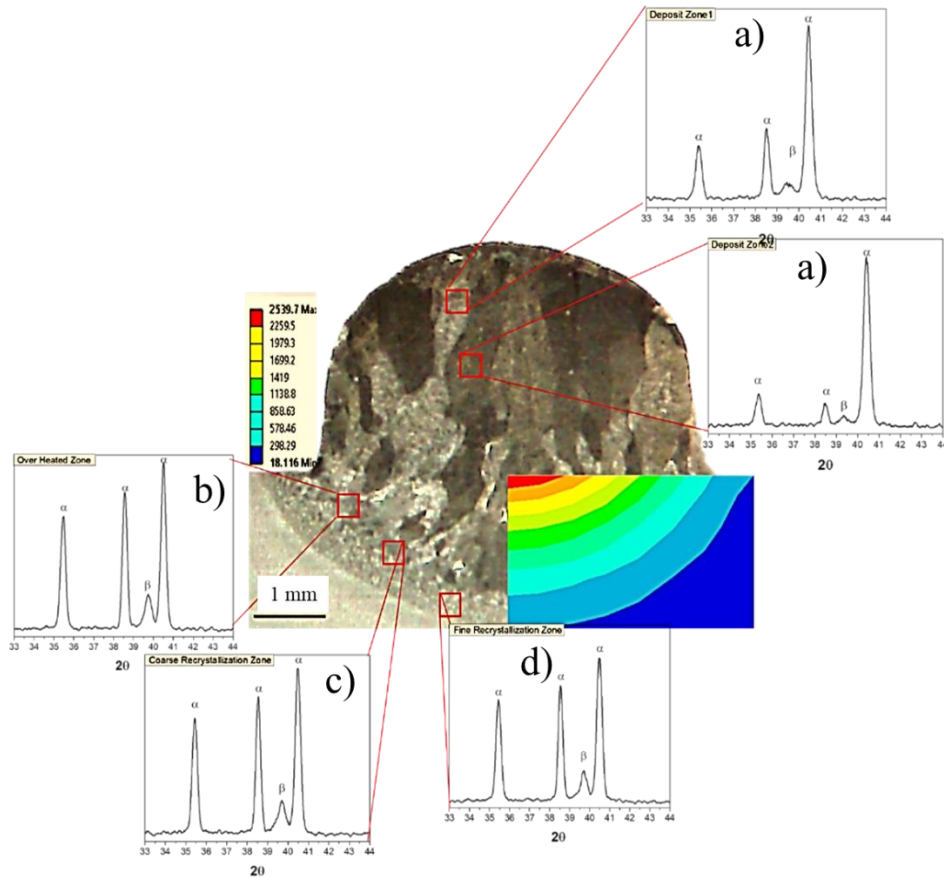


Figura 4.30. Evolución microestructural y análisis DRX durante el aporte térmico en el procesamiento CMT-WAAM de Ti6Al4V. Difractogramas a diferentes temperaturas del Ti6Al4V a) 1200 °C, b) 1000 °C, c) 750 °C, d) 500 °C

Las validaciones del modelo hasta esa instancia fueron desarrolladas con parámetros CMT diferentes; sin embargo, la velocidad de desplazamiento de la fuente de calor en la antorcha TS ha sido mantenida constante, así como una energía neta de entrada ( $Q$ ) de un rango similar. Con la finalidad de conocer la variación del comportamiento térmico fueron seleccionados los cordones Ep<sub>01</sub>-04, Ep<sub>02</sub>-05 y Ep<sub>03</sub>-12 para una comparación de la distribución de temperatura real y simulada.

Fueron comparadas las velocidades de enfriamiento obtenidas por la simulación, así como forma y extensión de la piletta fundida al avanzar el frente de solidificación una vez que la temperatura máxima es alcanzada en un punto para después desplazarse. Los diferentes perfiles térmicos son mostrados en la figura 4.31, donde es integrada la temperatura teórica alcanzada por zonas y una delimitación del área de dilución metalúrgica.

Los modelos integraron volúmenes de control estructurados diseñados acorde a las dimensiones físicas obtenidas experimentalmente para cada conjunto de parámetros. Las tres condiciones mostraron diferentes morfologías de las zonas de temperatura máxima, así como la extensión de la ZAC. Fue hallado que los valores de potencia elevada incrementan la región sobrecalentada, de igual manera una velocidad de desplazamiento lenta (5 mm/s) satura la carga térmica y genera una extensión de las regiones de temperatura superior a la de fusión para el Ti6Al4V (figura 4.31a). Por otro lado, la condición de velocidad de la figura 4.310 cuya carga térmica es similar a la de la figura 4.31a, mostró una menor región sobrecalentada confirmando que controlando la TS es posible controlar la carga térmica durante el procesamiento.

También fue observado en la muestra de mayor tiempo de exposición al sobrecalentamiento la presencia de porosidades en la región de interfase depósito-sustrato justo en la línea de dilución. Esta acumulación de gas de forma esférica es característica de procesos con elevada concentración de calor localizada. Por el contrario, cuando la carga térmica fue reducida debido a la velocidad TS de 15 mm/s (la más alta evaluada en este trabajo), la concentración de calor, así como el área de dilución fue reducida a una mínima fracción del sustrato en contacto con el proceso. La débil dilución limita la adherencia del depósito sobre el sustrato, este efecto imposibilita a condiciones que generan fenómenos similares para construcción de muros multicapas.

A medida que TS incrementa el tiempo de exposición a la potencia es reducido generando la presencia de falta de fusión y nula adherencia del depósito sobre el sustrato. Para valores entre 10 y 15 mm/s el modelo térmico presentó de forma matemática efectos similares a los observados experimentalmente; sin embargo, para el valor de 5 mm/s la entrada de calor (ecuación 16) definida por la norma EN 1011-1:2009 presentó un exceso en la demostración temperatura alcanzando numéricamente valores superiores a los 5000 °C.

El efecto físico de esa temperatura no es viable experimentalmente por lo que se asume una limitación en la aplicación del modelo térmico para velocidades de avance menores de 5 mm/s. Al desplazarse con menor velocidad la fuente de calor acumula e integra mayor entrada

de energía, ese aumento de calor y el efecto sobre el sistema no es posible analizarlo para las condiciones propuestas. Entonces, a valores altos de TS en adición a un pobre valor de relación WFS/TS en la configuración de factores de depósito generará una nula deposición de material, siempre y cuando no se recurra a los valores límite ya descritos.

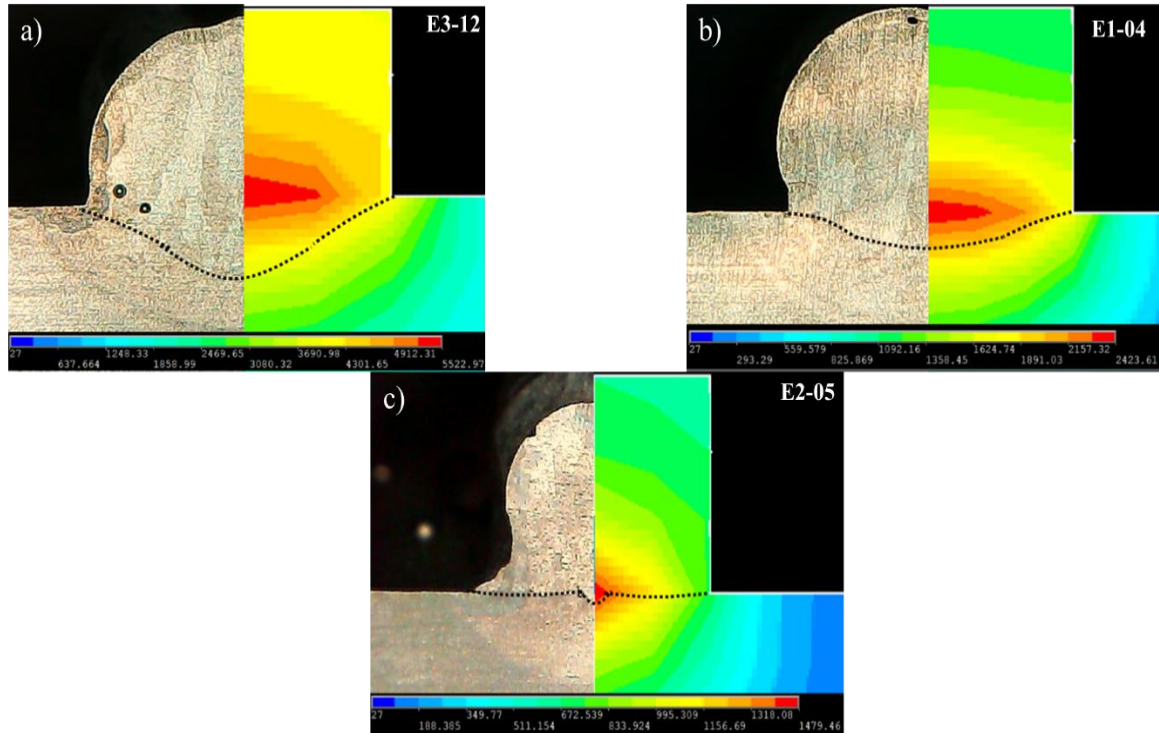


Figura 4.31. Comparativa de la predicción térmica y efecto de la temperatura durante el depósito CMT-WAAM de Ti6Al4V en función del factor TS

## 4.5. Modelación térmica de depósitos de capa múltiple

### 4.5.1. Definición de estrategia de depósito

Con la finalidad de establecer la mejor ruta de procesamiento de muros delgados CMT-WAAM de Ti6Al4V y realizar los ajustes de convergencia de un modelo de una capa a uno de múltiples capas fueron medidas las temperaturas en puntos estáticos capa a capa y comparadas con los datos experimentales previamente obtenidos.

A partir de los resultados obtenidos de la simulación de depósitos de una capa, fueron diseñados volúmenes de control conformados por múltiples capas. Estas construcciones mantienen las dimensiones de HB y WB medidas en cada condición experimental. También, fue considerado un valor de %D igual a 20%, que de acuerdo a los análisis resulta ser el óptimo para garantizar la adherencia entre capas depositadas, sin reducir de manera crítica la HB de la capa. De manera paralela fueron desarrollados análisis de calorimetría diferencia de barrido (DSC) para definir las temperaturas críticas de los depósitos manufacturados por CMT-WAAM y comparados con los de la placa sustrato de manufactura convencional. La finalidad de este análisis es establecer la temperatura máxima de trabajo en la que el depósito desarrolle su función sin comprometer su estabilidad estructural.

De acuerdo con la especificación comercial el Ti6Al4V demuestra una temperatura máxima de trabajo de 450°C [77], esta temperatura de manera inherente es superada en todos los procesos que involucren interacción con un arco eléctrico y fusión localizada. En la figura 35 son mostrados los resultados de la temperatura de la muestra vs la tasa de cambio de diferencia de potencia con respecto del tiempo censada durante el DSC. Los resultados muestran cambios de pendiente en las temperaturas críticas de la placa (color negro) en los puntos de 250°, 550°, 800° y 980 °C. Las temperaturas marcan de acuerdo al diagrama de equilibrio de la figura 4.32 las transformaciones en estado sólido del Ti6Al4V en equilibrio y corresponden a lo reportado en la literatura [90], [91]. Este diagrama fue desarrollado dentro del grupo de trabajo para la aplicación con base a consideraciones teóricas, que al ser comparado con diagramas de otras fuentes es convergente [78], [92].

De acuerdo con los resultados obtenidos de muestra Ti6Al4V manufacturada mediante CMT-WAAM los cambios de pendiente fueron definidas las temperaturas de 180°, 380°, 700° y 850°C como las temperaturas de transformación en estado sólido. Las temperaturas presentaron un grado de desplazamiento (corrimiento a la izquierda) orientado a menor temperatura. El corrimiento de las temperaturas demuestra una disminución de la barrera energética (energía de activación) requerida para que llevar a cabo la transformación en un rango promedio de 100°C antes de que sea efectuada en la muestra de placa.

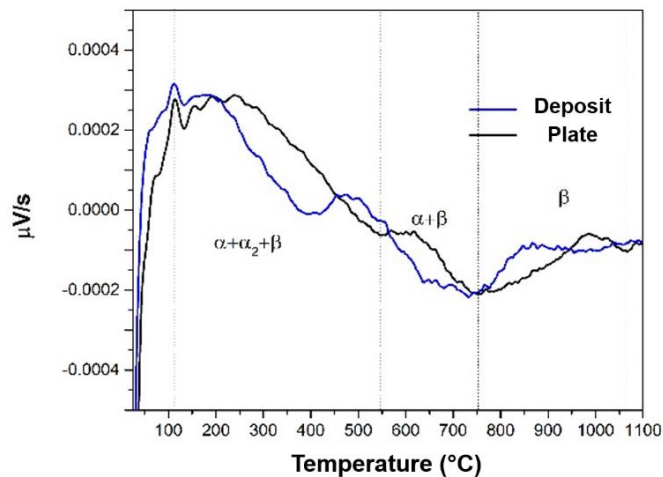


Figura 4.32. Gráfica de Temperatura vs  $\mu\text{V/s}$  para identificar las temperaturas de transformación en estado sólido para Ti6Al4V manufacturado por laminación y por CMT-WAAM

De acuerdo con las temperaturas observadas, la temperatura de 450°C fue definida como el punto máximo de recalentamiento para mantener la integridad estructural del depósito. Al superar la temperatura límite la reacción de descomposición de  $\alpha_2$  a completamente  $\alpha+\beta$  es completa, lo que promueve la susceptibilidad del Ti6Al4V a la absorción de oxígeno. En este sentido fueron simuladas múltiples estrategias de depósito multicapa realizando el monitoreo de temperatura en un punto fijo durante toda la construcción y en un punto fijo en el plano (x,y) incrementando el valor de la coordenada z de acuerdo con el incremento de altura de la capa depositada (manteniendo las condiciones de fabricación de muros previamente descritas).

La temperatura de 450°C fue asumida como el límite máximo de temperatura a la que es posible realizar el depósito de la capa subsecuente durante la construcción del muro multicapas. Donde el tiempo de espera entre capas ( $t_w$ ) fue variado con la finalidad de obtener una temperatura menor a 450°C en el depósito previo.

#### 4.5.2. Validación del modelo térmico

El primer valor de  $t_w$  evaluado durante la simulación térmica fue de 30s, el resultado de la simulación mostró un ajuste efectivo asumiendo la temperatura de la capa transcurridos 30s como la temperatura inicial de la capa anterior. El comportamiento del ciclo térmico obedeció un patrón similar entre las múltiples capas, mientras que la temperatura del muro supero el límite de los 450°C desde la manufactura de la segunda capa como se muestra en la figura

4.33a. Para el  $t_w$  de 100s la temperatura máxima obtenida durante a simulación alcanzó 2600°C a diferencia de 30s de espera donde la temperatura superó los 3200°C de manera teórica en la pileta fundida. El incremento entre capas depositadas no mostró un incremento notable, sin embargo; a partir de la capa 8 (L8) la temperatura supera los 450°C e incrementa de manera gradual alrededor de 30°C por capa como se muestra en la figura 4.33b.

El incremento constante de temperatura durante el depósito propicia una mayor mojabilidad del material fundido, este efecto puede propiciar un exceso de chisporroteo, zona de refusión extendida y mojabilidad excesiva de la capa siguiente. De acuerdo con la simulación, otro efecto del sobrecalentamiento generó una mayor tasa de enfriamiento como puede observarse en la curva pronunciada de la simulación con  $t_w$  de 30s. El incremento en la velocidad de extracción de calor promueve heterogeneidad mecánico-estructural, así como la presencia defectos volumétricos por rápida solidificación como porosidades y humping.

