

Influencia de los tratamientos térmicos en la anisotropía del Ti6Al4V fabricado mediante
manufactura aditiva

Jean Michael Pelayo García y Marieth Stephanía Fajardo Rangel

Trabajo de Grado para Optar al Título de Ingeniero Mecánico

Director

Octavio Andrés González Estrada

PhD en Ingeniería Mecánica

Codirector

Elkin Martínez Díaz

PhD en Ingeniería de Materiales

Universidad Industrial de Santander

Facultad de Ingenierías Físico-Mecánicas

Escuela de Ingeniería Mecánica

Ingeniería Mecánica

Bucaramanga

2025

Tabla de Contenido

	Pág.
Introducción	9
1. Objetivos	13
1.1 Objetivos específicos	13
2. Marco teórico	14
2.1 Fundamentos del material: Titanio y aleación Ti6Al4V	14
2.1.1 Propiedades químicas del titanio	14
2.1.2 Aleaciones de titanio	14
2.1.3 Composición y microestructura del Ti6Al4V	15
2.2 Tratamientos térmicos en aleaciones de titanio	19
2.3 Manufactura aditiva en metales	20
2.4 Anisotropía en materiales fabricados mediante AM	21
2.4.1 Causas de la anisotropía	21
2.4.2 Efecto de la anisotropía en las propiedades mecánicas	21
2.4.3 Estrategias para reducir la anisotropía	22
3. Materiales y métodos	22
3.1 Obtención y preparación de muestras	22
3.2 Selección y aplicación de los tratamientos térmicos	25
3.3 Metalografía y microscopía óptica	28
3.4 Ensayos mecánicos	30
3.4.1 Ensayos de compresión	30

3.4.2	Ensayos de dureza.....	33
4.	Resultados y discusiones	34
4.1	Metalografía y microscopía óptica	34
4.1.1	Muestras sin tratamiento térmico.....	34
4.1.2	Muestras tratadas a 950 °C (tratamiento térmico sub transus)	38
4.1.3	Muestras tratadas a 990 °C (tratamiento térmico near transus).....	40
4.1.4	Muestras tratadas a 1050 °C (tratamiento térmico super transus)	42
4.2	Ensayos de compresión.....	44
4.3	Ensayos de dureza.....	50
5.	Conclusiones.....	52
6.	Recomendaciones	53
	Referencias.....	55

Lista de Tablas

	Pág.
Tabla 1 <i>Tipos de aleaciones de aluminio</i>	15
Tabla 2 <i>Composición química del Ti6Al4V según las normas internacionales</i>	15
Tabla 3 <i>Composición química estándar según la designación F2924 (ASTM, 2021) y del Ti6Al4V proporcionado por Arcam</i>	23
Tabla 4 <i>Módulo de Young [Gpa]</i>	47
Tabla 5 <i>Límite de fluencia S_y [Mpa]</i>	48
Tabla 6 <i>Resistencia a la compresión σ_c [Mpa]</i>	49
Tabla 7 <i>Dureza Vickers HVI</i>	50

Lista de Figuras

	Pág.
Figura 1 <i>Microestructura equiaxial Ti6Al4V</i>	16
Figura 2 <i>Microestructura martensítica Ti6Al4V</i>	17
Figura 3 <i>Microestructura laminar Ti6Al4V</i>	18
Figura 4 <i>Microestructura bimodal Ti6Al4V</i>	18
Figura 5 <i>Probeta suministrada por AIDIMME para la investigación</i>	23
Figura 6 <i>Muestras cortadas para a) ensayos de compresión y para b) análisis metalográfico y ensayos de dureza</i>	24
Figura 7 <i>Tipos de muestras según su orientación de corte</i>	25
Figura 8 <i>Mufla Nabertherm GmbH</i>	27
Figura 9 <i>Pulidora automática Metkon FORCIPOL 2V</i>	28
Figura 10 <i>Microscopio Olympus GX71</i>	29
Figura 11 <i>Máquina de ensayos universal Shimadzu Autograph AG-X plus 250kN</i>	31
Figura 12 <i>Durómetro INNOVATEST</i>	34
Figura 13 <i>Micrografías obtenidas de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM en el plano XZ con aumentos de a) 100X y b) 500x a través de microscopía óptica</i>	36
Figura 14 <i>Micrografías obtenidas de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM en el plano XY con aumentos de a) 100X y b) 500X a través de microscopía óptica</i>	37
Figura 15 <i>Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 950°C para los planos a) XY y b) XZ</i>	39

Figura 16 <i>Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 990 °C para los planos a) XY y b) XZ.....</i>	41
Figura 17 <i>Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 1050 °C para los planos a) XY y b) XZ.....</i>	42
Figura 18 <i>Gráficos esfuerzo deformación para las cuatro condiciones térmicas evaluadas.....</i>	45
Figura 19 <i>Muestras de Ti6Al4V ensayadas a compresión hasta la fractura, en condición sin tratamiento térmico y tras recocidos a 950 °C, 990 °C y 1050 °C, comparando muestras cortadas en orientaciones longitudinales y transversales</i>	46

Resumen

Título: Influencia de los tratamientos térmicos en la anisotropía del Ti6Al4V fabricado mediante manufactura aditiva*

Autor: Jean Michael Pelayo, Marieth Stephanía Fajardo**

Palabras Clave: Ti6Al4V, manufactura aditiva, EBM, anisotropía, tratamientos térmicos.

Descripción: La aleación de titanio Ti6Al4V es ampliamente utilizada en aplicaciones aeroespaciales y biomédicas debido a sus excelentes propiedades mecánicas, baja densidad y biocompatibilidad. Sin embargo, cuando se fabrica mediante manufactura aditiva por fusión de haz de electrones (EBM), la microestructura resultante presenta una marcada anisotropía, producto de la solidificación direccional y la naturaleza capa por capa del proceso, lo que genera alineación de granos y variaciones en el comportamiento mecánico según la orientación. Esta investigación tuvo como objetivo evaluar el efecto de tratamientos térmicos post procesamiento sobre la anisotropía del Ti6Al4V fabricado por EBM, con el fin de mejorar la uniformidad de sus propiedades. Se aplicaron tratamientos térmicos a tres temperaturas: 950 °C (sub transus), 990 °C (near transus) y 1050 °C (super transus). Las muestras fueron caracterizadas mediante microscopía óptica, ensayos de compresión cuasi estáticos y micro dureza Vickers en los planos paralelo y perpendicular a la dirección de impresión. Los resultados mostraron una transformación progresiva de la microestructura, con mayor homogeneidad y formación de granos equiaxiales a medida que aumentaba la temperatura. El tratamiento a 1050 °C fue el más efectivo, reduciendo la anisotropía del módulo de Young (7.26 % a 0.53 %), del límite de fluencia (13.95 % a 4.06 %) y de la dureza (6.84 % a 2.31 %). Aunque se observó una ligera disminución en la resistencia mecánica, la mejora en la isotropía confirma que los tratamientos térmicos son una estrategia viable para optimizar el desempeño del Ti6Al4V procesado por EBM en aplicaciones donde se requiere alta confiabilidad estructural.

* Trabajo de Grado

** Facultad de Fisicomecánicas. Escuela de Ingeniería Mecánica. Programa académico. Director: Octavio Andrés González Estrada. Doctor en Ingeniería Mecánica. Codirector: Elkin Martínez Díaz. Doctor en Ingeniería de Materiales.

Abstract

Title: Influence of Heat Treatments on the Anisotropy of Ti6Al4V fabricated via Additive Manufacturing*

Author(s): Jean Michael Pelayo, Marieth Stephania Fajardo**

Key Words: Ti6Al4V, additive manufacturing, EBM, anisotropy, heat treatments.

Description: The titanium alloy Ti6Al4V is widely used in aerospace and biomedical applications due to its excellent mechanical properties, low density, and biocompatibility. However, when produced through additive manufacturing by Electron Beam Melting (EBM), the resulting microstructure exhibits significant anisotropy. This is mainly caused by the directional solidification and the layer-by-layer nature of the process, which lead to grain alignment and variations in mechanical behavior across different directions. This study aimed to evaluate the effect of post-processing heat treatments on the anisotropy of EBM-processed Ti6Al4V, with the goal of enhancing its mechanical uniformity. Heat treatments were conducted at three temperatures: 950 °C (sub transus), 990 °C (near transus), and 1050 °C (super transus). The samples were characterized using optical microscopy, quasi-static compression tests, and Vickers microhardness measurements in both the build and transverse planes. The results revealed a progressive transformation of the microstructure, with increased homogeneity and equiaxed grain formation at higher temperatures. The super transus condition was the most effective, significantly reducing anisotropy: Young's modulus decreased from 7.26 % to 0.53 %, yield strength from 13.95 % to 4.06 %, and Vickers hardness from 6.84 % to 2.31 %. Although a slight reduction in mechanical strength was observed at higher temperatures, the improved isotropy makes heat treatment a viable strategy for optimizing the performance of Ti6Al4V components manufactured by EBM, especially in applications requiring structural reliability and consistency.

* Degree Work

** Faculty of Physical-Mechanical Engineering. School of Mechanical Engineering. Academic Program. Advisor: Octavio Andrés González Estrada. Doctor in Mechanical Engineering. Co-advisor: Elkin Martínez Díaz. Doctor in Materials Engineering.

Introducción

En las últimas décadas, se han desarrollado numerosos materiales basados en titanio para una amplia gama de aplicaciones. En la actualidad, tanto el titanio como sus aleaciones están siendo ampliamente utilizados en diversas industrias para la fabricación de componentes y piezas de trabajo, gracias a su combinación versátil y deseable de excelentes propiedades mecánicas y químicas. El impulso para el desarrollo de aleaciones de titanio durante los últimos sesenta años se originó en la industria aeroespacial, que requería urgentemente materiales con altas relaciones de resistencia a peso (Sha & Malinov, 2009).

Dentro de las aleaciones de titanio se encuentra las aleaciones alfa más beta ($\alpha+\beta$). Estas aleaciones incluyen un contenido de estabilizadores beta en el rango de 4 a 6% y su principal característica es que pueden someterse a tratamientos térmicos para generar una diversidad de microestructuras y variar las propiedades mecánicas (Joshi, 2006). La aleación de titanio 64 (Ti6Al4V), también conocida como titanio de grado 5, es una aleación alfa-beta en la que el aluminio actúa como estabilizador alfa y el vanadio como estabilizador beta. Su composición incluye entre 5.5 y 6.75% de aluminio y entre 3.5 y 4.5% de vanadio. Según Welsch et al. (1993) es la aleación de titanio más utilizada a nivel mundial sin ninguna otra aleación de titanio amenazando su posición dominante, representando más del 50% del tonelaje total de titanio. La industria aeroespacial representa más del 80% de este uso. La siguiente aplicación más grande de Ti6Al4V son las prótesis médicas, que representan el 3% del mercado. Las industrias automotriz, marina y química también utilizan pequeñas cantidades de esta aleación. Los productos de titanio grado 5 para estas diferentes aplicaciones se fabrican de manera convencional a través del forjado, la fundición y el laminado de materias primas, seguidos de algún mecanizado posterior hasta

obtener las dimensiones y formas requeridas, además, recientemente se está optando por la fabricación de piezas con diversas tecnologías de manufactura aditiva (Huang et al., 2016).

