

2018

ULTRALIGERO - DESARROLLO DE ALEACIONES ULTRALIGERAS PARA SER PROCESADAS CON TECNOLOGIAS DE FABRICACIÓN ADITIVA



"Proyecto cofinanciado por los Fondos FEDER, dentro del Programa Operativo FEDER de la Comunidad Valenciana 2014 - 2020"

AIDIMME



Para la consecución de los objetivos del proyecto se estableció el siguiente plan de trabajo:

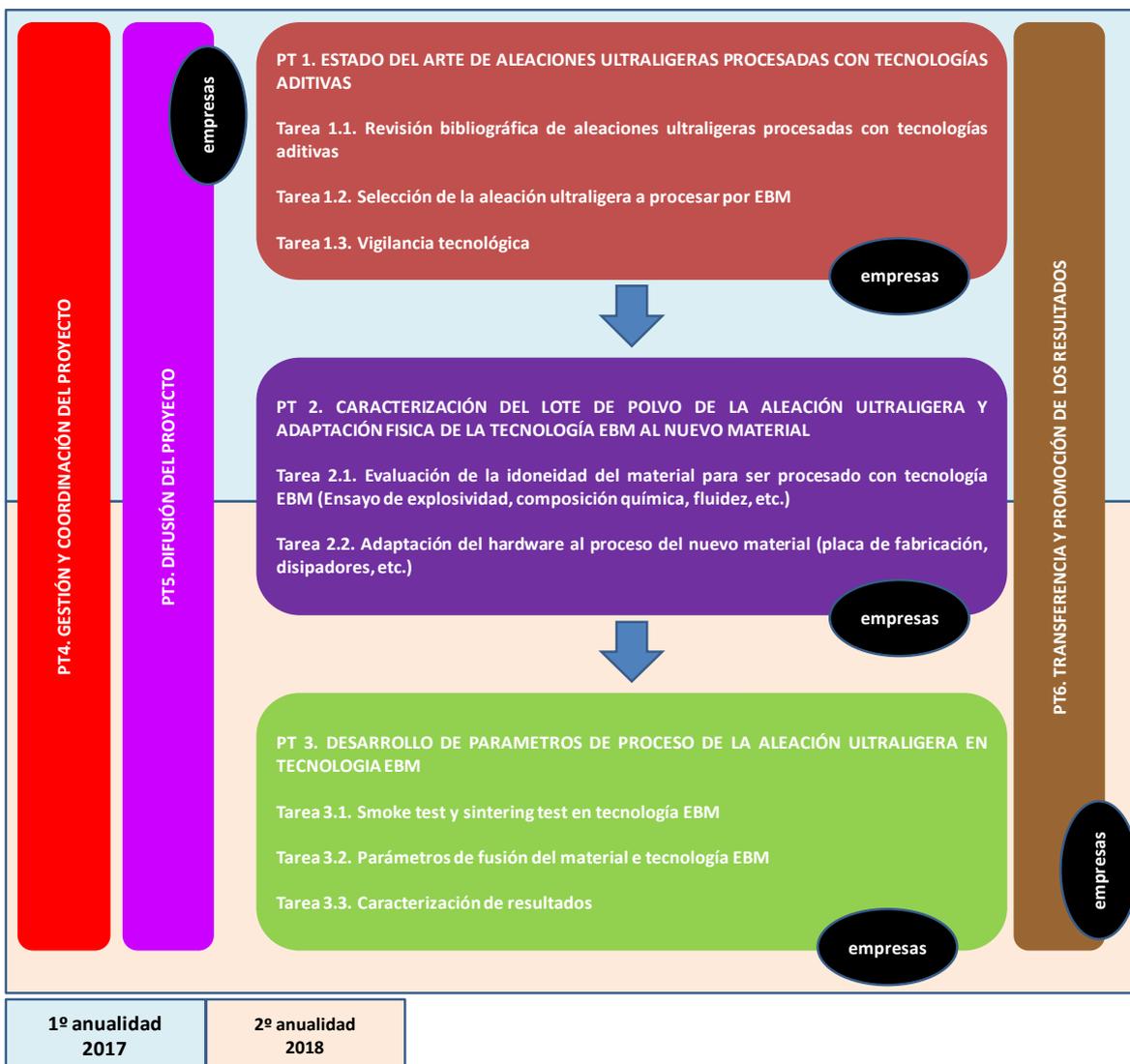


Figura 1. Plan de trabajo

A continuación se describen, de forma resumida, las actividades realizadas en el proyecto durante la primera anualidad del proyecto ULTRALIGERO.

PAQUETE DE TRABAJO 1. ESTUDIO DEL ESTADO DEL ARTE DE ALEACIONES ULTRALIGERAS PROCESADAS CON TECNOLOGÍAS DE FABRICACIÓN ADITIVA.

El principal objetivo del paquete de trabajo 1 es establecer el estado del arte de los materiales metálicos ultraligeros (aluminio, magnesio, titanio) que han sido procesados por tecnologías

de fabricación aditiva en metal, así como los potenciales usos (mercados) de estos materiales. Por otro lado, el paquete de trabajo 1 pretende concluir con la selección del material a procesar por EBM del cual serán desarrollados los parámetros de proceso.

Tarea 1.1 Revisión bibliográfica de las aleaciones ultraligeras procesadas por tecnologías de FA.

En la tarea 1.1 se ha efectuado una intensa búsqueda bibliográfica para encontrar materiales ultraligeros que han sido previamente procesados por tecnologías de fabricación aditiva en de metales.

Para ello se han empleado las bases de datos siguientes:

- Sciencedirect
- Springer link
- CORDIS.

Como punto de partida, la materia prima para el procesado por fabricación aditiva debe cumplir ciertos requisitos generales para ser compatibles con la tecnología.

Un amplio rango de materiales candidatos cumple con estos requisitos, aunque el hardware actual de las máquinas de FA dificulta en parte la fabricación de piezas de materiales propensos a la oxidación (el polvo se carga con frecuencia al aire libre).

Actualmente hay un número limitado de aleaciones comerciales disponibles para FA, pero sigue habiendo una gran oportunidad en el procesado de nuevos materiales y desarrollo de nuevas aleaciones específicamente para FA. En la tabla 1 se clasifican los materiales que comercialmente se ofrecen hoy día, y algunos que están en vías de investigación.

Proceso de FA	Materiales comerciales	Materiales que se están investigando
Direct energy deposition (DED): Wire and powder fed	Aceros inoxidables, superaleaciones base níquel, aceros para herramientas, aleaciones de Ti	FeTiNi, TiZrNbMoV, cerámicos, CoCrMo, WC-Co
EBM	Ti-6Al-4V, CP-Ti grado 2, CoCr	Inconel 718, Inconel 625, Al 2024, Cu de alta pureza, GRCop-84, Niobium, vidrios metálicos, acero inoxidable 316L, TiAl, CMSX-4, Ti6Al7Nb
SLM	Ti-6Al-4V, aceros inoxidables, aceros para herramientas, CP-Ti, CoCr, Al12Si, Al20Si, bronce, metales preciosos, Inconel 718, Inconel 625, Hastelloy X, acero 17-4 PH	Tantalum, W-Ni, AlSi10Mg
Sheet lamination	Al/Cu, Al/Fe, Al/Ti	Ta/Fe, Ag/Au, Ni/aceros
Binder deposition	Acero inoxidable 316 infiltrado con	FeMn, aleaciones puras (sin

	bronce, acero inoxidable infiltrado con bronce (recocido y no recocido), bronce, hierro infiltrado con bronce, tungsteno, Inconel 625	infiltración), cerámicos
--	---	--------------------------

Tabla 1

En nuestro caso, nos centraremos en las aleaciones ligeras/ultraligeras procesadas por las tecnologías de fabricación aditiva, entre las que se encuentran las aleaciones de magnesio, aleaciones de aluminio y aleaciones de titanio.

- **Aleaciones de magnesio procesadas con tecnologías de fabricación aditiva.**

Las aleaciones de magnesio se utilizan cuando se dirigen a aplicaciones sensibles al peso, ya que son el material estructural más ligero disponible con una densidad de solo 1.74 g/cm^3 , que es un $\sim 33\%$, $\sim 61\%$ y $\sim 77\%$ más bajo que la del aluminio, titanio y hierro, respectivamente. La creciente demanda de materiales de bajo peso impulsa el interés del magnesio en diversas aplicaciones de ingeniería para lograr un mayor ahorro de combustible, reducción de emisiones, etc. Además de su baja densidad, las aleaciones de magnesio también presentan altas propiedades mecánicas específicas, excelente moldeabilidad y maquinabilidad, alta estabilidad térmica, alta conductividad térmica y eléctrica, y resistencia a la radiación electromagnética. Sin embargo, las áreas de aplicación de magnesio han sido limitadas por su baja resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas relativamente pobres, tales como bajo módulo de elasticidad, baja resistencia, ductilidad y tenacidad a temperatura ambiente limitada, pérdida rápida de resistencia con temperatura y baja resistencia a la fluencia.

Presentan una baja trabajabilidad en frío a temperatura ambiente y los procesos de conformado deben realizarse a temperaturas elevadas para activar más sistemas de deslizamiento y permitir una mejor conformabilidad, lo que conduce a una mala calidad superficial, a la oxidación de las piezas y limita la eficiencia. En la actualidad, la fundición/colada es la ruta más convencional y dominante utilizada para la fabricación de aleaciones y compuestos de magnesio.

En un estudio reciente, Tandon R. [1] reveló que los polvos de aleación de magnesio se pueden utilizar potencialmente para fabricar y reparar componentes ligeros para aplicaciones aeroespaciales mediante el uso de la proyección en frío y procesos de deposición asistida por láser. A medida que el magnesio se difunde hacia un régimen ligero más prometedor y amplía su campo de aplicaciones, existe una gran necesidad de una selección inteligente de procesos de fabricación para proporcionar propiedades funcionales únicas, rendimiento en caso de choque y resistencia a la corrosión. Los componentes e implantes personalizados con propiedades mecánicas y físicas mejoradas se pueden fabricar mediante técnicas de fabricación aditiva (AM). A pesar del continuo avance, hay muy pocos ejemplos que hayan

utilizado plenamente el potencial de las tecnologías de fabricación aditiva para producir componentes de magnesio.

En la actualidad, se han procesado aleaciones de magnesio en la tecnología de fabricación aditiva con haz láser (SLM). El objetivo principal en SLM es producir piezas metálicas con una densidad del 100%. La obtención de este objetivo no es fácil porque no hay presión mecánica durante SLM y la dinámica de fluidos en SLM es principalmente impulsada por la gravedad y las fuerzas capilares junto con los efectos térmicos. Además, la ausencia de presión mecánica durante el procesamiento puede conducir a una solubilidad reducida de algunos elementos en la masa fundida durante la solidificación causando la fusión discontinua de las pistas y la formación de poros resultando en una superficie irregular como se muestra en la Figura 2a, donde se observa porosidad y áreas sin fundir en la aleación ZK60 procesada por SLM. Los materiales también experimentan diversos grados de fluctuación térmica durante el proceso de SLM que pueden inducir tensiones residuales en la capa fundida que experimenta una solidificación rápida. Esto puede conducir a la formación de grietas y delaminación de las piezas, como se muestra en la Figura 2b. El comportamiento térmico transitorio durante el proceso de SLM se puede controlar considerablemente mediante parámetros de proceso tales como la potencia del láser, la velocidad de escaneo, separación entre líneas de escaneo, el espesor de capa y el patrón de escaneo.

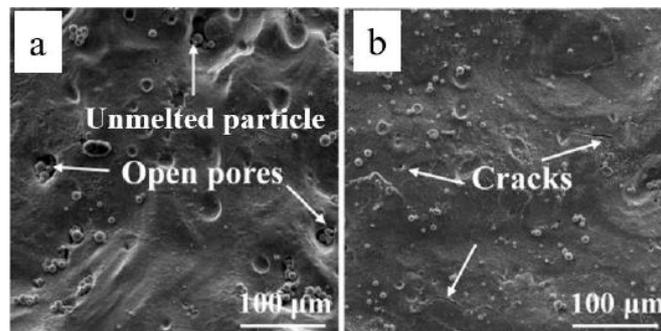


Figura 2. Análisis SEM de la aleación de magnesio ZK60 procesada por SLM que muestra (a) la distribución de la porosidad y área no fundida y (b) formación de grietas

A partir de experimentos preliminares, Ng et al. [2] obtuvieron la fusión completa de pistas simples de magnesio utilizando un sistema SLM en miniatura en atmósfera inerte de argón y demostraron el potencial de emplear polvos de magnesio en la fabricación de objetos utilizando SLM. Asimismo, investigaron las interacciones entre la fuente láser y las pistas de polvo de magnesio bajo diferentes condiciones de procesamiento, incluyendo potencias láser, velocidades de escaneo y modos de irradiación (es decir, onda continua y modo pulsado) y se estableció la ventana de procesamiento para la formación de una sola pista [3, 4]. Además, otras investigaciones [5-7] se han centrado en desarrollar ventanas de procesamiento basadas

en la conformabilidad de polvos de magnesio y aleaciones de magnesio como Mg-9% Al, AZ91D, ZK60 y WE43 para la fabricación de piezas tridimensionales de capa única y multicapa. La Figura 3 presenta un ejemplo de un mapa de procesos desarrollado para polvos de SLM Mg-9%Al en el que se observan varias zonas distintas.

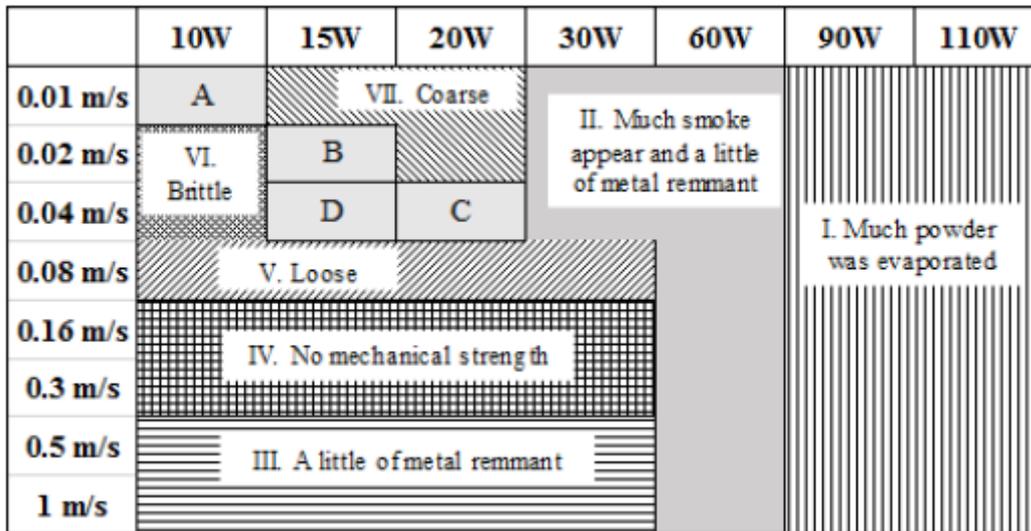


Figura 3. Mapa de proceso para la aleación de magnesio Mg-9% Al en función del rango de potencias del láser y velocidades de escaneo.

En la tabla 2 se presenta un resumen de las aleaciones de magnesio que han sido procesadas por SLM y los parámetros de proceso utilizados.

Tabla 2. Aleaciones de magnesio que han sido procesadas por SLM y los parámetros de proceso utilizados

Aleación de Mg utilizada	Características del polvo	Tipo de láser	Tamaño del haz láser [µm]	Potencia [W]	Espesor de capa [µm]	Espacio entre escaneos [µm]	Velocidad de escaneo [mm/s]	Patrón de escaneo
Mg	Esférico, atomizado por gas	Nd:YAG onda continua	100	15-150	30	100	50-100	Zigzag
Mg-9%Al	Mezcla elemental de polvos de Mg (irregular) y Al (esférico)	Nd:YAG onda continua	34-75	10-110	50	80	10-1000	Lineal
AZ91D	Esférico, atomizado por gas	Fibra IPG YLR-200 de onda continua	100	200	40	70-130	166-1000	Zigzag
ZK60	Esférico, atomizado por gas	Fibra IPG YLR-200 de onda continua	150	200	20	80	100-900	Zigzag

Mg-Mn	Mezcla elemental de polvos de Mg (esférico) y Mn (irregular)	Fibra	100	70	100	50	11.7	Lineal
Mg-Hidroxiapatita	Mezcla elemental de polvos de Mg (irregular) e HAP	Fibra de onda continua	200	20-120	100	1000	1-160	Lineal

Los patrones de enfriamiento transitorios empleados en SLM establecen las microestructuras que se forman en una capa depositada, debido a la solidificación rápida y direccional que resulta en microestructuras más finas. La SLM posee la capacidad de controlar tamaños de granos y formas, porcentajes de fase y composiciones de fase mediante la manipulación de parámetros de proceso según los requisitos de diseño para fabricar piezas con propiedades mecánicas adaptadas. Las características microestructurales de los materiales consolidados fabricados por SLM son muy sensibles a su historial térmico durante la fabricación, lo que puede incluir altas velocidades de calentamiento/enfriamiento, gradientes de temperatura significativos, aumentos de temperatura en volumen y más. Las microestructuras resultantes, que son muy finas y están lejos del equilibrio, son consecuencia de velocidades de solidificación muy altas observadas en el proceso SLM, que oscilan entre 10^6 y 10^{11} °C/s. Dado que muchas variables/parámetros de proceso afectan la historia térmica, predecir las características microestructurales y el grado de su dependencia de los parámetros del proceso, sigue siendo un desafío importante. Las características microestructurales junto con las propiedades resultantes observadas para diferentes polvos de aleación de magnesio se resumen en la Tabla 3.

Tabla 3. Resumen de las características microestructurales y propiedades obtenidas de varias aleaciones de magnesio

Aleación de Mg utilizada	Microestructura	Dureza HV	Módulo de Young [GPa]	Rugosidad superficial [μm]
Mg	Granos de Mg α equiaxiales, precipitados de MgO a lo largo de los límites del grano	60-97 GPa	20.8-38.2	----
Mg-9%Al	Granos de Mg α equiaxiales/ β -Mg ₁₇ Al ₁₂ , precipitados de MgO, Al ₂ O ₃	66-85	----	----
AZ91D	Granos de Mg α equiaxiales, β -Mg ₁₇ Al ₁₂ , Al ₈ Mn ₅	85-100	----	----
ZK60	Dendritas orientadas/MgZn, Mg ₇ Zn ₃	70.1-89.2	----	----

El SLM también produce cambios composicionales y microestructurales causados por los efectos combinados de la evaporación selectiva de elementos como Mg y Zn que tienen presiones de vapor muy altas y el consiguiente enriquecimiento en el contenido relativo de elementos como Al y Zr en la superficie por el fenómeno de “captura de solutos”. En el

proceso de fusión rápida por láser, los altos gradientes de temperatura generados en el baño de fusión contribuyen a la formación de una fuerte convección de Marangoni y dan como resultado una dispersión homogénea mejorada de los elementos de aleación en el baño de fusión. Luego, un crecimiento posterior a alta velocidad de la interfaz sólido/líquido contribuye al fenómeno de “captura de solutos” en la matriz α -Mg, lo que da como resultado mayores cantidades de átomos de soluto, ampliando el límite de la solución sólida de elementos de aleación en α -Mg y retardando la nucleación de fases β . Dichos cambios en la composición pueden influir en la microestructura, las propiedades mecánicas y el comportamiento a la corrosión de las aleaciones de magnesio fundidas por láser.