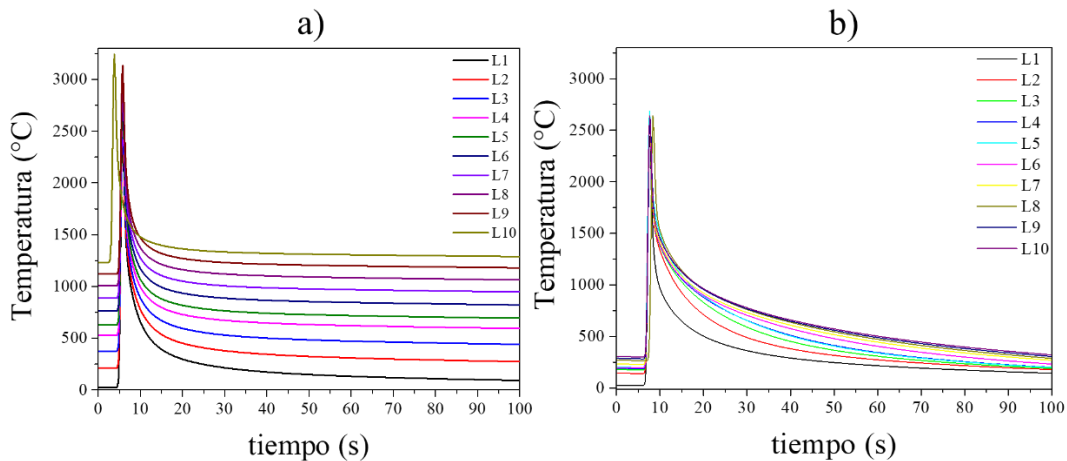


Figura 4.33. Evolución de la temperatura de procesamiento para depósitos multicapa de Ti6Al4V por CMT-WAAM

La diferencia de temperaturas máximas obtenida en las diferentes estrategias de depósito demostró ser mayor a 500°C y el valor de  $t_w$  generó una menor carga térmica en la construcción multicapa. No obstante, la estrategia de 100s de espera demostró un incremento gradual de temperatura durante la construcción hasta la capa 8, donde el grado de precalentamiento supera la temperatura máxima de trabajo definida para el Ti6Al4V. Entonces, fue desarrollada una estrategia adicional que considera el número de capa depositada ( $n$ ) para definir el tiempo de espera entre capas como lo describe la ecuación 18.

$$t_w = (n-1) \times 30s \quad (18)$$

El tiempo mínimo entre capas fue de 30s, y en cada capa son incrementados para obtener el tiempo suficiente para el enfriamiento de la capa anterior. En la figura 4.34a es resaltado el punto de depósito (precalentamiento) de cada capa empleando esta estrategia. Fue observado durante la simulación que en ninguna capa la temperatura supera los 450°C como precalentamiento. El pico de temperatura máximo fue obtenido durante el depósito de la capa L2, para después comenzar a reducir y no sufrirá recalentamiento pues a medida que las capas incrementen también lo hará el tiempo de espera. Por último, en la figura 4.34b se representa de manera esquemática la temperatura de depósito de cada capa de acuerdo con las simulaciones. El resultado teórico para la estrategia de 30s presentó un sobrecalentamiento constante, mientras que para las otras dos estrategias a partir de la capa L3 la temperatura comienza a incrementar de manera gradual en bajo incremento ( $t_w=100s$ ) y la temperatura de la superficie disminuye de manera constante con cada capa depositada (18).

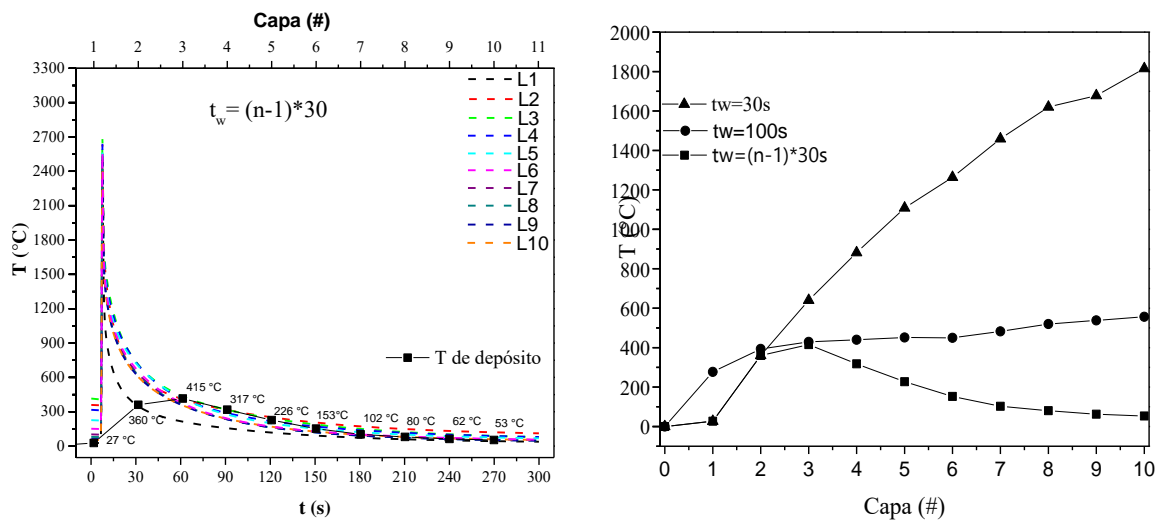


Figura 4.34. Evolución de la temperatura de procesamiento para depósitos multicapa de Ti6Al4V por CMT-WAAM

La estrategia de manufactura con un tiempo entre capas de 100s fue seleccionada como la mejor condición para el depósito multicapa de Ti6Al4V empleando CMT-WAAM. La condición con  $t_w$  de 30s fue descartada por la sobrecarga térmica exhibida en la modelación. Por el contrario, aunque la estrategia de depósito propuesta (18) permitió obtener el mayor grado de enfriamiento entre capas depositadas, el tiempo de manufactura incrementa de manera importante, un ejemplo es que para la capa L10 el tiempo requerido sería de 270s e incrementa

a razón de 30s por capa depositada. Entonces, con base a las observaciones teóricas se definen una construcción de seis capas. Para definir el alcance de la temperatura durante la construcción multicapa fue seleccionada la condición con mayor afectación por la concentración fueron monitoreadas de manera simultánea cada una de las capas a medida que el procedimiento fue desarrollado y se muestran en la figura 4.35.

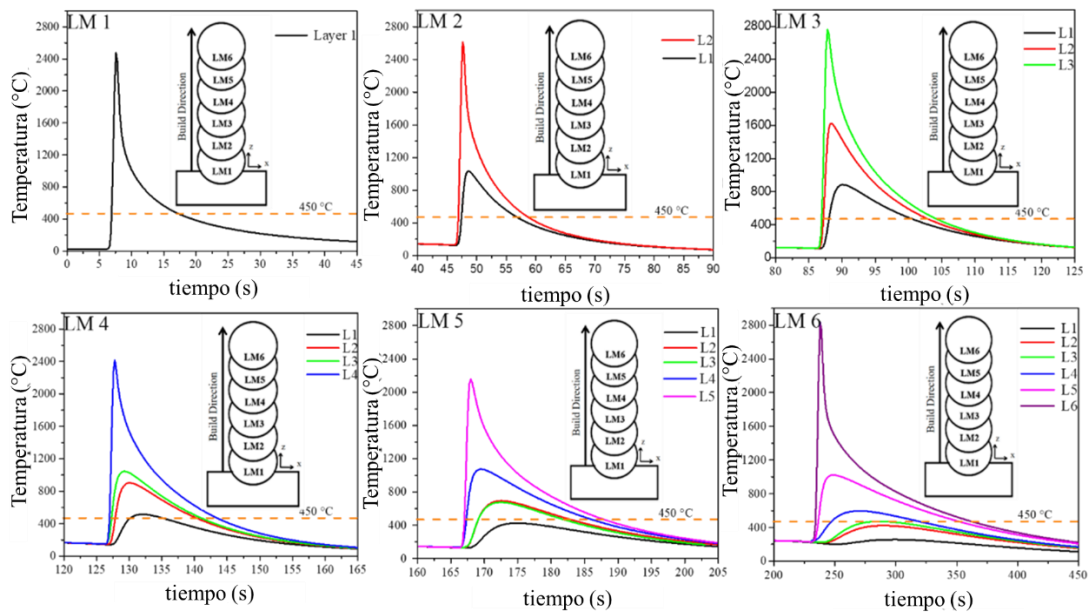


Figura 4.35. Análisis numérico de la historia térmica durante el seguimiento capa a capa (ejes coordenados  $x=12,5$ ,  $y=50$  y  $z=0$  unidades en milímetros) de la capa depositada (LM) en un punto fijo con  $t_w$  de 100 s.

Fue seleccionada la configuración de  $Ep_{01-01}$  con la estrategia de depósito de  $t_w=100s$ , el nodo de monitoreo fue ubicado en la misma línea de acción sobre el eje  $z$  con la altura  $H_L$  variante. Las coordenadas sobre el eje  $x$  fueron mantenidas constantes, mientras que las del eje  $y$  se intercalaron para cumplir con la trayectoria definida para la construcción de muros. Los datos simulados demuestran una fuerte influencia del calor generado por el depósito de la capa subsecuente sobre la construcción hasta la capa LM4 de la figura 4.35. A partir de la manufactura de la capa LM5 el sobrecalentamiento no genera un incremento de la capa LM1 superior a los 450°C. Durante el depósito de la cama LM6, las capas LM1,2 y 3 no superan el valor límite de 450°C.

De acuerdo con la simulación el efecto de sobrecalentamiento repercute hasta cuatro capas anteriores, una trayectoria en depósito alternado, así como el depósito de  $t_w = 100s$  integran la propuesta para la manufactura aditiva de muros multicapa de Ti6Al4V empleando CMT-WAAM.

#### 4.6. Construcción de muros multicapa

Una vez que fueron definidas las estrategias de depósito y el número de capas para la validación teórica y experimental de los grupos de parámetros de procesamiento propuestos en la Tabla 3. En esta sección son descritos los valores objetivo de las respuestas desde el análisis de los resultados obtenidos en cada región experimental.

Para la primera región experimental ( $Ep_{01}$ ), el valor de la relación WFS/TS fue calculado en el rango comprendido entre 41 y 93, un valor superior al valor de 20 reportado por Almeida et al [17]. Sin embargo, los conjuntos 02, 05, 13 y 15. Estos conjuntos tuvieron una diferencia de 90A entre  $I_{max}$  e  $I_w$ , entonces, la caída de potencia promueve la reducción de calor disponible para completar la transferencia en masa. Además, se encontró que 10ms son el tiempo mínimo de crecimiento de las gotas a máxima potencia para completar la transferencia de Ti6Al4V. Los valores de LC resultantes de 0,3 se asociaron con los depósitos más continuos, a saber, los conjuntos 06 y 07. La aparición de depósitos con morfologías globulares se relacionó con valores de LC superiores a 1. Las mediciones de %D mostraron valores del 14 al 25% para depósitos con forma continua de cordón. Del mismo modo, el AR mostró valores en el rango de 1,5 a 2. Finalmente, la DR alcanzó valores superiores a 2Kg/min para todas las condiciones.

El mapa de procesamiento de la región  $Ep_{01}$  fue desarrollado por optimización simultánea se muestra en la figura 4.36a. El análisis permite identificar una región a los depósitos de una capa con valores dentro de los objetivos establecidos para LC, %D AR y DR.

Para la segunda región experimental ( $Ep_{02}$ ) en la que el límite de  $I_{max}$  fue incrementado a 190 A, mientras que la WFS fue reducida a un rango de 5-10 m/min. En esta región la corriente  $I_w$  fue mantenida constante debido a las observaciones la región anterior. Fue observado que el 50% de las configuraciones no obtuvo transferencia efectiva de material solo

las configuraciones 05, 07, 11 y 14 alcanzaron un cordón completo y continuo. El valor de la relación WFS/TS obtenido por estas configuraciones fue de 33. El valor mínimo de LC fue de 0,45 obtenido por el cordón 07 que exhibió la mejor continuidad en esta región experimental. El resto de los conjuntos obtuvieron un valor de relación WFS/TS inferior a 20 y LC entre 0,65 y 1,2. Las condiciones efectivas de transferencia incluían un valor de TS de 5 mm/s y una WFS de 10 m/min.

Fue propuesto un episodio experimental adicional ( $Ep_{03}$ ), en el cual el límite máximo de WFS fue incrementado a 20m/min sin modificar los factores restantes del  $Ep_{02}$ . Aunque fue generado un mapa de procesamiento para esta región (figura 4.36b) o pudo ser definida una región para el depósito con valores de respuesta objetivos.

El episodio experimental  $Ep_{03}$  mostró algunos conjuntos no exitosos para la transferencia efectiva de Ti6Al4V. Sin embargo, el conjunto 06 mostró un valor de LC igual a 0,14, el valor más bajo obtenido en las tres regiones de parámetros exploradas. La WFS y el  $t_{I_{max}}$  demostraron la mayor influencia en las variables evaluadas; sin embargo, el TS exhibió depósitos continuos cuando se seleccionó el valor de 5mm/s. Además, se demostró una reducción en el %D y DR cuando se aumentó el TS debido a la menor transferencia de masa resultante de esta modificación de parámetros. Para este trabajo, se definió un valor aceptable de LC entre  $0,1 < LC < 0,4$  para los depósitos continuos como se describió con anterioridad. Un valor inferior a 0,1 significa que no hay deposición, mientras que valores superiores a 0,5 indican una morfología no continua. Para esta ventana de parámetros de proceso fueron definidos dos mapas de procesamiento relacionando el  $t_{I_{max}}$  con WFS (figura 4.36c) y  $t_{I_{max}}$  con TS (figura 4.36d).

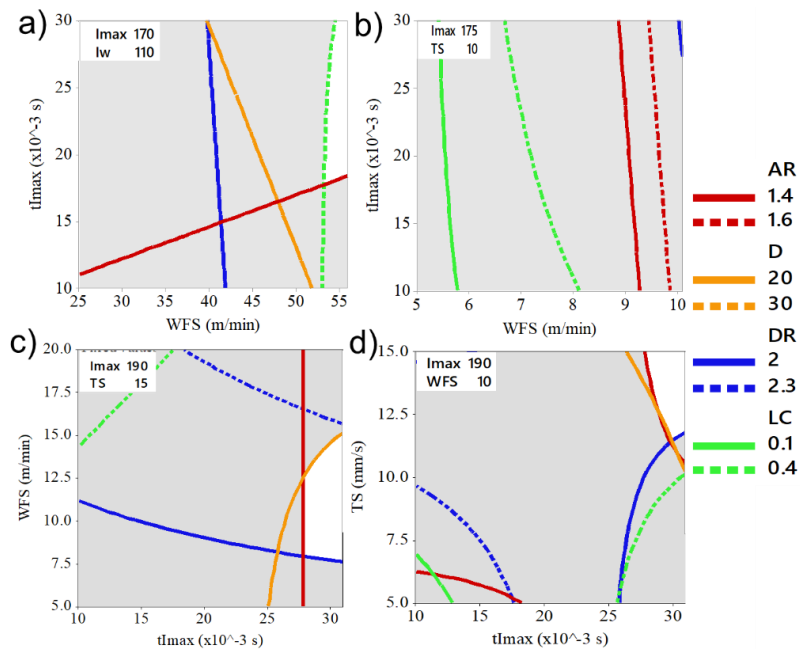


Figura 4.36. Mapas de procesamiento obtenidos a partir de los parámetros más influyentes frente a las variables evaluadas. a) Mapa de procesamiento obtenido a partir de  $Ep_{01}$  para la pared  $W_1$ , b) mapa de procesamiento de  $Ep_{02}$  para la pared  $W_2$ , c) mapa de procesamiento de  $Ep_{02}$  para la pared  $W_3$ , y d) mapa de procesamiento no útil de  $Ep_{03}$ .

#### 4.6.1. Validación de ciclo térmico completo

Para la validación del modelo térmico multicapa fue elegida la construcción de un muro con los parámetros de  $W_1$  son comparados los datos obtenidos durante el monitoreo en un punto fijo y los datos producto de la simulación. En la figura 4.37a se muestra el empate de ciclo térmico entre los datos experimentales y los simulados. El ciclo experimental está definido a partir de la temperatura de  $600^{\circ}\text{C}$  debido a la resolución mínima del pirómetro descrito en la sección de métodos. La capa L1 es descartada por la diferencia de conductividad producto del cambio de fase de sólido a líquido, y es que las propiedades termofísicas, así como la difusividad fueron definidos para un modelo en estado sólido. Por esta razón, la resolución del modelo térmico ajusta en mayor medida que incrementa la cantidad de capas depositadas.