La manufactura aditiva (AM por sus siglas en inglés) es un método que permite construir diseños en 3D directamente a partir de un archivo CAD sin necesidad de herramientas o matrices específicas. Este proceso crea la pieza capa por capa en las direcciones X-Y, acumulando capas para formar la dimensión Z. Una vez completada, la pieza puede utilizarse como modelo conceptual, prototipo funcional o como parte final en aplicaciones prácticas (Bandyopadhyay & Bose, 2015). Una de las tecnologías de AM usada en metales y por consecuencia para producir piezas con la aleación de Ti6Al4V es la fusión de polvo en cama (PBF por sus siglas en inglés). Estas tecnologías implican depositar una capa de polvo de metal sobre una plataforma y recorrerla con una fuente de calor para producir la fusión, como un láser o un haz de electrones (EBM por sus siglas en inglés), este proceso funde parcial o completamente el polvo en el área afectada por el haz, seguido de la solidificación y unión del material conforme se enfría. El recorrido del cabezal a través de las capas está determinado por los datos CAD de la pieza a construir (Dutta & Froes, 2016). La técnica de fabricación por EBM ofrece ventajas tales como la cámara de vacío, la fabricación de piezas con formas complejas, el uso eficiente de materiales y una rápida producción. Esta tecnología es especialmente beneficiosa para el procesamiento de materiales costosos como la aleación Ti-6Al-4V. Al fabricar piezas de aleaciones de titanio en una cámara de vacío, se puede reducir costos y mejorar la eficiencia de producción (Yeganeh et al., 2023).

Sin embargo, las piezas producidas mediante manufactura aditiva presentan distintos defectos como poros o anisotropía, la cantidad e intensidad de estos defectos dependen de diversos factores como la orientación de la pieza, los parámetros del proceso y el modo en que se introdujo el diseño en la máquina (Gibson et al., 2009). En el caso específico de la aleación Ti6Al4V

producida mediante el proceso EBM, la anisotropía surge de la construcción capa por capa y el enfriamiento direccional característicos de esta técnica. Durante el EBM, el material se deposita y solidifica en capas sucesivas, lo que crea diferencias en la microestructura y la densidad de dislocaciones entre las direcciones paralelas y perpendiculares a las capas. Además, la disipación del calor varía entre las direcciones vertical y horizontal durante la solidificación, afectando el tamaño y la forma de los granos. Estas variaciones en el enfriamiento y la solidificación generan una microestructura anisotrópica, lo que deriva en propiedades mecánicas que dependen de la dirección en la que se midan.

Esta problemática podría ser solventada a través de la aplicación de tratamientos térmicos a las piezas obtenidas. Se sabe que “Layer orientation can have a great influence on % elongation, with the worst being the z-direction. However, in many alloys, ductility can be recovered, and anisotropy minimized by heat treatment– without significant loss of strength in most cases” [La orientación de las capas puede tener una gran influencia en el porcentaje de elongación, siendo la dirección z la más desfavorable. No obstante, en muchas aleaciones, la ductilidad puede recuperarse y la anisotropía puede minimizarse mediante un tratamiento térmico, sin una pérdida significativa de resistencia en la mayoría de los casos] (Gibson et al., 2009, p. 252). En este proyecto de investigación se propuso evaluar la variación en la anisotropía del Ti6Al4V obtenido por fabricación aditiva (AM), específicamente por medio de la fusión por haz de electrones, a través de la aplicación de tratamientos térmicos. Se tuvo como propósito aumentar la durabilidad y fiabilidad de las piezas fabricadas en la industria con esta aleación. El estudio se centró en cómo los tratamientos térmicos pueden influir en la microestructura y las propiedades mecánicas del material, particularmente en la reducción de la anisotropía. Además, este proyecto contribuyó a una línea investigativa más amplia desarrollada por el Instituto Tecnológico Metalmecánico,

Mueble, Madera, Embalaje y Afines (AIDIMME) que busca investigar e innovar en el campo de los materiales modernos, y quien en un convenio con la Universidad Industrial de Santander suministró las probetas de la aleación de Ti6Al4V necesarias para el desarrollo de la investigación.

Finalmente, la realización de este proyecto de investigación no solo tiene un impacto significativo en el ámbito técnico y científico, sino que también podría ofrecer beneficios tangibles a la industria. No solo se buscó resolver un problema específico en el ámbito de la fabricación aditiva de titanio, sino que también contribuye al conocimiento científico y técnico en el campo de los materiales y la ingeniería de fabricación. Los hallazgos obtenidos pueden servir como base para futuras investigaciones y desarrollo de tecnologías, así como para la mejora continua de los procesos industriales relacionados con la fabricación de aleaciones de titanio. De esta manera, se abre la puerta a la producción de piezas más fiables y duraderas en las diferentes industrias garantizando un rendimiento óptimo en aplicaciones críticas, y a su vez reduciendo los costos asociados con fallas prematuras y reparaciones. La realización de la investigación se llevó a cabo a partir de un enfoque experimental, cuantitativo y multidisciplinario.

1. Objetivos

Evaluar la influencia de los tratamientos térmicos post-fabricación en la anisotropía del Ti6Al4V obtenido mediante manufactura aditiva con el fin de mejorar la homogeneidad en las propiedades mecánicas, incrementando así la durabilidad y confiabilidad de las piezas fabricadas con esta aleación.

1.1 Objetivos específicos

Seleccionar y aplicar los tratamientos térmicos más adecuados para mejorar la anisotropía del Ti6Al4V fabricado por manufactura aditiva a través de una revisión de la literatura científica para la identificación de los parámetros más relevantes en la ejecución de los tratamientos térmicos.

Caracterizar la microestructura de muestras tratadas y no tratadas térmicamente mediante ensayos de metalografía estandarizados según las normas ASTM E112, ASTM E3 y ASTM E407, con el fin de correlacionar los cambios en la anisotropía y en las propiedades mecánicas con las fases y estructuras metalográficas presentes.

Determinar las propiedades mecánicas de muestras tratadas y no tratadas térmicamente en diferentes direcciones respecto a su orientación de fabricación mediante ensayos de compresión y dureza estandarizados según las normas ASTM E9 y ASTM E92 respectivamente, con el fin de comparar las variaciones asociadas a la anisotropía del material.

2. Marco teórico

2.1 Fundamentos del material: Titanio y aleación Ti6Al4V

El titanio (Ti) es un metal de transición con una alta relación resistencia-peso, baja densidad (4.51 g/cm^3) y excelente resistencia a la corrosión, lo que lo hace adecuado para aplicaciones en sectores como el biomédico y aeronáutico (Lütjering & Williams, 2007). Su estructura cristalina presenta una transformación alotrópica a 882°C , pasando de una fase alfa (HCP) a una fase beta (BCC), lo que permite su aleación con diferentes elementos para modificar sus propiedades mecánicas y térmicas (Welsch et al., 1993).

2.1.1 *Propiedades químicas del titanio*

El titanio es altamente reactivo con oxígeno, nitrógeno y carbono a altas temperaturas, formando compuestos intersticiales que pueden afectar sus propiedades mecánicas. Su punto de fusión es de 1668°C y tiene una baja conductividad térmica en comparación con otros metales estructurales (Gibson et al., 2009). La formación de una capa pasiva de Ti O_2 en su superficie le otorga su notable resistencia a la corrosión, incluso en medios altamente agresivos (Murr et al., 2010).

2.1.2 *Aleaciones de titanio*

Las aleaciones del titanio se pueden clasificar en tres grupos principales como se muestra en la Tabla 1.

Tabla 1*Tipos de aleaciones de aluminio*

Aleaciones α y α'	Contienen estabilizadores de la fase alfa como el aluminio, aumentando la resistencia térmica y mecánica (Sha & Malinov, 2009).
Aleaciones α - β	Como el Ti-6Al-4V, presentan una combinación equilibrada de resistencia mecánica y tenacidad a la fractura, siendo las más utilizadas en aplicaciones estructurales (Sha & Malinov, 2009).
Aleaciones β y β'	Se estabilizan con elementos como el molibdeno o el niobio, ofreciendo alta conformabilidad y resistencia al desgaste (Sha & Malinov, 2009).

2.1.3 Composición y microestructura del Ti6Al4V

La aleación α - β de Ti6Al4V es una de las más empleadas en la industria debido a su combinación de resistencia mecánica, resistencia a la corrosión y biocompatibilidad (Lütjering & Williams, 2007). Su composición química varía ligeramente dependiendo del estándar o fabricante, como se muestra en la Tabla 2.

Tabla 2*Composición química del Ti6Al4V según las normas internacionales*

Norma	Ti	Al	V	C	Fe	O	N	H
ASTM F2924 (2013)	Bal.	5.50-6,5	3.50-4.50	<0,08	<0,25	<0,13	<0,05	<0,012
UNE 38723 (1981)	Bal.	5.50-6,5	3.50-4.50	<0,08	0,25	<0,13	<0,05	<0,012
ISO 5832-3 (1996)	Bal.	5.50-6,5	3.50-4.50	<0,08	0,3	<0,20	<0,05	<0,015

Los elementos de aleación influyen directamente en las propiedades del material. Un mayor contenido de oxígeno, nitrógeno, aluminio o vanadio incrementa la resistencia mecánica, mientras

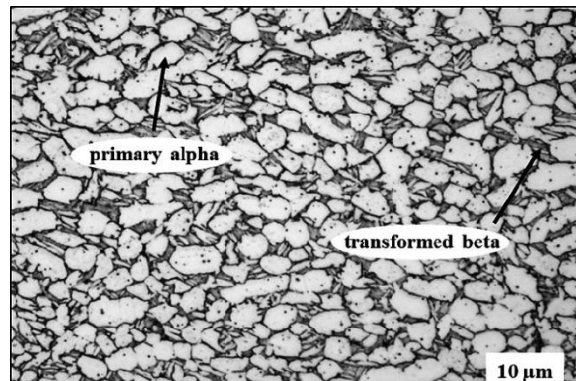
que una reducción en estos elementos mejora la tenacidad a fractura, ductilidad y resistencia a la propagación de grietas inducida por tensión (Welsch et al., 1993)

La microestructura del Ti-6Al-4V depende del tratamiento térmico aplicado y del contenido de elementos intersticiales, lo que influye en sus propiedades mecánicas y comportamiento en servicio. Se pueden distinguir cuatro tipos principales de microestructura:

Equiaxial: Caracterizada por granos alfa finos y homogéneos, como se ve en la figura 1, esta estructura se obtiene mediante forjado y recocido, proporcionando una combinación equilibrada de resistencia y ductilidad (Welsch et al., 1993).

Figura 1

Microestructura equiaxial Ti6Al4V

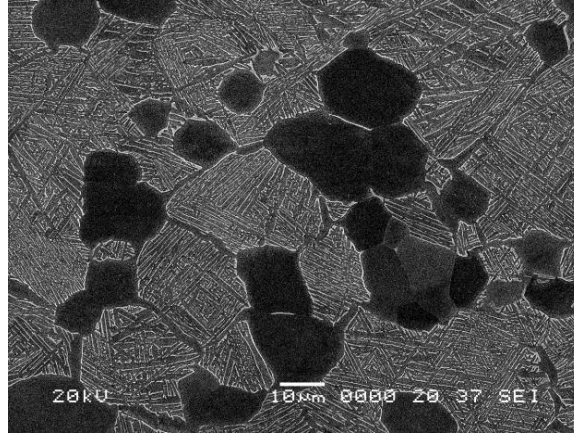


Nota. Adaptado de *Evaluation of the bulk and alpha-case layer properties in ti-6al-4v at microand nano-metric length scale* (p. 126), por B. Sefer, J. J. Roa, A. Mateo, R. Pederson, y M.-L. Antti, (Sefer et al., 2016), *Materials Science and Engineering: A*, 667, Elsevier.

Martensítica: Resultante de un enfriamiento rápido desde la fase beta, produce estructuras de fase alfa' con una mayor dureza, aunque con menor tenacidad a la fractura (Murr et al., 2010).