La figura 5 presenta la comparación de las propiedades de tracción reportadas para piezas fundidas por láser con aleaciones de magnesio convencionales de forjada y fundición. Se puede ver que los valores de límite elástico de las piezas SLM son comparables o superiores a los de los materiales de forja y fundición en la mayoría de los casos. Esto generalmente se atribuye a la naturaleza del proceso SLM, donde una cantidad muy pequeña de material se funde a la vez y se produce una solidificación rápida. Esto da como resultado una microestructura más uniforme en toda la pieza. Para las aleaciones, la segregación de los elementos de aleación tiene lugar en una escala mucho más pequeña. La composición química es más uniforme en toda la pieza, lo que resulta en una mayor resistencia que la de las piezas fundidas. Sin embargo, el alargamiento es típicamente menor para las piezas de SLM y esto podría atribuirse a la microporosidad y a las inclusiones de óxido en las piezas, como resultado del proceso de SLM no optimizado.

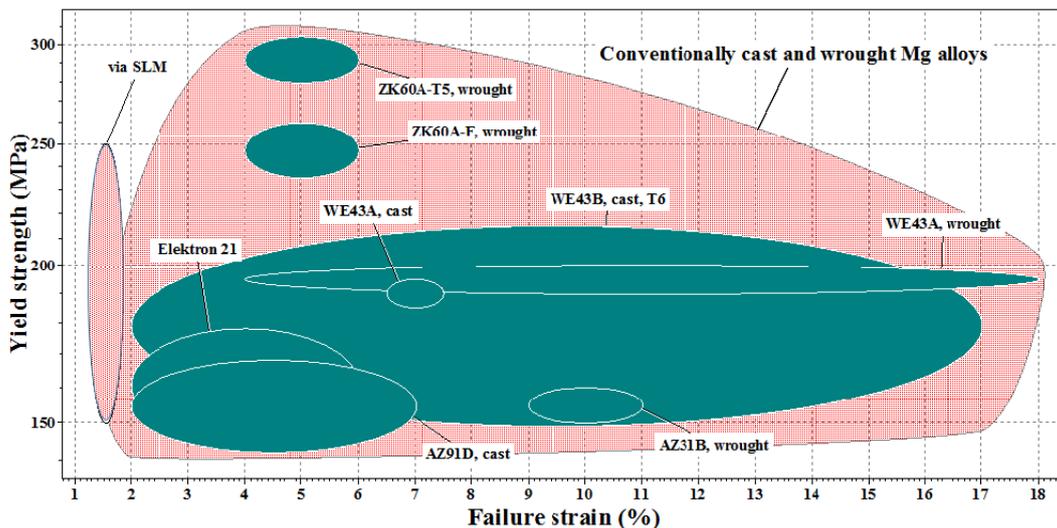


Figura 5. Comparación de las propiedades a tracción de piezas de aleaciones de magnesio procesadas por SLM con respecto a las de forja y fundición

Wei et al. [7] investigaron las propiedades de tracción de la aleación AZ91D procesada por SLM con diferentes entradas de energía láser. Se estableció que la entrada de energía láser tuvo una influencia significativa en las propiedades de tracción ya que la resistencia última a tracción y el límite elástico de las muestras procesadas por SLM disminuyeron gradualmente de 296 MPa y 254 MPa a 166,7 J/mm³ a 274 y 237 MPa a 83,3 J/mm³, respectivamente. Esto es debido a las bajas densidades relativas de las muestras SLM obtenidas con entradas de energía más bajas junto con una menor solubilidad sólida de la matriz α -Mg y una menor cantidad de fase β intermetálica inducida por entradas de energía más bajas. El análisis del comportamiento a fractura de las piezas de SLM mostró características de fractura híbrida dúctil-frágil. Debido al enfoque de fabricación de capa por capa, se observó que la orientación de fabricación de piezas durante SLM afectó a las propiedades de tracción resultantes de las piezas. Las muestras fabricadas en la dirección (por ejemplo, paralela) de la longitud de las muestras de tracción (p. Ej., Dirección X) normalmente presentan mayor resistencia a la tracción que aquellas con capas depositadas perpendiculares a su longitud (por ejemplo, dirección Y o Z).

Con respecto al potencial de las tecnologías de fabricación aditiva de metales para el procesado de aleaciones de magnesio, se está trabajando en estructuras celulares metálicas con geometrías estocásticas y no estocásticas.

Referencias bibliográficas

- [1] Tandon, R. Potential for Advanced Magnesium Alloy Powders in Aerospace Applications. In Proceedings of the 24th Advanced Aerospace Materials and Processes (AeroMat) Conference and Exposition, Bellevue, WC, USA, 2-5 April 2013.
- [2] Ng, C.; Savalani, M.; Man, H.; Gibson, I. Layer manufacturing of magnesium and its alloy structures for future applications. *Virtual Phys. Prototyp.* 2010, 5, 13-19.
- [3] Ng, C.C.; Savalani, M.M.; Man, H.C. Fabrication of magnesium using selective laser melting technique. *Rapid Prototyp. J.* 2011, 17, 479–490.
- [4] Ng, C.C.; Savalani, M.M.; Lau, M.L.; Man, H.C. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted magnesium. *Appl. Surf. Sci.* 2011, 257, 7447–7454.
- [5] Hu, D.; Wang, Y.; Zhang, D.; Hao, L.; Jiang, J.; Li, Z.; Chen, Y. Experimental investigation on selective laser melting of bulk net-shape pure magnesium. *Mater. Manuf. Process.* 2015, 30, 1298-1304.
- [6] Zhang, B.; Liao, H.; Coddet, C. Effects of processing parameters on properties of selective laser melting Mg-9%Al powder mixture. *Mater. Des.* 2012, 34, 753–758.
- [7] Wei, K.; Gao, M.; Wang, Z.; Zeng, X. Effect of energy input on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted AZ91D magnesium alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 2014, 611, 212-222

2.1.1. Aluminio y aleaciones de aluminio procesadas con tecnologías de fabricación aditiva

Respecto a las aleaciones de Aluminio, se ha enfocado el estudio hacia los siguientes tipos de aleación:

- **Aleaciones de fundición Al-Si.**
- **Aleaciones de aluminio tratables térmicamente.**
- **Otras aleaciones de Aluminio.**

Genéricamente, a pesar de sus muchas ventajas – baja densidad, alta resistencia específica y buena resistencia a la corrosión – las aleaciones de aluminio hasta hace poco recibían mucha menos atención para el procesado con tecnologías FA en comparación con otras aleaciones metálicas. De hecho, los costes de las piezas de Al producidas por rutas convencionales son razonablemente bajos en comparación, por ejemplo, al titanio que es más difícil de mecanizar. Por lo tanto, la fabricación aditiva (FA) presenta un incentivo económico menor para las aleaciones de aluminio. Además, la FA de las aleaciones de aluminio sigue siendo un desafío desde un punto de vista técnico, por una serie de razones. La alta reflectividad de las aleaciones de aluminio para longitudes de onda de láser que se utilizan normalmente en la FA, la elevada conductividad térmica, su propensión a formar óxidos adherentes, su rango de solidificación relativamente amplio y la fluidez relativamente baja de los polvos de Al como consecuencia de su baja densidad, son todos obstáculos significativos para el uso generalizado de la FA para el procesado de piezas de aluminio.

En particular, se sabe que las aleaciones de Al de alta resistencia, como las series 2xxx, 6xxx y 7xxx, que son de gran interés para las industrias aeronáutica y de transporte, son difícilmente soldables y, por lo tanto, no son aptas para ser procesadas por FA. Según lo delineado por Olakanmi et al., en su reseña publicada a principios de 2015, gran parte de los trabajos anteriores sobre FA de aleaciones de Al se centraron en el *Selective Laser Sintering* (SLS) que involucra solo una fusión parcial de la materia prima, dejando una porosidad residual significativa en las piezas fabricadas. Más recientemente, el enfoque se ha desplazado hacia procesos que dependen de la fusión completa de la materia prima con el potencial de procesar piezas completamente densas. En consecuencia, se han logrado avances significativos en los últimos 2 años en la FA de aleaciones de Al. Estos incluyen el desarrollo de nuevas aleaciones diseñadas específicamente para FA, avances con respecto a la optimización de procesos en FA, así como post-tratamientos.

2.1.1.1. Aleaciones de fundición Al-Si

Las aleaciones Al-Si son aleaciones fácilmente soldables que presentan alta fluidez de fusión y baja contracción tras la solidificación. En particular, las aleaciones casi-eutécticas AlSi10Mg y

AlSi12 presentan un rango de solidificación bastante pequeño que las hace excelentes candidatas para ser procesadas por FA. Como se observa en general para materiales metálicos, debido a las velocidades de enfriamiento ultrarrápidas, las aleaciones AlSi10Mg y AlSi12 tienden a exhibir microestructuras fuertemente refinadas (Figura 6) junto con cierta extensión de supersaturación de Si en α -Al. Gracias a la adición de una pequeña cantidad de Mg, la aleación AlSi10Mg es susceptible al endurecimiento por precipitación como resultado de la formación de partículas Mg_2Si tipo agujas. Claramente, en lo que respecta al procesamiento por tecnologías de FA (es decir, *Laser Beam Melting*; LBM y *Laser Cladding*; LC), las aleaciones AlSi10Mg y AlSi12 han sido hasta hoy las más ampliamente estudiadas.

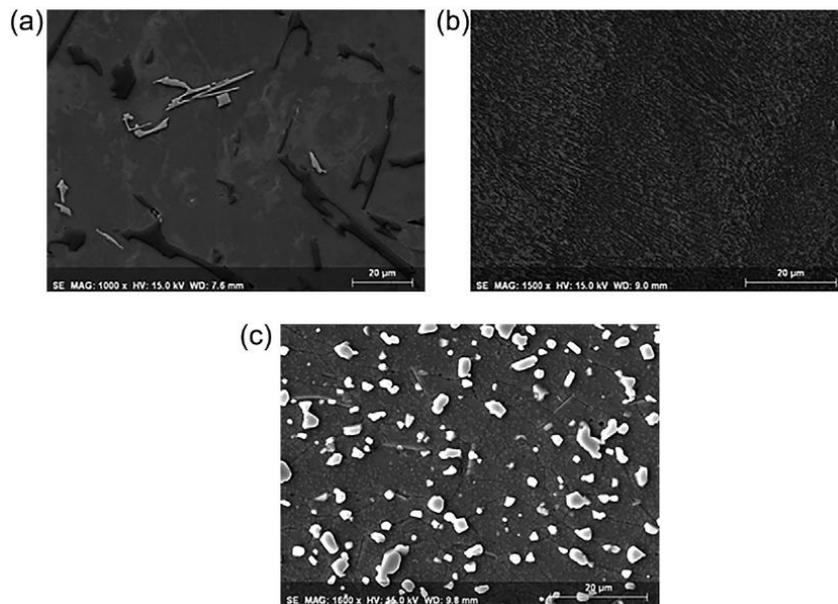


Figura 6. Micrográficas SEM de (a) AlSi10Mg de fundición; (b) AlSi10Mg de LBM (*Laser Beam Melting*) as-built y (c) AlSi10Mg de LBM (*Laser Beam Melting*) tratado térmicamente a 510 °C durante 6 h y luego envejecido a 170 °C durante 4 h. El procesamiento se llevó a cabo a baja velocidad de haz (0.195 m/s)

Estudios sobre aleaciones Al-Si procesadas por FA con contenidos de Si más alejados de la composición eutéctica son mucho más escasos. Ma et al. [2], investigaron el procesado por LBM de una aleación AlSi20 hipereutéctica. Sus hallazgos son muy similares a las observaciones previas realizadas para la aleación AlSi12 procesada por LBM, es decir, un refinamiento microestructural fuerte y cierta extensión de supersaturación de Si en Al. Se espera que una reducción del contenido de Si en las aleaciones Al-Si resulte en un intervalo de solidificación más amplio y, por lo tanto, en una mejor procesabilidad por las técnicas de FA. Todavía no se ha podido procesar por LBM la aleación hipoeutéctica AlSi7Mg0.3, mientras que las aleaciones

Al-Si con un contenido de Si inferior al 4% en peso se encontró que son propensas a la formación de microgrietas durante la fabricación.

2.1.1.2. Aleaciones de aluminio tratables térmicamente

Las aleaciones Al-Cu (serie 2xxx) han sido procesadas con éxito con la técnica LBM de polvos prealeados, a pesar de una cierta tendencia de estas aleaciones al agrietamiento por solidificación debido a la segregación de compuestos ricos en Cu durante la solidificación. Las aleaciones AA2219 y AA2139 han sido procesadas por EBM con alimentación de hilo. De forma similar a las observaciones sobre aleaciones Al-Si, los ciclos térmicos ultrarrápidos implicados en LBM dieron lugar a microestructuras fuertemente refinadas y fuera de equilibrio. Bartkowiak et al. [3], procesaron una mezcla de polvos puros de Al y Cu por LBM. En un intento de evitar el agrietamiento por solidificación, Roberts et al. [4], siguieron un enfoque similar para procesar la aleación AA6061 por LBM a partir de polvos elementales, con resultados prometedores. Sin embargo, en este caso, la fabricación fue seguida por un tratamiento térmico de puesta en solución, dando lugar a una microestructura homogeneizada que difiere notablemente de las estructuras extremadamente finas típicamente obtenidas después de LBM. Montero Sistiaga et al. [5], propusieron un enfoque diferente que dependiera de la modificación de la aleación con adiciones de Si para mejorar la procesabilidad de la aleación AA7075, que también es muy sensible al agrietamiento en caliente. Wang et al. [6], reportaron el procesado con éxito de otra aleación de aluminio de la serie 7xxx por LBM a pesar de la pérdida significativa de Zn y Mg por evaporación. Otra forma de modificación de aleación utiliza el escandio (Sc) que se conoce como un refinador de grano muy potente y que también puede ser responsable de un fuerte endurecimiento por precipitación de partículas de Al_3Sc . La aleación Al-2Sc ha sido procesada con EBM por alimentación por hilo con resultados prometedores en un estudio de Tomus et al. [7]. Más recientemente, las aleaciones Al-Mg (serie 5xxx) se modificaron con adiciones Sc y particularmente la nueva aleación de Al-Mg-Sc-Zr conocida como Scalmalloy1, ha atraído mucha atención para su procesamiento por LBM.

2.1.1.3. Otras aleaciones de aluminio

Los vidrios metálicos ricos en Al han inspirado una amplia investigación desde el descubrimiento del primer vidrio metálico base Al. Sin embargo, los desarrollos han sido bastante lentos en comparación con otros sistemas de aleación. Se obtuvieron resultados prometedores utilizando el sistema de aleación ternaria Al-Ni-Y con sustitución parcial de Co y La, pero la producción de muestras con dimensiones de 1 mm más permaneció desafiante. Li et al. [8], informaron recientemente sobre una investigación preliminar sobre la factibilidad de fabricar muestras amorfas a partir de una aleación $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ utilizando LBM. Sin embargo, la aparición de cierta desvitricación a mayor potencia del láser y de grietas extensas

debido a la acumulación de tensiones térmicas, surgieron como problemas principales para la fabricación de vidrios metálicos base Al por LBM. La tecnología LBM se ha utilizado con mayor éxito para la producción de aleaciones nanoestructuradas base Al. De hecho, los sistemas de aleación tales como $\text{Al}_{85}\text{Nd}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$, $\text{Al-20Si-5Fe-3Cu-1Mg}$ o $\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$ son propensos a desarrollar una dispersión extremadamente fina de precipitados tras la solidificación rápida. Las dispersiones finas de precipitados $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$ en la aleación $\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$ y de precipitados AlNdNi_4 , Al_4CoNi_2 y AlNd^3 en la aleación $\text{Al}_{85}\text{Nd}_8\text{Ni}_5\text{Co}_2$ son responsables de sus excelentes propiedades mecánicas y estabilidad para aplicaciones de alta temperatura. También se han obtenido resultados alentadores en el procesado de la aleación $\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$ por EBM y de aleaciones de alta entropía que contienen Al, tales como la AlxCoCrFeNi utilizando Laser Cladding.

Para aplicaciones que requieren propiedades específicas mejoradas, se prefieren los materiales compuestos de matriz metálica (MMCs, *Metal Matrix Composites*) – en vez de los materiales metálicos simples – y el procesado con tecnologías de fabricación aditiva para la fabricación de estos compuestos. Se puede usar una gran diversidad de partículas cerámicas como segundas fases. A menudo, se utilizan los carburos para aplicaciones que requieren una resistencia al desgaste mejorada. Un desafío importante en la fabricación aditiva de materiales compuestos matriz de Al/carburos es evitar la formación de fases perjudiciales del tipo Al_4C_3 , que es conocida por su fragilidad y su susceptibilidad a la hidrólisis en ambientes húmedos, dando lugar a una mayor velocidad de corrosión. Chang et al. [9], reportaron el procesado de compuestos de matriz AlSi10Mg con carburos de silicio (SiC) por LBM usando una alta densidad de energía (666 J/mm^3) para promover la formación de carburos Al_4SiC menos perjudiciales que se favorecen a altas temperaturas (es decir, por encima de $1350\text{-}1400 \text{ }^\circ\text{C}$) mientras que la formación del Al_4C_3 no se puede evitar a temperaturas de procesamiento más bajas.

Alternativamente, al procesar compuestos de matriz de Al reforzados con carburos de tungsteno (WC), Li et al. [10] agregaron Ti para modificar la composición química de su matriz Al-11\% wt . Si para promover la precipitación de carburos de titanio (TiC) en vez del Al_4C_3 . Debido a su excelente estabilidad química, las partículas de TiC también se han utilizado con éxito como refuerzo en recubrimientos compuestos AlSi12 procesados por láser cladding. En vista de su muy baja reactividad con el Al, los boruros y particularmente el diboruro de titanio (TiB_2), están atrayendo un interés creciente como alternativa a los carburos para su uso como segunda fase en compuestos de matriz de Al. En su estudio sobre el Laser Cladding de un composite $40\% \text{ TiB}_2\text{-AlSi12}$, Anandkumar et al. [11], no observaron ningún signo de disolución de las partículas de TiB_2 ni de reacción entre las partículas de TiB_2 y la matriz de Al, y su compuesto presentó una resistencia al desgaste mucho mejor en comparación con el AlSi12 solo. La adición de 1% en peso de nano- TiB_2 también reportó una mejora significativa de la resistencia al desgaste del AlSi10Mg procesado por LBM. Por otro lado, los óxidos tienen una fuerte tendencia a descomponerse al interactuar con el haz láser y también pueden disolverse

en la zona de fusión, dando lugar a la formación de una capa de óxido que a su vez comprometería la buena cohesión de las capas sucesivas y provocaría un aumento de la porosidad.