Los datos térmicos experimentales mostraron una diferencia entre los picos de temperatura fue de 7.3% en el punto de menor convergencia y 4.1% con respecto al resultado de mayor ajuste. El ajuste entre la aproximación matemática y señales experimentales

permitieron validar el modelo térmico propuesto, así como garantizar la reproducibilidad y diseño de nuevas pruebas sin el requerimiento de múltiples ensayos de prueba y error.

En la figura 4.37b se muestra una comparativa de las tasas de enfriamiento calculada capa a capa en el mismo período de tiempo que exhiben los ciclos térmicos de la figura 4.37a. La derivada de la temperatura con respecto del tiempo durante la etapa de enfriamiento fue calculada para obtener la velocidad de extracción de calor desde la temperatura de formación de la piletta fundida y hasta la solidificación.

Estos resultados obtenidos permiten comprender la distribución de la temperatura en la adición de material capa por capa. Fue observado que a medida que se incrementó el número de capas la temperatura fue disipándose para ambas condiciones evaluadas. La magnitud de la tasa de enfriamiento disminuye en el material ya depositado al incrementar el volumen de material en la capa subsecuente. La disminución del valor es referida a un valor cercano a 0 °C/s, debido a que las tasas de enfriamiento son denotadas con signo (-) para este trabajo. La velocidad de enfriamiento fue disminuyendo en las capas previas a medida que el volumen del muro era incrementado. La comparación entre las tasas de enfriamiento teóricas y experimentales obtenidas mostró una tendencia a la convergencia del modelo térmico a medida que aumentaba el número de capas de depósito. Esto puede ser explicado por el hecho de que, durante la deposición de las primeras capas, se produce un cambio de fase y una convección de calor en el punto de observación, y estos fenómenos no se consideran en el modelo numérico. A medida que se depositan más capas, la transferencia de calor por conducción domina el fenómeno de transferencia de calor, efecto que ajusta con las consideraciones iniciales del modelo térmico.

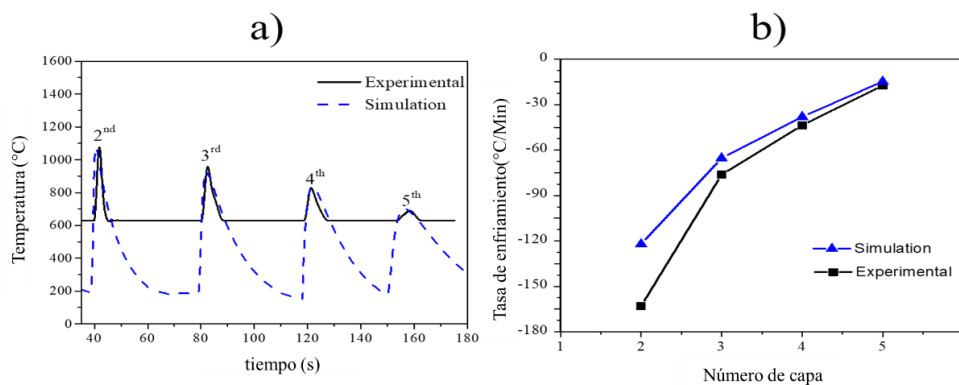


Figura 4.37. Comparación de los valores experimentales y simulados, en un punto de medición fijo, de las capas posteriores al depósito; a) Historia térmica. b) Velocidad de enfriamiento

#### 4.6.2. Caracterización estructural

Las regiones que conforman el depósito son el material base que mantiene la condición de constituyentes iniciales en la siguiente sección es la zona de afectación por el calor (ZAC), esta es compuesta por dos zonas de recristalización. La primera es la zona de recristalización gruesa (ZRG) donde la temperatura máxima de obtenida de acuerdo con las simulaciones no supera la temperatura de  $\beta_{\text{transus}}$  ( $T < T_{\beta\text{-transus}}$ ). Esta región delimita de manera radial la totalidad del depósito hasta la superficie del sustrato, manteniendo morfología y extensión. La modificación del constituyente ocurrió de forma limitada con respecto al observado en el material base. El ancho de las formaciones laminares de  $(\alpha+\beta)$  incrementó ligeramente, así como el tamaño de grano de  $\alpha$  de formación original (primarios) que son resaltados en la figura 4.38. En trabajos previos Zeng et al. [93] mencionaron que el bajo grado de transformación en esa región obedece a la influencia de los granos de  $\alpha$ , que aún en concentración reducida es suficiente para evitar la nucleación y crecimiento de granos  $\beta$ .

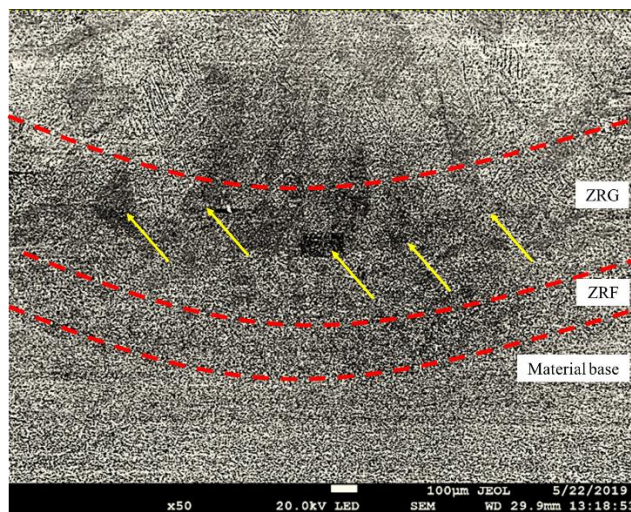


Figura 4.38. Regiones de la ZAC del depósito CMT-WAAM de Ti6Al4V

De acuerdo con las simulaciones del proceso a temperatura máxima obtenida en esa zona no son superados los 750 °C, donde la mayoría del constituyente está casi en su totalidad conformada por granos de  $\alpha$ . Este resultado demuestra que en los depósitos iniciales (capa LM1) la temperatura de transformación en estado sólido  $\alpha \rightarrow \beta$  no ha sido modificada como lo sugiere el resultado DSC.

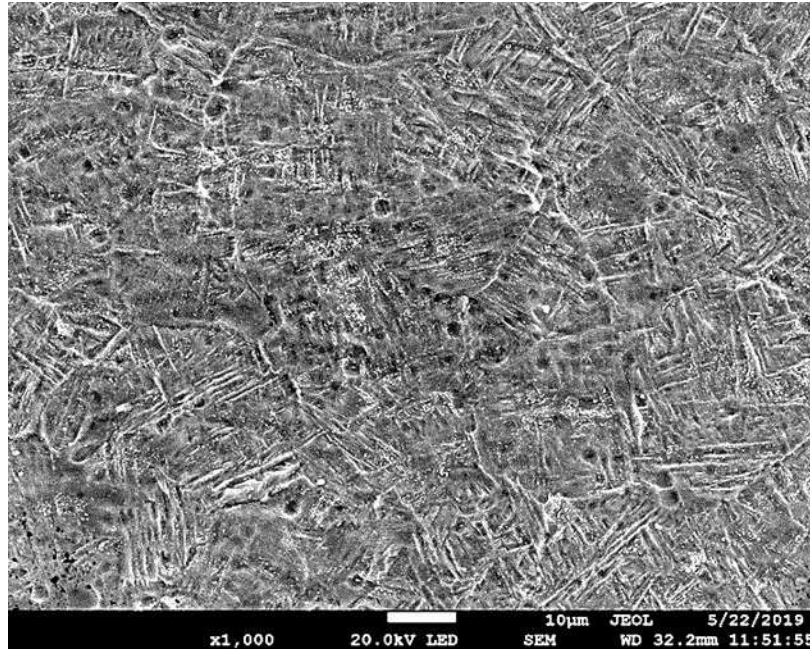


Figura 4.39. ZRF con una concentración de grano equiaxiales en toda la sección, con la formación de martensita acicular al interior de los granos por la alta tasa de enfriamiento

La segunda región que conforma la ZAC considera una región de recristalización gruesa (ZRG) cuya temperatura máxima alcanzada durante el procesamiento es mayor o igual que la temperatura de  $\beta_{\text{transus}}$  pero menor a la temperatura de fusión del Ti6Al4V ( $T_{\beta\text{-transus}} \leq T < T_L$ ). En esta región mostrada en la figura 4.40 la temperatura aumentó lo suficiente para hacer crecer los granos equiaxiales y dar inicio a la formación de interfases que promueven el crecimiento de regiones columnares.

El sobrecalentamiento genera una disminución en la concentración de granos  $\alpha$  primarios, aunque el tamaño incrementa, también fueron identificados granos de  $\beta$  de formación previa o inicial antes de completar la transformación completa. El tamaño de los granos incrementa a media que es fue próxima la zona de fusión. La formación de canasta comienza a presentarse, esta estructura es promovida por la extracción rápida de calor.

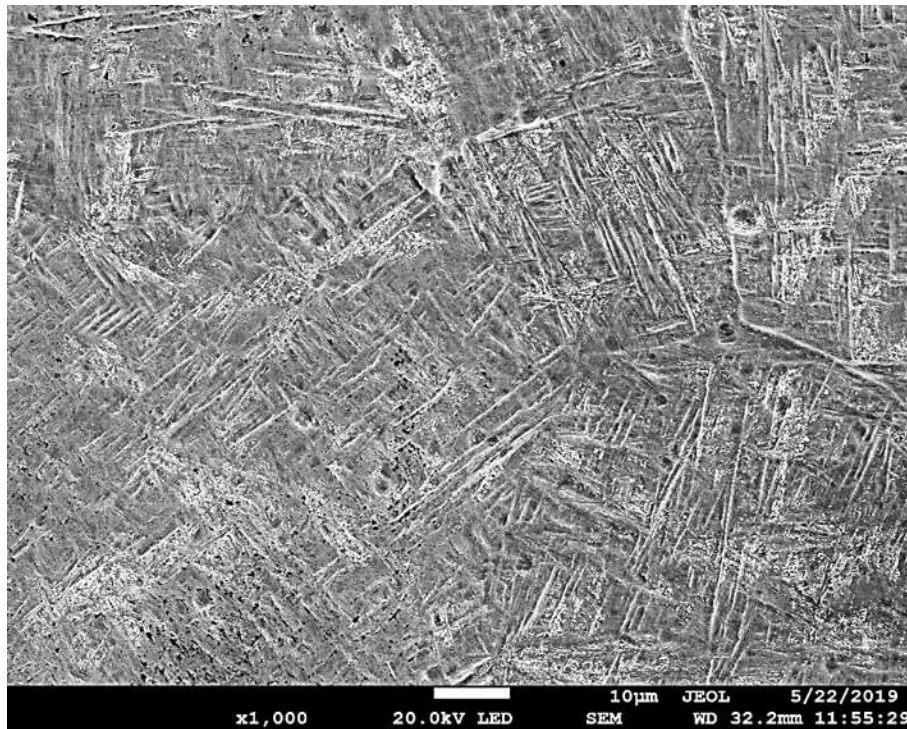


Figura 4.40. ZRG granos de tamaño mayor con formaciones de martensita y pequeñas colonias de  $\alpha+\beta$

El crecimiento de grano en procesos de manufactura aditiva en la zona sustrato-depósito es producto del fenómeno de nucleación heterogénea debido a la fusión parcial entre ambas condiciones de materiales. En todos los cordones y muros multicapa fabricados la mesoestructura demostró un crecimiento epitaxial, es decir la solidificación de los cristales de la zona fundida y el depósito se formaron a partir de los granos del metal base que no alcanzó a fundir (ZRG) y adoptaron la orientación  $\langle 001 \rangle$ . Este crecimiento fue mantenido por en dirección perpendicular a la interfaz sólido-líquido para un proceso de arco eléctrico [90]. El crecimiento preferencial de estos cristales obedecerá la dirección con un máximo gradiente de temperatura, que a la vez genera una mayor tasa de solidificación. Donde la dirección de crecimiento de los granos es opuesta a la del flujo de calor [94].

La siguiente región de depósito es la zona de dilución, la cual integra una fracción de material de aporte con el material base y conforman un volumen de material parcialmente fundido. La morfología obtenida demostró la presencia neta de granos  $\beta$  precursores y columnares de crecimiento aproximado hasta el final del depósito en su sección superior. Por último, la región de material depositado, donde la construcción simultanea genera una zona de refusión constante en la que la temperatura del sistema supera la región en equilibrio  $\alpha+\beta$

superando  $T_{\beta}$ . La microestructura que muestran los muros multicapas estructuras de canasta dentro que conforman cristales de tamaño grande delimitados por fase  $\beta$ . Con respecto al material base los granos  $\alpha+\beta$  que de manera inicial presentaban un arreglo equiaxial fueron modificados a arreglos de colonias de formaciones aciculares, cuya dimensión de ancho incrementa a medida que se acerque al centro del muro como se muestra en la figura 4.41.

El mecanismo de la predominante estructura columnar en los depósitos fue descrito con anterioridad por Mok et al. [95], donde supone que el calor absorbido por el material es transferido mediante conducción en todas las direcciones del sustrato. En este punto en la zona de fusión fueron disueltos completamente los granos de  $\alpha$  que actúan como puntos de bloqueo para el crecimiento de cristales  $\beta$  con forma columnar.

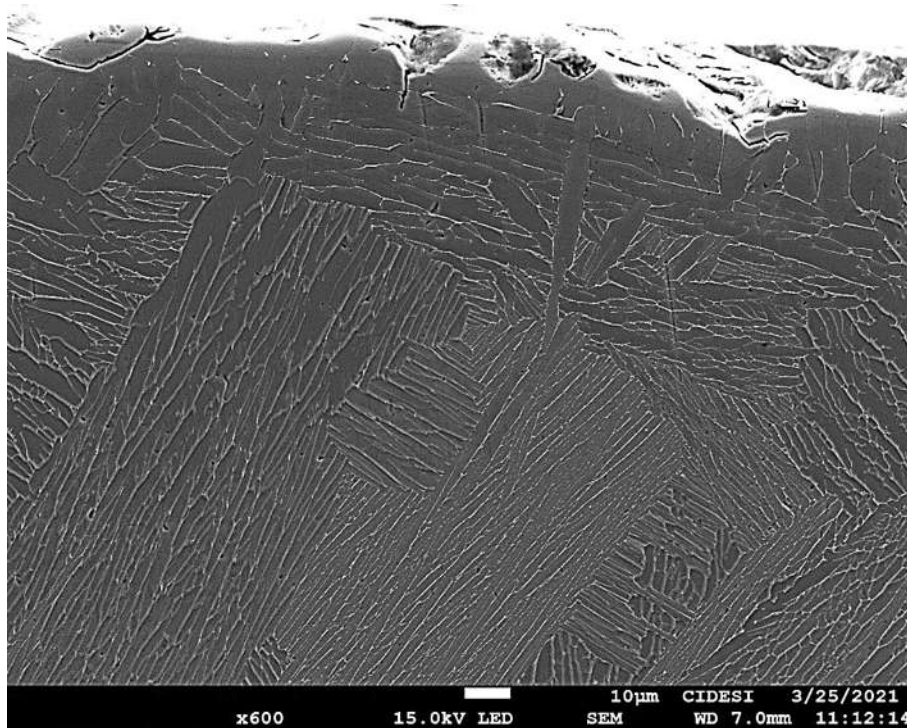


Figura 4.41. Micrografía del borde del muro construido hacia el centro del depósito

## 4.7. Influencia de los parámetros del proceso

### 4.7.1. Sobre el constituyente del depósito

Durante el procesamiento CMT-WAAM las tasas de enfriamiento de la capa en activo (capa depositada en ese momento) alcanzaron valores de hasta  $163^{\circ}\text{C/s}$  en las regiones inmediatas después de depósito. Fue observado que algunas regiones de las capas depositadas no alcanzan una recuperación por calentamiento prolongado y enfriamiento controlado, conduciendo la zona con constituyente martensita afinada y acicular casi en la totalidad de la microestructura del muro depositado.