Figura 2

Microestructura martensítica Ti6Al4V



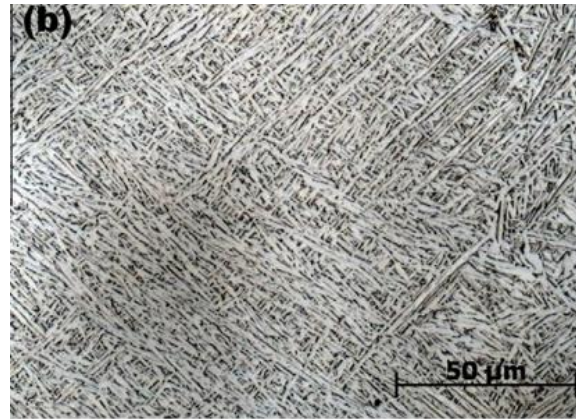
Nota. Adaptado de *Microstructure and mechanical properties of friction- and electron beam welded Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo* (p.6), por R. Pederson, F. Niklasson, F. Skystedt y R. Warren, (Pederson et al., 2012). Publicado en *Science and Technology of Welding and Joining*, 9(1), Copyright 2004 por Maney Publishing.

Laminar (Widmanstätten): Formada por placas alternadas de las fases alfa y beta, surge a partir de un enfriamiento controlado desde la fase beta, lo que mejora la resistencia mecánica a expensas de una menor ductilidad (Murr et al., 2010).

Bimodal: Combinación de estructuras equiaxiales y laminares, lograda mediante tratamientos térmicos específicos, lo que permite un equilibrio mecánico entre resistencia y tenacidad (Murr et al., 2010).

Figura 3

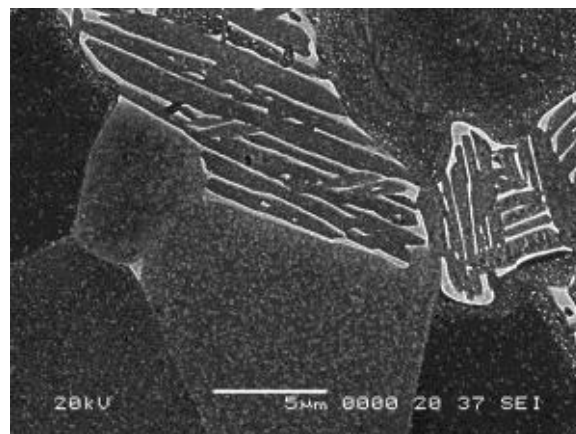
Microestructura laminar Ti6Al4V



Nota. Adaptado de *Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties*, por B. Vrancken, L. Thijs, J.-P. Kruth y J. Van Humbeeck, (Vrancken et al., 2012), *Journal of Materials Processing Technology*, 212(8). Copyright 2012 por Elsevier.

Figura 4

Microestructura bimodal Ti6Al4V



Nota. Adaptado de *Microstructure and mechanical properties of friction- and electron beam welded Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo*, por R. Pederson, F. Niklasson, F. Skystedt y R.

Warren, (Pederson et al., 2012). Publicado en Science and Technology of Welding and Joining, 9(1), (p.5). Copyright 2004 por Maney Publishing.

2.2 Tratamientos térmicos en aleaciones de titanio

Los tratamientos térmicos en la aleación Ti-6Al-4V son fundamentales para modificar su microestructura y mejorar sus propiedades mecánicas. Estos procesos permiten optimizar la combinación de resistencia, ductilidad y tenacidad mediante la manipulación de la fracción de fases alfa y beta (Lütjering & Williams, 2007). El recocido promueve la relajación de tensiones internas, el refinamiento de la microestructura y la mejora de la estabilidad térmica del material. Este tratamiento es particularmente efectivo para reducir la anisotropía, ya que favorece una distribución homogénea de las fases alfa y beta, disminuyendo las diferencias en las propiedades mecánicas entre distintas direcciones (Welsch et al., 1993). Los recocidos se pueden ajustar teniendo en cuenta la temperatura de transición beta.

Tratamiento *Sub transus*: Se lleva a cabo por debajo de la temperatura de transición beta. Este tratamiento permite preservar la fase alfa, refinando su microestructura y mejorando la resistencia a la fatiga y la estabilidad térmica, sin comprometer significativamente la ductilidad. Aunque contribuye a una microestructura más homogénea, su impacto en la reducción de la anisotropía es limitado en comparación con el recocido (Vrancken et al., 2012).

Tratamiento *Near transus*: Se realiza cerca de la temperatura de transición beta, lo que genera una microestructura mixta con una combinación equilibrada de fases alfa y beta. Este tratamiento mejora la resistencia mecánica y la tenacidad, al mantener una cantidad significativa de fase alfa mientras introduce cierta fracción de beta, pero puede no ser el más efectivo para reducir la anisotropía (Vrancken et al., 2012).

Tratamiento *Super transus*: Se realiza por encima de la temperatura de transición beta, promoviendo una transformación completa a la fase beta. Al enfriar, se genera una microestructura predominantemente laminar, con una mayor tenacidad y menor resistencia mecánica. Sin embargo, este tratamiento tiende a incrementar la anisotropía debido a la formación de estructuras alargadas en la dirección de crecimiento de los granos (Vrancken et al., 2012).

2.3 Manufactura aditiva en metales

La manufactura aditiva es una tecnología de fabricación que permite la producción de piezas metálicas mediante la adición capa por capa de material, a partir de modelos digitales en 3D. A diferencia de los métodos convencionales de manufactura, como el mecanizado o la fundición, la manufactura aditiva permite una mayor libertad de diseño, optimización de peso y reducción de desperdicios (Gibson et al., 2009). Las principales tecnologías empleadas en la manufactura aditiva de metales incluyen:

Fusión por haz de electrones (EBM): Utiliza un haz de electrones para fundir polvo metálico en una cámara de vacío, lo que permite minimizar la contaminación por oxígeno y reducir las tensiones residuales en la pieza (Gibson et al., 2009).

Fusión selectiva por láser (SLM/DMLS): Un láser de alta potencia funde selectivamente el polvo metálico capa por capa, logrando una alta precisión y densidad en las piezas fabricadas (Gibson et al., 2009).

Deposición directa de energía (DED): Consiste en la deposición de polvo metálico o alambre fundido mediante un láser o plasma, permitiendo la fabricación de componentes de gran tamaño y la reparación de piezas existentes (Gibson et al., 2009).

2.4 Anisotropía en materiales fabricados mediante AM

La anisotropía en materiales fabricados mediante manufactura aditiva es una característica inherente del proceso de fabricación capa por capa, lo que genera diferencias en las propiedades mecánicas y microestructurales en distintas direcciones (Gibson et al., 2009). Este fenómeno ocurre debido a la solidificación direccional, el gradiente térmico y la interacción entre capas sucesivas durante la fabricación (Thijs et al., 2010).

2.4.1 Causas de la anisotropía

Crecimiento columnar de los granos: En procesos como SLM y EBM, los granos tienden a crecer en dirección perpendicular a la base de fabricación, lo que influye en la resistencia y ductilidad del material (DebRoy et al., 2018).

Distribución heterogénea de fases: En aleaciones como Ti-6Al-4V, la fracción de fases alfa y beta varía dependiendo de la orientación de fabricación y las condiciones térmicas durante el proceso (Vrancken et al., 2012).

Tensiones residuales y porosidad: La rápida solidificación y las diferencias térmicas entre capas pueden inducir tensiones internas y defectos que afectan el desempeño mecánico en diferentes direcciones (Thijs et al., 2010).

2.4.2 Efecto de la anisotropía en las propiedades mecánicas

La anisotropía en materiales fabricados por manufactura aditiva afecta varias propiedades mecánicas clave:

Resistencia mecánica: Las piezas suelen mostrar mayor resistencia en la dirección paralela al crecimiento de capas y menor en la dirección perpendicular (Gibson et al., 2009).

Ductilidad y tenacidad a la fractura: La anisotropía puede reducir la capacidad de deformación y aumentar la susceptibilidad a fallas frágiles en ciertas direcciones (Leuders et al., 2013).

Propagación de grietas: La presencia de zonas de fusión y límites de capa puede actuar como concentradores de esfuerzo, facilitando la propagación de grietas en direcciones específicas (Vrancken et al., 2012).

2.4.3 Estrategias para reducir la anisotropía

Para mitigar la anisotropía en materiales fabricados mediante manufactura aditiva, se han propuesto varias estrategias:

Optimización de parámetros de fabricación: Ajustar la velocidad de escaneo, la potencia del láser y la estrategia de exposición puede mejorar la homogeneidad microestructural (DebRoy et al., 2018).

Tratamientos térmicos postproceso: Procesos como el recocido y el tratamiento en solución pueden reducir las diferencias microestructurales y mejorar la isotropía mecánica (Vrancken et al., 2012).

3. Materiales y métodos

3.1 Obtención y preparación de muestras

En este estudio, se empleó un polvo de Ti6Al4V atomizado en gas, caracterizado por un bajo contenido de elementos intersticiales o por sus siglas en inglés ELI (Extra-Low Interstitials), también conocido como polvo de aleación de Grado 23. Este material, suministrado por ARCAM

AB (Molndal, Suecia), presentaba un rango de tamaño de partícula de 45-100 μm y concentraciones reducidas de oxígeno, nitrógeno, carbono y hierro. La composición detallada de la aleación se presenta en la Tabla 3.

Tabla 3

Composición química estándar según la designación F2924 (ASTM, 2021) y del Ti6Al4V proporcionado por Arcam

Ele.	Ti	Al	V	C	Fe	O	N	H
ASTM	Bal.	5.50-	3.50-	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.
F2924		6.75	4.50	0.08	0.30	0.20	0.05	0.015
% Peso	Bal.	6.48	3.96	0.01	0.15	0.14	0.01	0.004

La fabricación de las probetas se llevó a cabo mediante fusión por haz de electrones utilizando un equipo ARCAM A2. Los parámetros de proceso incluyeron una velocidad de escaneo de 700 mm/s y una corriente de haz de 12 mA y. Se produjeron especímenes cilíndricos con dimensiones de 1.8 cm de diámetro y 11 cm de longitud, como se muestra en la Figura 5.

Figura 5

Probeta suministrada por AIDIMME para la investigación

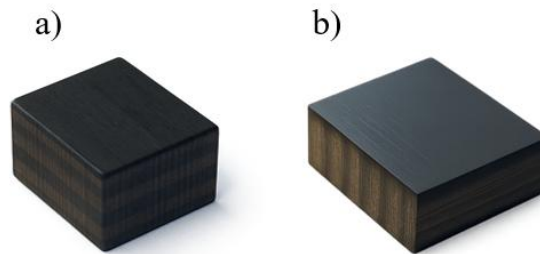


Para los procesos subsecuentes, las muestras destinadas a los ensayos de compresión fueron cortadas en forma de cuboides de $9.5 \times 9.5 \times 7.6$ mm, mostradas en la Figura 6(a), mientras que las muestras para los ensayos de dureza y análisis metalográfico se cortaron en forma de placas de

12 × 12 × 4 mm como se muestra en la Figura 6(b), siguiendo las especificaciones de dimensiones presentes en las normas ASTM E9 para compresión, ASTM E92 para micro dureza Vickers y ASTM E3 para metalografía.