2.1.1.4. Propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio procesadas por FA

Dureza

Las aleaciones de aluminio procesadas por LBM presentan una dureza significativamente más alta que las de fundición. Los valores de dureza reportados para la aleación AlSi10Mg obtenida por LBM varían entre 105 y 133 HV. Estos valores son equivalentes o superiores a la dureza de la misma aleación en condición de fundición de alta presión (HPDC) que típicamente está en el rango 95-105 HV y comparable con el material HPDC en condición de tratamiento térmico (T6) que es aproximadamente 130-133 HV. Se han reportado tendencias similares para otras aleaciones, tales como AlSi12 [12], AA2024, [13] y AA7075 [5]. La mejora general en la dureza se ha atribuido al refinamiento microestructural provocado por las velocidades de solidificación ultrarrápidas típicas de este proceso. Sin embargo, los límites de solubilidad sólidos extendidos debido a las velocidades de solidificación ultrarrápidas también pueden contribuir a la mejora de la dureza mediante un efecto de endurecimiento por solución sólida, como lo destacan con acierto Li et al [12].

Propiedades de tracción

En comparación con las aleaciones de fundición, se ha reportado que la aleación AlSi10Mg procesada por LBM (*Laser Beam Melting*) exhibe un límite elástico más alto, es decir, aproximadamente 250MPa en lugar de 175MPa (aleación de fundición) (Figura 7).

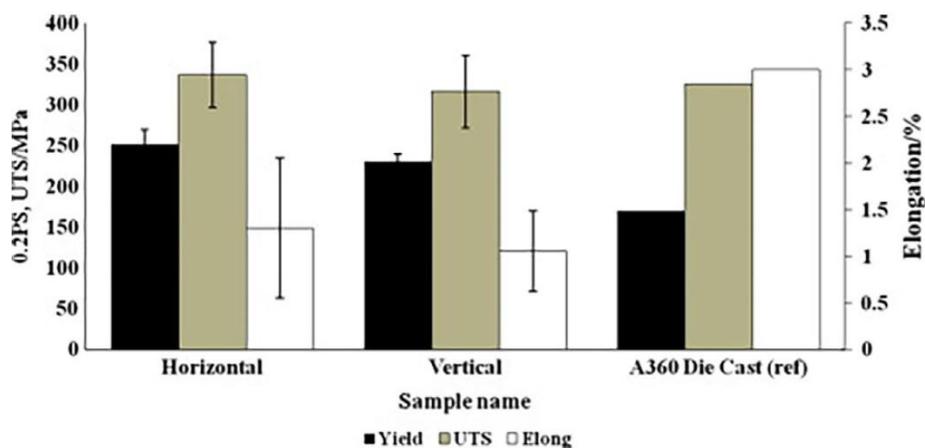


Figura 7. Propiedades de tracción de la aleación AlSi10Mg fabricada con LBM, en comparación con la aleación de fundición A360 de composición química similar.

La resistencia a la tracción también se mejora o permanece al menos equivalente al material de fundición. De manera similar a la mejora en la dureza, el aumento en la resistencia es probablemente debido al efecto combinado del refinamiento microestructural y del aumento en el endurecimiento por solución sólida provocada por las velocidades de enfriamiento ultrarrápidas durante el procesado por LBM. Se informaron tendencias similares para las aleaciones AlSi12, AlSi7Mg0.3 y AA2024. Por lo general, el alargamiento disminuye, en particular para las muestras de tracción producidas verticalmente, es decir, con su eje largo paralelo a la dirección de fabricación. También se ha informado que la aleación AlSi10Mg LBM presenta una sensibilidad a la velocidad de deformación mucho más fuerte que las aleaciones similares procesadas por rutas convencionales, con un aumento en la velocidad de deformación que resulta en un aumento en el exponente de resistencia y endurecimiento por deformación y en una disminución de la deformación verdadera. Las superficies fracturadas de muestras LBM AlSi10Mg y AlSi12 a menudo exhiben una morfología en forma de media luna porque la trayectoria de la fractura sigue los bordes de las pistas de fusión (Figura 8). El límite de la pista de fusión en LBM AlSi10Mg se caracteriza por una microestructura más gruesa. En algunos casos, se ha informado que esta microestructura más gruesa viene con un mayor contenido de precipitados gruesos de Si, mientras que otros investigadores lo han correlacionado con una baja fracción volumétrica de precipitados de Si. Se ha demostrado que las áreas más gruesas exhiben una menor dureza, resistencia y alargamiento en comparación con el núcleo más fino de las zonas de fusión. La disminución relativamente más grande en el alargamiento para muestras verticales generalmente se puede atribuir a la influencia perjudicial de los defectos intercapa, tales como falta de fusión y poros superficiales que son más importantes en estos especímenes. Vale la pena señalar que precalentando la placa de fabricación a una temperatura más alta (por ejemplo, 200 °C) podría ayudar al reducir la proporción de defectos de falta de fusión. Las temperaturas de precalentamiento más altas también ejercerían una influencia beneficiosa en el alargamiento de las piezas de LBM al disminuir los gradientes térmicos durante la fabricación y, por lo tanto, las tensiones residuales. Además, los tratamientos de post-procesamiento pueden ayudar a mejorar las propiedades de tracción de piezas obtenidas por fabricación aditiva.

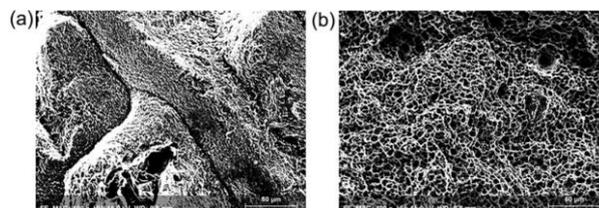


Figura 8. Fractografías SEM de muestras de tracción LBM AlSi10Mg (a) as-built y (b) después del tratamiento térmico T6.

Fatiga

Datos sobre el comportamiento de fatiga de aleaciones de aluminio procesadas por FA son mucho menos abundantes que los datos sobre sus propiedades mecánicas estáticas. Se espera que las piezas de Al por FA pueden exhibir un comportamiento de fatiga mejorado, porque su microestructura mucho más fina se opondría a una mayor resistencia a la propagación de grietas transgranulares. Sin embargo, la vida a fatiga está determinada por defectos de procesamiento (interiores o superficiales) y por tensiones residuales. Tang y Pistorius [14] informaron sobre la anisotropía de la vida de fatiga de LBM AlSi10Mg. Las muestras verticales obtenidas con su eje largo paralelo a la dirección de fabricación presentaron una menor vida de fatiga que las muestras horizontales. Esta diferencia se explica por la mayor cantidad de defectos intercapa presentes en las muestras verticales. El precalentamiento de la placa de fabricación a una temperatura más alta de 200 °C también resultó beneficioso para la vida a fatiga al disminuir las tensiones residuales. Se puede prever que los post-procesos mejoran las propiedades a fatiga de piezas FA.

Referencias bibliográficas

- [1] E. O. Olakanmi, R. F. Cochrane, K. W. Dalgarno, Prog. Mater. Sci. 2015, 74, 401.
- [2] P. Ma, K. G. Prashanth, S. Scudino, Y. Jia, H. Wang, C. Zou, Z. Wei, J. Eckert, Metals 2014, 4, 28.
- [3] K. Bartkowiak, S. Ullrich, T. Frick, M. Schmidt, Phys. Proc. 2011, 12, 393.
- [4] C. E. Roberts, D. Bourell, T. Watt, J. Cohen, Phys. Proc. 2016, 83, 909.
- [5] M. L. Montero Sistiaga, R. Mertens, B. Vrancken, X. Wang, B. Van Hooreweder, J.-P. Kruth, J. Van Humbeeck, J. Mater. Process. Technol. 2016, 238, 437.
- [6] P. Wang, H. C. Li, K. G. Prashanth, J. Eckert, S. Scudino, J. Alloys, Compd 2016, doi:10.1016/j.allcom.2016.11.210
- [7] D. Tomus, M. Qian, C. A. Brice, B. C. Muddle, Scripta Mater. 2010, 63, 151.
- [8] X. P. Li, C. W. Kang, H. Huang, L. C. Zhang, T. B. Sercombe, Mater. Sci. Eng. A 2014, 606, 370.
- [9] F. Chang, D. Gu, D. Dai, P. Yuan, Surf. Coat. Technol. 2015, 272, 15.
- [10] F. Li, Z. Gao, Y. Zhang, Y. Chen, Mater. Des. 2016, 93, 370.
- [11] R. Anandkumar, A. Almeida, R. Vilar, Surf. Coat. Technol. 2011, 205, 3824.
- [12] X. P. Li, X. J. Wang, M. Saunders, A. Suvorova, L. C. Zhang, Y. J. Liu, M. H. Fang, Z. H. Huang, T. B. Sercombe, Acta Mater. 2015, 95, 74.
- [13] H. Zhang, H. Zhu, T. Qi, Z. Hu, X. Zeng, Mater. Sci. Eng. A 2016, 656, 47.
- [14] M. Tang, P. Chris Pistorius, Int. J. Fatigue 2017, 94, 192.

2.1.2. Titanio y aleaciones de titanio procesadas con tecnologías de fabricación aditiva

La dificultad en la obtención de titanio a partir de sus minerales (principalmente ilmenita y rutilo) junto con estrictos requisitos de procesamiento (que implican su alto coste), frena en gran medida su comercialización. Sin embargo, hoy hay una vibrante industria de titanio lista para avanzar en el mercado con altos volúmenes de producción y una buena relación coste – competitividad. El titanio es un elemento metálico del Grupo IVB de la tabla periódica, con un punto de fusión de 1675 °C, un peso atómico de 47.9 y una densidad de 4.42 g/cm³. Es el cuarto elemento más abundantes entre los elementos metálicos de la corteza terrestre (detrás de Al, Fe y Mg), que se produce principalmente como rutilo (TiO₂) e ilmenita (FeTiO₃). El uso del titanio metálico puede dividirse en dos categorías principales: resistencia a la corrosión (esencialmente titanio y aleaciones de titanio en menor medida) y de uso estructural (para lo cual el titanio es más altamente aleado para aumentar el nivel de resistencia, manteniendo al mismo tiempo los niveles de otras propiedades mecánicas como la ductilidad).

Las aleaciones de titanio se clasifican en uno de los cuatro grupos: aleaciones alfa (α), alfa-beta (α - β), beta (β) y los intermetálicos (Ti_xAl, donde x = 1 o 3). Las aleaciones de titanio para aplicaciones en el sector aeroespacial contienen elementos estabilizadores α y β necesarios para lograr buenas propiedades mecánicas tales como resistencia a tracción, fluencia, fatiga, resistencia a la propagación de grietas por fatiga, tenacidad a fractura, corrosión bajo tensión y resistencia a la oxidación.

Aleaciones α . Contienen predominantemente fase α a temperaturas muy por encima de 540 °C. Una de las principales clases de aleaciones α es la familia de aleaciones de titanio sin alear que difieren en la cantidad de oxígeno y de hierro en cada aleación. Las aleaciones con un alto contenido intersticial tienen una elevada resistencia, dureza y temperatura de transformación comparadas con las aleaciones de alta pureza. Aproximadamente cada 0.01% en peso de oxígeno da un aumento de 10.5 MPa en el nivel de resistencia. Otras aleaciones α contienen adiciones, tales como Al y Sn (por ejemplo, Ti-5Al-2.5Sn y Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo). Generalmente, las aleaciones ricas en α son más resistentes que las aleaciones α - β o las aleaciones β a la fluencia a altas temperaturas y presentan poco endurecimiento por tratamiento térmico. Estas aleaciones suelen ser recocidas o recristalizadas para eliminar los esfuerzos por trabajo en frío, tienen buena soldabilidad y generalmente, baja forjabilidad en comparación con las aleaciones α - β o β .

Aleaciones α - β . Contienen uno o más estabilizadores de α y β . Estas aleaciones retienen más β después del tratamiento térmico final que las aleaciones casi α y se pueden endurecer por tratamiento de solución y envejecimiento, aunque generalmente se utilizan en condición de

recocido. El tratamiento de solución usualmente se realiza en lo alto del campo de fases α - β seguido por un envejecimiento a baja temperatura para que precipite α , obteniéndose una mezcla de α fina en una matriz α - β . El tratamiento de solución y envejecimiento pueden aumentar la resistencia de estas aleaciones hasta un 80%. Las aleaciones con bajas cantidades de estabilizadores β (por ejemplo, Ti-6Al-4V) tiene una templabilidad pobre y se debe enfriar rápidamente para su posterior endurecimiento. Un enfriamiento en agua adecuado de la aleación Ti-6Al-4V endurecerá las secciones inferiores a 25 mm.

Aleaciones β . Tienen más contenido de estabilizadores β y menos estabilizadores α que las aleaciones α - β . Estas aleaciones tienen una alta templabilidad con la fase β retenida completamente durante el enfriamiento al aire en secciones delgadas y enfriamiento al agua en secciones de espesor. Tienen buena forjabilidad y buena conformabilidad en frío en la condición de tratamiento por solución. Después del tratamiento por solución, se realiza un envejecimiento para transformar algo de fase β a fase α . El nivel de resistencia de estas aleaciones es mayor que el de las aleaciones α - β , porque las partículas α están finamente dispersas en la fase β . Estas aleaciones tienen una densidad relativamente mayor y, generalmente, una baja resistencia a la fluencia comparada con las aleaciones α - β . La tenacidad a fractura de las aleaciones β envejecidas a un determinado nivel de resistencia es, generalmente, más alta que el de una aleación α - β envejecida, aunque la velocidad de crecimiento de la grieta puede ser más rápida.

Aluminuros de Titanio. Para aumentar la eficiencia de los motores de las turbinas de gas, es necesario operar a temperaturas mucho más altas, que requieren aleaciones con mejores propiedades mecánicas a temperaturas elevadas. La familia de las aleaciones de titanio que muestra potencial para aplicaciones a temperaturas altas (900 °C) son los compuestos intermetálicos de aluminuro de titanio Ti_3Al (α_2) y $TiAl$ (γ). La principal desventaja de este grupo de aleaciones es su baja ductilidad/alargamiento a temperatura ambiente. Sin embargo, se ha encontrado que el niobio o el niobio con otros elementos β -estabilizadores, en combinación con un control de la microestructura, puede aumentar la ductilidad a temperatura ambiente de las aleaciones Ti_3Al hasta un 26% de alargamiento. Recientemente, con un control cuidadoso de la microestructura a temperatura ambiente se han elevado los niveles de ductilidad en dos fases $TiAl$ (γ + α_2) hasta un 5% de alargamiento. Las composiciones del $TiAl$ (por ejemplo, Ti-48Al-2Cr-2Nb) han llegado a una etapa de madurez donde son serios competidores en la fabricación de motores avanzados de turbinas de gas y automóviles.

2.1.2.1. Microestructura del titanio y aleaciones de titanio procesadas por FA

Ti comercialmente puro procesado por tecnologías LBM (Laser Beam Melting)

Se ha encontrado que la microestructura de las piezas de Ti comercialmente puro (CP) fabricadas por LBM depende de la velocidad de escaneo aplicada. Mientras que la potencia del láser se mantuvo constante a 90 W, la velocidad de escaneo se varió entre 100 y 400 mm/s. A una velocidad de barrido de 100 mm/s (y una alta energía volumétrica resultante), se produjo una transición de fase regular de la fase β a la fase α durante el enfriamiento, dando como resultado granos gruesos tipo listón (Figura 9a). A velocidades de barrido más altas (≥ 200 mm/s) y correspondientes energías volumétricas bajas, dio como resultado un mayor grado de subenfriamiento en la transformación desde β en la fase martensítica α' (Figura 9b). Se obtuvieron granos con forma acicular refinada. Con un aumento adicional en la velocidad de escaneo, se observó un refinamiento adicional del grano por debajo de $10 \mu\text{m}$ y un patrón en zigzag (Figura 9c, d).

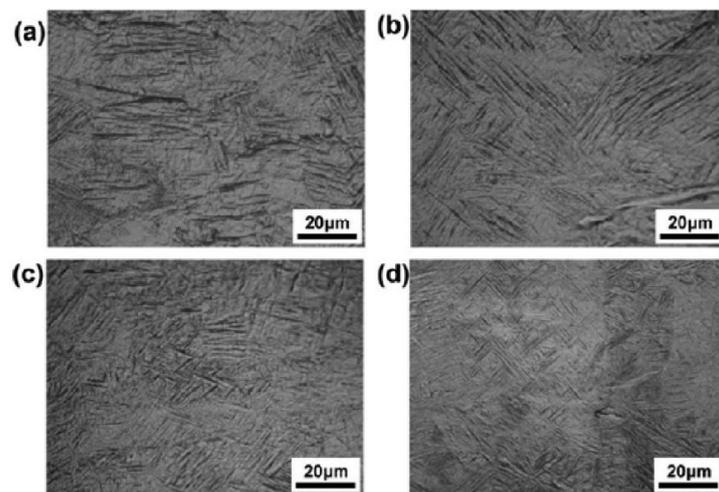


Figura 9. Microestructuras de CP-Ti obtenidas por LBM en función de los parámetros de proceso. (a) Se observa la fase α gruesa en forma de listón con una energía de volumétrica comparativamente alta, (b) martensita α' acicular refinada con baja energía volumétrica y (c, d) refinamiento adicional de la martensita α' con muy baja energía volumétrica.

Ti6Al4V procesado por tecnologías LBM (Laser Beam Melting)

Se han observado efectos microestructurales similares en la aleación Ti-6Al-4V procesada por LBM. Thijs et al. [1], Observaron una estructura martensítica acicular de grano fino en sus investigaciones y también identificaron con XRD la fase α' . En la dirección de fabricación, se han encontrado granos alargados (crecimiento epitaxial) con un tamaño $\gg 100 \mu\text{m}$ que exceden significativamente el espesor de capa de $30 \mu\text{m}$ que se usó en los experimentos (Figura 10). El ancho de los granos fue aproximadamente el mismo que el ancho de la pista de escaneo. Con una mayor entrada de calor, se obtuvo un ancho mayor de la pista de escaneo, lo que dio lugar a granos más gruesos. Además, se encontró que la conducción de calor local

determina la orientación de la estructura martensítica. Por lo tanto, la estrategia de escaneo influye en la conducción de calor local y en la orientación de la martensita. Para un patrón de escaneo en zig-zag, se encontró una estructura tipo “espiga” para el plano xy (ortogonal a la dirección de fabricación), mientras que en el plano xz los granos se inclinaron alrededor de 20°. Los granos crecen hacia la zona de fusión, cuando la orientación del escaneo es unidireccional. También reportaron la presencia de la fase intermedia Ti_3Al y postularon que, comparada con un tratamiento térmico, la fase Ti_3Al precipita durante el recalentamiento consecutivo a 500-600 °C cuando se fabrican capas adicionales en la parte superior del material. En consecuencia, los precipitados se producen con una periodicidad del espesor de la capa y son visibles en las secciones transversales como áreas oscuras. Los altos gradientes de temperatura y los tiempos de interacción cortos conducen a solo una pequeña cantidad de dichos precipitados. Sin embargo, se ha encontrado que se forman más precipitados con una mayor densidad de energía.