A continuación, se discuten los efectos de carga térmica ( $Q$ ), la velocidad de avance de la antorcha ( $TS$ ), el tiempo de espera entre capas ( $t_w$ ) y la velocidad de alimentación del alambre ( $WFS$ ) sobre la morfología y tamaño de los constituyentes presentes en los depósitos CMT-WAAM. La influencia de los parámetros de proceso sobre la microestructura de los muros delgados de Ti6Al4V fue medida con base en la dimensión de los cristales columnares que conforman el depósito y el ancho el área de los granos que sufrieron crecimiento en la ZRG por efecto del sobrecalentamiento.

Siguiendo la metodología propuesta por Brandl et al. [96], la influencia de los parámetros del proceso de manufactura aditiva sobre la microestructura de los muros delgados de Ti6Al4V fue determinada mediante la comparación de las tres condiciones de manufactura seleccionadas y un tiempo de  $t_w$  de 100s. Fueron medidos ancho del grano columnar constituido en su mayoría por la fase  $\beta$ , además del tamaño promedio de grano de la región de recristalización gruesa donde fue promovido el crecimiento de los granos columnares. Esta metodología fue seleccionada porque debido a las características de los constituyentes aciculares y laminares que conforman el constituyente resultan ser pequeños y complejos de medir de manera práctica. La dificultad reside en que las velocidades de enfriamiento/solidificación resultaron ser mayores a los  $100^{\circ}/\text{min}$  como lo demostraron las simulaciones y el monitoreo infrarrojo.

En la tabla 12 se muestran los parámetros de  $TS$ ,  $WFS$  y  $Q$  de cada condición manufacturada, así como los resultados de las mediciones para cada construcción. Fue posible observar que el muro manufacturado con mayor carga térmica el tamaño de grano resultó contar con un tamaño mayor con respecto a las otras dos construcciones (figura 4.42). Además, se

valida la influencia de la velocidad el sobrecalentamiento pues el valor de TS=15 mm/s se observó una reducción en el ancho de los granos columnares y el tamaño de los granos previos de la fase  $\beta$ . Este efecto fue opuesto al analizar el tamaño de los granos del muro manufacturado con TS=5mm/s, cuyo tamaño de grano en depósito y ZRG promedio resultó ser más grande de las condiciones evaluadas. Esto conduce a un crecimiento de los granos que conforman esta región de la ZAC así como al ancho de los granos columnares que conforman el depósito. Con el incremento de carga térmica en la ZRG existe un menor gradiente de temperatura entre esta y la zona de fusión, por lo que el crecimiento de los granos primarios de  $\alpha$  limita la nucleación de granos nuevos reduciendo el número de granos  $\beta$  en la zona.

Tabla 12. Resultados de la comparación del tamaño de grano con diferentes métodos de manufactura

Sinergia	WFS m/min	TS (mm/s)	Q (J/mm)	$t_w$ (s)	ZRG <sub>Prom</sub> (mm)	Depósito <sub>Prom</sub> (mm)
Ep <sub>01_07</sub>	56	10	207	100	0.1004	0.5176
Ep <sub>03_06</sub>	20	5	450	100	0.2485	0.8587
Ep <sub>03_16</sub>	20	15	150	100	0.0872	0.4205

Además, en dentro de las regiones las longitudes de las formaciones de canasta en el depósito sufrieron una reducción de longitud a medida que el valor de Q en el procesamiento fue reducido. Entonces, una morfología gruesa será promovida al aumentar el calor de entrada o a una velocidad de avance reducida, pues este parámetro controla directamente la densidad energética de aporte.

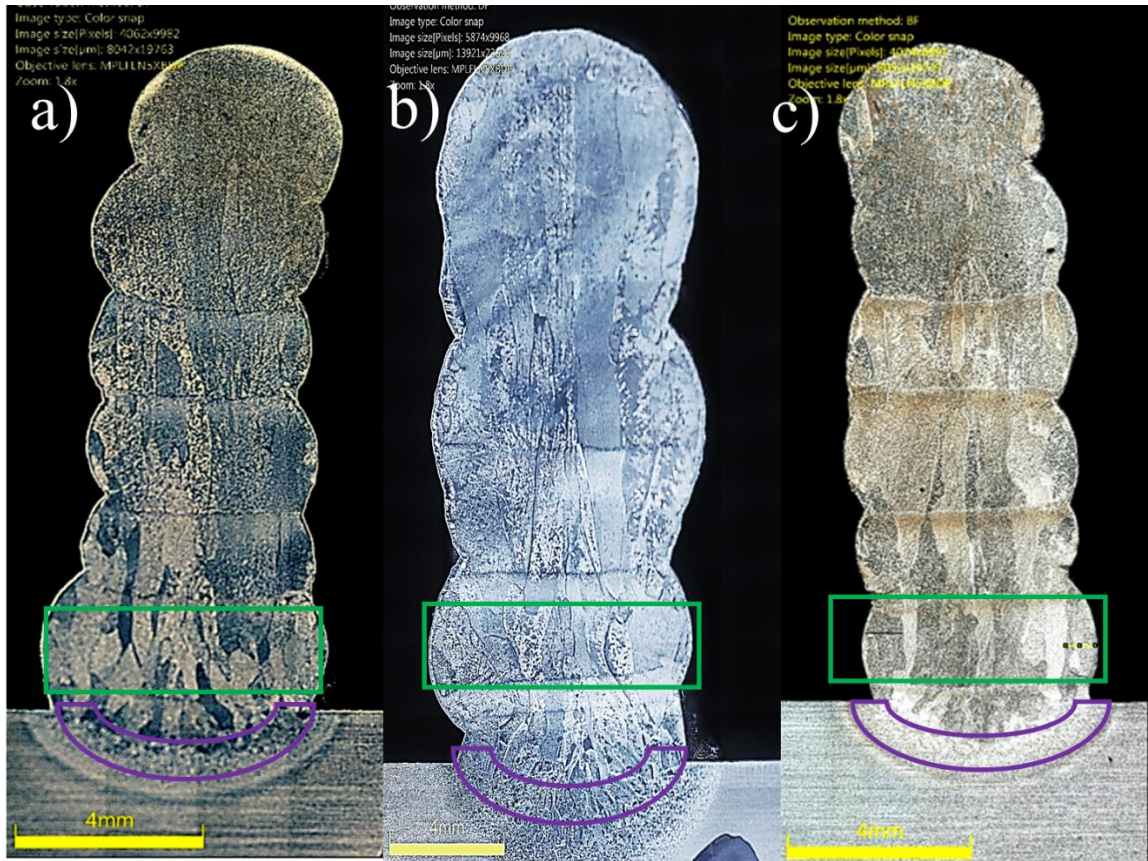


Figura 4.42. Macrografía de muros construidos con  $t_w = 100s$ , con los diferentes parámetros con análisis de la sección ZRG (morado) y de depósito (verde) para Ep01-06 (a), Ep03-06 (b) y Ep03-16 (c)

Caso contrario al incremento de  $Q$ , al incrementar la velocidad TS el calor de entrada disminuye pues promueve un incremento de los gradientes térmicos entre las zonas de depósito, así como de las tasas de enfriamiento y, por lo tanto, influye directamente sobre la tasa de solidificación. El valor mayor de TS evaluado en las construcciones fue de 15 mm/s, durante la simulación fue observado que la temperatura de la pileta fundida fue menor, al igual que duración de a la temperatura máxima. De esta manera el gradiente térmico entre las regiones ZRG y la zona de fusión es considerablemente mayor por lo que los granos reciben menos cantidad de calor durante un tiempo más corto, lo que conduce a un tamaño menor de los granos equiaxiales, y consiguiente un menor ancho de los granos columnares.

El aumento de TS promueve también el cambio de la forma de la piscina fundida a una morfología mayormente estrecha que puede apreciarse en la vista de la sección transversal de la figura 4.42c. Debido a que el crecimiento de los cristales obedece la dirección de los gradientes de temperatura más abruptos, entonces es posible modificar y controlar el

comportamiento de la solidificación conduciéndola a una morfología adecuada para una posible aplicación

Por otro lado, no fue observado un efecto significativo al incrementar el valor de WFS a medida que la velocidad de alimentación aumentada o reducida. Las dimensiones mayores de granos de ZRG y depósito se alcanzaron con WFS=20 m/min.

#### 4.7.2. Sobre los defectos en muros multicapa

Tres tipos principales de defectos fueron observados en los muros construidos, en todas las configuraciones de parámetros fueron presentes, y se describen a continuación:

- i) Porosidad: Los poros presentes fueron ubicados con mayor concentración en la construcción  $W_3$ , la cual mostró una mayor cantidad de Q en el procesamiento. No obstante, fueron ubicados de manera más dispersa en el resto de los muros. La región de límite de grano resultó ser la de mayor incidencia para la presencia de este defecto, aunque hay antecedente en las construcciones de una capa de poros en la zona de dilución y ZRF. La naturaleza de los poros encontrados es de entrapamiento de gas durante el proceso y pueden ser observadas en la figura 4.43a
- ii) Microgrietas: Este defecto es constante en las tres condiciones de parámetros evaluadas, en todas ellas fueron ubicadas en la región más externa del muro (bordes). En el borde de los muros fue identificada la región  $\alpha$ -case caracterizada con granos de  $\alpha$  endurecidos y de mayor tamaño. La apariencia de la fractura es de forma frágil como se muestra en la figura 4.43b. Las microgrietas en zonas endurecidas es común en procesos de arco eléctrico y no es crítico pues la extensión de las observadas en este trabajo no supera la extensión de la  $\alpha$ -case ( $<50\mu\text{m}$ ) por lo que el material puede ser saneado si es mecanizado en acabado. El mecanismo de la falla obedece a la liberación de esfuerzos residuales por el estrés de naturaleza térmica incido al muro durante la construcción. en las condiciones de procesamiento con presentes.

- iii) Falta de fusión: Empleando los parámetros de construcción definidos como idóneos en este trabajo múltiples construcciones volumétricas fueron desarrolladas. Cuando el %D no es controlado de acuerdo a las características de los depósitos se da origen a faltas de coalescencia entre las capas depositadas (figura 4.43c). Estos defectos no pueden ser observados a simple vista pues quedan alojados al interior de las construcciones y resultan críticos en la evaluación al desempeño de las construcciones. Es posible controlar la concentración de este tipo de defectos si existe una reducción del defecto de humpting con la estrategia de depósito adecuada, así como la garantía de %D entre capas

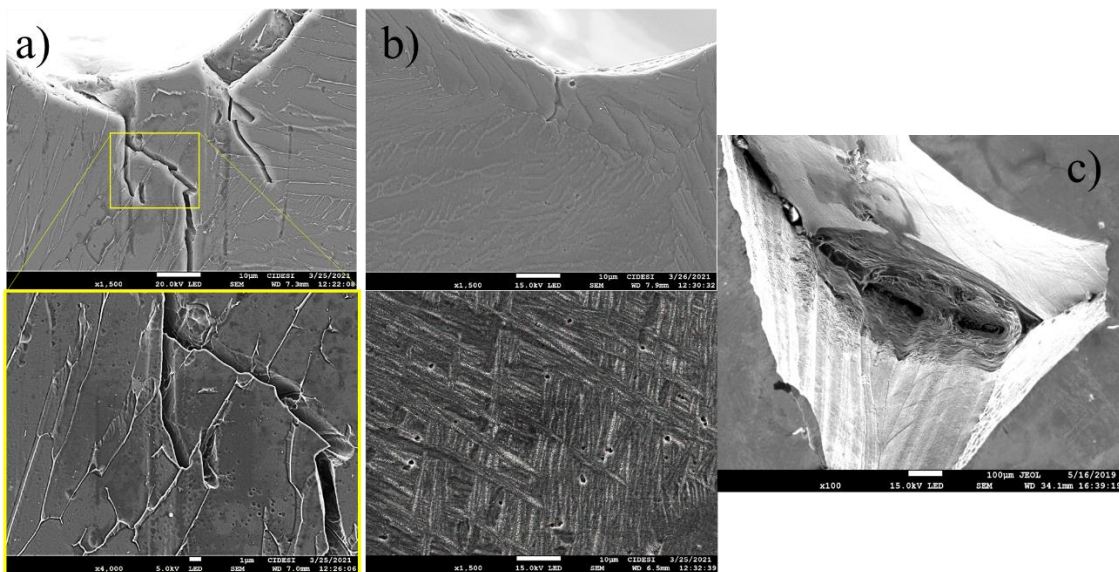


Figura 4.43. Defectos microgrietas (a), poros (b) y falta de fusión (c) observados en los depósitos multicapa de Ti6Al4V empleando CMT-WAAM

#### 4.7.3. Sobre la distribución de elementos aleantes

Debido a que la superficie de los muros mostró una gama de coloración asociada con el fenómeno de oxidación, conocer el grado de concentración superficial, así como del alcance de este al interior del muro. Las dos series de muros fabricados fueron seccionadas en la longitud media del muro de manera transversal para evaluar la magnitud de la difusión del oxígeno desde la superficie y hacia el interior de la construcción.

La superficie de los depósitos mostró coloración asociada al fenómeno de la oxidación por afinidad intrínseca de los elementos formadores a la oxidación como ha sido reportado por

múltiples autores [97][98]. Conocer la magnitud de material enriquecido de oxígeno resulta ser de vital importancia pues constituye fases frágiles con nula elasticidad de granos grandes de la denominada fase  $\alpha$ -case. Un constituyente con estas características puede derivar en algún modo de falla durante la manufactura debido a los ciclos de calentamiento y enfriamiento.

Entonces, es importante conocer la magnitud de esta fase enriquecida de oxígeno, además de la distribución de los elementos aleantes como el Al y V producto de la segregación de solutos durante la solidificación.

Para el análisis se empleó la técnica de se realizaron análisis químicos de la concentración de elementos en tres muestras producidas con diferentes potencias de entrada experimentales. La técnica empleada fue la espectroscopia de energía dispersiva de rayos X (EDS) a partir de dos direcciones de barrido. La primera consistió en analizar la magnitud y morfología de la  $\alpha$ -case, y se desarrolló desde el borde exterior y con dirección al centro del muro. El segundo barrido fue aplicado en tres partes debido a la extensión de la altura del muro desde la placa sustrato y hasta el borde en dirección vertical ascendente. Ambas condiciones se muestran en la figura 4.44.

Los resultados del análisis son mostrados en micrografías sombreadas con colores diferentes para los elementos de interés en un escaneo de la última capa depositada. La micrografía demuestra la matriz base Ti en la totalidad de la muestra, el Al se encuentra distribuido al igual que el V de manera homogénea en esa perspectiva. Se encontraron regiones enriquecidas en la superficie del depósito, estas regiones concentran también una importante saturación de oxígeno. El V no presentó una anomalía en la extensión de la muestra, no así el O cuya zonas de mayor concentración fueron las superficiales y aquellas enriquecidas de Al.