Figura 6

Muestras cortadas para a) ensayos de compresión y para b) análisis metalográfico y ensayos de dureza

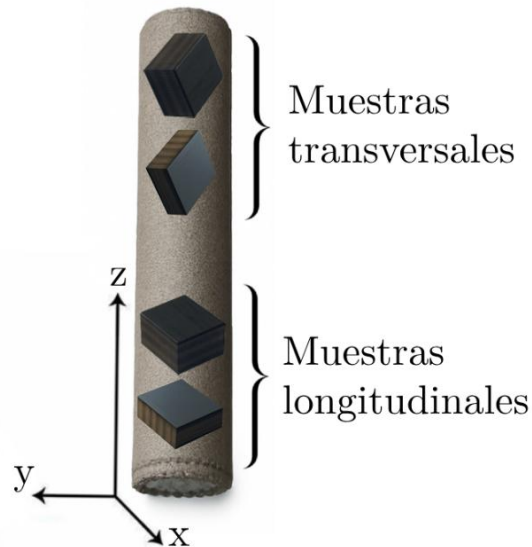


Dicho corte se realizó mediante electroerosión por hilo en la máquina Wire Cut EDM Machine DK7725e, utilizando una velocidad de corte de 3 mm/min y empleando agua desionizada como dieléctrico, asegurando así precisión en las dimensiones y minimizando la formación de zonas afectadas por recalentamiento. Además, para el estudio de la anisotropía del material, las dimensiones de estos corte se orientaron en dos direcciones distintas, tomando como referencia la altura de la muestra en comparación con la longitud de la probeta la cual coincide con la dirección de fabricación (eje Z) tal y como se observa en la Figura 7. Las muestras en las que su altura es paralela a la longitud de la probeta se les llamó muestras longitudinales, en ellas se buscó estudiar la microestructura y dureza del plano XY, y ser comprimidas hasta la fractura en el eje Z. Por otra parte, a las muestras en las que la altura es perpendicular a la dirección de fabricación se les llamó

muestras transversales, y en este caso se buscó determinar la microestructura y dureza para el plano XZ, y comprimir las hasta la fractura en el eje Y durante los ensayos de compresión.

Figura 7

Tipos de muestras según su orientación de corte



3.2 Selección y aplicación de los tratamientos térmicos

Para la selección de los tratamientos térmicos, se consideró que la aleación Ti6Al4V, a temperatura ambiente, pertenece al grupo de aleaciones $\alpha+\beta$ del titanio y que su temperatura de transformación alotrópica también llamada beta transus (β transus) ronda los 995°C (Sha & Savko, 2009). Posteriormente, se realizó una revisión de la literatura, incluyendo el estudio de Vrancken et al. (2012), que analiza cómo los tratamientos térmicos optimizan las propiedades mecánicas y reducen la anisotropía inducida por la impresión capa a capa. De este estudio se extrajeron las siguientes conclusiones que guiaron la selección de los parámetros para los tratamientos:

El desarrollo de las placas α en la microestructura tipo Widmanstätten es influenciado por la temperatura de calentamiento, especialmente en tratamientos realizados por debajo de la temperatura de finalización de la transformación alotrópica (sub transus). Además, la velocidad de enfriamiento es un factor crucial en los tratamientos realizados por encima de la temperatura de transformación beta (super transus). En tratamientos sub transus, el tiempo de permanencia y la velocidad de enfriamiento tienen poca influencia; sin embargo, estos parámetros se vuelven más relevantes a medida que la temperatura se acerca al β -transus. Cuando la temperatura de tratamiento supera la temperatura β transus, los granos columnares iniciales se expanden, formando granos semi equiaxiales de fase β de mayor tamaño.

Basándose en estas consideraciones, se optó por realizar un recocido como tratamiento térmico, con el objetivo de reducir las tensiones internas y buscar la homogenización de la microestructura a la temperatura del tratamiento para reducir la anisotropía, buscando de esta manera equilibrar las propiedades mecánicas afectadas por la manufactura aditiva.

Se escogieron tres temperaturas para los tratamientos térmicos de recocido, una temperatura por debajo de la temperatura de transformación alotrópica llamada sub transus (950°C), otra temperatura cerca de este límite la cual se nombró como near transus (990°C) y otra temperatura por encima de la temperatura beta transus llamada super transus (1050°C). Los tratamientos térmicos se realizaron en un horno o mufla de la marca Nabertherm GmbH, que se muestra en la Figura 8, bajo una atmósfera inerte de gas argón, el cual fue suministrado con un flujo controlado de 1.86 L/min por un medidor de flujo Omega FMA 4000 (ASTM, 2020), siguiendo la norma ASTM B918.

Figura 8

Mufla Nabertherm GmbH



La velocidad de calentamiento fue de $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$, el máximo permitido por el equipo. Se mantuvo la temperatura constante durante dos horas para garantizar la homogeneidad en las muestras. Durante el enfriamiento, el horno permaneció encendido y el flujo de argón se mantuvo hasta que la temperatura descendió a 550°C . En ese punto, se cerró el flujo de argón y las muestras se dejaron enfriar completamente dentro del horno. Se trataron un total de doce muestras por cada tratamiento térmico, seis correspondientes a muestras cortadas en la dirección impresión y seis muestras cortadas perpendicularmente a la dirección de impresión, dentro de cada uno de estos dos grupos tres muestras pertenecían al tipo de muestra para ensayo de compresión y los tres restantes al tipo de muestra destinado a ensayos de dureza y metalografía.

3.3 Metalografía y microscopía óptica

La preparación metalográfica se llevó a cabo siguiendo la norma ASTM E3-11. El proceso incluyó un lijado progresivo con lijas de carburo de silicio siguiendo la secuencia de números de grano siguiente: 80, 120, 240, 400, 600, 1200, 1500 y utilizando agua como lubricante. Posteriormente, las muestras fueron pulidas en una pulidora automática Metkon FORCIPOL 2V la cual se muestra en la Figura 9, empleando un pulido en dos etapas con una suspensión de alúmina de 1 μm y posteriormente de 0,05 μm para obtener una superficie reflectante (ASTM, 2017).

Figura 9

Pulidora automática Metkon FORCIPOL 2V



Para la observación de la microestructura tras los tratamientos térmicos, se aplicó un ataque químico con reactivo Kroll (9 mL H₂O, 0.5 mL HNO₃, 1 mL HF) durante 3 segundos (ASTM, 2023a), de acuerdo con la norma ASTM E407-07. El análisis microestructural se realizó mediante un microscopio óptico OLYMPUS GX71 mostrado en la Figura 10, con enfoque en la toma de micrografías y la caracterización de la microestructura de las muestras antes y después de los

tratamientos térmicos, permitiendo evaluar los cambios inducidos por los distintos procesos térmicos.

Figura 10

Microscopio Olympus GX71



Para la medición cuantitativa de los parámetros microestructurales en las diferentes muestras, se siguió el procedimiento interno de Airbus en su hoja de proceso para ensayos metalográficos a través de mediciones manuales en micrografías utilizando el software gratuito de procesamiento de imágenes llamado ImageJ (Airbus, 2014). Se midió entonces el diámetro de los poros tomando 10 mediciones que abarcaron desde el tamaño mínimo hasta el máximo para micrografías con un aumento de 100X. Por otra parte, haciendo uso de micrografías a 500X se

midió el espesor de las placas α dentro de las colonia y el espesor de la fase α en el límite de grano, entre los granos β , realizando al menos 10 mediciones por cada parámetro y siguiendo como ejemplo las imágenes mostradas en la hoja de procedimiento.

3.4 Ensayos mecánicos

3.4.1 Ensayos de compresión

Con el fin de evaluar las propiedades mecánicas de módulo de Young, resistencia a la fluencia y resistencia máxima a la compresión de los diferentes grupos de muestras, se realizaron ensayos de compresión utilizando una máquina universal de ensayos de la marca Shimadzu de referencia Autograph AG-X plus de 250 kN mostrada en la Figura 11, empleando platinas de compresión rígidas. Las dimensiones de las muestras cortadas previamente cumplen con la proporción entre la altura y los lados igual a 0.8, esto se adapta desde lo que se especifica en la norma ASTM E9-19 para especímenes cilíndricos cortos (ASTM, 2019). La velocidad del cabezal para cada ensayo se ajustó de tal manera en que todos los ensayos se realizaron a una tasa de deformación de 0.015 mm/mm/min y el ensayo fue realizado hasta la fractura de cada espécimen.

Figura 11

Máquina de ensayos universal Shimadzu Autograph AG-X plus 250kN



Los ensayos se realizaron a temperatura ambiente y se ensayaron cuatro muestras de referencia y cuatro por cada tratamiento térmico realizado, de cada grupo de muestras dos corresponden a muestras cortadas en dirección paralela y dos en dirección perpendicular a la dirección de impresión. Como resultado de los ensayos se obtienen datos de fuerza y alargamiento en función del tiempo para cada muestra. Los esfuerzos y deformaciones verdaderas durante los ensayos de compresión se determinaron a partir de las dimensiones de los especímenes utilizando las siguientes relaciones:

Ecuación 1. *Esfuerzo*

$$Y = \frac{F}{A_0}$$

Ecuación 2. *Deformación*

$$X = \frac{\Delta L}{L_0}$$

Con los valores de esfuerzo y deformación calculados se graficaron las curvas características para cada muestra. El módulo de Young se determinó siguiendo el procedimiento y los requisitos adicionales de la norma ASTM E111-17. Se siguió el método de datos numéricos dispuesto en la norma y llamado método de los mínimos cuadrados (ASTM, 2010), donde se calcula el módulo de Young a partir de pares de datos de esfuerzo y deformación en la zona elástica de la curva, el promedio del esfuerzo, el promedio de la deformación y la cantidad de pares de datos haciendo uso de la siguiente ecuación:

Ecuación 3. *Módulo de Young*

$$E = \frac{\sum(XY) - k\bar{X}\bar{Y}}{\sum X^2 - k\bar{X}^2}$$

El límite de fluencia se determinó haciendo uso de las curvas esfuerzo deformación graficadas, trazando una recta paralela a la recta de la zona elástica con un desplazamiento de 0.2% en el eje de la deformación. El valor de esfuerzo en la intersección de esta recta con la curva de

esfuerzo deformación es el límite de fluencia para la deformación especificada. Debido a que el Ti6Al4V es un material que falla en compresión por fractura, se determinó la resistencia a la compresión como el máximo valor de esfuerzo encontrado en los datos obtenidos del ensayo antes o durante la fractura.

3.4.2 Ensayos de dureza

El ensayo de dureza Vickers se realizó con el objetivo de evaluar la variación anisotrópica en la dureza de la aleación, comparando la superficie de las muestras cortadas en la dirección de impresión y las cortadas en la dirección perpendicular a esta, siguiendo la norma ASTM E92-23. Para garantizar mediciones precisas, las muestras fueron preparadas mediante un lijado progresivo con lijas de grano 80, 120, 240, 400, 600, 1200 y 1500, hasta obtener una superficie tipo espejo, procurando además que las probetas quedaran lo más planas posibles para garantizar la perpendicularidad de la muestra con el indentador (ASTM, 2022). Los ensayos se llevaron a cabo utilizando una carga de 1 Kgf que fue aplicada durante 15 segundos (ASTM, 2023b). El equipo utilizado para las pruebas fue un durómetro de la marca INNOVATEST que se muestra en la Figura 12. Se ensayó una muestra escogida al azar para cada tratamiento térmico incluidas las muestras de referencia, tanto en la dirección longitudinal como en la dirección transversal. A cada muestra se le realizaron cinco indentaciones siguiendo un patrón en equis y respetando las distancias entre cada indentación establecidas por la norma.