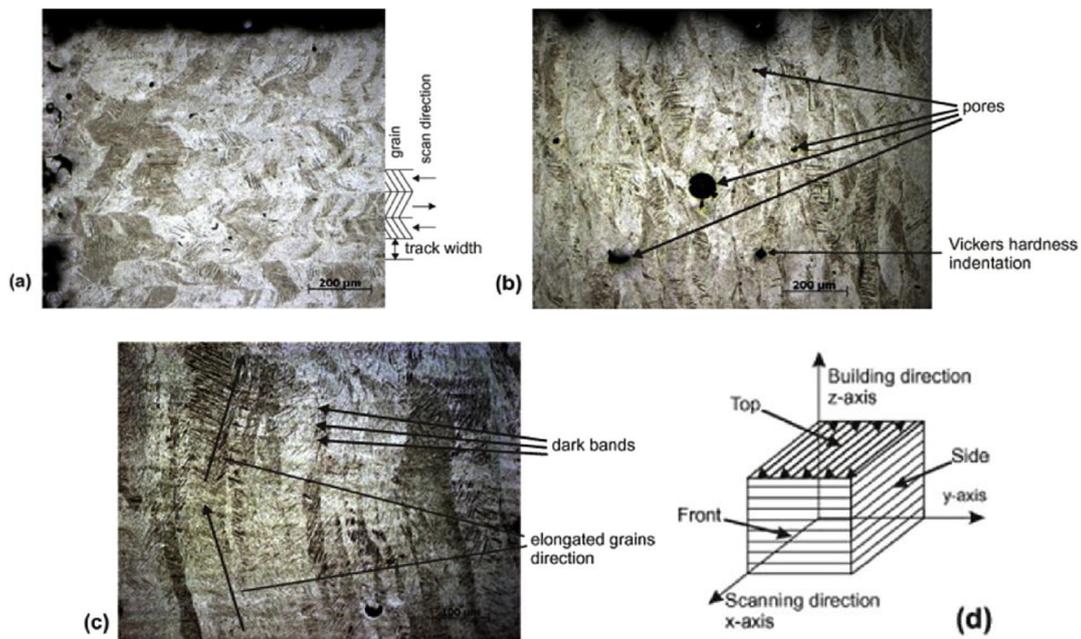


Figura 10. Microestructura del Ti-6Al-4V en condición LBM as-built. a) Estructura de espiga de grano fino correspondiente a la dirección de escaneo, b) vista frontal, c) vista lateral que muestra granos alargados, d) esquema del experimento.

Para mejorar el alargamiento a tracción hasta el fallo de piezas de Ti y sus aleaciones procesadas por LBM en la condición fabricada (as-built), se aplica habitualmente un tratamiento térmico. Seyda et al. [2], han investigado diferentes tratamientos térmicos variando el rango de temperatura desde 700 °C (condición de alivio de tensiones) hasta 1010 °C (tratada por solución). Mientras que la microestructura de alivio de tensiones mostró un

cambio comparativamente pequeño en el tamaño del grano, las fases martensíticas se disolvieron completamente durante el tratamiento de solución en la microestructura de equilibrio ($\alpha+\beta$) en combinación con un engrosamiento del grano, como se esperaba. Wycisk et al. [3], propusieron un tratamiento de alivio de tensiones a una temperatura ligeramente inferior de 650 °C, produciendo una microestructura muy fina que consta de las fases α y α' . Se midió el espesor de las lamelas α individuales por debajo de 1 μm , como se muestra en la Figura 11.

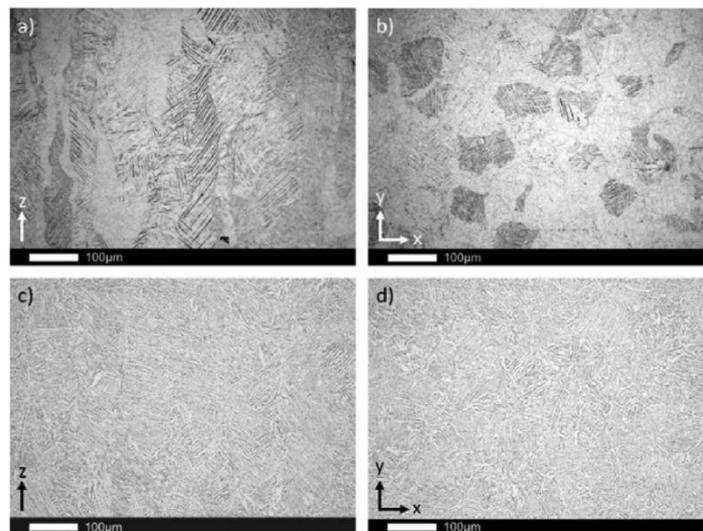


Figura 11. Microestructura del Ti-6Al-4V procesado por LBM en la dirección de fabricación (a, c) y en el plano con capas (b, d). a) y b) en la condición de alivio de tensiones después del tratamiento térmico a 650 °C durante 3 h en vacío, c) y d) en la condición HIP.

Las piezas fabricadas en FA también se les pueden aplicar el tratamiento de HIP (presión isostática en caliente) para aliviar las tensiones y reducir la porosidad restante. Qiu et al. [4] encontraron que aplicando un HIP a 920 °C durante 4 h y una presión de 103 MPa se obtiene una transformación de la microestructura martensítica as-built en las fases α y β mientras se reduce la porosidad (Figura 12).

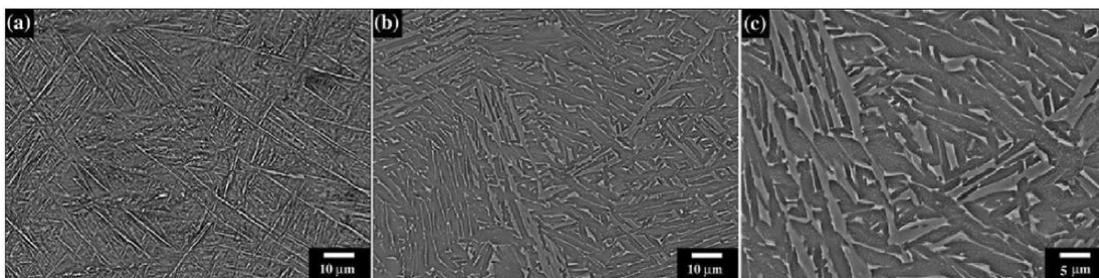


Figura 12. Microestructura del Ti-6Al-4V procesado por LBM (Imagen SEM de electrones retrodispersados). a) Estructura martensítica tipo agujas en estado as-built, b) y c) después del HIP a 920 °C/103 MPa.

Wycisk et al. [3], mostraron que en condiciones de HIP similares, las lamelas α se engrosan ligeramente hasta un espesor de aproximadamente 4 μm . Recientemente, Xu et al. [5], estudiaron con mucho detalle la influencia de los parámetros de LBM seleccionados, tales como la deposición de una sola pista o multicapa, el espesor de capa, la distancia de desplazamiento focal y la densidad de energía, en la microestructura resultante del Ti-6Al-4V. Descubrieron que con los parámetros optimizados del proceso LBM, es posible descomponer ya durante la fabricación por LBM (“in-situ”) la fase α' martensítica en una microestructura mucho más dúctil ($\alpha+\beta$), evitando potencialmente la necesidad de un tratamiento térmico posterior. Mientras que el lecho de polvo se precalentó a 200 °C, el espesor de capa se varió entre 30 y 90 μm y también se varió la distancia focal, variando así el tamaño del punto. Se encontraron granos β columnares en todas las muestras (Figura 13) y la fase martensítica α' estaba presente con un espesor de capa de 30 μm (correspondiente al gradiente térmico más alto y la velocidad de enfriamiento más rápida relacionada, Fig. 13a, d). Con espesores de capa de 60 y 90 μm , se encontró que la fase α' se descomponía, cuando la distancia focal se seleccionaba adecuadamente y el resultado fue una estructura lamelar ultrafina ($\alpha+\beta$). Se propuso que la microestructura específica es el resultado de un tratamiento térmico in situ comparable al tratamiento en solución y el posterior envejecimiento, cuando el material alcanza un rango de temperatura de alrededor de 400 °C durante la acumulación de capas consecutivas. Por lo tanto, se encontró que las ocho capas superiores constaban de la fase α' independientemente de los parámetros del proceso, ya que no hay suficientes capas consecutivas para la descomposición in situ. Además, debido a las diferentes condiciones de conducción de calor, en las capas más cercanas al fondo se observaron granos más gruesos.

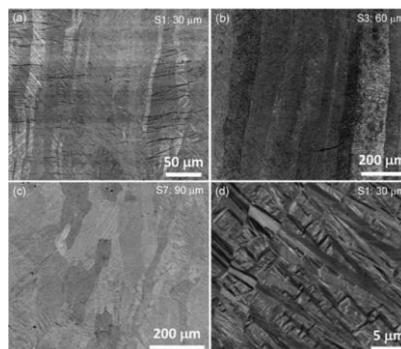
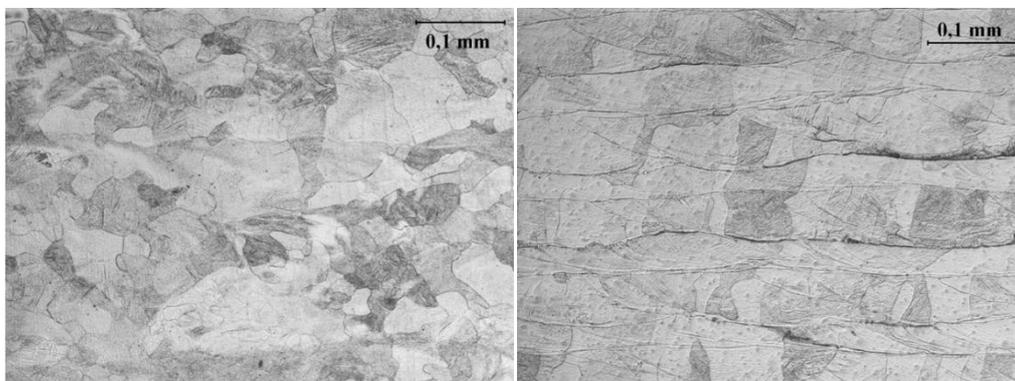


Figura 13. Microestructura de Ti-6Al-4V procesado por LBM en función del espesor de capa. a) Granos β columnares de 15 μm de ancho rellenos con martensita α' con un espesor de capa de 30 μm , b) estructura lamelar ultrafina $\alpha+\beta$ con espesor de capa de 60 μm , c) α' acicular con

lamelas $\alpha+\beta$ menores utilizando un espesor de capa de 90 μm , d) detalle de la martensita α' formada dentro de los granos previos β mostrados en a).

Ti6Al7Nb procesado por tecnologías LBM (Laser Beam Melting)

La aleación Ti6Al7Nb pertenece al grupo de aleaciones α/β , con el diagrama de fase del tipo β -isomorfo y cuya microestructura depende en gran medida de los parámetros de enfriamiento o temple desde el campo de fase β y luego un revenido o envejecimiento a temperaturas elevadas. El mérito del proceso LBM consiste en que el flujo de calor del haz láser se produce predominantemente hacia abajo, a través de la aleación y el sustrato previamente solidificados, debido a lo cual el material se calienta continuamente con cada pasada del haz láser por encima o por debajo de la temperatura β transus. Por lo tanto, los cambios que se producen en la estructura de la aleación por capas pueden ser complejos en la medida de la historia térmica. Como consecuencia de la estrategia de fabricación, existen diferencias en el número de capas fabricadas (la más pequeña en A y la más grande en la serie C), la longitud de los vectores (la más pequeña en la serie C) y una orientación diferente de la dirección de solidificación del material fundido en relación con los ejes de las muestras (transversalmente para las muestras de la serie horizontal y en paralelo para las verticales). La microestructura de la aleación Ti-6Al-7Nb procesada por SLM se caracteriza por granos columnares de la fase β primaria, orientados según la dirección del flujo de calor (Figura 14 arriba-izquierda).



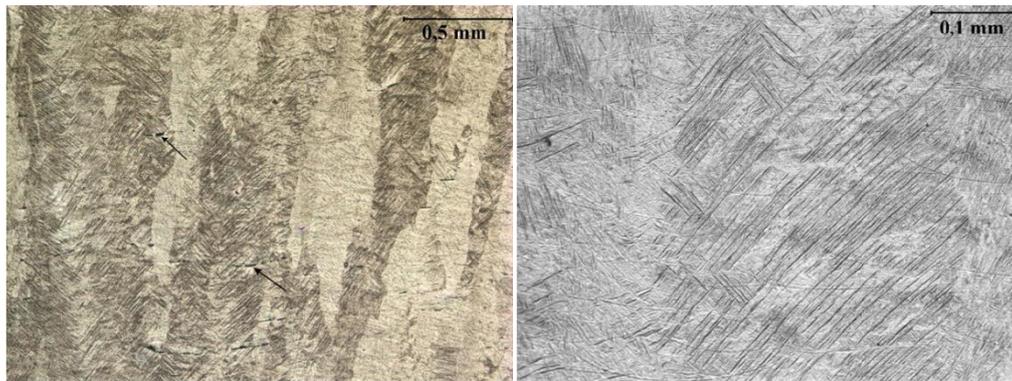


Figura 14. (a) Sección transversal (plano x-y) a través de los granos columnares de la fase β , (b) Sección longitudinal (plano x-z) a través de los granos columnares de la fase β , (c) Defectos típicos, (d) Microestructura caracterizada por placas de martensita α' primaria

La dirección del flujo de calor se vio afectada por el movimiento del láser y, por lo tanto, los granos columnares parecían ondulados (Figura 14 arriba-derecha), y con una clara desviación a la dirección del movimiento del haz láser (Figura 14 abajo-izquierda). El tamaño de los granos columnares se ve significativamente afectado por el número de capas aplicadas y la longitud de los vectores escaneados. En muestras con mayor número de capas y los vectores más cortos, estos granos son varias veces más largos. Esto es el resultado del crecimiento epitaxial de granos columnares de una capa fundida sobre uno ya solidificado durante el próximo paso del haz láser. Cada pasada del láser da como resultado una fusión superficial parcial de la superficie de la capa previamente solidificada y un calentamiento continuo del sustrato por encima de la β -transus. Se debe tener en cuenta que este crecimiento de grano unidireccional también puede influir en la anisotropía de las propiedades de la aleación. La estrategia de fabricación también determina la influencia de los defectos típicos de la tecnología SLM (flechas en la Figura 14 abajo-izquierda), en las propiedades de tracción del material. Independientemente de la estrategia de escaneo, se observó que dentro de los granos columnares de la fase β primaria se crearon placas delgadas largas de martensita α' (Figura 14 abajo-derecha) y se extienden a través de la fabricación con planos preferenciales de crecimiento cristalográfico dispuestos en un ángulo de 45° con respecto al eje z. El análisis SEM se encontró finos precipitados esféricos dispuestos en el interior y en los límites de las placas de martensita (Figura 15). No parece que esta sea la fase α equiaxial precipitada de la fase β primaria después de la solidificación para la aleación de Ti6Al4V. Durante el enfriamiento, la fase α también debería precipitar en los límites de grano de la fase β , pero esto no se observó. Probablemente sea la fase β , cuya precipitación desde la martensita fue causada por el recalentamiento del material depositado previamente, que ocurre durante los pases posteriores de deposición. Chlebus et al. [6], realizaron un análisis XRD donde se encontraron reflexiones dominantes provenientes de la fase martensita α' , de una fase bcc,

que pueden interpretarse como la fase β sólida o la fase intermetálica AlNbTi_2 . Como se obtuvo una mayor conformidad de las constantes de red calculadas en el caso de la fase AlNbTi_2 , se puede suponer que esta es una fase intermetálica que no está en equilibrio. La precipitación de la fase $\beta\text{-AlNbTi}_2$ desde la martensita puede estar relacionada con la microsegregación de soluto en granos β como resultado de su crecimiento dendrítico-celular.

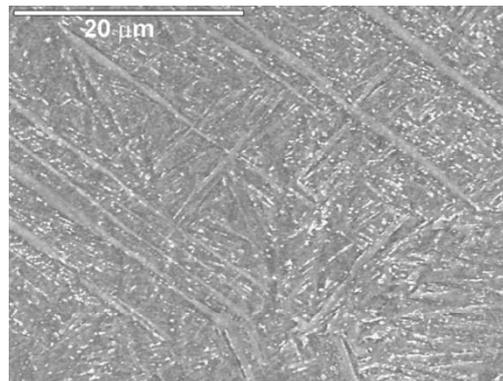


Figura 15. Imagen SEM de la microestructura α' con una fase secundaria dispersa

Ti-6Al-4V procesado por EBM (Electron Beam Melting)

En el Ti-6Al-4V procesado por EBM, la microestructura consiste de granos β gruesos transformados en una morfología α lamelar fina con una pequeña fracción volumétrica de β retenida. La tecnología EBM permite el precalentamiento de la capa de polvo a altas temperaturas, lo que afectará tanto a las velocidades de enfriamiento como a la microestructura resultante. Si la pieza se mantiene por encima de 700 °C en el proceso de fabricación de EBM, se ha observado una estructura $\alpha\text{-}\beta$ recocida muy fina. Al principio, los granos β columnares nuclean en la placa de fabricación o en la superficie de las piezas durante la solidificación con tamaños de grano mucho más grandes que el espesor de capa y una textura pronunciada. Luego, como la temperatura de fabricación está en el mismo intervalo que la temperatura de inicio de la martensita (M_s), la fase β puede transformarse sin difusión en α' si está por debajo de M_s y luego descomponerse en α o transformarse por difusión en α si está por encima de M_s . Antonyshyn et al. [7], explicaron esquemáticamente cómo evolucionan las diferentes microestructuras para el paso del contorno en comparación con el relleno como se muestra en la figura 16.

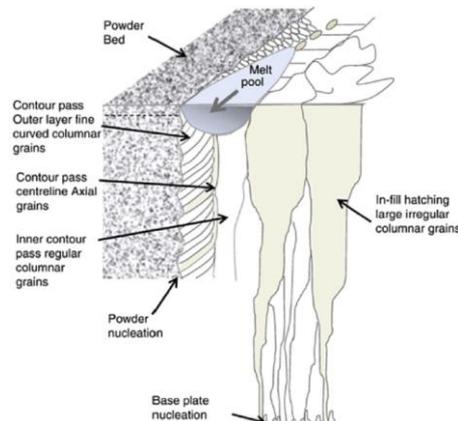


Figura 16. Esquema de la microestructura del Ti-6Al-4V procesado por EBM. Se generan grandes granos columnares β en el centro, mientras que hacia el contorno externo son granos más finos curvos.