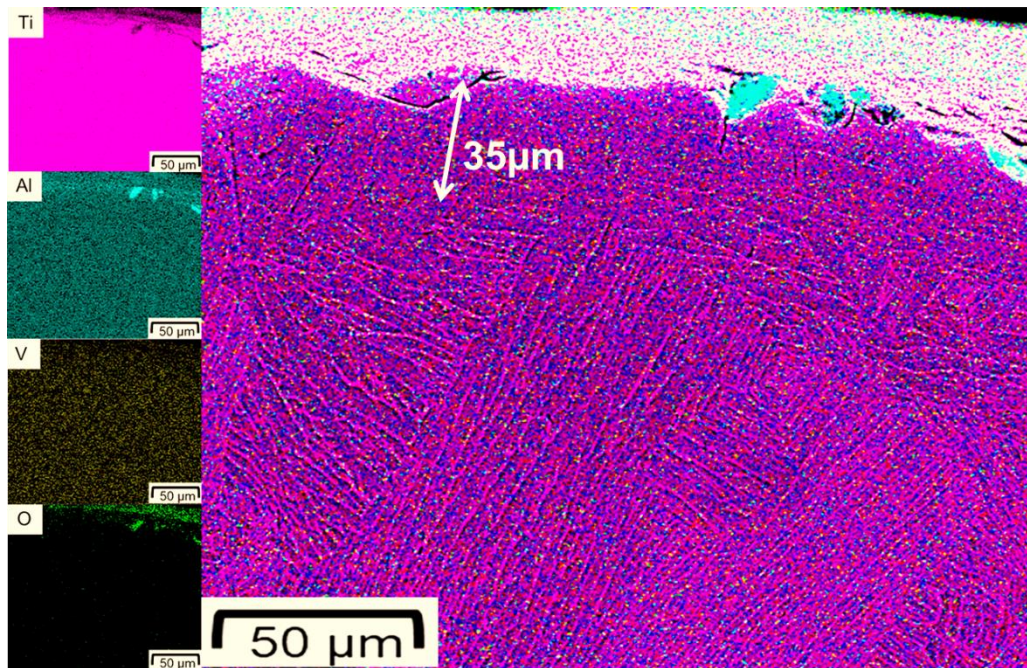


Figura 4.44. Caracterización y cuantificación de la distribución de elementos de aleación en paredes multicapa impresas con diferentes potencias de entrada

En la figura 4.45 se muestra la distribución de oxígeno que sugiere que el valor de  $Q$  puede promover la oxidación en la superficie, ya que la pared fabricada con 450 J/mm mostró un máximo de 23%wt de oxígeno en la superficie, mientras que la pared impresa con 150 J/mm reveló un 12%wt de oxígeno en una ubicación espacial similar en la pared. El resto de los elementos de aleación, como el Ti, el Al y el V, no mostraron una diferencia significativa con respecto a la composición estándar de la aleación.

Las regiones externas mostraron un empobrecimiento del contenido de V, que probablemente se deba a la formación de la fase alfa-case. Los elementos Ti, Al y V fueron identificados claramente en toda la superficie analizada. Además, el espectro de oxígeno presenta una distribución cerrada en el borde de la pared, mientras que la concentración del resto de elementos se dispersa en la muestra. La elevada cantidad de oxígeno cerca del borde de las paredes coincide con la zona  $\alpha$ -case reportados[37]. Por otro lado, se promueve un agotamiento del vanadio, mientras que el enriquecimiento del aluminio estabiliza la presencia de la fase  $\alpha$ .

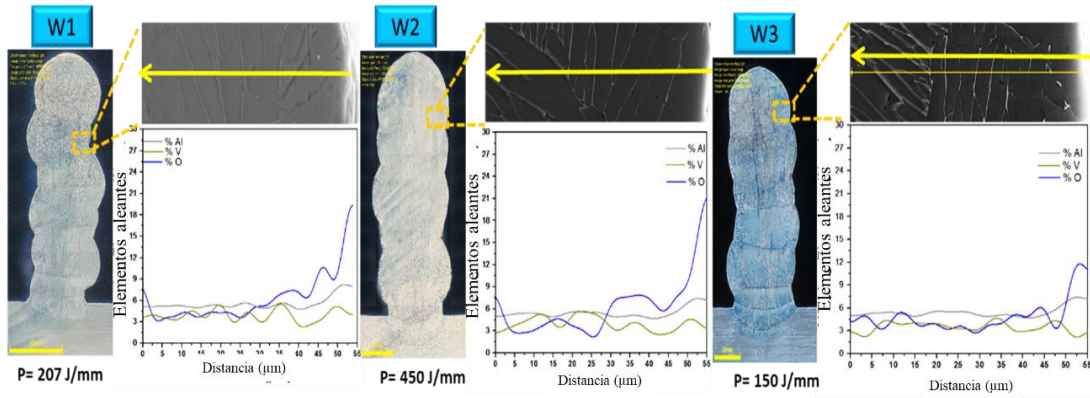


Figura 4.45. Análisis de concentración de elementos aleantes desde el borde de los muros con dirección al centro para cada uno de los muros fabricados

En la figura 4.46 son mostrados los resultados del análisis químico en el centro de los muros no demostró un comportamiento diferente entre los muros depositados con las estrategias definidas. El comportamiento del oxígeno en el muro W2 es percibido un pico en el espectro del muro que coincide con el borde superior de la muestra, este comportamiento coincide con el observado en la figura 4.45.

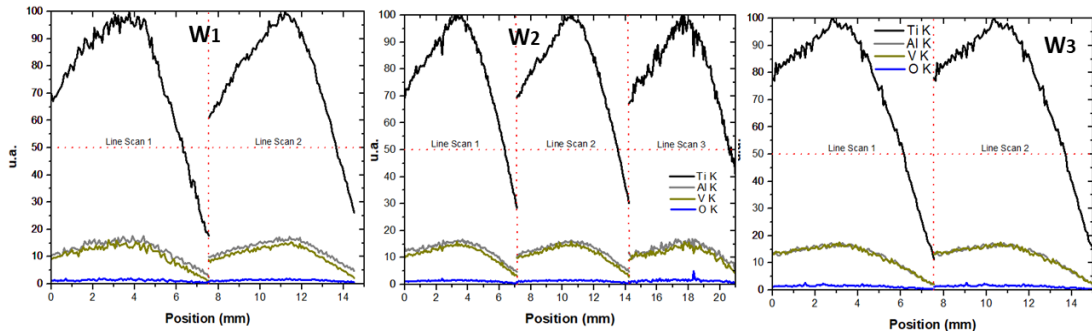


Figura 4.46. Análisis químico al centro de los muros depositados desde el sustrato y hasta el borde de la última capa depositada

El fenómeno de la distribución composicional puede ser explicada desde el principio de funcionamiento del CMT-WAAM, donde la punta del hilo penetra en el baño de fusión con un movimiento cíclico. Esta inmersión genera una agitación constante que favorece la distribución de los elementos de aleación durante el proceso. A partir de las pruebas experimentales, se puede afirmar que la circulación del baño de fusión en dirección radial y ascendente, desde el interior hacia la superficie del baño de fusión, promueve una mayor distribución de oxígeno en los bordes de la pared, mientras que la concentración de oxígeno en la región central de la pared es insignificante.

En la tabla 13 se presentan los resultados obtenidos por el análisis punto por punto de la reconstrucción virtual de cada espécimen, donde la anchura y la altura medias de las paredes no se ven influenciadas para los tiempos entre pasadas superiores a 30s. Además, la altura de las paredes es más estable para tiempos de interpass más largos ( $t_w$ ). Además, la anchura y la altura de las paredes parecen ser directamente proporcionales al TS en el rango de parámetros del proceso estudiado. Por lo tanto, ambas variables, la anchura y la altura de la pared, estaban fuertemente influenciadas por el control de los parámetros específicos del CMT.

Tabla 13. Parámetros y dimensión de los muros para las construcciones multicapa. El ALAR se calculó como la relación media entre la anchura y la altura.

Sinergia	TS (mm/s)	Q (J/mm)	$t_w$ (s)	HB (mm)	Ancho promedio (mm)	Altura promedio (mm)	ALAR
W1	10	207	30	15.21	4.87	2.53	1.92
	10	207	100	15.02	4.75	2.50	1.90
W2	5	450	30	20.29	8.96	3.38	2.65
	5	450	100	19.54	6.79	3.25	2.09
W3	15	150	30	12.51	4.96	2.08	2.38
	15	150	100	13.49	4.78	2.24	2.13

#### 4.7.4. Sobre la microdureza

Durante la inspección de las paredes, se observaron grietas en la interfaz de las capas adheridas, que están asociadas a la liberación de tensiones residuales debido a la contracción resultante del rápido enfriamiento. Como parte del procesamiento multicapa por AM, es entonces importante entender el comportamiento de las propiedades mecánicas como la dureza. Así pues, se comprobó la dureza de las seis paredes a lo largo de la línea central de una sección transversal, como se muestra en la figura 4.47a. Estos valores fueron muy similares a las mediciones obtenidas para el material base, es decir, unos  $349 \pm 5$  HV. La ligera diferencia puede atribuirse al efecto del sobrecalentamiento observado y a las altas velocidades de enfriamiento.

El análisis de la distribución de la microdureza se realizó en cada una de las capas depositadas, en la ZAC y en la placa del sustrato. La figura 4.47b presenta los valores de medición de la dureza en función de la altura de la pared. Se comprobó que los valores de microdureza no varían significativamente entre las primeras capas depositadas y la ZAC. Sin embargo, a la altura correspondiente de la última capa, es posible observar un aumento de la dureza a medida que se acerca a la zona de la caja alfa. Este aumento está asociado a la rápida extracción de calor en la última capa, donde el material depositado previamente contribuye también a la rápida extracción de calor.

Una estrategia de depósito diferente no parece influir en los valores obtenidos para ninguno de los conjuntos de parámetros utilizados para la construcción. Por ejemplo, el uso de tiempos de torsión más largos no mostró ningún efecto considerable en los valores de microdureza obtenidos por región probada.

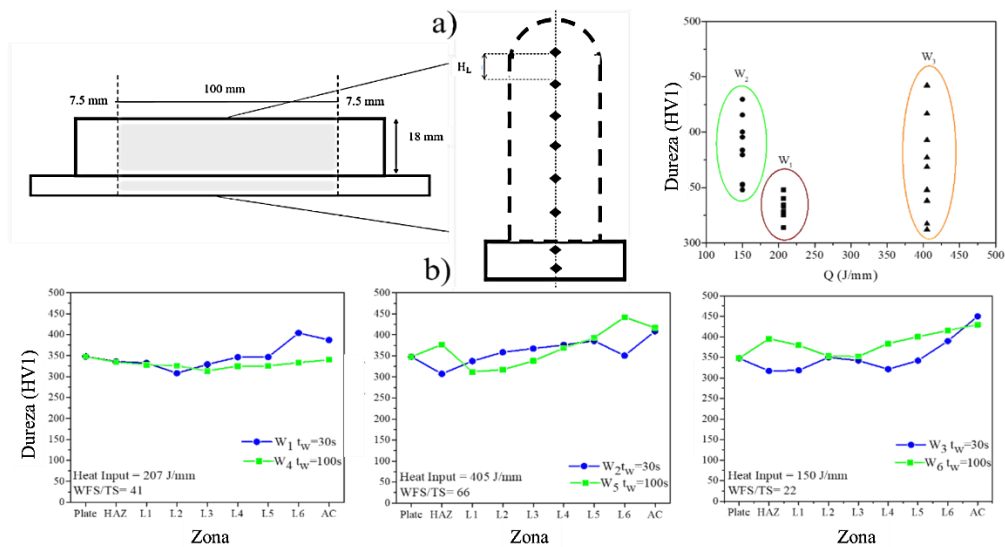


Figura 4.47. Resultados del ensayo de microdureza. (a) Esquema de la sección de pared ensayada y gráfico de dispersión de las mediciones de microdureza. (b) Valores de microdureza de múltiples estrategias de depósito

La pared W2 tuvo el mayor aporte térmico durante el procesamiento y mostró una alta desviación estándar de las mediciones de dureza. Mientras que la pared W3, con la menor carga térmica evaluada, mostró una baja desviación estándar de las mediciones de microdureza. Sin

embargo, el conjunto de parámetros utilizados para la pared W1, con  $t_w$  igual a 30s, presentó la menor dispersión en la microdureza. Además, la pared W1 no presentó salpicaduras durante el procesamiento y tuvo la mayor continuidad de capa. Este comportamiento sugiere que es posible obtener depósitos cuyas morfologías y características son útiles para la fabricación aditiva de paredes con un mayor número de capas, sin pérdida de material de relleno y con propiedades mecánicas uniformes como la microdureza.

#### 4.7.5. Sobre la relación de aspecto longitudinal promedio (ALAR)

La morfología de las paredes se estudió tanto en dirección vertical (figura 4.48a) como horizontal (figura 4.48b). El perfil obtenido integra un análisis de la altura total, la anchura y la continuidad de cada pared producida. Con esta perspectiva, es posible determinar el efecto de los parámetros del proceso en la deformación de la pared. Así, se introdujo el factor, relación de aspecto de la capa media de la pared (ALAR), para evaluar la continuidad del depósito de la pared. ALAR representa la relación entre la anchura media de la pared y las alturas medias de las capas a lo largo de la pared, como se ilustra en la figura 4.48c.

En este trabajo, la configuración del factor ALAR para W1 resultó ser la más útil para la aplicación aditiva de Ti6Al4V. Además, la carga térmica más alta de las condiciones sometidas a prueba indicó hasta un 70% más de continuidad en anchura y altura capa a capa. El valor de ALAR para W1 fue de 1.92 y se propuso como objetivo para obtener paredes multicapa altamente reproducibles

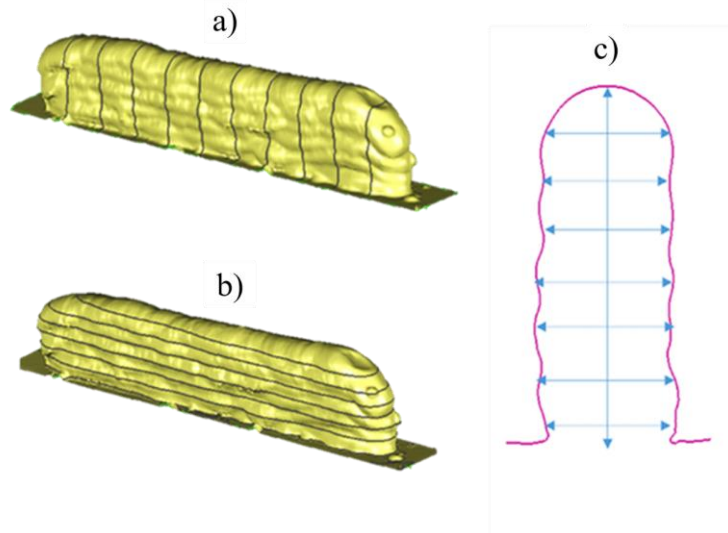


Figura 4.48. Reconstrucción virtual de muros multicapa. Las líneas negras representan las secciones utilizadas para evaluar los muros. a) Altura media, b) Anchura media y, c) Perfil transversal obtenido

#### 4.7.6. Sobre la solidificación

En trabajos anteriores algunos autores han presentado mapas para la caracterización rápida de estructuras de solidificación desarrollados para el Ti6Al4V, a partir de los cuales la morfología de los granos puede ser predicha en condiciones específicas [99], [100]. La figura 4.49 se muestra el esquema base para un mapa de solidificación [100], que puede explicar el efecto de  $G$  y  $R$  en la formación de la microestructura. El gradiente de temperatura ( $G$ ), es la tasa de cambio de temperatura ( $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ ) según la distancia en la interfaz sólido-líquido y es ubicado en el eje coordenado del mapa, y la tasa de crecimiento ( $R$ ), es la velocidad a la que se mueve la interfaz sólido-líquido ( $\text{mm}/\text{s}$ ) localizada en el eje de las abscisas. El mapa de solidificación se compone de una combinación de curvas  $G/R$  y  $G \times R$ , donde el valor  $G/R$  afecta a la morfología de la microestructura, mientras que el valor  $G \times R$  afecta al tamaño de la microestructura [101]. Como se muestra en el mapa de solidificación, a valores altos de  $G/R$  aparece una microestructura planar, y a medida que este valor disminuye, la morfología se transforma de celular a dendrítica celular, dendrítica columnar y, finalmente, dendrítica equiaxial. Además, al disminuir  $G \times R$  se forma una microestructura gruesa, mientras que al aumentar  $G \times R$  se forma una microestructura fina. Las propiedades mecánicas, como la

resistencia a la tracción y la dureza de un depósito, pueden ser controladas formando una microestructura modificada [102], [103].