Figura 12*Durómetro INNOVATEST*

4. Resultados y discusiones

4.1 Metalografía y microscopía óptica

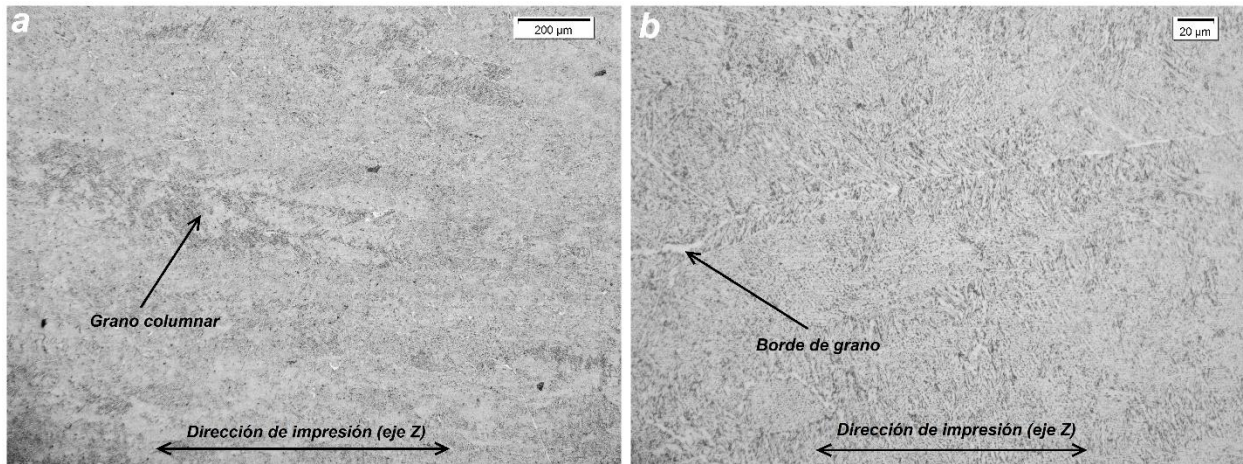
4.1.1 *Muestras sin tratamiento térmico*

La microestructura de estas muestras está totalmente determinada por su proceso de fabricación. En el Ti6Al4V producido mediante EBM, la transformación de fases se da desde la temperatura de fusión que se encuentra alrededor de 1900 °C al inicio del proceso, hasta temperatura ambiente al finalizar el proceso de fabricación, y se desarrolla en tres etapas sucesivas: iniciando por un enfriamiento rápido desde aproximadamente 1900 °C hasta 700 °C que suele ser la temperatura de la cámara de fabricación, posteriormente una etapa de mantenimiento térmico a

esta temperatura mientras se fabrica el restante de la pieza; y finalmente, un enfriamiento lento desde dicha temperatura hasta alcanzar la temperatura ambiente una vez terminada la construcción (Safdar et al., 2012). Esta historia térmica y la naturaleza misma del procedimiento de manufactura aditiva capa a capa, resultan en una microestructura compuesta por granos columnares previos β de tamaños y formas irregulares orientados de forma paralela a la dirección de fabricación (eje Z) como se identifican en la Figura 13(a), la dirección del eje Z o eje de fabricación se indica en la parte inferior de la micrografía. El tamaño de estos granos columnares no ha sido medido debido a la poca visibilidad de sus límites de grano, lo que dificulta su cuantificación. Por otra parte, se observa una microestructura lamelar $\alpha + \beta$ dentro de los granos β previos, también llamada microestructura laminar típica de cualquier aleación de titanio de la clasificación alpha más beta (Ti $\alpha+\beta$), en esta microestructura se presentan las llamadas placas de Widmanstätten o de "entramado en cesta" con variadas orientaciones y tamaños, también acompañada de una microestructura de colonia de placas α ocasional. Además, en la Figura 13(b) se señala una placa de fase α formada en los límites de grano de la fase β previa.

Figura 13

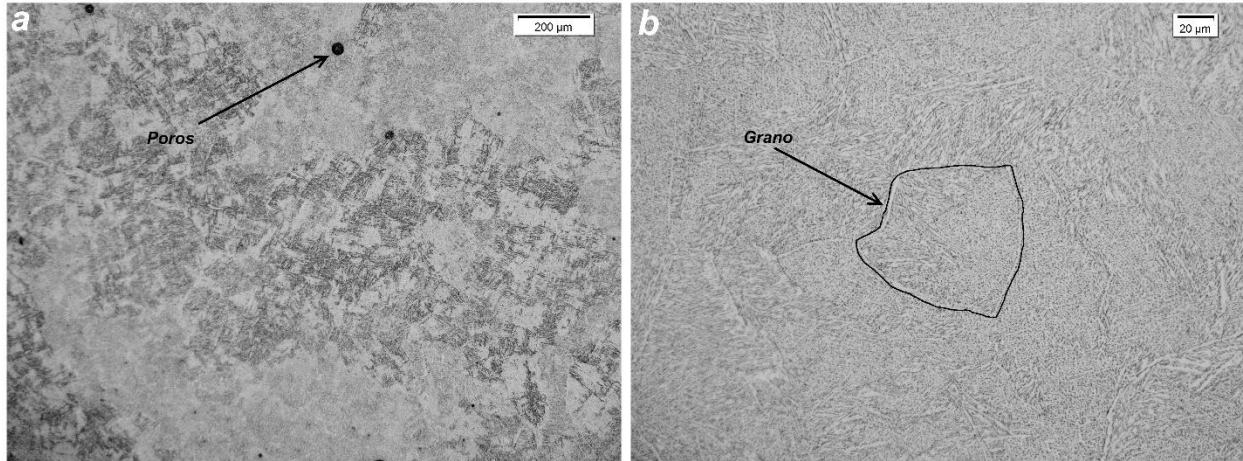
Micrografías obtenidas de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM en el plano XZ con aumentos de a) 100X y b) 500x a través de microscopía óptica



En la micrografía mostrada en la Figura 14, se observan los granos columnares mencionados anteriormente desde una vista superior, como secciones transversales con formas irregulares y contornos facetados o poligonales. En la Figura 14(b), se señala el contorno de un grano con su respectiva microestructura lamelar $\alpha + \beta$ dentro en forma de placas de Widmanstätten y su placa de fase α formada en los límites de grano.

Figura 14

Micrografías obtenidas de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM en el plano XY con aumentos de a) 100X y b) 500X a través de microscopía óptica



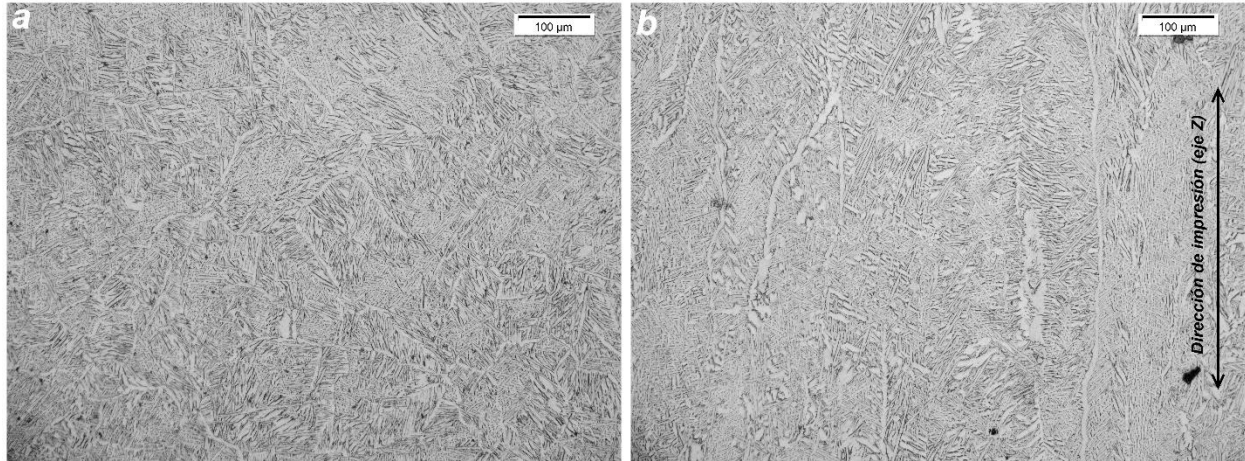
Los principales factores microestructurales que afectan el comportamiento mecánico del Ti-6Al-4V con estructura lamelar incluyen el tamaño del grano β , las dimensiones de las colonias de fase α , el espesor de las láminas α y la morfología de la fase β inter lamelar (Peters & Lütjering, 1990; Lütjering et al., 1995, como se citó en Filip et al., 2003). Se midió entonces un espesor promedio de 1 μm para las placas de fase α , también llamadas lamelas α , en la estructura lamelar $\alpha + \beta$ dentro en forma de placas de Widmanstätten, y se obtuvo un espesor promedio de 1.9 μm para la capa de α nucleada en los límites de grano previos β . Por otra parte, se observaron poros de forma esférica como el señalado en la Figura 14(a), aleatoriamente distribuidos que varían ampliamente en tamaño, desde poros pequeños que van desde los 4 μm de diámetro hasta grandes poros que llegan a poseer una medida de 33 μm de diámetro. Se calculó un promedio de 12 μm para el diámetro de los poros, estos son originados por la presencia de Argón (Ar) atrapado en el polvo de Ti6Al4V atomizado en gas (Bauereiß et al., 2014).

4.1.2 *Muestras tratadas a 950 °C (tratamiento térmico sub transus)*

Las muestras a las que se le aplicó el tratamiento térmico de recocido a 950 °C durante dos horas mantuvieron la microestructura de granos columnares previos β de tamaños y formas irregulares orientados en la dirección de fabricación como se observa en la Figura 15(b). En la Figura 15(a) se observa de manera clara como se diferencian de las muestras sin tratamiento térmico porque los contornos de los granos β se vuelven más nítidos debido a un engrosamiento en las placas continuas de fase α ubicada en los límites de grano de la fase β previa, además, también se produce un engrosamiento de las lamelas de fase α dentro de la microestructura lamelar de entramado en cesta o también llamadas placas de Widmanstätten, y se aumenta la cantidad de colonias de placas α que sin el tratamiento térmico solo se apreciaban de manera ocasional. Esto ocurre gracias a la fase de mantenimiento de la temperatura durante dos horas en el horno y a la baja velocidad de enfriamiento posterior que se estimó en 1°C/min. Las tasas de enfriamiento por debajo de 2°C/s como el enfriamiento en horno, producen una nucleación y crecimiento controlados por difusión de las fases α y β estables en forma de colonias de láminas de fase α paralelas dentro de granos primarios de fase β (Sieniawski & Ziaja, 2013).