El material macizo generado por las pasadas de relleno se observaron granos β gruesos muy texturizados y paralelos a la dirección de fabricación. Se han observado límites de grano ondulados para el relleno, si la dirección de fusión se gira 90° después de cada capa. Sin embargo, el contorno mostraba una estructura compleja que consistía en una capa externa de granos finos β curvados que se nucleaban desde el lecho de polvo circundante y luego crecían hacia adentro siguiendo la curvatura de la zona de fusión, y una capa interna de granos tipo listón que crecían hacia arriba desde el material depositado anteriormente. Tan et al. [8] determinaron una fracción volumétrica de 3.6% de la fase β bcc retenida en el Ti-6Al-4V procesado por EBM (a una temperatura de precalentamiento de 730°C y un rango de temperatura de $600\text{-}650^\circ\text{C}$ durante el proceso), formado como barras planas embebidas en la fase α hcp continua. También se ha notificado que se formó una microestructura gradual en la dirección de fabricación, ya que el ancho y el espacio intermedio de los granos β aumentaron con la altura de fabricación, lo que se atribuyó a una velocidad de enfriamiento decreciente. La interfaz α - β se ha estudiado en detalle y se ha encontrado que consiste en la fase L fcc, supuestamente un resultado de la discrepancia de red cristalina entre las fases α y β . La fase L fcc tenía la misma composición que la fase α hcp. Los autores también mostraron que Ti, Al y O se habían dividido en la fase α , mientras que los otros elementos traza ya estaban presentes en el polvo Ti-6Al-4V, V, Fe y H concentrados en la fase β .

Ti-6Al-4V procesado por LMD (Laser Metal Deposition)

Igual que para las otras dos tecnologías de FA (LBM, EBM) comentadas en los apartados anteriores, también se han observado granos β columnares para el procesamiento del Ti-6Al-4V por LMD. Incluso con el gran espesor de capa que se utiliza en la tecnología LMD, los granos β crecen epitaxialmente, se extienden a través de varias capas y alcanzan una longitud de 1.5

mm a >10 mm. Perpendicular a la dirección de fabricación, se encontró que el ancho de los granos era en promedio $375\ \mu\text{m}$. Se encontraron bordes de grano α en los límites de granos β (Figura 17).

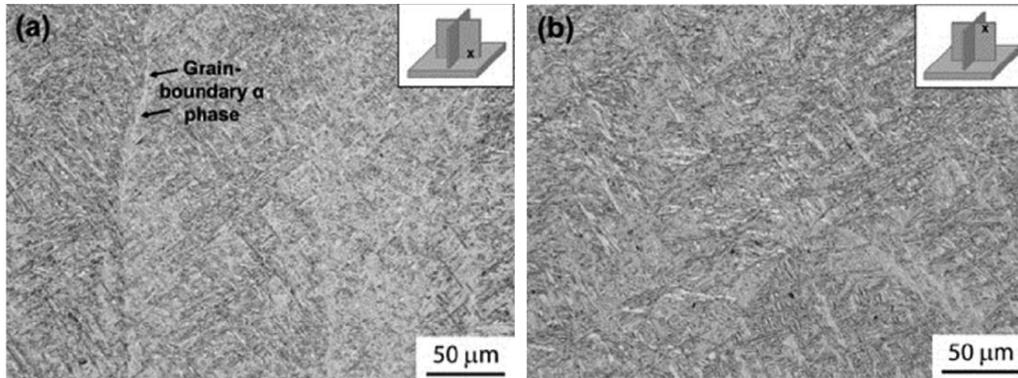


Figura 17. Microestructura del Ti-6Al-4V procesado por LMD en función de la ubicación en la placa de fabricación. (a) Estructura de Widmanstätten lamelar fina en la parte inferior con pequeñas cantidades de fase α en los límites de grano y (b) estructura ligeramente más gruesa en la parte superior.

Baufeld et al. [9], informaron de microestructura gradada pero distinguieron tres áreas. Cerca de la placa de fabricación, donde la velocidad de enfriamiento es la más alta, se encontraron pequeñas lamelas α y la estructura tipo rejilla indicaba la presencia de martensita α' . Las capas superiores estaban dominadas por colonias $\alpha+\beta$ que comenzaban en los límites de los granos. Aunque las velocidades de enfriamiento son más bajas, esta área presenta lamelas α bastante pequeñas en la matriz β ya que el área no se vuelve a calentar, que a su vez es una consecuencia de que no se formen capas adicionales encima de estas capas más externas. Sin embargo, debajo de estas capas superiores se observaron lamelas más gruesas con una segregación de Al en la fase α y V en la fase β , como consecuencia del tratamiento térmico periódico durante la fabricación de las siguientes capas (Figura 18). Se encuentra que las lamelas simples aumentan a expensas de otras lamelas que forman una cuadrícula rectangular.

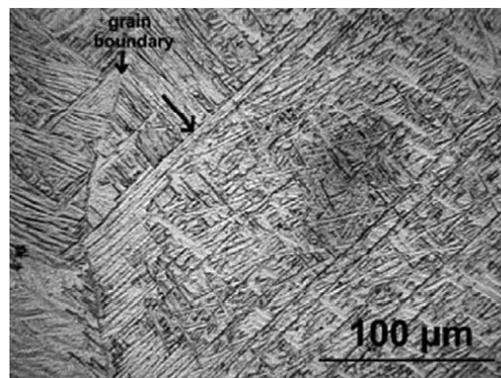


Figura 18. Microestructura de la aleación Ti-6Al-4V procesada por LMD. La flecha muestra una lamela con mayor tamaño, formando una cuadrícula rectangular con lamelas similares.

2.1.2.2. Propiedades mecánicas del titanio y aleaciones de titanio procesadas por FA

En general, la resistencia estática depende de la densidad de las piezas procesadas así como de la microestructura formada. En comparación con las piezas que se fabrican a través de rutas clásicas (por ejemplo, fundición), la microestructura de las piezas fabricadas por FA es más fina. Por lo tanto, en general, se obtiene una resistencia estática más alta que sus contrapartes con microestructuras que corresponden mucho más al equilibrio termodinámico. Con respecto a la dependencia del límite elástico con el tamaño de grano promedio, se encontró que las muestras de FA siguen la relación de Hall-Petch, como lo muestran Xu et al. [5] para microestructuras lamelares $\alpha+\beta$ de Ti-6Al-4V fabricadas con diferentes técnicas de FA. La microestructura de las piezas fabricadas por FA es anisotrópica con respecto a la dirección de fabricación (en la dirección de fabricación frente a la dirección ortogonal a la fabricación), y a menudo revela una textura más o menos pronunciada. Como consecuencia, las propiedades de tracción (UTS, EL) también son anisotrópicas y pueden depender fuertemente de la orientación. Con mayor frecuencia, la resistencia a tracción y la tensión al fallo en las piezas fabricadas son más altas en la dirección de fabricación que en la ortogonal.

Propiedades de tracción del titanio y sus aleaciones procesadas por FA

Ti y la aleación Ti-6Al-4V son probablemente el grupo de materiales más investigado en FA cuando se trata de metales y aleaciones. Como el Ti es un material adecuado para las tecnologías LBM, EBM y LMD, se ha estudiado exhaustivamente la compleja interrelación entre los diferentes procesos de FA, sus parámetros usados, las microestructuras resultantes y las propiedades de tracción, en particular para Ti-6Al-4V. La Tabla 4 ofrece una visión general de los datos disponibles. Con referencia a la Tabla 4, para el CP-Ti, los procesos de FA conducen a límites elásticos significativamente mayores que el CP-Ti de chapa metálica, mientras que se mantiene la ductilidad bastante alta (~20%). Se logrará la mayor resistencia, si las condiciones del proceso dan como resultado una microestructura martensítica (α') muy fina (por ejemplo, por las velocidades de enfriamiento extremadamente altas de LBM). El refinamiento del grano aumenta el límite elástico así como la ductilidad. También se sabe que la estructura reticular hexagonal distorsionada de la martensita α' es más fuerte que la lamelar α , principalmente debido a su fino ancho de listón, aunque no reduce necesariamente la ductilidad.

Tabla 4. Propiedades de tracción del titanio y Ti-6Al-4V, dependiendo de la microestructura generada por diferentes procesos de FA y en diferentes condiciones del material

Aleación	Proceso	Reportado	Condición	Microestructura	Límite	Resistencia	Alargamiento
----------	---------	-----------	-----------	-----------------	--------	-------------	--------------

	FA	por:			elástico [MPa]	última [MPa]	[%]		
CP-Ti gr. 2	Sheet metal	Bajoraitis [10]	AF	α	280	345	20		
	LBM	Attar et al. [11]	AF	α' refinada	555±3 ^a	757±12.5 ^a	19.5±1.8 ^a		
		Barbas et al. [12]	AF	-----	522±18 ^a	654±1.5 ^a	17.0±3 ^a		
					533±2.1 ^b	617±16.7 ^b	5.1±2.1 ^b		
Ti6Al4V	EBM	Yamanaka et al. [13]	AF	α tipo listón (α' descompuesta)	377±10 ^b	475±15 ^b	28.5±0.5 ^b		
	Cast	ASTM F1108 [14]	-----	-----	758	860	>8		
		Donachie [15]	AF	-----	896	1000	8		
	Wrought	ASTM F142 [16]	-----	-----	860	930	>10		
		Donachie [15]	β -ST	Colonias $\alpha+\beta$	931	1055	9		
			STA	$\alpha+\alpha'$ revenida	1100	1170	12		
	LBM	Facchini et al. [17]	AF	α' acicular	1040±10 ^b	1140±10 ^b	8.2±0.3 ^b		
		Koike et al. [18]	AF	$\alpha+\alpha'$	840 ^a	930 ^a	6.8 ^a		
		Rafi et al. [19]	AF	α' fina en granos β columnares	1143±30 ^a	1219±20 ^a	4.89±0.6 ^a		
					1195±19 ^b	1269±9 ^b	5±0.5 ^b		
		Vilaro et al. [20]	AF	α' acicular fina	1137±20 ^a	1206±8 ^a	7.6±2 ^a		
					962±47 ^b	1166±25 ^b	1.7±0.3 ^b		
					SR (730 °C/2 h)	$\alpha+\beta$ con α' residual	965±16 ^a	1046±6 ^a	9.5±1 ^a
							900±101 ^b	1000±53 ^b	1.9±0.8 ^b
					HT< β _{Transus} + WQ (950 °C/1 h) + TE AC (700 °C/2 h)	α' columnar+ $\beta_m+\alpha$	944±8 ^a	1036±30 ^a	8.5±1 ^a
							925±14 ^b	1040±4 ^b	7.5±2 ^b
	HT< β _{Transus} + WQ (1050 °C/1 h) + TE AC (820 °C/2 h)	α'' equiaxiada+ $\beta_r+\alpha$	913±7 ^a	1019±11 ^a	8.9±1 ^a				
836±64 ^b			951±55 ^b	7.9±2 ^b					
Xu et al. [5]	AF	α' acicular	1000 ^a	1150 ^a	8.5 ^a				
			HT in situ	$\alpha+\beta$ lamelar	1160 ^a	1240 ^a	11.5 ^a		

				ultrafina			
		Qiu et al. [4]	HIP (920 °C/103 MPa/4 h)	$\alpha+\beta$	980±30 ^a 900±5 ^b	1040±30 ^a 990±5 ^b	12.5±0.5 ^a 15.5±2 ^b
		Wycisk et al. [3]	SR (650 °C/3 h)	α lamelar ultrafina + α' en β	1076±14 ^a	1189±16 ^a	13.6±1.3 ^a
			HIP (920 °C/100 MPa/2 h)	$\alpha+\beta$ fina	907±4 ^a	1022±5 ^a	17.7±0.8 ^a
	EBM	Murr et al. [21]	AF	Placas α gruesas	1115 ^a	1120 ^a	25 ^a
			AF	Placas α gruesas y finas	1110 ^a	1115 ^a	16 ^a
		Rafi et al. [19]	AF	α lamelar con β en borde de grano	869±7.2 ^a	928±9.8 ^a	9.9±1.7 ^a
					899±4.7 ^b	978±3.2 ^b	9.5±1.2 ^b
		Tan et al. [8]	AF	Barras de β retenida en α continua	823.4±0.1 ^c	940.5±6.5 ^c	13.2±0.7 ^c
					851.8±5.8 ^d	964.5±0.3 ^d	16.3±0.8 ^d
	Zhai et al. [22]	AF	Lamelas $\alpha+\beta$ fina	1001 ^a	1073 ^a	11 ^a	
				1006 ^b	1066 ^b	15 ^b	
		STA	-----	1039	1294	10	
	LDM	Carroll et al. [23]	AF	α acicular en granos β columnares con α en borde de grano	945±13 ^c	1041±12 ^c	18.7±1.7 ^c
					970±17 ^d	1087±8 ^d	17.6±0.7 ^d
		Yu et al. [24]	AF	α' acicular	976±24 ^b	1099±2 ^b	4.9±0.1 ^b
Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si	LDM	Zhai et al. [22]	AF	$\alpha' + \alpha$ en granos β	990 ^b	1042 ^b	7 ^b
		Ren et al. [25]	AF	Listones $\alpha +$ colonias α	1030±11 ^b	1101±9 ^b	10.2±2.2 ^b
Ti6Al7Nb	LBM	Chlebus et al. [6]	AF	granos β columnares, placas largas delgadas de martensita α'	-----	776±40 ^a	-----
					1440±59 ^b	1515±60 ^b	1.4±0.6 ^b

AF: As Fabricated, HT: Heat Treated, SR: Stress Relieved, WQ: Water quenched, TE: Tempered, AC: Air Cooled, ST: Solution Treated, STA: Solution Treated and Aged.

^aEn la dirección de fabricación

^bOrtogonal a la dirección de fabricación

^cParte superior de la estructura gradada

^dParte inferior

En general, el Ti-6Al-4V procesado por FA también muestra una mayor resistencia a tracción en comparación con el material de forja o fundición. Las aleaciones $\alpha+\beta$, procesadas convencionalmente (fundidas, forjadas), tal como la aleación Ti-6Al-4V, ya exhiben valores de alargamiento considerablemente más bajos en comparación con el CP-Ti debido al bloqueo del modo de deformación por maclado. La formación de las características microestructurales que reducen aún más el alargamiento es, por lo tanto, una preocupación principal en el procesamiento del Ti-6Al-4V por FA. La Tabla 5 proporciona una visión general de algunas características microestructurales comúnmente observadas en el procesamiento por FA de aleaciones de Ti y su influencia en las propiedades. Si bien todas las técnicas FA reseñadas aquí pueden cumplir o incluso exceder el límite elástico y la resistencia a tracción según las especificaciones ASTM para materiales fundidos y forjados generalmente aplicados en la industria, sin embargo, este no es el caso con respecto al alargamiento. La tecnología EBM muestra altos valores de alargamiento en el estado fabricado, ya que las temperaturas de precalentamiento típicas están aplicando un tratamiento térmico de revenido in situ al material. Sin embargo, la tecnología LBM produce una resistencia muy alta en combinación con un pequeño alargamiento en comparación con los estándares (especificaciones ASTM) en el estado fabricado. Sin embargo, la aplicación de tratamientos térmicos adecuados puede transformar la microestructura y conducir a una mayor ductilidad, si es necesario. Con un ajuste cuidadoso de los parámetros de LBM, como el espesor de capa y la energía volumétrica, el ciclo de temperatura durante la fabricación puede controlarse de manera que la fase martensita α' se descomponga in situ, lo que conduce a combinación de alta resistencia y alta ductilidad, según lo sugerido por Xu et al. [5]. La tecnología LMD muestra menores límites elásticos en comparación con las tecnologías LBM y EBM, probablemente debido a las menores velocidades de enfriamiento y el alargamiento muestra una elevada variación dependiendo de los parámetros de proceso elegidos. Se sabe que el oxígeno es un factor principal para aumentar la resistencia y reducir la ductilidad. Además de la microestructura, incluso una pequeña variación en la composición química puede explicar la variación observada en las propiedades estáticas encontradas en la literatura. Además, el modo de fallo frágil del Ti-6Al-4V as-built se atribuye a la combinación de la martensita α' , porosidad remanente y tensiones residuales. También se ha observado fallo intergranular a lo largo de los límites de grano β alargado. Se ha encontrado propiedades anisotrópicas del Ti-6Al-4V en el estado as-built. Sin embargo, la revisión bibliográfica no revela una tendencia única que la resistencia a tracción sea siempre más alta en la dirección de fabricación que en la ortogonal a

la dirección de fabricación. Como se muestra en la Tabla 4, a veces se encuentra todo lo contrario.

Tabla 5. Características microestructurales seleccionadas y su efecto en las propiedades del titanio y sus aleaciones

Microestructura	Mejora	Degrada
α equiaxiada	Resistencia, ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos	Tenacidad a fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla
α alargada	Tenacidad a fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla	Ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos
α Widmanstätten/placas α	Tenacidad a fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla, fluencia	Ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos, resistencia
Colonias α	Tenacidad a fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla	Ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos, resistencia
α en borde de grano	Tenacidad a fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla	Ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos
Forma de grano alargada	Propiedades de fractura, resistencia al crecimiento de grietas por fatiga, resistencia a la fatiga con entalla	Resistencia a la iniciación de la fatiga
Granos β gruesos	Tenacidad a fractura, fluencia	Resistencia, ductilidad, resistencia a la iniciación de la fatiga, resistencia a la fatiga a bajos ciclos

Resistencia a la fatiga

Idéntico a las propiedades mecánicas estáticas, la resistencia a fatiga de los materiales metálicos depende principalmente de su microestructura. Sin embargo, las propiedades inherentes al proceso tales como la rugosidad superficial y los defectos internos del material procesado influyen fuertemente en el rendimiento a fatiga de las piezas obtenidas por FA. El proceso de fabricación por capas conduce típicamente a una mayor rugosidad superficial, por ejemplo, $R_z \approx 100 \mu\text{m}$ en la tecnología LBM, que causa una mayor concentración de tensiones y el fallo prematuro de las piezas de FA bajo cargas de fatiga en la condición as-built. Los tratamientos superficiales mecánicos (por ejemplo, pulido) mejoran el comportamiento frente a la fatiga. Sin embargo, los defectos del material procesado, tales como la porosidad y la unión insuficiente entre capas, dan como resultado una mayor dispersión de los datos

experimentales, lo que hace que la evaluación de las propiedades de fatiga sea bastante difícil. La eliminación de estos defectos y la densificación del material mediante prensado isostático en caliente (HIP) dan como resultado propiedades de fatiga mejoradas y valores comparables a los materiales de fundición y forja. La Tabla 6 ofrece una visión general de la resistencia a la fatiga del Ti-6Al-4V procesado por tecnologías FA a 10^7 ciclos obtenidos para diferentes condiciones de tratamiento térmico y de superficie. Además de la determinación de la resistencia a la fatiga mediante pruebas de amplitud constante, se han llevado a cabo investigaciones sobre el comportamiento mecánico de la fractura del material FA. Debido a la gran importancia en las aplicaciones en el sector aeronáutico, la aleación Ti-6Al-4V ha estado en el punto focal del crecimiento de grietas y el análisis de resistencia a la fatiga. Leuders et al. [26] mostraron que el comportamiento de crecimiento de grietas y el valor umbral del Ti-6Al-4V es similar al del material convencional. En investigaciones adicionales, Wycisk et al. [3], utilizaron el enfoque de Kitagawa y Takahashi [27] para predecir la vida de fatiga del Ti-6Al-4V dependiendo de la porosidad inherente del proceso y los defectos, con una buena concordancia con los resultados experimentales. Brandl et al. [28], utilizaron con éxito la tomografía computarizada para identificar defectos y un software de mecánica de fractura elástica lineal para simular la influencia de estos defectos en la vida a fatiga del Ti-6Al-4V procesado por EBM. En investigaciones similares, Siddique et al. [29] utilizaron la tomografía computarizada para identificar los defectos y la simulación por FEM para predecir la concentración de tensiones en LBM de la aleación eutéctica AlSi12. Los resultados muestran que, de manera similar a la resistencia a la fatiga y a la estática, las propiedades de mecánica de fractura de los materiales FA son comparables con sus contrapartes convencionales y que los conceptos conocidos de la mecánica de fractura pueden usarse para evaluar metales y aleaciones de FA.