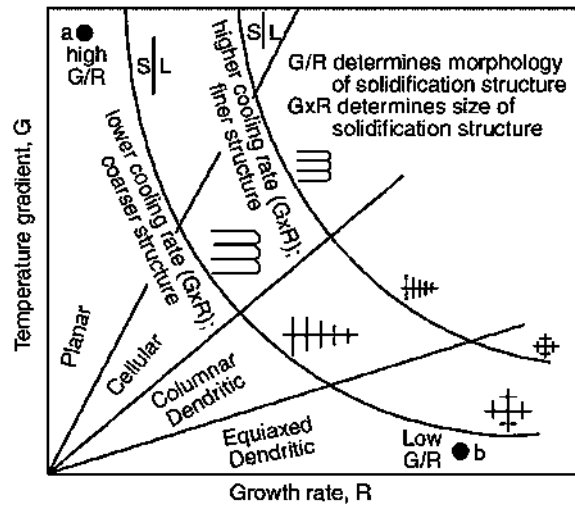


Figura 4.49. Mapa de solidificación que muestra el efecto del gradiente de temperatura G, y la tasa de crecimiento R en la morfología y el tamaño de la microestructura resultante [104]

Los resultados del gradiente térmico de la solidificación y tasa de enfriamiento pueden ser acoplados al principio de un mapa de solidificación. El acople a estos mapas permite generar una rápida caracterización de la morfología de las estructuras de solidificación para el Ti6Al4V desde la selección de parámetros de procesamiento. La construcción de estos puntos a ser ubicados en los mapas ya establecidos depende los datos de las velocidades de enfriamiento ( $\delta T/\delta t$ ) y el gradiente térmico experimentado  $G = |\nabla T|$  y la velocidad de solidificación R que se determina de acuerdo a la ecuación 19. La morfología esperada de los granos puede predecirse como equiaxial columnar o mixta mediante puntos en el espacio G vs. R. En la figura 4.50 se muestran los datos graficados de G vs R calculados para la sección alta, media y baja de cada muro fabricado con respecto a la velocidad TS empleada.

$$R = \frac{1}{G} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (19)$$

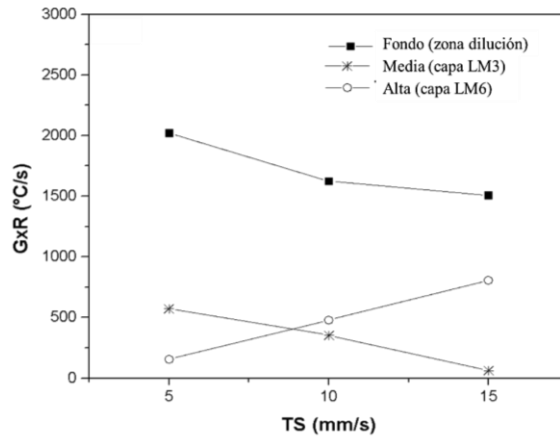


Figura 4.50. Gráfica de resultados de  $G \times R$  calculado para cada sección de los muros construidos a 5, 10 y 15 mm/s

Los datos calculados de los valores de  $G$  (figura 4.51a) y  $R$  (figura 4.51b) fueron agrupados y acoplados al mapa de solidificación propuesto por Debroy et al [100], donde fue obtenida una recta ordenada al origen cuyo ajuste encaja en la sección de morfologías mixtas durante la solidificación como lo demuestra la figura 4.52.

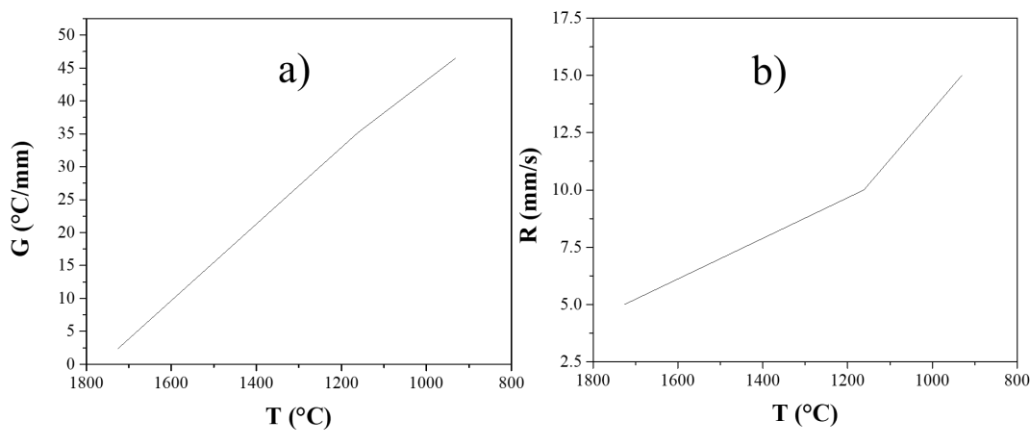


Figura 4.51. Datos graficados obtenidos por el cálculo de  $G$  (a) y  $R$  (b)

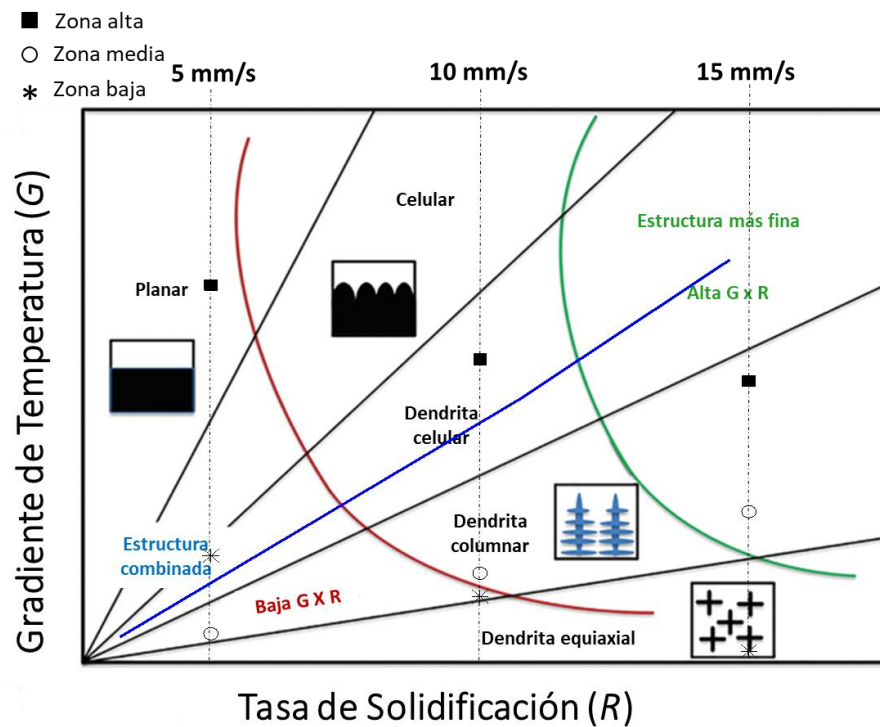


Figura 4.52. Acople de valores de  $G \times R$  y  $G/R$  de muros construídos con TS de 5, 10 y 15 mm/s de Ti6Al4V mediante CMT-WAAM

Los valores de la sección baja de los muros fueron ubicados en una región con enfriamiento suficiente para obtener una estructura de dendrita equiaxial para los muros manufacturados como 10 y 15 mm/s, para el muro manufacturado a 5 mm/s de acuerdo con el acople fue ubicada en la región de dendritas celulares. Para la sección media hubo ajuste similar a la sección baja. Con respecto a la sección superior ubican su estructura en la región de dendrítica columnar (15 mm/s) y dendrítico celular para 5 y 10 mm/s, generando en la construcción de TS más rápida una estructura ligeramente más fina que las otras dos condiciones.

Fue observado que un incremento en la densidad energética de entrada durante la manufactura del muro parece desplazar ligeramente hacia la región equiaxial, pero no lo suficiente para salir de la región mixta. Todas las condiciones evaluadas en el material depositado alcanzaron un valor perteneciente a la región columnar. Si los gradientes térmicos pudieran ser reducidos, como podría ser alcanzar una tasa de enfriamiento constante los datos serían orientados hacia abajo y hacia la derecha en el espacio  $G$  frente al espacio  $R$ . Sin embargo, el aumento de  $Q$  también disminuye las tasas de enfriamiento (y por lo tanto la tasa de solidificación  $R$ ), lo cual es un efecto que contrarrestaría la condición. Un punto crítico para

trabajos futuros podía ser el control de las tasas de enfriamiento y orientar la solidificación a las regiones mixta y evaluar sus propiedades contra materiales netamente columnares o equiaxiales.

Tabla 14. Tabla de datos de tasa de enfriamiento capa por capa en una construcción de W1 con  $t_w$  de 30s

Capas	Enfria miento	Capas	Enfria miento	Capas	Enfria miento	Capas	Enfria miento	Capas	Enfria miento	Capas	Enfria miento
#	°C/s	#	°C/s	#	°C/s	#	°C/s	#	°C/s	#	°C/s
1	142.17										
	5										
2	61.423	2	140.96								
3	37.766	3	86.99	3	121.36						
4	14.856	4	41.534	4	45.025	4	107.1				
5	10.905	5	25.3	5	23.321	5	25.441	5	71.976	71.976	
6	0.237	6	0.479	6	0.596	6	1.034	6	2.163	6	6.669

En la figura 4.53a se muestran las tasas de enfriamiento durante la manufactura de muros desde 1 y hasta 6 capas. Las velocidades de enfriamiento fueron calculadas a partir de los datos simulados y son mostrados en la Tabla 14 Las velocidades de enfriamiento pueden ser acopladas a diagramas de transformación al enfriamiento continuo (CCT) para identificarla morfología de los depósitos de forma rápida. Los valores de las tasas de enfriamiento por capa se fueron acoplados a un diagrama CCT de Ti6Al4V reportado por Kumar et al. [105] para un proceso de soldadura con altas velocidades de enfriamiento en la figura 4.53b. En esta condición es promovida la formación fuera del equilibrio de esta fase como lo sugiere el diagrama al enfriamiento continuo. De acuerdo con el diagrama y las velocidades de enfriamiento las morfologías de las zonas de transformación mixta que es alcanzada al superar la temperatura  $\beta_{transus}$  seguida de un rápido enfriamiento en las capas 4,5 y 6 del muro depositado. Las capas 1,2 y 3 Los resultados del diagrama coinciden con la morfología de la pared delgada construida también experimentaron altas tasas de enfriamiento durante el depósito de esa capa, no obstante, de acuerdo con lo reportado en el acople termo-estructural muestra una transformación de naturaleza difusional promovida por el recalentamiento del proceso y tasas de enfriamiento muy lentas.

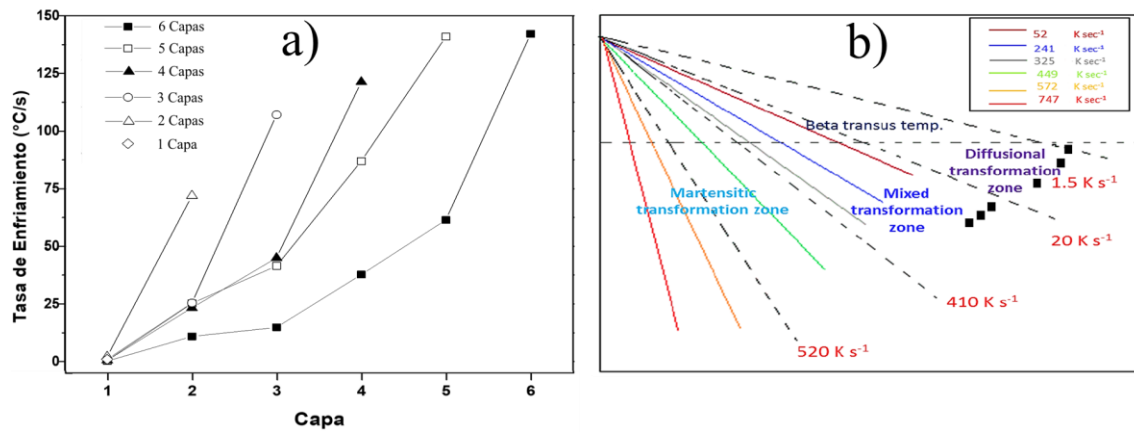


Figura 4.53. Tasas de enfriamiento durante manufactura de muros capa por capa (a) acopladas en diagrama CCT reportado [27] para rápida caracterización de depósitos de Ti6Al4V (b)

La morfología de las estructuras finales de los depósitos es dependiente directamente de la velocidad de enfriamiento (solidificación) del depósito. La transformación en estado sólido será presente siempre que sea superada la temperatura de transformación de 100% de  $\beta$ . Una vez iniciado el enfriamiento de la capa recién depositada alcanza una velocidad de enfriamiento de hasta 146 °C/s como lo demostraron las simulaciones. La primera cantidad de material en transformar forma granos de fase  $\alpha$  en los límites de grano de los aún cristales enriquecidos de  $\beta$  ( $\alpha_{LG}$ ). Esta primera proporción de  $\alpha$  eventualmente se extiende en los límites de grano  $\beta$  que son completamente rodeados, ya sea de forma continua o discontinua. En la figura 4.54 se muestran morfologías de  $\alpha$  ubicada en límites de grano donde también fueron identificadas formaciones ordenadas con orientación similar denominadas colonias que durante la solidificación fueron las primeras en transformar de  $\beta$  en  $\alpha$  ( $\alpha_p$ ).

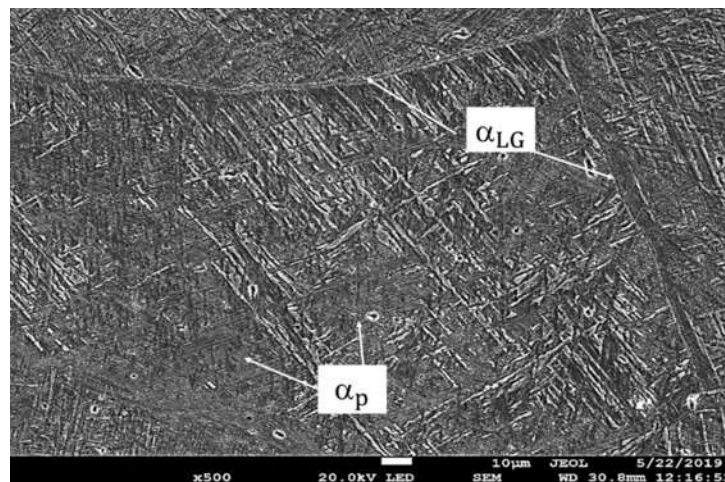


Figura 4.54. Caracterización de la morfología de los depósitos en los límites de grano

En regiones más al centro de los muros depositados fueron encontradas estructuras en forma de canasta-Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). Esta morfología es generada por la última porción de la fase  $\alpha$  en solidificar y que es alojada dentro de los granos aún estables de la fase  $\beta$ . El incremento en las tasas de enfriamiento promueve que la nucleación de esta fase a partir de las estructuras  $\beta$  restantes. En la figura 4.55 se muestra una micrografía de esta fase acompañada por colonias de  $\alpha$  bien definidas.

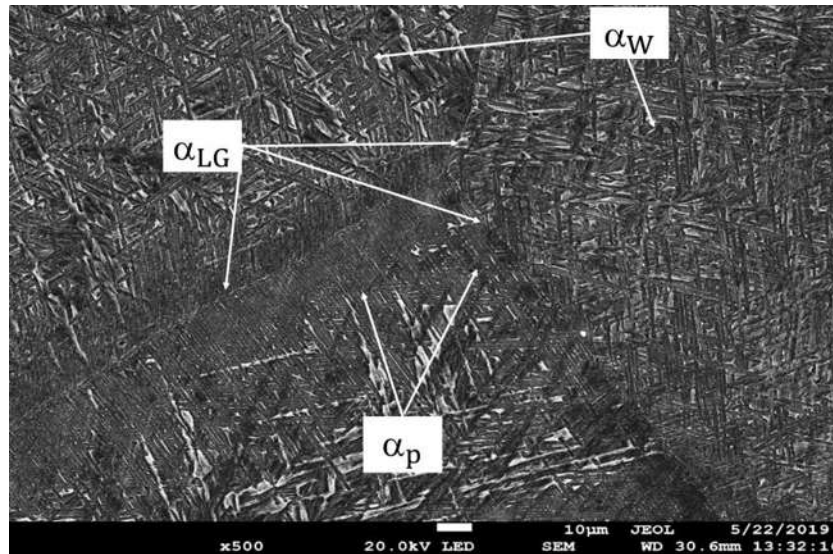


Figura 4.55. Caracterización de la morfología de la parte central del muro de Ti6Al4V

Por último, grandes proporciones de constituyente martensita fueron identificados en las muestras preparadas provenientes de los muros. Esta estructura metaestable es identificada como  $\alpha'$  presente en la mayor parte de los depósitos. Según lo reportado con Corine et al. [31] es bajo condiciones desde los 20 y hasta los 410C/s como velocidad de enfriamiento, los valores obtenidos en este trabajo están dentro el rango previamente establecido. Al estar presentes las condiciones el material sufre una transformación masiva además de la transformación de martensita.