Figura 15

Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 950°C para los planos a) XY y b) XZ



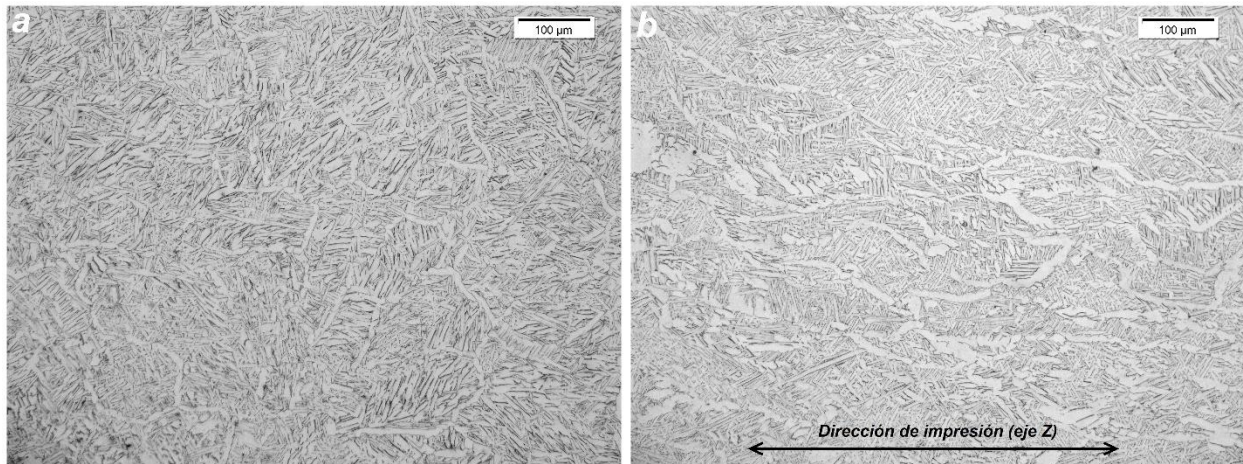
En el interior de cada grano de β , debido al engrosamiento de las colonias de α estas presentan ahora un espesor promedio de 2.2 μm . Por otra parte, las placas de β retenido entre las lamelas de fase α se ensanchan y se hacen más contrastadas. En los bordes de grano previo β el engrosamiento de las placas continuas de α resulta en un espesor de aproximadamente 3.5 μm para estas placas, que conforman un halo alrededor de cada grano y aumentan la delimitación visual. Finalmente, la población de poros esféricos permanece sin variaciones significativas, continúan distribuidos aleatoriamente, y con diámetros de valores similares a los encontrados para las muestras sin tratamiento térmico, lo que indica que el tratamiento a 950 °C no favorece a la eliminación de estos poros.

4.1.3 *Muestras tratadas a 990 °C (tratamiento térmico near transus)*

Las muestras tratadas térmicamente con un recocido a 990 °C durante dos horas también mantuvieron una microestructura de granos columnares con tamaños y formas irregulares que están orientados en la dirección de impresión como en el tratamiento térmico anterior, esto se observa en la Figura 16(b). Además de poseer también una microestructura lamelar $\alpha + \beta$ dentro de los granos β , con presencia de placas de Widmanstätten y microestructura de colonia de placas α paralelas entre sí. Al tratarse de un tratamiento térmico con una temperatura muy cercana a la temperatura beta transus, se produce una mayor solubilización de la fase α primaria que la observada a 950 °C, lo que resulta en una precipitación más extensa y gruesa de la fase α secundaria durante el enfriamiento lento en horno, es decir, se produce un mayor engrosamiento de las placas de fase α en la microestructura lamelar, como se evidencia en la Figura 16(a). Se midió un espesor promedio de 4,5 μm para estas láminas de α secundario. También se identificaron placas de fase α primaria residuales en los bordes de los granos β como en las microestructuras anteriores, estas placas continuas crecieron durante el enfriamiento lento tras haber sido parcialmente disueltas en el sostenimiento térmico y presentaron un espesor promedio de 7 μm , distribuidas de manera más uniforme y continua, actuando como puentes entre colonias y favoreciendo una microestructura más homogénea.

Figura 16

Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 990 °C para los planos a) XY y b) XZ



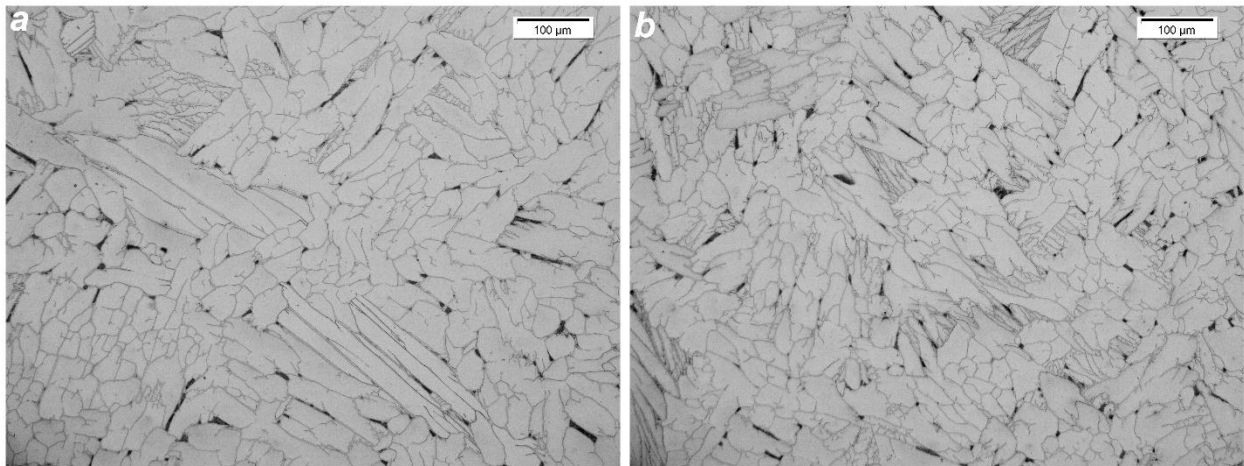
En cuanto a la porosidad, se conservaron los poros de forma esférica originados por la presencia de gas argón atrapado en el polvo de partida, sin evidencias de reducción o crecimiento adicional respecto a las condiciones anteriores ya que poseen diámetros en promedio similares. En conjunto, esta microestructura generada a 990 °C sugiere una reducción parcial de la anisotropía microestructural respecto a la condición de referencia y al tratamiento a 950 °C, gracias a la redistribución y engrosamiento tanto de la fase α primaria como de la α secundaria, lo que se espera que tenga implicaciones positivas en la homogeneidad del comportamiento y las propiedades mecánicas, con un aumento en la ductilidad y una disminución en la resistencia debido al engrosamiento de las láminas de fase α .

4.1.4 Muestras tratadas a 1050 °C (tratamiento térmico super transus)

El tratamiento térmico de recocido a 1050 °C con un sostenimiento durante 2 horas y el posterior enfriamiento lento en el horno transformó completamente la microestructura de las muestras con respecto a la condición como construida y a las condiciones tratadas a temperaturas inferiores. En las micrografías de la Figura 17, se puede apreciar granos previos β equiaxiales uniformes, dejando atrás la microestructura de granos columnares típica de la fabricación de piezas a través de EBM, lo que indica una recrystalización completa en fase β durante el sostenimiento térmico, debido al calentamiento por encima de la temperatura transus β del Ti6Al4V. A esta temperatura, la fase α primaria se encuentra completamente solubilizada en la matriz β durante el sostenimiento. Con el posterior enfriamiento lento en el horno, esta fase β se va transformando parcialmente en fase α , lo que da lugar a una precipitación abundante de láminas α secundarias dentro de los granos β previamente formados.

Figura 17

Micrografías obtenidas a través de microscopía óptica a 200X de muestras de Ti6Al4V producidas por EBM y tratadas térmicamente a 1050 °C para los planos a) XY y b) XZ



La microestructura obtenida con este tratamiento térmico se caracteriza por una disposición de láminas de fase α secundaria gruesas, bien definidas y alineadas dentro de cada grano β que forman colonias que recorren extensas regiones del grano. Estas placas α poseen un mayor espesor que en los tratamientos anteriores, se midió un espesor promedio de 16.6 μm . Este aumento en el espesor lamelar es debido a la mayor disponibilidad de tiempo y temperatura durante el enfriamiento lento en el horno para el crecimiento de las láminas.

Los contornos de los granos β previos, no son muy claros o evidentes, pero su ubicación se puede aproximar en los límites entre conjuntos de placas α con distinta orientación. En este caso, no hay presencia de α primaria en los límites de grano como se presentaba en los tratamientos anteriores en forma de placas continuas, confirmando que se pudo alcanzar la completa transformación de fase durante el sostenimiento térmico en el horno. Por otra parte, las placas de β retenida de forma inter lamelar se encuentran más estrechas y menos conectadas si se comparan con los tratamientos térmicos a 950 °C y 990 °C, esto puede ser consecuencia de la mayor fracción de α secundaria precipitada y el mayor tamaño de las placas α .

En cuanto a la porosidad, se conservan poros de forma esférica producto del gas argón atrapado durante la atomización del polvo, los cuales no presentan evidencia de disminución ni crecimiento, siendo su distribución y morfología similar a las condiciones térmicas anteriores. En general, este tratamiento con una mayor temperatura por encima de la temperatura de transus beta, conduce a una microestructura resultante homogénea y completamente lamelar, con placas de α secundaria gruesas y ausencia total de α primaria en bordes de grano lo que se espera que promueva una alta ductilidad a costa de una disminución en la resistencia mecánica, resultado del crecimiento lamelar y la reducción de obstáculos al movimiento de dislocaciones.

4.2 Ensayos de compresión

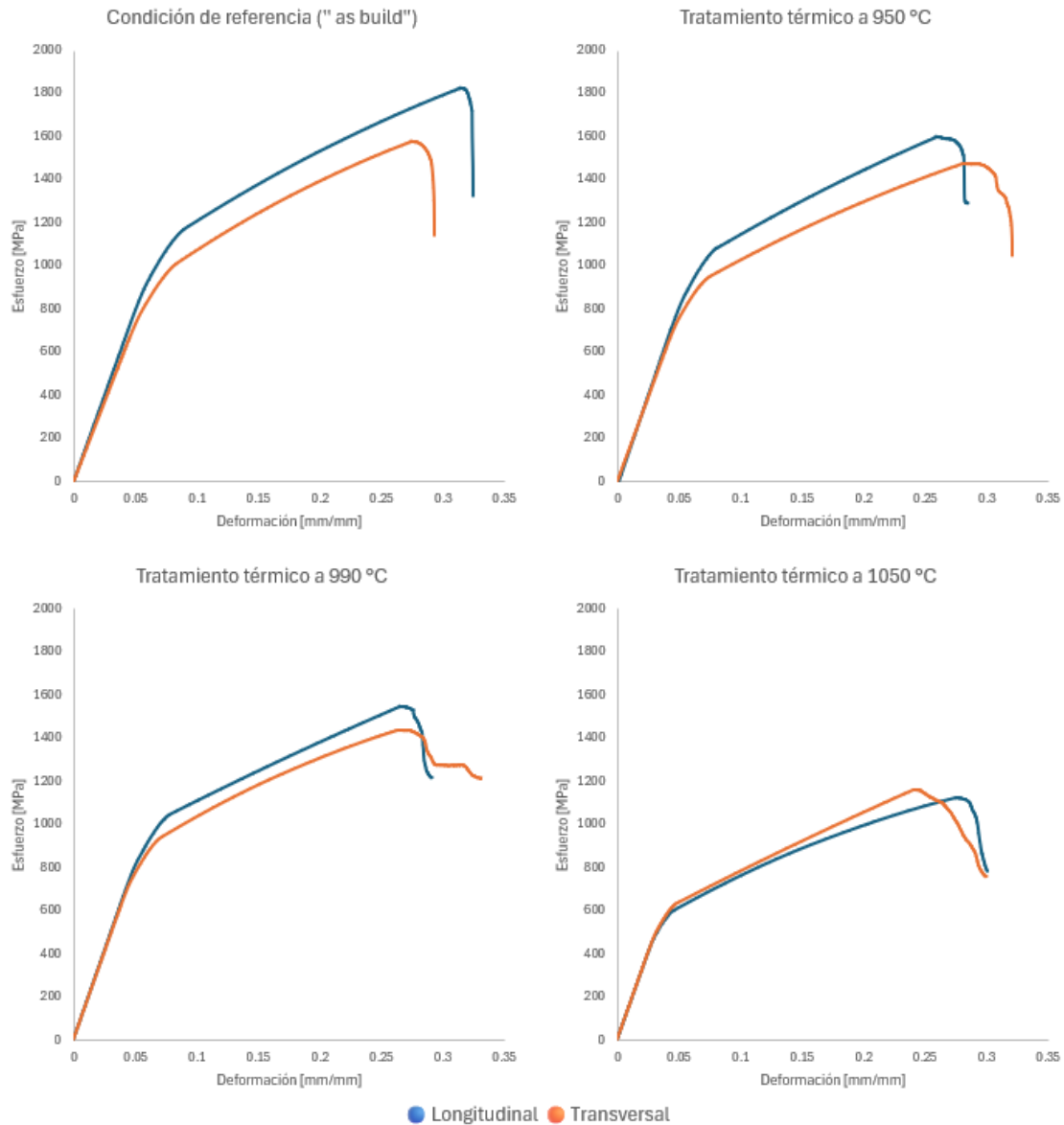
En la Figura 18 se observan las curvas esfuerzo-deformación promedio obtenidas a partir de los ensayos de compresión realizados en dirección longitudinal y transversal para las cuatro condiciones térmicas evaluadas. En cada gráfica se compara el comportamiento mecánico en ambas direcciones y se observa una tendencia a curvas más cercanas entre sí con el aumento de la temperatura del tratamiento térmico lo que indica una disminución de la anisotropía.