Tabla 6. Propiedades de fatiga del Ti-6Al-4V en función de las condiciones del material y la microestructura generada por diferentes procesos FA en comparación con los materiales procesados convencionalmente (forjado, fundido).

Material	Proceso	Reportado por	Tratamiento superficial	Condición	Microestructura	R	$\sigma_{\max} a$ 10^7 [MPa]
Ti6Al4V	Forja	Peters et al. [30].	pulido	-----	Lamelar ultrafina, lamelas $\alpha=0.5 \mu\text{m}$	-1	675
Lamelar fina, lamelas $\alpha=1 \mu\text{m}$					-1	600	
Lamelar, lamelas $\alpha=12 \mu\text{m}$					-1	480	
		Gerdes	Entalla	-----	Lamelas $\alpha+\beta$	-1 flexión	260

		[31]	$K_t=2.4$		finas		
	LBM	Leuders et al. [26]	-----	HIP (920 °C/100 MPa/2 h)	Lamelas $\alpha+\beta$ finas, agujas $\alpha=4 \mu\text{m}$	-1, tensión-compresión	620
		Wirtz [32]	Mecanizado	ST 930 °C	Lamelas $\alpha+\beta$	-1, flexión	375
			Rectificado (muela abrasiva)	-----	-----	-----	400
		Brandl [33]	AF	SR 843 °C/2 h	Lamelar	0.1	200
			Pulida				300
		Kausch [34]	AF	STA	Lamelas $\alpha+\beta$	0.1	330
			Mecanizada				400
		Wycisk et al. [35]	AF	SR 650 °C/3 h	α lamelar ultrafina+ α' en β	0.1	210
			Pulida				500
		Wycisk et al. [3]	Pulida	SR 650 °C/3 h	α lamelar ultrafina+ α' en β	-1, tensión-compresión	360
	HIP (920 °C/100 MPa/2 h)			Lamelas $\alpha+\beta$ finas, agujas $\alpha=4 \mu\text{m}$	0.1	680	
					-1, tensión-compresión	575	
	EBM	Brandl [33]	Pulida	HIP (843 °C/100 MPa/4 h)	-----	0.1	600
	LDM	Brandl [33]	Pulida	ST (843 °C/2 h)	-----	0.1	700

AF: As Fabricated, SR: Stress Relieved, ST: Solution Treated, STA: Solution Treated and Aged, AA: Artificial Aged.

Referencias bibliográficas

- [1] L. Thijs, F. Verhaege, T. Craeghs, J. van Humbeeck, J.P. Kruth, A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V, Acta Mater. 58 (2010) 3303-3312.
- [2] V. Seyda, D. Herzog, C. Emmelmann, S. Jahn, S. Sändig, C. Straube, Einflussfaktoren auf die Qualität von Ti-6Al-4V-Bauteilen in der laseradditiven Fertigung, Proc of DVS Congress, Nuremberg, 2015. No. 4460.
- [3] E. Wycisk, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, C. Emmelmann. Fatigue performance of laser additive manufactured Ti-6Al-4V in very high cycle fatigue regime up to 10^9 cycles, Front. Mater. 2:72.
- [4] C. Qiu, N.J.E. Adkins, M.M. Attallah, Microstructure and tensile properties of selectively laser-melted and of HIPed laser-melted Ti-6Al-4V, Mater. Sci. Eng. A 578 (2013) 230-239.
- [5] W. Xu, M. Brandt, S. Sun, J. Elambasseril, Q. Liu, K. Latham, K. Xia, M. Qian, Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition, Acta Mater. 85 (2015) 74-84.

- [6] Chlebus, E., Kuźnicka, B., Kurzynowski, T., & Dybała, B. (2011). Microstructure and mechanical behaviour of Ti—6Al—7Nb alloy produced by selective laser melting. *Materials Characterization*, 62(5), 488-495.
- [7] A.A. Antonysamy, J. Meyer, P.B. Prangnell, Effect of build geometry on the β -grain structure and texture in additive manufacture of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting, *Mater. Charact.* 84 (2013) 153-168.
- [8] X. Tan, Y. Kok, Y.J. Tan, M. Descoins, D. Mangelinck, S.B. Tor, K.F. Leong, C.K. Chua, Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting, *Acta Mater.* 97 (2015) 1-16.
- [9] B. Baufeld, E. Brandl, O. van der Biest, Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition, *J Mater. Proc Tech.* 211 (2011) 1146-1158.
- [10] R. Bajoraitis, G.C. Cadwell, E. Cook, K. Herbert, H. Hollenbach, R.S. Kaneko, B.W. Kim, F. Koeller, E.E. Mild, L.J. Pionke, P.A. Russo, J. Schley, J.K. Solheim, G.W. Stacher, R. Witt, Forming of titanium and titanium alloys, in: *ASM Metals Handbook Vol. 14-Forming and Forging*, Materials Park, 1988, p. 1836.
- [11] H. Attar, M. Calin, L.C. Zhang, S. Scudino, J. Eckert, Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium, *Mater. Sci. Eng. A* 593 (2014) 170-177.
- [12] A. Barbas, A.S. Bonnet, P. Lipinski, R. Pesci, G. Dubois, Development and mechanical characterization of porous titanium bone substitutes, *J Mech. Behav. Biomed. Mater.* 9 (2012) 34-44.
- [13] K. Yamanaka, W. Saito, M. Mori, H. Matsumoto, A. Chiba, Preparation of weak-textured commercially pure titanium by electron beam melting, *Addit. Manuf.* 8 (2015) 105-109.
- [14] ASTM F1108-14, Standard Specification for Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy Castings for Surgical Implants (UNS R56406), ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
- [15] M.J. Donachie, *Titanium: a Technical Guide*, second ed., ASM International, Materials Park, 2000.
- [16] ASTM F1472-14, Standard Specification for Wrought Titanium-6Aluminum-4Vanadium Alloy for Surgical Implant Applications (UNS R56400), ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
- [17] L. Facchini, E. Magalini, P. Robotti, A. Molinari, S. Höges, K. Wissenbach, Ductility of a Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting of prealloyed powders, *Rapid Prototyp. J.* 16 (6) (2010) 450-459.
- [18] M. Koike, P. Greer, K. Owen, G. Lilly, L.E. Murr, S.M. Gaytan, E. Martinez, T. Okabe, Evaluation of titanium alloys fabricated using rapid prototyping technologies - electron beam melting and laser beam melting, *Materials* 4 (12) (2011) 1776-1792.

- [19] H.K. Rafi, N.V. Karthik, H. Gong, T.L. Starr, B.E. Stucker. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting, *J. Mater. Eng. Perform.* 22 (12) (2013) 3872-3883.
- [20] T. Vilaro, C. Colin, J.D. Bartout. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting, *Metall. Mater. Trans. A* 42 (2011) 3190-3199.
- [21] L.E. Murr, E.V. Esquivel, S.A. Quinones, S.M. Gaytan, M.I. Lopez, E.Y. Martinez, F. Medina, D.H. Hernandez, E. Martinez, J.L. Martinez, S.W. Stafford, D.K. Brown, T. Hoppe, W. Meyers, U. Lindhe, R.B. Wicker. Microstructures and mechanical properties of electron beam-rapid manufactured Ti-6Al-4V biomedical prototypes compared to wrought Ti-6Al-4V, *Mater. Charact.* 60 (2) (2009) 96-105.
- [22] Y. Zhai, H. Galarraga, D.A. Lados. Microstructure evolution, tensile properties, and fatigue damage mechanisms in Ti-6Al-4V alloys fabricated by two additive manufacturing techniques, *Procedia Eng.* 114 (2015) 658-666.
- [23] B.E. Carroll, T.A. Palmer, A.M. Besse. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing, *Acta Mater.* 87 (2015) 309-320.
- [24] J. Yu, M. Rombouts, G. Maes, F. Motmans. Material properties of Ti6Al4V parts produced by laser metal deposition, *Phys. Proc.* 39 (2012) 416-424.
- [25] H. Ren, X. Tian, D. Liu, J. Liu, H. Wang. Microstructural evolution and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 25 (2015) 1856-1864.
- [26] S. Leuders, M. Thöne, A. Riemer, T. Niendorf, T. Tröster, H.A. Richard, H.J. Maier. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: fatigue resistance and crack growth performance, *Int. J. Fatigue* 48 (2013) 300-307.
- [27] H. Kitagawa, S. Takahashi. Applicability of fracture mechanics to very small cracks, in: *Proc of 2nd Int Conf on Mech Behaviour of Mater*, Boston, 1976, pp. p627-631.
- [28] E. Brandl, D. Greitemeier, H.J. Maier, F. Syassen. High cycle fatigue properties of electron beam melted Ti-6Al-4V samples without and with integrated defects ("Effects of defects"), in: *Proc of European Conference on Spacecraft Structures, Materials & Environmental Testing*, Noordwijk, 2012.
- [29] S. Siddique, I. Muhammad, M. Rauer, M. Kaloudis, E. Wycisk, C. Emmelmann, F. Walther. Computed tomography for characterization of fatigue performance of selective laser melted parts, *Mater. Des.* 83 (2015) 661-669.
- [30] M. Peters, G. Luetjering, R.I. Jaffee. Mechanical Properties of a Titanium Blading Alloy. EPRI-report CS-2933, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, USA, 1983.
- [31] C. Gerdes, Einfluss von Gefüge, Kerben und Oberflächenbeschaffenheit auf das Ermüdungsverhalten der Legierung Tie6Ale4V, PhD thesis, TU Hamburg-Harburg, 1983.

- [32] T.P. Wirtz, Herstellung von Knochenimplantaten aus Titanwerkstoffen durch Laserformen, PhD thesis, RWTH Aachen, 2005.
- [33] E. Brandl, Microstructural and Mechanical Properties of Additive Manufactured Titanium (Ti-6Al-4V) Using Wire, PhD thesis, TU Cottbus, 2010.
- [34] M. Kausch, Entwicklung hochbelasteter Leichtbaustrukturen aus lasergenerierten metallischen Komponenten mit Faserverbundverstärkung, PhD thesis, TU Chemnitz, 2013.
- [35] E. Wycisk, A. Solbach, S. Siddique, D. Herzog, F. Walther, C. Emmelmann. Effects of defects in laser additive manufactured Ti-6Al-4V on fatigue properties, Phys. Proc. 56 (2014) 371-378.

2.1.2.3. Aluminuros de titanio (TiAl) procesados por FA

El desarrollo de materiales avanzados con alta resistencia a la temperatura, como los aluminuros de titanio, ha atraído una atención considerable en las últimas dos décadas. Debido a su estructura ordenada, las aleaciones TiAl exhiben una buena combinación de propiedades, tales como un alto punto de fusión, baja densidad y resistencia a temperaturas de hasta 750 °C. Recientemente, se ha introducido aleación Ti-(47-48) Al-2Cr-2Nb %at., en la turbina de baja presión (LP) del motor a reacción GEnX (General Electric) que impulsa los aviones Boeing 787 y 747-748.

La ruta de procesamiento convencional para los álabes de la turbina LP es por gravedad o por fundición centrífuga. El último se prefiere para limitar la formación de porosidades por gas atrapado. Sin embargo, el procesamiento por fundición generalmente produce una microestructura relativamente gruesa con defectos metalúrgicos tales como la contracción por porosidad. Esto conduce a propiedades mecánicas a temperatura ambiente relativamente pobres, en particular baja ductilidad y tenacidad. La falta de ductilidad también dificulta el mecanizado. Además, generalmente se observa una amplia variabilidad de la propiedad para diferentes espesores de piezas fundidas y la ubicación de las muestras a ensayar. De manera general, estas características relacionadas con la fundición pueden restringir el uso de las aleaciones γ -TiAl a formas simples y dimensiones moderadas. Por lo tanto, se han investigado rutas de procesamiento alternativas, que incluyen las tecnologías de FA, con el objetivo de producir componentes de TiAl de forma compleja con una microestructura más uniforme. Varios estudios experimentales ya se ocupan del proceso de γ -TiAl por medio de las tecnologías FA.

Procesado de los aluminuros de titanio con las tecnologías LMD (Laser Metal Deposition) o cladding

A mediados de los años 90, se investigaron los métodos de unión y modificación superficial mediante soldadura láser para una aleación Ti-46Al-2Mo. Se podían obtener soldaduras sin

grietas solo para bajas velocidades de escaneo y con temperaturas de precalentamiento superiores a 400 °C. Las primeras pruebas de deposición con láser (*laser cladding*) que se llevaron a cabo sobre aleaciones de aluminio de titanio se remontan a finales de los años 90 y tenían como objetivo recubrir un material base, típicamente Ti6Al4V, con TiAl para formar una capa protectora contra la oxidación. La velocidad de difusión es un factor importante ya que se requiere cierta dilución para garantizar un enlace metalúrgico sano, pero de forma limitada para reducir los problemas asociados con la distorsión y una zona afectada por el calor frágil. B. Cárcel et al. [1], en una investigación relacionada con la deposición por láser de aleación de Ti-48Al-2Cr-2Nb en Ti6Al4V, observaron algo de difusión con el material base que puede degradar las propiedades del recubrimiento ya que la composición (Ti-46Al-2Cr-2Nb at.%) era ligeramente más rica en Ti que el polvo original (Ti-48Al-2Cr-2Nb at.%). También estudiaron la sensibilidad al agrietamiento de este material intermetálico mediante ensayos no destructivos (líquidos penetrantes) para pistas individuales y se encontraron los parámetros adecuados (pistas sin grietas) utilizando una velocidad de alimentación de polvo más baja y una velocidad de escaneo más baja. Esto se relacionó con la disminución de la velocidad de enfriamiento para una velocidad de escaneo más baja que evita el agrietamiento. Igualmente, se concluyó que el precalentamiento y calentamiento durante el proceso tienden a mejorar los resultados en términos de agrietamiento.

J. H. Moll et al. [2], utilizaron la tecnología LMD para procesar muestras de Ti-47Al-2Cr-2Nb y obtuvieron una deposición continua, con una disminución de las tensiones térmicas y el material depositado no presentó grietas. Sin embargo, no se dan muchos detalles sobre los parámetros del proceso. Posteriormente, se realizaron tratamientos térmicos en condiciones super-transus, es decir, en la zona de fase α , para homogeneizar la microestructura. Sin embargo, esto no pareció mejorar las propiedades de tracción con respecto a la condición as-built. Mientras tanto, Srivastava et al. [3, 4], han demostrado que la microestructura heterogénea de una aleación Ti-48Al-2Mn-2Nb fabricada por láser se asoció con la gran cantidad de cambios térmicos a medida que se depositan las capas sucesivas. Para esta aleación particular, se han identificado los parámetros de proceso que tienen efectos significativos en la calidad del componente, tales como, la cantidad de energía láser y el volumen de polvo determinaron la estabilidad de la tasa de fabricación y, por lo tanto, la uniformidad de la geometría y calidad de la pieza procesadas. Sin embargo, no se obtuvieron muestras sin grietas ni una buena calidad el acabado superficial.

Según Zhang et al. [5], el foco de los polvos debe estar por debajo del plano de deposición para un rendimiento óptimo en términos de velocidad de fabricación y unión del depósito al sustrato. También se encontró en este estudio para el Ti-48Al-2Cr-2Nb aleación que cada capa depositada consiste en una microestructura metaestable con la fase γ masiva en la parte superior de la capa, mientras que la fase α de alta temperatura, que luego se ordena a α_2 -Ti₃Al, queda retenida en la parte inferior de la capa. Se obtuvo una velocidad de enfriamiento

mucho más alta en la parte inferior de la capa debido a una velocidad rápida de extracción de calor. La direccionalidad de los gradientes térmicos a lo largo del eje Z tiende a favorecer los efectos de textura. Para la aleación estequiométrica de TiAl binaria, la refusión láser secuencial tiende a crear el crecimiento direccional de la fase γ metaestable con un plano (1 1 1) perpendicular a la dirección del gradiente térmico. Qu et al. [6], investigaron la transformación de fase para la aleación Ti-47Al-2.5V-1Cr fabricada por LMD. Se formó una estructura de grano columnar solidificada direccionalmente en la dirección de deposición debido al elevado gradiente térmico. La posterior transformación de fase en estado sólido tuvo lugar en la zona afectada por el calor del material depositado y condujo a la formación de una microestructura completamente lamelar (*fully lamellar*) con un tamaño de colonia en el rango de 50-100 μm y un espaciado lamelar de 0.3-0.5 μm . A temperatura ambiente, se observó una falta de ductilidad a tracción (0.6%) en secciones longitudinales y transversales de las muestras depositadas. Los autores también investigaron el efecto de los tratamientos térmicos, sin embargo, las inhomogeneidades composicionales de las muestras depositadas no se eliminaron completamente después del tratamiento térmico a 1125 °C durante 30 min. Por lo tanto, la ductilidad a tracción de las muestras no mejoró realmente con este tratamiento térmico a baja temperatura, con valores máximos de 0.6%.