En la figura 4.56 se muestra una micrografía del constituyente  $\alpha'$ , es importante resaltar que la existencia de martensita en el metal depositado no puede ser excluida. Sin embargo, es posible controlar el tamaño dela aguja y romperla por medio de control de enfriamiento o tratamientos térmicos.

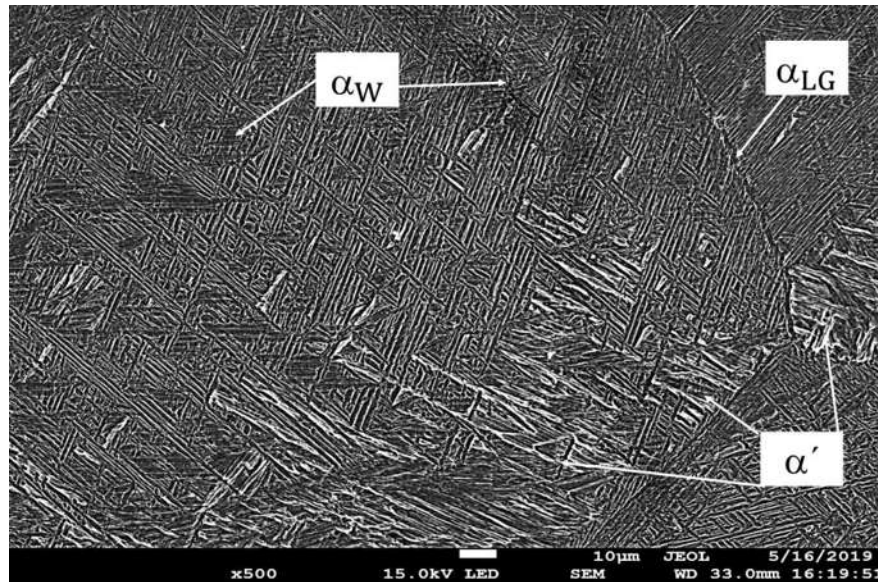


Figura 4.56. Caracterización de la fase  $\alpha'$  al interior de los muros depositados

## Capítulo 5. Conclusiones

- En este trabajo se ha llevado a cabo una investigación experimental sobre la manufactura aditiva de paredes de Ti6Al4V de una y varias capas empleando CMT-WAAM. Un diseño de experimentos junto con un análisis estadístico nos permitió obtener varios mapas de procesamiento de la parte experimental.
- Los conjuntos de parámetros CMT-WAAM definidos desde los mapas de procesamiento obtenidos fueron útiles para la fabricación de paredes multicapa de Ti6Al4V. Fue posible definir una metodología de procesamiento que cumple con las características geométricas y morfológicas requeridas capa por capa. Además, se establecieron regiones de fabricación satisfactorias para los depósitos que requerían condiciones de proceso específicas. Las regiones de procesamiento mostraron una alta reproducibilidad de las capas durante la construcción de paredes con un mayor número de capas con DR de 2Kg/h.
- El AR de 1,5 demostró ser útil para la construcción de capas posteriores, manteniendo un valor de %D igual al 20%.
- Los factores combinados de TS, WFS y  $t_{\text{max}}$  demostraron tener la influencia más significativa en las morfologías de los depósitos evaluados en este trabajo. Además, el valor de 110A para  $I_w$  condujo a la mejor estabilidad en el ciclo CMT para Ti6Al4V.
- El grado de continuidad de las paredes multicapa se representó mediante el valor de ALAR, que representa la relación media entre la anchura de cada capa y la altura de las capas depositadas. Un coeficiente de esta relación de 1,92 produjo paredes con el mejor perfil. Por otra parte, la dispersión de los valores de microdureza en las secciones transversales de las paredes multicapa era mayor a medida que aumentaba el aporte térmico.
- Los conjuntos de parámetros basados en los mapas de procesamiento resultaron útiles para la fabricación aditiva de componentes multicapa basados en el hilo Ti6Al4V. Fue posible definir una metodología de procesamiento que cumple las características geométricas y morfológicas requeridas capa por capa. Además, se establecieron regiones de fabricación exitosas para depósitos que requieren condiciones específicas.

- El modelo térmico definido originalmente para los depósitos monocapa demostró ser útil para la simulación de la evolución térmica de las sucesivas construcciones en capas. El buen ajuste con respecto a los datos experimentales permite utilizarlo como herramienta para la evaluación rápida de los efectos de calentamiento ocurridos durante el CMT-WAAM.
- Con el desarrollo de la metodología experimental y teórica, así como la caracterización microestructural y caracterización mecánica, es posible definir estrategias de deposición para la aplicación y optimización de la técnica CMT como eficaz para la fabricación aditiva.

## Perspectivas

El presente trabajo ofrece una ruta de procesamiento completa para la manufactura aditiva de muros de Ti6Al4V empleando CMT-WAAM. Los conjuntos de parámetros que aquí son presentados a cualquier usuario desarrollar la fabricación con factores validados, además de una ventana de variables que le permitan tomar la mejor elección de procesamiento para trabajos futuros.

También, es importante resaltar la inquietud para la fabricación de componentes 3D de gran escala y validar la viabilidad del proceso de manufactura aditiva de Ti6Al4V. Un punto que queda abierto a trabajos porvenir es repetir la metodología y desarrollar múltiples sinergias para múltiples composiciones de alambre que sean útiles para el desarrollo de la manufactura aditiva en instituciones públicas con recursos limitados para la compra de sinergias de fabricante.

Como seguimiento a lo desarrollado en este trabajo una línea de investigación viable es la generación de barrera térmica a partir de tratamiento en diferentes atmósferas gaseosas que incremente a los componentes manufacturados de Ti6Al4V un mejor desempeño en aplicaciones de alta temperatura y sistemas corrosivos. Los resultados aquí presentados, así como los métodos son libres de uso para cualquier usuario y si es requerido algún tipo de información adicional, así como consultaría no dude en contactarme.

## Referencias

- [1] S. M. Kelly and S. L. Kampe, “Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part II. Thermal Modeling,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 35 A, no. 6, pp. 1869–1879, 2004, doi: 10.1007/s11661-004-0095-7.
- [2] M. Mehrpouya, A. Dehghanghadikolaei, B. Fotovvati, A. Vosooghnia, S. S. Emamian, and A. Gisario, “The potential of additive manufacturing in the smart factory industrial 4.0: A review,” *Appl. Sci.*, vol. 9, no. 18, 2019, doi: 10.3390/app9183865.
- [3] M. E. H. Korner, M. P. Lambán, J. A. Albajez, J. Santolaria, L. D. C. N. Corrales, and J. Royo, “Systematic literature review: Integration of additive manufacturing and industry 4.0,” *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 8, pp. 1–24, 2020, doi: 10.3390/met10081061.
- [4] ASTM International, “F2792-12a - Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies,” *Rapid Manuf. Assoc.*, pp. 10–12, 2013, doi: 10.1520/F2792-12A.2.
- [5] W. E. Frazier, “Metal additive manufacturing: A review,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 23, no. 6, pp. 1917–1928, 2014, doi: 10.1007/s11665-014-0958-z.
- [6] F. H. F. Bhaskar Dutta, *Additive Manufacturing of Titanium Alloys*, 1st ed. Kidlington, Oxford OX5 1GB, UK: Elsevier, 2016.
- [7] B. A. Szost *et al.*, “A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti-6Al-4V components,” *Mater. Des.*, vol. 89, pp. 559–567, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.115.
- [8] S. Sahoo and K. Chou, “Phase-field simulation of microstructure evolution of Ti-6Al-4V in electron beam additive manufacturing process,” *Addit. Manuf.*, vol. 9, pp. 14–24, 2016, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2015.12.005>.
- [9] C. R. Cunningham, J. M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, and S. T. Newman, “Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing,” *Addit. Manuf.*, vol. 22, pp. 672–686, 2018, doi: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.020>.
- [10] M. Filomeno and S. Williams, “Wire + arc additive manufacturing vs. traditional machining from solid: a cost comparison. Available online: <http://waammat.com/documents/waam-vs-machining-from-solid-a-cost-comparison> (accessed on 1 October 2019).,” 2015, [Online]. Available:

- <http://waammat.com/documents/waam-vs-machining-from-solid-a-cost-comparison>.
- [11] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, “Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 81, no. 1–4, pp. 465–481, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7077-3.
- [12] F. Martina, J. Mehnen, S. W. Williams, P. Colegrove, and F. Wang, “Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 212, no. 6, pp. 1377–1386, 2012, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.02.002.
- [13] J. N. DuPont and A. R. Marder, “Thermal efficiency of arc welding processes,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 74, no. 12, pp. 406-s, 1995.
- [14] Q. Wu *et al.*, “Obtaining uniform deposition with variable wire feeding direction during wire-feed additive manufacturing,” *Mater. Manuf. Process.*, vol. 32, no. 16, pp. 1881–1886, Dec. 2017, doi: 10.1080/10426914.2017.1364860.
- [15] J. Xiong and G. Zhang, “Adaptive control of deposited height in GMAW-based layer additive manufacturing,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 214, no. 4, pp. 962–968, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.11.014>.
- [16] M. Dinovitzer, X. Chen, J. Laliberte, X. Huang, and H. Frei, “Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure,” *Addit. Manuf.*, vol. 26, pp. 138–146, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.013.
- [17] P. M. Sequeira Almeida and S. Williams, “Innovative process model of Ti-6Al-4V additive layer manufacturing using cold metal transfer (CMT),” *21st Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2010*, pp. 25–36, 2010.
- [18] Fronius España S.L.U., “CMT: Cold Metal Transfer.” .
- [19] A. Schierl, “The CMT - Process - A Revolution in welding technology,” in *Welding in the World*, Jul. 2005, vol. 49, p. 38.
- [20] Fronius International GmbH, “RCU 5000i.”
- [21] N. P. Hoye, E. C. Appel, D. Cuiuri, and H. Li, “Characterisation of metal deposition during additive manufacturing of Ti-6Al-4V by arc-wire methods,” *23rd Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2012*, pp. 1015–1023, 2012.
- [22] A. Gomez-Ortega, L. Corona Galvan, F. Deschaux-Beaume, B. Mezrag, and S. Rouquette, “Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process,” *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 23, no. 4, pp. 316–332, 2018, doi:

- 10.1080/13621718.2017.1388995.
- [23] S. Selvi, A. Vishvakshenan, and E. Rajasekar, “Cold metal transfer (CMT) technology - An overview,” *Def. Technol.*, vol. 14, no. 1, pp. 28–44, 2018, doi: 10.1016/j.dt.2017.08.002.
- [24] M. Moradi *et al.*, “Parameter dependencies in laser hybrid arc welding by design of experiments and by a mass balance,” *J. Laser Appl.*, vol. 26, no. 2, p. 022004, 2014, doi: 10.2351/1.4866675.
- [25] C. Thomy and F. Vollertsen, “Laser-Mig Hybrid Welding Of Aluminium To Steel — Effect Of Process Parameters On Joint Properties,” *Weld. World*, vol. 56, May 2013, doi: 10.1007/BF03321356.
- [26] O. T. Ola *et al.*, “Process variable optimization in the cold metal transfer weld repair of aerospace ZE41A-T5 alloy using central composite design,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 105, no. 11, pp. 4827–4835, 2019, doi: 10.1007/s00170-019-04584-3.
- [27] T. Suthakar, B. K R, and K. Sankaranarayananasamy, “Multi Objective Optimization of Laser Welding Process Parameters by Desirability Approach of Design of Experiments,” *ASME Int. Mech. Eng. Congr. Expo. Proc.*, vol. 3, Nov. 2012, doi: 10.1115/IMECE2012-86782.
- [28] G. Derringer and R. Suich, “Simultaneous Optimization of Several Response Variables,” *J. Qual. Technol.*, vol. 12, no. 4, pp. 214–219, 1980, doi: 10.1080/00224065.1980.11980968.
- [29] F. Martina, “Investigation of methods to manipulate geometry, microstructure and mechanical properties in titanium large scale Wire+Arc Additive Manufacturing,” PhD Thesis, CRANFIELD UNIVERSITY, 2014.
- [30] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, and S. M. Thompson, “An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control,” *Addit. Manuf.*, vol. 8, pp. 12–35, 2015, doi: 10.1016/j.addma.2015.07.002.
- [31] C. Murgau Charles, “Microstructure model for Ti-6Al-4V used in simulation of additive manufacturing,” PhD Thesis, Lulea University of Technology, 2016.
- [32] R. Julien, V. Velay, V. Vidal, Y. Dahan, R. Forestier, and F. Rézaï-Aria, “Characterization and modeling of forged Ti-6Al-4V Titanium alloy with microstructural considerations during quenching process,” *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 142–143, pp. 456–467, 2018, doi: 10.1016/j.ijmecsci.2018.05.023.
- [33] D. Gery, H. Long, and P. Maropoulos, “Effects of welding speed, energy input and heat

- source distribution on temperature variations in butt joint welding,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 167, no. 2–3, pp. 393–401, 2005, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2005.06.018.
- [34] I. Inagaki, T. Takechi, Y. Shirai, and N. Ariyasu, “Application and features of titanium for the aerospace industry,” *Nippon Steel Sumitomo Met. Tech.*, vol. 106, no. 106, pp. 22–27, 2014, [Online]. Available: <https://www.nipponsteel.com/en/tech/report/nssmc/pdf/106-05.pdf>.
- [35] R. R. Boyer, “An overview on the use of titanium in the aerospace industry,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 213, no. 1, pp. 103–114, 1996, doi: [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10233-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10233-1).
- [36] F. B. Nico Kolsch Technische, André Seidel Fraunhofer, Thomas Finaske, “A Novel Local Shielding Approach for the Laser Welding Based Additive Manufacturing of Large Structural Space Components from Titanium,” in *ICALEO Conference*, 2019, no. October, [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/336317995%0AA>.
- [37] A. Caballero, J. Ding, Y. Bandari, and S. Williams, “Oxidation of Ti-6Al-4V during Wire and Arc Additive Manufacture,” *3D Print. Addit. Manuf.*, vol. 6, no. 2, pp. 91–98, 2019, doi: 10.1089/3dp.2017.0144.
- [38] K. Aniołek, M. Kupka, A. Barylski, and G. Dercz, “Mechanical and tribological properties of oxide layers obtained on titanium in the thermal oxidation process,” *Appl. Surf. Sci.*, vol. 357, pp. 1419–1426, 2015, doi: 10.1016/j.apsusc.2015.09.245.
- [39] H. Guleryuz and H. Cimenoglu, “Surface modification of a Ti-6Al-4V alloy by thermal oxidation,” *Surf. Coatings Technol.*, vol. 192, no. 2–3, pp. 164–170, 2005, doi: 10.1016/j.surfcoat.2004.05.018.
- [40] H. Guleryuz and H. Cimenoglu, “Oxidation of Ti-6Al-4V alloy,” *J. Alloys Compd.*, vol. 472, no. 1–2, pp. 241–246, 2009, doi: 10.1016/j.jallcom.2008.04.024.
- [41] D. A. Brice *et al.*, “Oxidation behavior and microstructural decomposition of Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V-1B sheet,” *Corros. Sci.*, vol. 112, pp. 338–346, 2016, doi: 10.1016/j.corsci.2016.07.032.
- [42] J. M. Alvarado-Orozco *et al.*, “First stages of oxidation of Pt-modified nickel aluminide bond coat systems at low oxygen partial pressure,” *Oxid. Met.*, vol. 78, no. 5–6, pp. 269–284, 2012, doi: 10.1007/s11085-012-9305-7.
- [43] K. Shah, H. Khurshid, I. ul Haq, S. Anwar, and S. A. Shah, “Numerical modelling of pulsed and continuous wave direct laser deposition of Ti-6Al-4V and Inconel 718,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 95, no. 1–4, pp. 847–860, 2018, doi: 10.1007/s00170-

017-1224-y.