En las muestras tal como fabricadas, se presenta una clara diferencia entre las curvas correspondientes a las dos direcciones. La curva longitudinal posee una pendiente de mayor valor en el tramo elástico, así como valores superiores de límite de fluencia y esfuerzo máximo en comparación con la curva de muestras transversales. Estas curvas son coherentes con la microestructura observada en esta condición, que se caracteriza por granos columnares y estructuras aciculares orientadas según la dirección de crecimiento de grano que es consecuencia de la manufactura aditiva y la dirección de impresión. Esta orientación definida genera una respuesta mecánica que depende de la dirección de la carga, es decir, una marcada anisotropía.

Para el tratamiento térmico a 950 °C, las curvas en ambas direcciones tienden a aproximarse, aunque se mantiene una diferencia notable en la zona plástica. Esta disminución de la anisotropía es consecuencia de la modificación microestructural que se describió anteriormente, donde se observó un engrosamiento de las placas alfa, lo cual contribuye a una redistribución más homogénea de las tensiones internas durante la compresión. Algo similar ocurre con el comportamiento mecánico de las muestras tratadas a 990 °C, donde la diferencia entre las curvas se reduce aún más, especialmente en términos del módulo de elasticidad y del límite de fluencia.

Figura 18

Gráficos esfuerzo deformación para las cuatro condiciones térmicas evaluadas



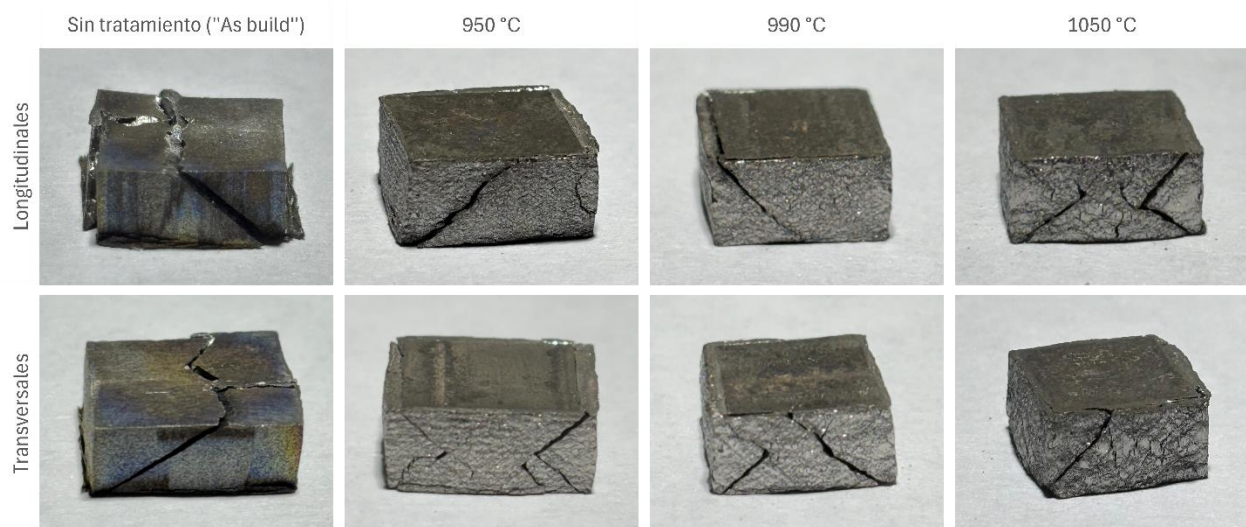
El grupo de muestras tratadas a 1050 °C presenta un comportamiento casi isotrópico, en el que las curvas esfuerzo-deformación se encuentran prácticamente superpuestas en la región elástica y plástica. Esta homogeneización de estas propiedades es coherente con la microestructura

observada para esta condición, que se caracteriza por la desaparición de los granos columnares con orientaciones preferenciales, y está acompañada por la redistribución de las colonias de placas alfa sin una dirección dominante y con un aumento sustancial en su tamaño. En conjunto, las curvas evidencian una correlación directa entre la temperatura del tratamiento térmico, la modificación microestructural que se sufre a dicha temperatura y la reducción progresiva de la anisotropía en las propiedades mecánicas.

Por otra parte, todas las muestras fueron ensayadas hasta la fractura como se evidencia en la Figura 19. En todas ellas se observa una fractura inclinada con un ángulo cercano a 45 grados, correspondiente a la orientación en la que ocurren las máximas tensiones de corte bajo carga compresiva, lo cual es característico de un mecanismo de falla por cizallamiento.

Figura 19

Muestras de Ti6Al4V ensayadas a compresión hasta la fractura, en condición sin tratamiento térmico y tras recocidos a 950 °C, 990 °C y 1050 °C, comparando muestras cortadas en orientaciones longitudinales y transversales



De las curvas esfuerzo-deformación se obtuvieron los valores promedio del módulo de Young, el límite de fluencia y la resistencia máxima a la compresión de todas las muestras, estos valores se resumen en las Tablas 4, 5 y 6, respectivamente. En cada una se presenta los valores promedio obtenidos en las direcciones longitudinal y transversal, junto con su desviación estándar y el porcentaje de anisotropía correspondiente para cada condición térmica.

Tabla 4*Módulo de Young [GPa]*

	Referencia	950 °C	990°C	1050°C
Longitudinal	15.88 ± 0.49	16.66 ± 0.69	16.40 ± 0.29	16.11 ± 0.32
Transversal	14.73 ± 1.43	15.58 ± 0.48	16.17 ± 0.27	16.20 ± 0.31
Anisotropía	7.26%	6.48%	1.38%	0.53%

En la Tabla 4 se observa que el módulo de Young en la dirección longitudinal presenta valores superiores a los de la dirección transversal casi todas las condiciones térmicas, exceptuando el tratamiento super transus, esta diferencia entre longitudinal y transversal se acentúa más en el estado de referencia. Lo que refleja la rigidez diferenciada del material en función de la orientación de los granos columnares generados durante la solidificación dirigida propia del proceso EBM. Sin embargo, a medida que se incrementa la temperatura utilizada en el tratamiento térmico, esta diferencia se reduce progresivamente, pasando de una anisotropía del 7.26 % en el estado de referencia a solo 0.53 % tras el tratamiento a 1050 °C, como consecuencia de la recristalización completa en fase beta y la eliminación de los granos columnares.

Tabla 5*Límite de fluencia S_y [MPa]*

	Referencia	950°C	990°C	1050°C
Longitudinal	950.00 ± 58.33	886.14 ± 26.85	856.39 ± 49.91	499.35 ± 55.51
Transversal	825.21 ± 87.87	783.79 ± 90.16	773.88 ± 44.49	520.48 ± 31.33
Anisotropía	13.95%	11.55%	9.63%	4.06%

En la Tabla 5 se reportan los valores promedio obtenidos para el límite de fluencia, que poseen una tendencia idéntica a la observada en el módulo de Young con respecto a la variación entre direcciones. En el estado de referencia, la dirección longitudinal presenta un límite de fluencia 13.95 % mayor que la dirección transversal, lo que nuevamente refleja una fuerte anisotropía en las propiedades mecánicas cuando no se han tratado térmicamente. Con la aplicación de los tratamientos térmicos, esta anisotropía se reduce gradualmente, con 11.55 % para 950 °C, 9.63 % para 990 °C y finalmente 4.06 % para el tratamiento térmico a 1050 °C. Es importante destacar que, aunque la anisotropía disminuye notablemente, también lo hace el valor del límite de fluencia, especialmente en las muestras tratadas a 1050 °C, donde se aprecia una caída significativa en ambas direcciones. Esto puede atribuirse al engrosamiento de las placas alfa que alcanzan un grosor máximo en el tratamiento térmico por encima de la temperatura de transus beta

Tabla 6*Resistencia a la compresión σ_c [MPa]*

	Referencia	950 °C	990°C	1050°C
Longitudinal	1825.28 ± 50.26	1595.77 ± 42.57	1543.93 ± 54.90	1124.68 ± 13.70
Transversal	1581.25 ± 44.01	1477.54 ± 41.55	1437.59 ± 39.71	1161.50 ± 42.33
Anisotropía	13.37%	7.41%	6.89%	3.17%

Finalmente, la Tabla 6 resume los valores de resistencia máxima a la compresión. En este caso, también se presenta una disminución de la anisotropía con el incremento de la temperatura del tratamiento térmico, desde 13.37 % en la condición de referencia hasta llegar a un valor de solo 3.17 % a 1050 °C. Sin embargo, tal como se observó en el límite de fluencia, se aprecia una disminución general en los valores de resistencia, especialmente para las muestras en la dirección longitudinal en las que su valor cae desde 1825.28 MPa a 1124.68 MPa. A diferencia de la dirección transversal que decrece de manera más controlada, y además muestra una ligera superioridad en el tratamiento térmico a 1050 °C respecto a la longitudinal, con un valor de 1161.25 MPa. Aunque los valores de resistencia presentan una disminución, estos aún se encuentran dentro del rango reportado para manufacturas convencionales. En particular, la aleación Ti-6Al-4V fabricada por fundición exhibe una resistencia a la compresión de aproximadamente 758 MPa (Marks, 2006) Este cambio respecto a en qué dirección las muestras poseen mayores valores para sus propiedades puede explicarse por la pérdida total de la direccionalidad que le imprime el proceso de manufactura en la microestructura tras el tratamiento por encima de la temperatura beta transus a 1050 °C, sumado a una posible redistribución más

uniforme de los esfuerzos y al gran engrosamiento de las placas de fase alfa, lo que conduce a una estructura más dúctil pero menos resistente.

4.3 Ensayos de dureza

Los resultados de microdureza Vickers (HV1) para las muestras de Ti-6Al-4V fabricadas por EBM se presentan en la Tabla 7. Las mediciones se realizaron en los planos XZ y XY, correspondientes a las direcciones longitudinal y transversal respecto al eje de impresión. Se incluyeron tanto la condición de referencia como las tratadas térmicamente a 950 °C (sub transus), 990 °C (cercano al transus) y 1050 °C (super transus).