Procesado de los aluminuros de titanio con la tecnología EBM (Electron Beam Melting)

En lo que respecta al desarrollo de la tecnología EBM, Cormier et al. [7], realizaron los primeros intentos de consolidar el polvo de Ti-47Al-2Cr-2Nb. Se encontró una disminución dramática del at.% de aluminio (del 46 al 39 at.%) al comparar el polvo original con la muestra prueba fabricada con EBM. Esto está relacionado con el hecho de que el aluminio es un elemento volátil con alta presión de vapor, que se evapora desde la superficie debido a la exposición al vacío. Sin embargo, es difícil identificar una tendencia clara en su trabajo sobre las condiciones de pérdida de Al debido a la escasa información dada en el proceso. Murr et al. [8], han caracterizado muestras de Ti-47Al-2Cr-2Nb que fueron procesadas por EBM. La porosidad residual se atribuyó a la falta de optimización de los parámetros de proceso y a las burbujas de Ar del polvo atomizado. Sorprendentemente, los autores no observaron ningún cambio en la composición química de las muestras procesadas en comparación con el polvo original, en particular, sin pérdida de aluminio. Esto es presumiblemente debido al hecho de que la máquina EBM funcionó sin múltiples pasadas de fusión necesarias para una configuración optimizada. Rastkar et al. [9], evaluaron la posibilidad de hacer capas superficiales duras usando EBM con una aleación Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B. Utilizando alta potencia y alta velocidad de escaneo, la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente rápida como para suprimir en gran medida la transformación de fase α a α_2 y promover una microestructura con la fase B2 ordenada dura. Por otro lado, la disminución de la velocidad de escaneo induce un recalentamiento local más alto, lo que aumenta la evaporación de aluminio. Ge et al. [10], también reportaron la fuerte influencia del aporte energético en la evaporación

de Al para polvos de Ti-47Al-2Cr-2Nb. Se observó una pérdida de Al de hasta 15 at.% para la entrada de energía más alta. Como consecuencia, la transformación de fase en las muestras fue realmente diferente dependiendo de la entrada de energía. Biamino et al. [11], investigaron la posibilidad de obtener piezas completamente densas hechas de la composición de aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb y realizaron una optimización del proceso para eliminar por completo la porosidad residual localizada entre dos capas posteriores. Sin embargo, se descubrió que los poros esféricos más pequeños permanecían en las partículas de polvo debido al atrapamiento de gas argón durante el proceso de atomización. Paralelamente, se notificó que la pérdida de Al fue aproximadamente de 1 at.%. Posteriormente, las muestras se prensaron isostáticamente en caliente (HIP) a 1260 °C y 170 MPa de presión durante 4 h, reduciendo así la porosidad residual hasta el 1%. Un efecto beneficioso del HIP y posterior tratamiento térmico a 1320 °C durante 2 h fue reducir significativamente la dispersión de datos en propiedades de tracción, es decir, hasta 6% para el límite elástico a temperatura ambiente. Schwerdtfeger et al. [12], realizaron un estudio exhaustivo del efecto de los parámetros de proceso EBM en las microestructuras resultantes y en la pérdida de Al de la aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb. No se debe utilizar una entrada de energía demasiado alta, primero porque esto da como resultado una unión metalúrgica entre capas insuficiente debido a diferencias significativas en el espesor de la capa de polvo depositada en las capas sucesivas, y en segundo lugar debido a una mayor evaporación de Al. Luego se hicieron pruebas para disminuir el sobrecalentamiento en la zona de fusión y así reducir la evaporación de Al. Bajo condiciones de procesamiento optimizadas, se logró una pérdida de Al de 0.5 at.%. En más detalles, se obtuvo una disminución en el sobrecalentamiento al disminuir el espesor de capa y al aumentar la velocidad de escaneo. Sin embargo, esta pérdida limitada de Al se obtiene a expensas de la microestructura porque la microestructura lamelar preferida con tamaños de colonia pequeños tiende a desarrollarse para velocidades de escaneo bajas. Además, debido a que la evaporación de Al tiene lugar en la región superior de la zona de fusión, no se puede evitar una distribución heterogénea del Al a través de la altura de la muestra. Las variaciones locales en la concentración de Al pueden afectar la ruta de solidificación y, posteriormente, el tamaño y la morfología de la microestructura. S. Sabbadini et al. [13], estudiaron una aleación TiAl con alto contenido de niobio (Ti-45Al-8Nb-2Cr) para la producción de álabes. En la condición as-built, se obtiene una microestructura completamente lamelar con granos lamelares de aproximadamente 100 µm. Se obtuvo una mayor resistencia a la oxidación para esta aleación con respecto a la Ti-48Al-2Cr-2Nb. Los resultados de los ensayos realizados en los álabes fabricados muestran que la predicción FE de la ubicación crítica es correcta y que el límite de fatiga es comparable con los valores obtenidos en las muestras ensayadas.

Procesado de los aluminuros de titanio con la tecnología SLM (Selective Laser Melting)

Mientras que el proceso SLM ya se utiliza para varios materiales metálicos (aceros, aleaciones de titanio, superaleaciones base níquel, cobalto-cromo y aleaciones de aluminio), no se ha

demostrado hasta ahora como un proceso adecuado para las aleaciones γ -TiAl. En 2011, Löber et al. [14], realizaron algunos intentos de procesar con la tecnología SLM una aleación de Ti-48Al-2Cr-2Nb que dio como resultado muestras con múltiples grietas. Más recientemente, Löber et al. [15], utilizaron una aleación TNM (que también es susceptible de agrietarse debido a la pequeña fracción volumétrica de la fase β) como polvo de partida con un tamaño de partícula de 45-63 μm y un espesor de capa de 75 μm . La potencia del láser y la velocidad de escaneo se adaptaron para estabilizar el proceso y obtener la mejor morfología para deposición de pistas individuales. Se generó una fragmentación de las pistas (el llamado efecto balling) a baja potencia del láser (50 W) y bajas velocidades de escaneo (50-100 mm/s), pero también a potencia de láser intermedia (100 W) y velocidades de escaneo muy altas (350-2100 mm/s). También se observó un pronunciado agrietamiento, que está relacionado con la alta velocidad de enfriamiento durante la solidificación, a baja potencia y bajas velocidades de escaneo (150-300 mm/s). Se identificó un conjunto de parámetros de proceso en un rango intermedio (velocidad de escaneo: 150-300 mm/s; potencia del láser: 100-250 W) en el que se obtienen pistas individuales sin fragmentación o formación de grietas. Ahora bien, debido a una velocidad de enfriamiento no uniforme durante el proceso SLM, se descubrió que la microestructura no era homogénea con regiones más gruesas y más finas una al lado de la otra. Un tratamiento térmico en dos etapas permitió una homogeneización microestructural en el primer paso a 1230 °C en la región α/β y permitió la precipitación de lamelas γ en el segundo paso a 950 °C. Después de este tratamiento térmico, se obtuvo una microestructura dúplex que consiste en granos β y α_2 con algunas lamelas γ en colonias α_2/γ . M. Thomas et al. [16], han demostrado que se pueden determinar parámetros de proceso óptimos para el proceso de LMD y así evitar el agrietamiento debido a las tensiones residuales acumuladas durante el enfriamiento rápido. Se realizaron post-tratamientos para obtener microestructuras homogéneas lamelares o dúplex. Los ensayos de tracción a temperatura ambiente proporcionaron una buena validación de la solidez y homogeneidad del material TiAl.

Referencias bibliográficas

- [1] B. Cárcel, A. Serrano, J. Zambrano, V. Amigó and A. C. Cárcel. Laser cladding of TiAl intermetallic alloy on Ti6Al4V – process optimization and properties. *Physics Procedia*, 2014, 56, 284–293.
- [2] J. H. Moll, E. Whitney, C. F. Yolton and U. Habel. Laser forming of gamma titanium aluminide, in *Gamma Titanium Aluminides 1999*, (ed. Y.-W. Kim, D. M. Dimiduk, M. H. Loretto, H. Clemens and H. H. Rosenberger), 255–263; 1999, San Diego, CA, The Minerals, Metals & Materials Society.
- [3] D. Srivastava, D. Hu, I. T. H. Chang and M. H. Loretto. The influence of thermal processing route on the microstructure of some TiAl-based alloys. *Intermetallics*, 1999, 7, 1107–1112.

- [4] D. Srivastava, I. T. H. Chang and M. H. Loretto. The optimisation of processing parameters and characterisation of microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy components. *Materials and Design*, 2000, 21, 425–433.
- [5] X. D. Zhang, C. Brice, D. W. Mahaffey, H. Zhang, K. Schwendner, D. J. Evans and H. L. Fraser. Characterization of laser-deposited TiAl alloys. *Scripta Materialia*, 2001, 44, 2419–2424.
- [6] H. P. Qu and H. M. Wang. Microstructure and mechanical properties of laser melting deposited γ -TiAl intermetallic alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 466, 187-194.
- [7] D. Cormier, O. Harryson, T. Mahale and H. West. Freeform fabrication of titanium aluminide via electron beam melting using prealloyed and blended powders. *Research Letters in Materials Science*, 2007: 4, 1–4.
- [8] L. E. Murr, S. M. Gaytan, A. Ceylan, E. Martinez, J. L. Martinez, D. H. Hernandez, B. I. Machado, D. A. Ramirez, F. Medina, S. Collins and R. B. Wicker. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting. *Acta Materialia*, 2010, 58, 1887–1894.
- [9] A. R. Rastkar and B. Shokri. Surface transformation of Ti–45Al–2Nb–2Mn–1B titanium aluminide by electron beam melting. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 204, 1817-1822.
- [10] W. Ge, C. Guo and F. Lin. Effect of process parameters on microstructure of TiAl alloy produced by electron beam selective melting. *Procedia Engineering*, 2014, 81, 1192–1197.
- [11] S. Biamino, A. Penna, U. Ackelid, S. Sabbadini, O. Tassa, P. Fino, M. Pavese, P. Gennaro and C. Badini. Electron beam melting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy: microstructure and mechanical properties investigation. *Intermetallics*, 2011, 19, 776–781.
- [12] J. Schwerdtfeger and C. Körner. Selective electron beam melting of Ti–48Al–2Nb–2Cr: microstructure and aluminium loss. *Intermetallics*, 2014, 49, 29–35.
- [13] S. Sabbadini, F. Pelissero, S. Biamino, C. Badini, P. Fino, M. Filippini and S. Beretta. Third generation gamma TiAl alloys: recent development at Avio. International workshop GAT 2013, Toulouse, France.
- [14] L. Löber, R. Petters, U. Kühn and J. Eckert. Selective laser melting of titanium aluminides. 4th International Workshop on Titanium Aluminides, September 13th–16th, 2011, Nuremberg, Germany.
- [15] L. Löber, F. P. Schimansky, U. Kühn, F. Pyczak and J. Eckert. Selective laser melting of a beta-solidifying TNM-B1 titanium aluminide alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214, 1852–1860.
- [16] M. Thomas, T. Malot and P. Aubry. Laser metal deposition of the intermetallic TiAl alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(6), 3143-3158.

2.2. Tarea 1.2. Selección de la aleación ultraligera a procesar por EBM

Teniendo en cuenta la revisión bibliográfica realizada en la tarea 1.1, se ha realizado la selección de la aleación ultraligera a procesar en función de su procesabilidad, su aplicabilidad a los sectores industriales, su mercado potencial y determinadas características técnicas tales como resistencia mecánica a temperatura ambiente y a alta temperatura, resistencia al impacto, fatiga, resistencia a la corrosión, oxidación a alta temperatura, etc.

2.2.1. Procesabilidad por FA de las aleaciones ligeras

En función de la procesabilidad, las aleaciones de magnesio y aluminio son muy reactivas, peligrosas en cuanto a su manipulación y existe el riesgo de explosión ya que se trabaja como material en polvo de tamaño de partícula muy pequeño (45-105 μm). En este apartado, el fabricante ARCAM de la tecnología EBM recomienda que la mínima energía de explosión no esté por debajo de 0.05 Julios como se observa en la figura 19.

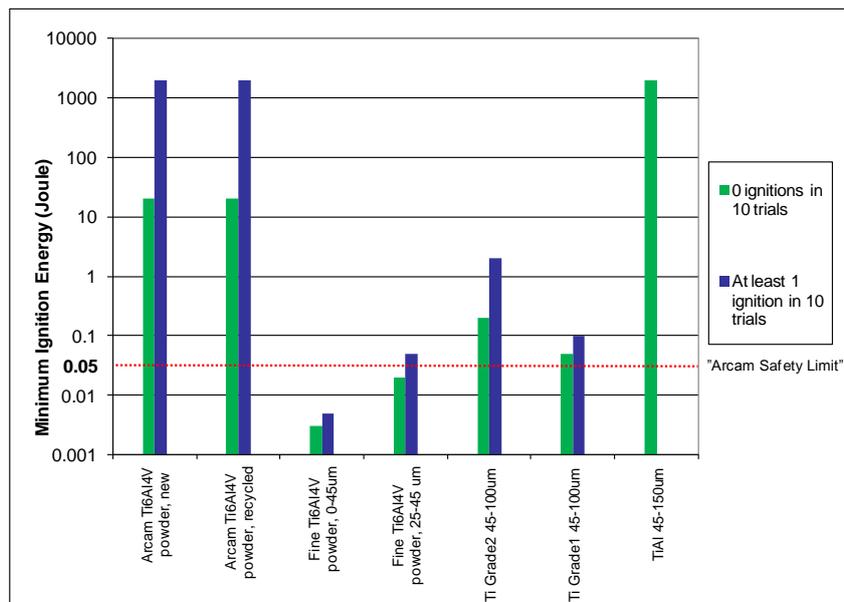


Figura 19. Límite de seguridad del ensayo MIE marcado por ARCAM

Las aleaciones de aluminio tienen una mínima energía de explosión de 0.05 J mientras que las aleaciones de magnesio tienen 0.04 J, es decir, se encuentran en el límite y por debajo del límite de seguridad, respectivamente. Para el titanio y sus aleaciones, y para el tamaño de partícula de 45-105 μm se tienen energías de explosión muy alejadas del límite de seguridad propuesto por ARCAM (Figura 19).

2.2.2. Aplicabilidad a los sectores industriales y su mercado potencial

De cara a seleccionar el material a desarrollar, se ha analizado la aplicabilidad de las distintas aleaciones a los sectores industriales y su mercado potencial, la FA se utiliza en todos los sectores industriales, desde el espacio hasta el juguete y la comida, y representa una industria multimillonaria. Los sectores industriales que más están apostando por las tecnologías FA de metal son los siguientes:

Sector aeroespacial/aeronáutico

Este sector ha descubierto que la FA es una técnica adecuada para su industria. La fabricación de aviones y componentes aeroespaciales son, en relación con los bienes de consumo y la automoción, una producción de series cortas. Los componentes fabricados suelen ser complejos y están fabricados en materiales de alta gama, como titanio, aluminio de alta aleación o superaleaciones. Hoy en día, la industria aeroespacial ha llegado al punto de producción en serie a gran escala con la FA para ciertos componentes, y la tendencia es que la cantidad de piezas y aplicaciones aumente constantemente. Compañías como Airbus y GE están invirtiendo fuertemente en equipos para aumentar la velocidad de producción con las ambición de varios miles de máquinas en los años 2020.

Las aplicaciones actuales de la FA son principalmente para “piezas estáticas” de bajas sollicitaciones mecánicas que no son críticas y están hechas de materiales tales como Ti6Al4V e Inconel 718. Sin embargo, se está trabajando en fabricar piezas con materiales más avanzados aprovechando las ventajas de la FA.

Sector Automoción

La industria automotriz fue uno de los primeros en adoptar las tecnologías FA, comenzando en la década de los 90, centrándose en prototipos rápidos y autos conceptuales. Las plantillas, herramientas e insertos de herramientas de formas complejas pueden fabricarse económicamente. Se está utilizando la impresión de moldes de arena y núcleos para fundir piezas metálicas. La producción típica de grandes volúmenes para la mayoría de las piezas del vehículo es demasiado alta para el uso económico de la FA para las piezas finales. La única excepción es en el proceso de fundición por gravedad de piezas de fundición complejas, como por ejemplo la cubierta de refrigeración. El aumento en el requerimiento de productos personalizados ha aumentado el interés de usar la FA también para la producción final de piezas.

Durante varios años, BMW ha equipado sus autos de carrera DTM con ruedas de bomba de agua fabricadas con FA. El componente de alta precisión, que está sometido a altas tensiones, se compone de una aleación de aluminio y ha demostrado su valor en el difícil entorno del automovilismo de alto rendimiento.

Actualmente, Ford emplea piezas metálicas obtenidas por FA, bombas y válvulas, así como conductos de ventilación. También está lanzando culatas, cajas de engranajes y piezas de marcos utilizando moldes y núcleos impresos en 3D. Todas las piezas están hechas de aleaciones de aluminio. Los futuros componentes metálicos impresos en 3D pueden ser componentes del motor, panel del cuerpo, resortes de suspensión y componentes OEM. Principalmente, se espera que se usen aleaciones Al o Ti, pero también acero en ciertos componentes.

Sector biomédico y dental

En el sector biomédico, las aplicaciones de FA han llegado hoy a la fabricación industrial a gran escala. Numerosas aplicaciones en polímeros y metales se utilizan para productos estándar y personalizados. En una perspectiva global, hay una serie de segmentos de mercado sólidos donde la fabricación aditiva ha establecido una base sólida y se ha convertido en una tecnología de fabricación principal/exclusiva. Estos segmentos incluyen: instrumentación (guías para ayudar a cortar y guías de perforación durante cirugías, instrumentos especiales, etc.); implantes (implantes estándar como, por ejemplo, articulaciones de cadera e implantes dentales, implantes personalizados, etc.); prótesis externas (por ejemplo, manos, cascos auditivos, etc.). La FA vio un rápido desarrollo en la industria de audífonos a partir de 2007/2008. Hoy, alrededor del 99% de las cubiertas de audífonos, personalizadas para cada paciente, son producidas por FA. El material metálico más utilizado es la aleación Ti6Al4V y le siguen el Ti-Cp y la aleación Ti6Al7Nb en muy menor medida.

El sector dental es uno de los sectores más desarrollados que recientemente adoptó la FA. Las aplicaciones incluyen férulas, guías de perforación, bandejas de impresión, coronas, puentes, peajes especializados, etc. Actualmente, las pymes son las adoptantes flexibles de AM para la industria dental, centrándose principalmente en la fabricación de coronas y puentes como parte de la cadena de suministro a los dentistas. En este caso el material metálico más utilizado es la aleación Co-CrMo-W (ASTM F75) y también la aleación Ti6Al4V.

Tendencia del mercado de materiales metálicos a procesar por FA

En la actualidad se han fabricado componentes por FA de superaleaciones base Ni, aleaciones de Ti, Co-Cr-Mo, varios tipos de aceros inoxidables, aceros endurecibles por precipitación y varios otros materiales especiales para diversas aplicaciones. Entre ellos, las aleaciones 718 y 625 constituyen las superaleaciones usadas con más frecuencia, junto con la Hastelloy X. También se está trabajando en el procesado de aleaciones intermetálicas para su uso en alta temperatura en aplicaciones de alabes de turbina.

2.2.3. Características técnicas de las aleaciones ligera procesadas por FA

La característica de los materiales a seleccionar para este proyecto es que todos tienen bajas densidades. Las densidades van desde 1.74 g/cm^3 hasta 4.4 g/cm^3 para el titanio y sus aleaciones. Si bien la densidad del titanio es alta en comparación con el magnesio y sus aleaciones, es significativamente más baja que los metales con los que generalmente compete: aceros con 7.86 g/cm^3 y superaleaciones con densidades que varían de 7.8 a 9.4 g/cm^3 . Algunos de los materiales con baja densidad solo se pueden usar a aproximadamente $66 \text{ }^\circ\text{C}$ mientras que otros mantienen propiedades útiles a más de $1370 \text{ }^\circ\text{C}$. En la tabla 7 se muestran las propiedades físicas generales de metales ligeros puros y sus aleaciones y en la tabla 8 se muestran las propiedades mecánicas.