- [44] K. S. Derekar, “A review of wire arc additive manufacturing and advances in wire arc additive manufacturing of aluminium,” *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*, vol. 34, no. 8, pp. 895–916, 2018, doi: 10.1080/02670836.2018.1455012.
- [45] Ivántabernero, A. Paskual, P. Álvarez, and A. Suárez, “Study on Arc Welding Processes for High Deposition Rate Additive Manufacturing,” *Procedia CIRP*, vol. 68, no. April, pp. 358–362, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2017.12.095.
- [46] Q. Han, Y. Li, and G. Zhang, “Online Control of Deposited Geometry of Multi-layer Multi-bead Structure for Wire and Arc Additive Manufacturing,” vol. I, no. 1, pp. 85–93, 2018, doi: 10.1007/978-981-10-5355-9\_7.
- [47] C. G. Pickin, S. W. Williams, and M. Lunt, “Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 3, pp. 496–502, 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.11.005.
- [48] M. J. M. Hermans and G. Den Ouden, “Process behavior and stability in short circuit gas metal arc welding,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 78, no. 4, pp. 137–141, 1999.
- [49] K. Furukawa, “New CMT arc welding process – welding of steel to aluminium dissimilar metals and welding of super-thin aluminium sheets,” *Weld. Int.*, vol. 20, no. 6, pp. 440–445, 2006, doi: 10.1533/wint.2006.3598.
- [50] J. Shang, K. Wang, Q. Zhou, D. Zhang, J. Huang, and G. Li, “Microstructure characteristics and mechanical properties of cold metal transfer welding Mg/Al dissimilar metals,” *Mater. Des.*, vol. 34, pp. 559–565, 2012, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.05.008>.
- [51] J. J. Lin *et al.*, “Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-6Al-4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing,” *Mater. Des.*, vol. 102, no. April, pp. 30–40, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.04.018.
- [52] R. Cao, T. Wang, C. Wang, Z. Feng, Q. Lin, and J. H. Chen, “Cold metal transfer welding–brazing of pure titanium TA2 to magnesium alloy AZ31B,” *J. Alloys Compd.*, vol. 605, pp. 12–20, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.03.051>.
- [53] R. Cao, Z. Feng, and J. H. Chen, “Microstructures and properties of titanium–copper lap welded joints by cold metal transfer technology,” *Mater. Des.*, vol. 53, pp. 192–201, 2014, doi: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.06.030>.
- [54] O. T. Ola and F. E. Doern, “A study of cold metal transfer clads in nickel-base INCONEL 718 superalloy,” *Mater. Des.*, vol. 57, pp. 51–59, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.060.

- [55] G. P. Rajeev, M. Kamaraj, and S. R. Bakshi, “Effect of correction parameters on deposition characteristics in cold metal transfer welding,” *Mater. Manuf. Process.*, vol. 34, no. 11, pp. 1205–1216, Aug. 2019, doi: 10.1080/10426914.2019.1628260.
- [56] J. Ding *et al.*, “Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts,” *Comput. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 12, pp. 3315–3322, 2011, doi: 10.1016/j.commatsci.2011.06.023.
- [57] P. Kah, R. Suoranta, and J. Martikainen, “Advanced gas metal arc welding processes,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 67, no. 1–4, pp. 655–674, 2013, doi: 10.1007/s00170-012-4513-5.
- [58] E. Välimäki, “Modelling, Simulation and Validation of CMT Process: an Application for Additive Manufacturing,” no. September, 2016.
- [59] X. Fang, C. Ren, L. Zhang, C. Wang, K. Huang, and B. Lu, “A model of bead size based on the dynamic response of CMT-based wire and arc additive manufacturing process parameters,” *Rapid Prototyp. J.*, vol. 27, no. 4, pp. 741–753, Jan. 2021, doi: 10.1108/RPJ-03-2020-0051.
- [60] J. González, I. Rodríguez, J. L. Prado-Cerqueira, J. L. Diéguez, and A. Pereira, “Additive manufacturing with GMAW welding and CMT technology,” *Procedia Manuf.*, vol. 13, pp. 840–847, 2017, doi: 10.1016/j.promfg.2017.09.189.
- [61] M. J. Donachie, *Titanium - A Technical Guide*, vol. 99, no. 5. 2000.
- [62] Wei Sha and Savko Malinov, *Titanium alloys : modelling of microstructure , properties and applications Related titles : 2009*.
- [63] ““ Laser welding of Ti6Al4V alloy by disk laser : analysis and optimization ,”” 2011.
- [64] Q. Feng *et al.*, “Quasi-static analysis of mechanical properties of Ti6Al4V lattice structures manufactured using selective laser melting,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 94, no. 5–8, pp. 2301–2313, Feb. 2018, doi: 10.1007/s00170-017-0932-7.
- [65] C. Charles, “Modelling microstructure evolution of weld deposited Ti-6Al-4V,” Luleå University of Technology, 2008.
- [66] R. Biswal *et al.*, “Criticality of porosity defects on the fatigue performance of wire + arc additive manufactured titanium alloy,” *Int. J. Fatigue*, vol. 122, pp. 208–217, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.01.017>.
- [67] B. Wu *et al.*, “Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 250, pp. 304–312, 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037.
- [68] S. M. Kelly, “Thermal and Microstructure Modeling of Metal Deposition Processes

- with Application to Ti-6Al-4V,” *Mater. Sci. Eng.*, no. November, p. 319, 2004, [Online]. Available: [http://scholar.google.com/scholar?q=Thermal and microstructure modeling of metal deposition processes with application to Ti-6Al-4V&btnG=&hl=en&num=20&as\\_sdt=0%2C22](http://scholar.google.com/scholar?q=Thermal and microstructure modeling of metal deposition processes with application to Ti-6Al-4V&btnG=&hl=en&num=20&as_sdt=0%2C22).
- [69] X. Lu *et al.*, “Finite element analysis and experimental validation of the thermomechanical behavior in laser solid forming of Ti-6Al-4V,” *Addit. Manuf.*, vol. 21, no. December 2017, pp. 30–40, 2018, doi: 10.1016/j.addma.2018.02.003.
- [70] R. R. Ambriz, G. Barrera, R. García, and Y. V. H. López, “Efecto de los ciclos térmicos de soldadura por arco eléctrico indirecto modificado (AEIM) en las propiedades mecánicas de la aleación AA6061-T6,” *Rev. Metal.*, vol. 45, no. 1, pp. 42–51, 2009, doi: 10.3989/revmetalm.0801.
- [71] J. Ding, P. Colegrove, J. Mehnert, S. Williams, F. Wang, and P. S. Almeida, “A computationally efficient finite element model of wire and arc additive manufacture,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 70, no. 1–4, pp. 227–236, 2014, doi: 10.1007/s00170-013-5261-x.
- [72] B. Q. Chen, “Prediction of heating induced temperature fields and distortions in steel plates // Previsao do aquecimento induzido por campos de temperatura e distorções em placas de navios,” no. December, p. 97 pages, 2011.
- [73] L. Johnson *et al.*, “Assessing printability maps in additive manufacturing of metal alloys,” *Acta Mater.*, vol. 176, pp. 199–210, 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.07.005.
- [74] T. Eagar and N.-S. TSAI, “Temperature Fields Produced by Traveling Distributed Heat Sources Use of a Gaussian heat distribution in dimensionless form indicates final weld pool shape can be predicted accurately for many welds and materials,” *Weld. J. (Miami, Fla)*, vol. 62, no. December, 1983.
- [75] 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, 1984, doi: 10.1007/BF02667333.
- [76] J. C. Heigel, P. Michaleris, and E. W. Reutzel, “Thermo-mechanical model development and validation of directed energy deposition additive manufacturing of Ti-6Al-4V,” *Addit. Manuf.*, vol. 5, pp. 9–19, 2015, doi: 10.1016/j.addma.2014.10.003.
- [77] N. Hutasoit, S. H. Masood, K. S. Pogula, M. A. H. Shuva, and M. A. Rhamdhani, “Tensile Properties of Vacuum Heat-treated Ti6Al4V Alloy Processed by Selective Laser Melting,” *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 377, no. 1, 2018, doi: 10.1088/1757-899X/377/1/012138.

- [78] A. Suárez *et al.*, “Modeling of phase transformations of Ti6Al4V during laser metal deposition,” *Phys. Procedia*, vol. 12, no. PART 1, pp. 666–673, 2011, doi: 10.1016/j.phpro.2011.03.083.
- [79] S. R. Pulugurtha, “FUNCTIONALLY GRADED Ti6Al4V AND INCONEL 625 BY LASER METAL DEPOSITION,” p. 207, 2014, [Online]. Available: [http://scholarsmine.mst.edu/cgi/viewcontent.cgi?article=3334&context=doctoral\\_disser-tations](http://scholarsmine.mst.edu/cgi/viewcontent.cgi?article=3334&context=doctoral_disser-tations).
- [80] K. MUNDRA and T. DEBROY, “Toward understanding alloying element vaporization during laser beam welding of stainless steel,” *Weld. J.*, vol. 72, no. 1, p. 1, 1993.
- [81] A. Block-Bolten and T. W. Eagar, “Metal vaporization from weld pools,” *Metall. Trans. B*, vol. 15, no. 3, pp. 461–469, 1984, doi: 10.1007/BF02657376.
- [82] R. Pederson, “Microstructure and Phase Transformation of Ti-6Al-4V,” pp. 27–30, 2002, doi: LTU-LIC-0230-SE.
- [83] Z. Y. Zhao *et al.*, “The heat treatment influence on the microstructure and hardness of TC4 titanium alloy manufactured via selective laser melting,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 8, 2018, doi: 10.3390/ma11081318.
- [84] A. Ustinov, L. A. Olikhovskaya, T. V Melnichenko, A. E. Shishkin, and Y. I. Matvienko, “Solid-phase reaction in heating of multilayer Al/Ti foils produced by electron beam deposition method,” vol. 2, pp. 19–27, Jan. 2008.
- [85] J. Mazumder, D. Dutta, N. Kikuchi, and A. Ghosh, “Closed loop direct metal deposition: Art to Part,” *Opt. Lasers Eng.*, vol. 34, no. 4–6, pp. 397–414, 2000, doi: 10.1016/S0143-8166(00)00072-5.
- [86] P. M. Sequeira Almeida and S. Williams, “Innovative process model of Ti-6Al-4V additive layer manufacturing using cold metal transfer (CMT),” *21st Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp. - An Addit. Manuf. Conf. SFF 2010*, no. January 2010, pp. 25–36, 2010.
- [87] I. Rosenthal, A. Stern, and N. Frage, “Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Parts Produced by the Laser Beam Additive Manufacturing (AM) Technology,” *Metallogr. Microstruct. Anal.*, vol. 3, no. 6, pp. 448–453, 2014, doi: 10.1007/s13632-014-0168-y.
- [88] S. Bontha, N. W. Klingbeil, P. A. Kobryn, and H. L. Fraser, “Thermal process maps for predicting solidification microstructure in laser fabrication of thin-wall structures,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 178, no. 1–3, pp. 135–142, 2006, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.03.155.

- [89] M. M. Collur, A. Paul, and T. Debroy, "Mechanism of alloying element vaporization during laser welding," *Metall. Trans. B*, vol. 18, no. 4, pp. 733–740, 1987, doi: 10.1007/BF02672891.
- [90] T. Trnava, S. Republic, and B. Polytechnic, "The influence of heat treatment on the microstructure of the casted ti6al4v titanium alloy," *Mater. World*, vol. 2, pp. 1–6, 2007.
- [91] E. Salsi, M. Chiumenti, and M. Cervera, "Modeling of microstructure evolution in additive manufacturing processes of Ti6Al4V," *Simul. Addit. Manuf. 2017, Sinam 2017*, vol. 2017-Octob, pp. 118–119, 2017.
- [92] H. S. Park and M. J. Ansari, "Numerical investigation and an effective predicting system on the Selective Laser Melting (SLM) process with Ti6Al4V alloy," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 400, no. 4, 2018, doi: 10.1088/1757-899X/400/4/042046.
- [93] L. Zeng and T. R. Bieler, "Effects of working, heat treatment, and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of  $\alpha$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha''$  and  $\beta$  phases in Ti-6Al-4V wire," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 392, no. 1–2, pp. 403–414, 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.09.072.
- [94] M. J. Birmingham, D. H. StJohn, J. Krynen, S. Tedman-Jones, and M. S. Dargusch, "Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing," *Acta Mater.*, vol. 168, pp. 261–274, 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.02.020.
- [95] S. H. Mok, G. Bi, J. Folkes, I. Pashby, and J. Segal, "Deposition of Ti–6Al–4V using a high power diode laser and wire, Part II: Investigation on the mechanical properties," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 202, no. 19, pp. 4613–4619, 2008, doi: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2008.03.028>.
- [96] E. Brandl, B. Baufeld, C. Leyens, and R. Gault, "Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications," *Phys. Procedia*, vol. 5, no. PART 2, pp. 595–606, 2010, doi: 10.1016/j.phpro.2010.08.087.
- [97] A. Rajabi, A. R. Mashreghi, and S. Hasani, "Non-isothermal kinetic analysis of high temperature oxidation of Ti–6Al–4V alloy," *J. Alloys Compd.*, vol. 815, p. 151948, 2020, doi: 10.1016/j.jallcom.2019.151948.
- [98] S. Kumar, T. S. N. Sankara Narayanan, S. Ganesh Sundara Raman, and S. K. Seshadri, "Thermal oxidation of Ti6Al4V alloy: Microstructural and electrochemical characterization," *Mater. Chem. Phys.*, vol. 119, no. 1–2, pp. 337–346, 2010, doi:

- 10.1016/j.matchemphys.2009.09.007.
- [99] J. Park and S. H. Lee, “CMT-Based Wire Arc Additive Manufacturing Using 316L Stainless Steel (2): Solidification Map of the Multilayer Deposit,” *Metals*, vol. 11, no. 11, 2021, doi: 10.3390/met11111725.
- [100] T. DebRoy *et al.*, “Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties,” *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, pp. 112–224, 2018, doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [101] R. Trivedi and W. Kurz, “Theory of Microstructural Development During Rapid Solidification BT - Science and Technology of the Undercooled Melt: Rapid Solidification Materials and Technologies,” P. R. Sahm, H. Jones, and C. M. Adam, Eds. Dordrecht: Springer Netherlands, 1986, pp. 260–267.
- [102] A. Caballero, J. Ding, S. Ganguly, and S. Williams, “Wire + Arc Additive Manufacture of 17-4 PH stainless steel: Effect of different processing conditions on microstructure, hardness, and tensile strength,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 268, pp. 54–62, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.007>.
- [103] C. Buchanan and L. Gardner, “Metal 3D printing in construction: A review of methods, research, applications, opportunities and challenges,” *Eng. Struct.*, vol. 180, pp. 332–348, 2019, doi: <https://doi.org/10.1016/j.engstruct.2018.11.045>.
- [104] J. W. Elmer, T. A. Palmer, S. S. Babu, W. Zhang, and T. DebRoy, “Phase transformation dynamics during welding of Ti-6Al-4V,” *J. Appl. Phys.*, vol. 95, no. 12, pp. 8327–8339, 2004, doi: 10.1063/1.1737476.
- [105] B. Kumar, D. Kebede, and S. Bag, “Microstructure evolution in thin sheet laser welding of titanium alloy,” *Int. J. Mechatronics Manuf. Syst.*, vol. 11, p. 203, Jan. 2018, doi: 10.1504/IJMMS.2018.092875.