Tabla 7

Dureza Vickers HV1

	Referencia	950 °C	990 °C	1050 °C
Plano XZ	374,86 ± 8,07	391,08 ± 9,02	430,2 ± 8,07	435,44 ± 10,02
Plano XY	350,86 ± 5,76	409,44 ± 10,40	414,48 ± 6,73	425,56 ± 7,05
Anisotropía	6,84%	4,69%	3,79%	2,31%

En la condición de referencia, el plano XZ presentó mayor dureza (374,86 HV) en comparación con el plano XY (350,86 HV), lo que se traduce en una anisotropía del 6,84 %. Esta diferencia está estrechamente relacionada con la microestructura acicular fina y altamente orientada observada metalográficamente, producto del rápido enfriamiento direccional típico del proceso EBM. En particular, la alineación de las agujas de fase α' (martensítica) en la dirección de impresión favorece una mayor resistencia a la penetración en el plano XZ, mientras que en el plano XY la respuesta es más débil por la orientación desfavorable de dichas fases.

Con el tratamiento térmico a 950 °C (sub transus), la dureza aumentó ligeramente en ambos planos, pero de forma más significativa en XY (409,44 HV), reduciendo la anisotropía a 4,69 %. Este cambio se explica por la incipiente transformación de la microestructura acicular en una mezcla de fase $\alpha+\beta$, más estable y menos direccional. Metalográficamente, se evidenció una disminución en la definición de las agujas y un inicio de esferoidización de la fase α , lo cual homogeniza parcialmente la resistencia en ambas direcciones.

A 990 °C (cercano al transus), se alcanzaron valores de dureza aún mayores (430,20 HV en XZ y 414,48 HV en XY), con una anisotropía reducida al 3,79 %. Este comportamiento se corresponde con una microestructura más homogénea, donde la fase β comienza a formarse con mayor presencia y la fase α adquiere una morfología más equiaxial. En los cortes metalográficos se observó una mejora en la distribución de fases y menor contraste entre los planos, lo cual sugiere una reducción efectiva de la textura direccional inducida por el proceso aditivo.

Finalmente, en la condición de 1050 °C (super transus), la dureza alcanzó sus valores más altos (435,44 HV en XZ y 425,56 HV en XY), y la anisotropía disminuyó al 2,31 %, indicando un comportamiento casi isotrópico. Este resultado concuerda con la microestructura bifásica $\alpha+\beta$ con crecimiento de grano, en la que se observó una significativa redistribución y homogeneización de las fases, acompañada de granos más gruesos, pero sin orientación preferencial marcada. El aumento de la dureza puede atribuirse a la nucleación secundaria de fase α fina durante el enfriamiento, que actúa como obstáculo para el movimiento de dislocaciones, compensando el crecimiento de grano.

En conjunto, los resultados evidencian que los tratamientos térmicos no solo incrementan la dureza del Ti6Al4V, sino que reducen de forma progresiva la anisotropía asociada al proceso EBM. Esta evolución está directamente relacionada con los cambios microestructurales

observados metalográficamente, desde una estructura acicular altamente orientada hacia una microestructura más equiaxial, homogénea y estable, lo cual favorece un comportamiento mecánico más uniforme independientemente de la orientación.

5. Conclusiones

La presente investigación confirmó que los tratamientos térmicos aplicados al Ti6Al4V fabricado mediante manufactura aditiva por fusión de haz de electrones (EBM) constituyen una estrategia altamente efectiva para reducir la anisotropía inherente a este tipo de proceso. El análisis microestructural de las muestras en estado como fabricado evidenció una orientación preferencial de los granos β , dispuestos en forma columnar a lo largo de la dirección de impresión, acompañados por una morfología lamelar tipo Widmanstätten de fases $\alpha + \beta$. Esta configuración estructural se tradujo en un comportamiento mecánico significativamente anisotrópico, con marcadas diferencias entre las direcciones paralela y perpendicular al eje de construcción.

La implementación de tratamientos térmicos a 950 °C, 990 °C y 1050 °C generó una evolución progresiva en la morfología y distribución de fases. A temperaturas sub y near-transus se observó un engrosamiento de las láminas de fase α y una mayor delimitación de los contornos de grano, mientras que a 1050 °C se logró una transformación completa hacia una microestructura equiaxial, con una distribución más homogénea de fase α secundaria, eliminando así la direccionalidad impuesta por el proceso de fabricación.

Desde la perspectiva mecánica, los ensayos de compresión evidenciaron una disminución sistemática de la anisotropía con el incremento de la temperatura del tratamiento térmico. El módulo de Young pasó de una anisotropía del 7.26 % en la condición sin tratar a 0.53 % en la

condición supertransus. Del mismo modo, el límite de fluencia y la resistencia máxima a la compresión redujeron su anisotropía de 13.95 % a 4.06 % y de 13.37 % a 3.17 %, respectivamente. Los resultados de microdureza Vickers reflejaron una tendencia análoga, con una disminución de la anisotropía de 6.84 % a 2.31 %.

No obstante, esta mejora en la homogeneidad estructural y mecánica conllevó una reducción en los valores absolutos de resistencia, especialmente tras el tratamiento a 1050 °C. Este comportamiento se atribuye al notable crecimiento de las láminas α , lo que reduce el número de interfaces efectivas para la detención del movimiento de dislocaciones. Por tanto, se concluye que la selección del tratamiento térmico más adecuado debe considerar un equilibrio entre la necesidad de reducir la anisotropía y la preservación de la resistencia mecánica deseada para la aplicación específica.

6. Recomendaciones

Se recomienda determinar la temperatura de transición beta (β -transus) utilizando calorimetría diferencial de barrido (DSC, por sus siglas en inglés para differential scanning calorimetry), ya que esta técnica ofrece una mayor precisión y confiabilidad en comparación con los valores referenciales de la literatura. Medir la β -transus con DSC permitiría definir con exactitud las condiciones óptimas de los tratamientos térmicos, especialmente en las zonas cercanas y superiores a la temperatura transus.

Además, es aconsejable emplear la microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés para scanning electron microscopy) para el análisis detallado de las áreas donde se realizaron las indentaciones de microdureza Vickers. La alta resolución que ofrece el SEM facilita

la observación de la microestructura local alrededor de las huellas, permitiendo identificar posibles defectos, porosidades o fases secundarias que puedan afectar los resultados de dureza y, por tanto, mejorar la interpretación de los datos en relación con la anisotropía microestructural.

Finalmente, se sugiere realizar un análisis fractográfico de las muestras sometidas a ensayos mecánicos utilizando también la Microscopía Electrónica de Barrido (SEM). Este análisis permite estudiar las superficies de fractura con gran detalle, lo cual es fundamental para identificar los mecanismos de falla predominantes, evaluar la influencia de la orientación de impresión y los tratamientos térmicos sobre la tenacidad del material, y detectar posibles defectos internos que contribuyan a la falla.

Referencias

- Airbus. (2014). *Process sheet for bulk material testing [Procedimiento interno no publicado]*.
- ASTM. (2010). *Test Method for Youngs Modulus, Tangent Modulus, and Chord Modulus (E111-17)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0111-04R10>
- ASTM. (2017). *Guide for Preparation of Metallographic Specimens (E3-11(2017))*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0003-11R17>
- ASTM. (2019). *Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature (E9-19)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0009-19>
- ASTM. (2020). *Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys (B918_B918M-20a)*. ASTM International. https://doi.org/10.1520/B0918_B0918M-20A
- ASTM. (2021). *Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion (F2924-14(2021))*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/F2924-14R21>
- ASTM. (2022). *Test Method for Microindentation Hardness of Materials (E384-22)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0384-22>
- ASTM. (2023a). *Practice for Microetching Metals and Alloys (E407-23)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0407-23>
- ASTM. (2023b). *Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials (E92-23)*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0092-23>
- Bandyopadhyay, A., & Bose, S. (2015). *Additive Manufacturing*. CRC Press. <https://books.google.com.co/books?id=q8J5CgAAQBAJ>

- Bauereiß, A., Scharowsky, T., & Körner, C. (2014). Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 214(11), 2522–2528. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002>
- DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O., Beese, A. M., Wilson-Heid, A., De, A., & Zhang, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, 112–224. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
- Dutta, B., & Froes, F. (2016). *Additive Manufacturing of Titanium Alloys: State of the Art, Challenges and Opportunities*. Elsevier Science. <https://books.google.com.co/books?id=KpxiCgAAQBAJ>
- Filip, R., Kubiak, K., Ziaja, W., & Sieniawski, J. (2003). The effect of microstructure on the mechanical properties of two-phase titanium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 133(1), 84–89. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(02\)00248-0](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/S0924-0136(02)00248-0)
- Gibson, I., Rosen, D. W., & Stucker, B. (2009). *Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*. Springer US. <https://books.google.com.co/books?id=jcFs0VVi9OAC>
- Huang, R., Riddle, M., Graziano, D., Warren, J., Das, S., Nimbalkar, S., Cresko, J., & Masanet, E. (2016). Energy and emissions saving potential of additive manufacturing: the case of lightweight aircraft components. *Journal of Cleaner Production*, 135, 1559–1570. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2015.04.109>

- Joshi, V. A. (2006). *Titanium Alloys: An Atlas of Structures and Fracture Features*. Taylor & Francis. <https://books.google.com.co/books?id=52qxzgEACAAJ>
- Leuders, S., Thöne, M., Riemer, A., Niendorf, T., Tröster, T., Richard, H. A. a, & Maier, H. J. (2013). On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *International journal of fatigue*, 48, 300–307.
- Lütjering, G., & Williams, J. C. (2007). *Titanium*. Springer Berlin Heidelberg. <https://books.google.com.co/books?id=41EqJFxjA4wC>
- Marks, L. S. (Ed.). (2006). *Mechanical Engineers' Handbook, Volume 1: Materials and Engineering Mechanics* (4th ed.). Wiley.
- Murr, L. E., Gaytan, S. M., Medina, F., Martinez, E., Martinez, J. L., Hernandez, D. H., Machado, B. I., Ramirez, D. A., & Wicker, R. B. (2010). Characterization of Ti–6Al–4V open cellular foams fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. *Materials Science and Engineering: A*, 527(7), 1861–1868. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.015>
- Pederson, R., Niklasson, F., Skystedt, F., & Warren, R. (2012). Microstructure and mechanical properties of friction- and electron-beam welded Ti–6Al–4V and Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo. *Materials Science and Engineering: A*, 552, 555–565. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.05.087>
- Safdar, A., Wei, L.-Y., Snis, A., & Lai, Z. (2012). Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Characterization*, 65, 8–15. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.12.008>

- Sefer, B., Roa, J. J., Mateo, A., Pederson, R., & Antti, M. (2016). Evaluation of the Bulk and Alpha-Case Layer Properties in Ti-6Al-4V at Micro-And Nano-Metric Length Scale. *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*, 1619–1624.
- Sha, W., & Malinov, S. (2009). *Titanium Alloys: Modelling of Microstructure, Properties and Applications*. Elsevier Science.
<https://books.google.com.co/books?id=zfCiAgAAQBAJ>
- Sieniawski, J., & Ziaja, W. (2013). *Titanium alloys: advances in properties control*. BoD–Books on Demand.
- Thijs, L., Verhaeghe, F., Craeghs, T., Humbeeck, J. Van, & Kruth, J.-P. (2010). A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 58(9), 3303–3312.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>
- Vrancken, B., Thijs, L., Kruth, J.-P., & Van Humbeeck, J. (2012). Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *Journal of alloys and Compounds*, 541, 177–185.
- Welsch, G., Boyer, R., & Collings, E. W. (1993). *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. ASM International. <https://books.google.com.co/books?id=x3rToHWOCd8C>
- Yeganeh, M., Shoushtari, M. T., Khanjar, A. T., & Al Hasan, N. H. J. (2023). Microstructure evolution, corrosion behavior, and biocompatibility of Ti-6Al-4V alloy manufactured by electron beam melting (EBM) technique. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 679, 132519.
<https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2023.132519>