Tabla 7. Propiedades físicas generales de metales ligeros puros y sus aleaciones

Property	Aluminium	Magnesium	Titanium
Atomic weight $C = 12$	26.98154	24.305	47.88
Atomic number	13	12	22
Density (g cm^{-3})	2.70	1.74	4.5
liquid at $660 \text{ }^\circ\text{C}$ Al, $651 \text{ }^\circ\text{C}$ Mg, $1685 \text{ }^\circ\text{C}$ Ti	2.385	1.590	4.11
Melting point $^\circ\text{C}$	660.323 (fixed pt ITS-90)	649	1667
Boiling point $^\circ\text{C}$	2520	1090	3285
Thermal conductivity $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ at $^\circ\text{C}$			
0–100	238	155.5	16
200	238	167	15
400	238	130	14
600	–	–	13
800	–	–	(13)
Specific heat $\text{Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ at $^\circ\text{C}$			
20	900	1022	519
0–100	917	1038	528
200	984	1110	569
300	1030	–	–
400	1076	1197	619
600	–	–	636
800	–	–	682
Coefficient of expansion 10^{-6}K^{-1} at $^\circ\text{C}$			
0–100	23.5	26.0	8.9
100	23.9	26.1	8.8
200	24.3	27.0	9.1
300	25.3	–	–
400	26.49	28.9	9.4
600	–	–	9.7
800	–	–	9.9
Electrical resistivity $\mu\Omega$ at $^\circ\text{C}$			
20	2.67	4.2	54
100	3.55	5.6	70
200	4.78	7.2	88
300	5.99	–	–
400	7.30	12.1	119
600	–	–	152
800	–	–	165
Temp. coefficient of resistivity $0-100 \text{ }^\circ\text{C}$ 10^{-3}K^{-1}	4.5	4.25	3.8

Note: For surface tension and viscosity of liquid metals see *Metal Reference Book* 7th ed. pp. 14–7 to 14–8

Tabla 8. Comparación de propiedades mecánicas de aleaciones ligeras que se pueden procesar por FA

Material	Density		Tensile strength		Modulus of elasticity			Continuous-use temperature		Relative cost(a)
	g/cm ³	lb/in. ³	MPa	ksi	GPa	10 ⁶ psi	Elongation, %	°C	°F	
Aluminum alloys	2.77	0.100	207–552	30–80	69–76	10–11	10–30	480	250	3
Magnesium alloys	1.74	0.063	138–345	20–50	45	6.5	3–10	390	200	4
Titanium alloys	4.43	0.160	827–1241	120–180	103–110	15–16	10–30	1290–2010	700–1100	6
Titanium aluminide alloys	4.21	0.152	448–827	65–120	145–172	21–25	1–4	3000	1650	9

Utilizando los gráficos de Ashby podemos comparar las propiedades mecánicas de las aleaciones ligeras en función de la densidad.

Con respecto a la resistencia mecánica en función de la densidad (figura 20) podemos observar que las aleaciones de titanio tienen mejor resistencia a tracción de los tres grupos de aleaciones ligeras para seleccionar (aleaciones de aluminio, magnesio y titanio).

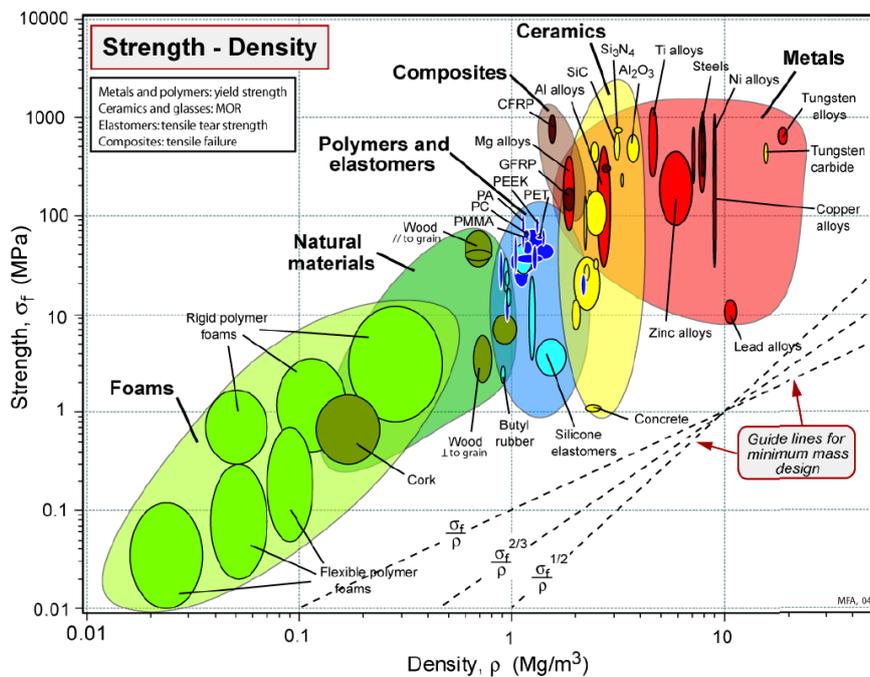


Figura 20. Resistencia mecánica en función de la densidad para diferentes materiales según Ashby

Con respecto a la mecánica de fractura (tenacidad a fractura) en función de la densidad (Figura 21) las aleaciones de titanio tienen mejor comportamiento que las aleaciones de aluminio y magnesio.

Figura 22. Máxima temperatura en servicio en función de la resistencia mecánica para diferentes materiales según Ashby

Con respecto a las propiedades a corrosión, en la figura 23 podemos observar que las aleaciones de titanio tienen una excelente resistencia a la corrosión mientras que las aleaciones de aluminio tienen buenas propiedades cuando se encuentran en agua salada.

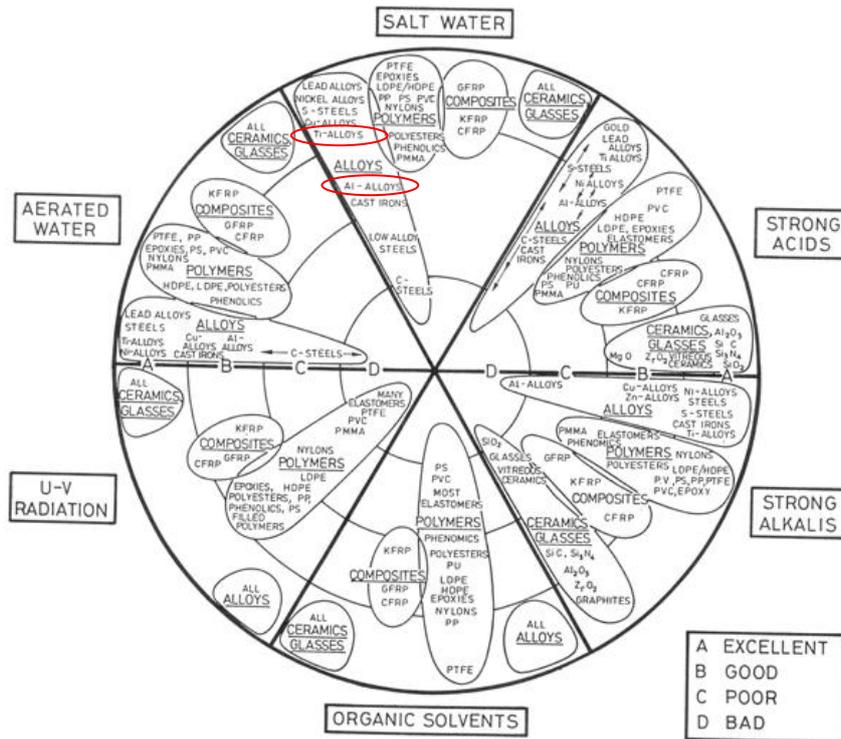


Figura 23. Propiedades a corrosión en función del material y el medio al que se expone.

Teniendo en cuenta todos los factores anteriores se ha seleccionado para procesar por FA una aleación de titanio y, entre ellas, específicamente un **aluminuro de titanio (γ -TiAl)**. En la industria aeronáutica existe la imperiosa necesidad de encontrar materiales ligeros que respondan a las exigentes demandas de servicio. Una parte crítica de cualquier avión son las turbinas, donde los requerimientos de los materiales deben satisfacer condiciones de servicio a alta temperatura, junto con un buen comportamiento a corrosión. En el entorno de esta aplicación han aparecido los aluminuros de titanio, que combinan una baja densidad con unas prometedoras propiedades a alta temperatura. Su principal inconveniente es la fragilidad, por lo que cualquier investigación encaminada a la mejora de la tenacidad de estos materiales es de un valor muy alto. Los aluminuros de titanio gamma (γ -TiAl) son intermetálicos de gran importancia para la fabricación de turbinas de baja presión (Low Pressure Turbine, LPT) porque pueden proporcionar una relación elevada de potencia frente a peso. Los álabes de las

turbinas LPT soportan unas agresivas condiciones de servicio, ya que operan a temperaturas superiores a los 750 °C. El procesado de estas aleaciones mediante FA supondría una gran ventaja en la reducción de costes y una atractiva alternativa a la complicada mecanización de estos materiales.

Tabla 9. Propiedades típicas de aluminuros de titanio^a del tipo Ti₃Al.

Aleación	UTS, MPa	YS, MPa	Elongación, %	K _{IC} , MPa√m	Rotura por Fluencia ^b
Ti-25Al	538	538	0.3	-----	-----
Ti-24Al-11Nb	824	787	0.7	-----	44.7
Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo	1042	825	2.2	13.5	360
Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo	-----	-----	26.0 ^c	-----	-----
Ti-24.5Al-17Nb	1010	952	5.8	28.3	62
	940	705	10.0	-----	-----
Ti-25Al-17Nb-1Mo	1133	989	3.4	20.9	476
Ti-15Al-22.5Nb	963	860	6.7	42.3	0.9

a. Composición en % atómico

b. Horas a 650 °C/38 MPa

c. Procesada especialmente

En las tareas que se llevarán a cabo durante el proyecto se va a trabajar con la aleación Ti-48Al-2Cr-2Nb at. %.

2.3. Tarea 1.3. Vigilancia tecnológica

Se han generado alertas en las distintas bases de datos (google académico, sciencedirect, springerlink) con las palabras clave: “TiAl”, “Electron Beam Melting”, “Selective Laser Melting”, “Laser Cladding”, “Additive Manufacturing”, “Direct Laser Deposition” y han arrojado los siguientes resultados en cuanto a publicaciones científicas se refiere. La última fecha de actualización es el 22 de febrero de 2018.

- [1] Todai, M., Nakano, T., Liu, T., Yasuda, H. Y., Hagihara, K., Cho, K., ... & Takeyama, M. (2017). Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting. *Additive Manufacturing*, 13, 61-70.
- [2] Mohammad, A., Al-Ahmari, A. M., Balla, V. K., Das, M., Datta, S., Yadav, D., & Ram, G. J. (2017). In vitro wear, corrosion and biocompatibility of electron beam melted γ -TiAl. *Materials & Design*, 133, 186-194.

- [3] Klassen, A., Forster, V. E., Juechter, V., & Körner, C. (2017). Numerical simulation of multi-component evaporation during selective electron beam melting of TiAl. *Journal of Materials Processing Technology*, 247, 280-288.
- [4] Dilip, J. J. S., Miyanaji, H., Lassell, A., Starr, T. L., & Stucker, B. (2017). A novel method to fabricate TiAl intermetallic alloy 3D parts using additive manufacturing. *Defence technology*, 13(2), 72-76.
- [5] Kenel, C., Dawson, K., Barras, J., Hauser, C., Dasargyri, G., Bauer, T., ... & Wegener, K. (2017). Microstructure and oxide particle stability in a novel ODS γ -TiAl alloy processed by spark plasma sintering and laser additive manufacturing. *Intermetallics*, 90, 63-73.
- [6] Grigoriev, A., Polozov, I., Sufiiarov, V., & Popovich, A. (2017). In-situ synthesis of Ti₂AlNb-based intermetallic alloy by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 704, 434-442.
- [7] Klocke, F., Herrig, T., Zeis, M., & Klink, A. (2017). Comparison of the electrochemical machinability of electron beam melted and casted gamma titanium aluminide TNB-V5. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 0954405416687147.
- [8] Kenel, C., Dasargyri, G., Bauer, T., Colella, A., Spierings, A. B., Leinenbach, C., & Wegener, K. (2017). Selective laser melting of an oxide dispersion strengthened (ODS) γ -TiAl alloy towards production of complex structures. *Materials & Design*, 134, 81-90.
- [9] Shi, X., Ma, S., Liu, C., & Wu, Q. (2017). Parameter optimization for Ti-47Al-2Cr-2Nb in selective laser melting based on geometric characteristics of single scan tracks. *Optics & Laser Technology*, 90, 71-79.
- [10] Thomas, M., Malot, T., & Aubry, P. (2017). Laser metal deposition of the intermetallic TiAl alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48(6), 3143-3158.
- [11] Gussone, J., Garces, G., Haubrich, J., Stark, A., Hagedorn, Y. C., Schell, N., & Requena, G. (2017). Microstructure stability of γ -TiAl produced by selective laser melting. *Scripta Materialia*, 130, 110-113.
- [12] Tebaldo, V., & Faga, M. G. (2017). Influence of the heat treatment on the microstructure and machinability of titanium aluminides produced by electron beam melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 244, 289-303.
- [13] Seifi, M., Salem, A. A., Satko, D. P., Ackelid, U., Semiatin, S. L., & Lewandowski, J. J. (2017). Effects of HIP on microstructural heterogeneity, defect distribution and mechanical properties of additively manufactured EBM Ti-48Al-2Cr-2Nb. *Journal of Alloys and Compounds*, 729, 1118-1135.
- [14] Yan, L., Li, W., Chen, X., Zhang, Y., Newkirk, J., Liou, F., & Dietrich, D. (2017). Simulation of Cooling Rate Effects on Ti-48Al-2Cr-2Nb Crack Formation in Direct Laser Deposition. *JOM*, 69(3), 586-591.

- [15] Wang, J., Yang, K., Liu, N., Jia, L., Yang, G. Y., & Tang, H. P. (2017). Microstructure and Tensile Properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb Rods Additively Manufactured by Selective Electron Beam Melting. JOM, 69(12), 2751-2755.
- [16] Mohammad, A., Al-Ahmari, A. M., AlFaify, A., & Mohammed, M. K. (2017). Effect of melt parameters on density and surface roughness in electron beam melting of gamma titanium aluminide alloy. Rapid Prototyping Journal, 23(3), 474-485.
- [17] Kan, W., Liang, Y., Peng, H., Chen, B., Guo, H., & Lin, J. (2017). Microstructural Degradation of Ti-45Al-8Nb Alloy During the Fabrication Process by Electron Beam Melting. JOM, 69(12), 2596-2601.
- [18] Chen, Y., Yue, H., & Wang, X. (2018). Microstructure, texture and tensile property as a function of scanning speed of Ti-47Al-2Cr-2Nb alloy fabricated by selective electron beam melting. Materials Science and Engineering: A, 713, 195-205.
- [19] Cho, K., Kobayashi, R., Oh, J. Y., Yasuda, H. Y., Todai, M., Nakano, T., ... & Takeyama, M. (2018). Influence of unique layered microstructure on fatigue properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloys fabricated by electron beam melting. Intermetallics, 95, 1-10.
- [20] Zhou, Y. H., Lin, S. F., Hou, Y. H., Wang, D. W., Zhou, P., Han, P. L., ... & Yan, M. (2018). Layered surface structure of gas-atomized high Nb-containing TiAl powder and its impact on laser energy absorption for selective laser melting. Applied Surface Science.
- [21] Yan, L., Chen, X., Zhang, Y., Newkirk, J. W., & Liou, F. (2017). Fabrication of Functionally Graded Ti and γ -TiAl by Laser Metal Deposition. JOM, 69(12), 2756-2761.

PAQUETE DE TRABAJO 2. CARACTERIZACIÓN DEL LOTE DE POLVO DE ALEACIÓN ULTRALIGERA Y ADAPTACION FÍSICA DE LA TECNOLOGÍA EBM AL NUEVO MATERIAL.

Durante la primera anualidad del proyecto ULTRALIGERO, se ha iniciado la tarea dos, correspondiente a la caracterización del material y a la adaptación del hardware de la máquina.

Los principales objetivos del paquete de trabajo 2 son;

- Análisis de la procesabilidad por EBM del lote de polvo del material seleccionado
- Evaluación de las características físicas y químicas del material seleccionado.

De cara al análisis de procesabilidad, se han planteado una serie de ensayos tales como:

- **Ensayo de explosividad (MIE test).** En esta tarea se realizará el ensayo de explosividad con el objetivo de conocer la energía mínima a la cual el polvo puede explotar, es decir, conocer el nivel de peligrosidad potencial de un polvo metálico para ser manipulado.

- **Análisis de la composición química.** En esta tarea se efectuará el análisis químico del polvo para corroborarlo con los valores dados por el fabricante del polvo ya que es muy importante mantener los porcentajes de elementos de aleación en el rango estipulado.
- **Distribución del tamaño de partículas.** En esta tarea se realizará en el ensayo de distribución de tamaño de partículas mediante la técnica de difracción láser para corroborar que el rango de tamaños de partículas cumple con la estándar (45-105 micras) para poder fabricar en EBM.
- **Determinación de la velocidad de flujo del polvo.** Se analizará la fluidez del polvo en un flujómetro Hall según la norma ASTM B213. El objetivo de este ensayo es conocer el valor (en segundos) de la velocidad a la que fluye el polvo y la cual debe ser < 30 segundos para garantizar un buen reparto del polvo dentro de la máquina EBM.
- **Determinación de la densidad aparente.** El objetivo de este ensayo es conocer la densidad que ocupa el polvo en un recipiente de volumen conocido según la norma ASTM B21, para evaluar el grado de empaquetamiento del polvo, y que debe ser > 50% de la densidad sólida de la aleación para poder ser procesado en EBM.
- **Análisis de la sección transversal del polvo, porosidad (gas atrapado) y microestructura.** El objetivo de este ensayo es analizar la sección transversal de las partículas en estado pulido y atacadas. Con ello podemos observar si hay o no presencia de porosidad interna (gas atrapado) en las partículas y las características microestructurales de las partículas que podrán repercutir en la pieza acabada.
- **Análisis del polvo a bajos aumentos (5x-50x), morfología.** El objetivo es poder detectar visualmente cualquier materia extraña, partículas descoloridas, presencia de satélites o micropartículas, evaluar la esfericidad del polvo y si hay muchas partículas fuera del rango de tamaños nominales. Se obtendrán imágenes mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido (SEM).

Los ensayos realizados sobre el material nos permitirán determinar si el lote de polvo seleccionado cumple con los requisitos mínimos establecidos por ARCAM para ser procesado por tecnología EBM.

Por otro lado, la adaptación del hardware será imprescindible y aportará gran valor de cara a futuros desarrollos, ya que se pretende modificar la zona de trabajo de la máquina con el objetivo de reducir el volumen de fabricación y poder emplear cantidades reducidas de polvo durante el desarrollo de parámetros y condiciones máquina de materiales no estándar.

Conclusiones alcanzadas:

El estudio del arte llevado a cabo sobre aleaciones procesadas por tecnologías de fabricación aditiva en metales, nos ha permitido tener una visión global a cerca de las principales aleaciones de interés para los sectores con mayor potencial en el mercado. La evaluación de procesabilidad, así como el estudio bibliográfico de las principales características de los materiales, nos ha permitido seleccionar una aleación intermetálica de titanio TiAl, Ti48Al2Cr2Nb para llevar a cabo el desarrollo de parámetros de proceso en las tareas siguientes.

Adicionalmente, desde el inicio del proyecto, se ha planificado una vigilancia tecnológica que será implementada hasta la finalización del mismo con el objetivo de estar al corriente sobre los avances que puedan darse en relación a al material seleccionado y que puedan ser de valor para el desarrollo del proyecto.